

**Министерство образования и науки Российской Федерации**  
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение  
высшего образования  
**«НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ  
ТОМСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»**

---

Институт неразрушающего контроля  
Направление подготовки: (15.04.01) «Машиностроение»  
Кафедра оборудования и технологии сварочного производства

**МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ**

Тема работы
<b>Особенности формирования структуры ЗТВ и наплавленного металла в условиях многопроходной вневакуумной электронно-лучевой наплавки</b>

УДК 621.791.927.053.96:699.058

Студент

Группа	ФИО	Подпись	Дата
1ВМ51	Шаронов Константин Сергеевич		

Руководитель

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Профессор	Гнюсов С.Ф.	д.т.н., профессор.		

**КОНСУЛЬТАНТЫ:**

По разделу «Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение»

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Ассистент	Николаенко В.С.	—		

По разделу «Социальная ответственность»

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Доцент	Гусельников М.Э.	к.т.н.		

**ДОПУСТИТЬ К ЗАЩИТЕ:**

Зав. кафедрой	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Доцент	Киселев А.С.	к.т.н.		

Томск – 2017 г.

**Министерство образования и науки Российской Федерации**  
 Федеральное государственное автономное образовательное учреждение  
 высшего образования  
**«НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ  
 ТОМСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»**

Институт неразрушающего контроля  
 Направление подготовки: (15.04.01) «Машиностроение»  
 Кафедра оборудования и технологии сварочного производства

УТВЕРЖДАЮ:  
 Зав. кафедрой ОТСП  
 \_\_\_\_\_ Киселев А.С.

**ЗАДАНИЕ**  
**на выполнение выпускной квалификационной работы**

В форме:

<b>Магистерской диссертации</b>
---------------------------------

(бакалаврской работы, дипломного проекта/работы, магистерской диссертации)

Студенту:

Группа	ФИО
1ВМ51	Шаронов К.С.

Тема работы:

<b>Особенности формирования структуры ЗТВ и наплавленного металла в условиях многопроходной вневакуумной электронно-лучевой наплавки</b>	
Утверждена приказом директора (дата, номер)	от 19.11.2015, 8934/с

Срок сдачи студентом выполненной работы:	25.05.2017
--	------------

**ТЕХНИЧЕСКОЕ ЗАДАНИЕ:**

<p><b>Исходные данные к работе</b>  <i>(наименование объекта исследования или проектирования; производительность или нагрузка; режим работы (непрерывный, периодический, циклический и т. д.); вид сырья или материал изделия; требования к продукту, изделию или процессу; особые требования к особенностям функционирования (эксплуатации) объекта или изделия в плане безопасности эксплуатации, влияния на окружающую среду, энергозатратам; экономический анализ и т. д.).</i></p>	<p>Объектом исследования является: образцы из конструкционной стали с разным содержанием (0,2, 0,4 и 0,8%) углерода, после многопроходной вневакуумной электронно-лучевой наплавки композиционных покрытий на основе стали 10P6M5 и 10P6M5+30%WC.</p>
<p><b>Перечень подлежащих исследованию, проектированию и разработке вопросов</b>  <i>(аналитический обзор по литературным источникам с целью выяснения достижений мировой науки техники в рассматриваемой области; постановка задачи исследования, проектирования, конструирования; содержание процедуры исследования, проектирования, конструирования; обсуждение результатов выполненной работы; наименование дополнительных разделов, подлежащих разработке; заключение по работе).</i></p>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. Литературный обзор: методы упрочнения; виды наплавки; КПЭ, вневакуумная электронно-лучевая наплавка пучком релятивистских электронов; наплаваемые материалы.</li> <li>2. Материалы, оборудование и методы исследования.</li> <li>3. Экспериментальная часть: Анализ структурно-фазового состава ЗТВ и влияние на неё количества проходов; построение и анализ кривых микротвердости по толщине основного металла.</li> <li>4. Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение.</li> </ol>

	5. Социальная ответственность. 6. Заключение и выводы.
<b>Перечень графического материала</b> <i>(с точным указанием обязательных чертежей)</i>	1. Цель и задачи 2. Материалы и методы исследования 3. Макроструктура поперечного сечения образцов сталь 20 с наплавленным покрытием электронным пучком 4. Изменение микротвердости по толщине покрытия и ЗТВ основного металла стали 20 после воздействия электронного пучка 5. Структура поперечного сечения образцов сталь У8 с наплавленным покрытием электронным пучком 6. Диаграмма твердости в зависимости от термической обработки Стали 20 7. Изменение микротвердости от наплавки и основному металлу (Сталь У8) от количества проходов электронным лучом 8. Ширина и твердость ЗТВ от содержания углерода в основном металле 9. Выводы по работе

**Консультанты по разделам выпускной квалификационной работы**

Раздел	Консультант
1. Литературный обзор; 2. Материалы и методы исследования; 3. Экспериментальная часть; Выводы	Гнюсов Сергей Фёдорович
4. Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение	Николаенко Валентин Сергеевич
5. Социальная ответственность	Гусельников Михаил Эдуардович

**Названия разделов, которые должны быть написаны на русском и иностранном языках:**

Литературный обзор

<b>Дата выдачи задания на выполнение выпускной квалификационной работы по линейному графику</b>	25.09.2015
---	------------

**Задание выдал руководитель:**

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Профессор	Гнюсов С.Ф.	д.т.н., профессор		25.09.2015

**Задание принял к исполнению студент:**

Группа	ФИО	Подпись	Дата
1ВМ51	Шаронов К.С.		25.09.2015

**ЗАДАНИЕ ДЛЯ РАЗДЕЛА  
«ФИНАНСОВЫЙ МЕНЕДЖМЕНТ, РЕСУРСОЭФФЕКТИВНОСТЬ И  
РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ»**

Студенту:

Группа	ФИО
1ВМ51	Шаронов К.С

Институт	Неразрушающего контроля	Кафедра	ОТСП
Уровень образования	Магистратура	Направление/специальность	«Машиностроение»

<b>Исходные данные к разделу «Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение»</b>	
Fast - анализ	Объектом исследования выбран микротвердомер ПМТ-3М.
<b>Перечень вопросов, подлежащих исследованию, проектированию и разработке:</b>	
1. Расчет трудоемкости этапов;	1. Описание главной, основных и вспомогательных функций, выполняемых объектом; 2. Определение значимости выполняемых функций объектом; 3. Определение значимости функций; 4. Анализ стоимости функций, выполняемых объектом исследования; 5. Построение функционально-стоимостной диаграммы объекта и ее анализ; 6. Вывод
<b>Перечень графического материала:</b>	
<i>При необходимости представить эскизные графические материалы к расчётному заданию (обязательно для специалистов и магистров)</i>	

<b>Дата выдачи задания для раздела по линейному графику</b>	
---	--

**Задание выдал консультант:**

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Ассистент	Николаенко В.С	-		

**Задание принял к исполнению студент:**

Группа	ФИО	Подпись	Дата
1ВМ51	Шаронов К.С		

## ЗАДАНИЕ ДЛЯ РАЗДЕЛА «СОЦИАЛЬНАЯ ОТВЕТСТВЕННОСТЬ»

Студенту:

Группа 1ВМ51	ФИО Шаронов К.С.
-----------------	---------------------

Институт	Неразрушающего контроля	Кафедра	ОТСП
Уровень образования	Магистратура	Направление/специальность	«Машиностроение»

### Исходные данные к разделу «Социальная ответственность»:

<p>1. Описание рабочего места (рабочей зоны, технологического процесса, механического оборудования) на предмет возникновения:</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>– вредных проявлений факторов производственной среды (метеоусловия, вредные вещества, освещение, шумы, вибрации, электромагнитные поля, ионизирующие излучения)</li> <li>– опасных проявлений факторов производственной среды (механической природы, термического характера, электрической, пожарной и взрывной природы)</li> <li>– негативного воздействия на окружающую природную среду (атмосферу, гидросферу, литосферу)</li> <li>– чрезвычайных ситуаций (техногенного, стихийного, экологического и социального характера)</li> </ul>	<p>Рабочим местом является отдельное помещение (научная лаборатория). Поскольку данное помещение находится внутри здания, на проектировщика возможны действия следующих факторов:</p> <p>Вредные факторы: монотонный режим работы, отклонение показателей микроклимата, недостаточная освещенность, превышение уровня шума.</p> <p>Опасные факторы: повышенный уровень ультрафиолетовой радиации, пожар, электрический ток.</p>
<p>2. Знакомство и отбор законодательных и нормативных документов по теме</p>	<p>1. Техника пожарной безопасности на производстве (ГОСТ 12.1.004-91 ССБТ).</p> <p>2. Техника безопасности при работе с электро- и радиотехническими устройствами (ГОСТ 12.1.006-84).</p> <p>3. Общие санитарно-гигиенические требования к воздуху рабочей зоны ГОСТ 12.1.005-88 (с изм. №1 от 2000 г.) ССБТ.</p> <p>4. Электробезопасность. Общие требования и номенклатура видов защиты. ГОСТ 12.1.019-2009 (с изм. №1) ССБТ.</p>

### Перечень вопросов, подлежащих исследованию, проектированию и разработке:

<p>1. Анализ выявленных вредных факторов проектируемой производственной среды в следующей последовательности:</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>– физико-химическая природа вредности, её связь с разрабатываемой темой;</li> <li>– действие фактора на организм человека;</li> <li>– приведение допустимых норм с необходимой размерностью (со ссылкой на соответствующий нормативно-технический документ);</li> <li>– предлагаемые средства защиты (сначала коллективной защиты, затем – индивидуальные защитные средства)</li> </ul>	<p>Высокий уровень шума. Несоответствующая нормам температура или влажность воздуха помещения. Недостаточная освещённость. Чрезмерная запыленность и загазованность воздуха.</p>
<p>2. Анализ выявленных опасных факторов проектируемой произведённой среды в следующей последовательности</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>– механические опасности (источники, средства защиты);</li> <li>– термические опасности (источники, средства защиты);</li> <li>– электробезопасность (в т.ч. статическое электричество, молниезащита – источники, средства защиты);</li> </ul>	<p>При работе с микротвердомером ПМТ-3М и компьютером которые соединены с сетью напряжения, возможны электрические замыкания (удары) для персонала и пожары. Согласно нормам установлены средства пожаротушения.</p> <p>Повышенный уровень статического электричества.</p>

– пожаровзрывобезопасность (причины, профилактические мероприятия, первичные средства пожаротушения)	
3. Охрана окружающей среды: – защита селитебной зоны – анализ воздействия объекта на атмосферу (выбросы); – анализ воздействия объекта на гидросферу (сбросы); – анализ воздействия объекта на литосферу (отходы); – разработать решения по обеспечению экологической безопасности со ссылками на НТД по охране окружающей среды.	Воздействие на окружающую среду сводится к минимуму, за счет малого количества загрязняющих веществ. В работе использовались только бумага, ткань и вата.
4. Защита в чрезвычайных ситуациях: – перечень возможных ЧС на объекте; – выбор наиболее типичной ЧС; – разработка превентивных мер по предупреждению ЧС; – разработка мер по повышению устойчивости объекта к данной ЧС; – разработка действий в результате возникшей ЧС и мер по ликвидации её последствий	Возможная чрезвычайная ситуация – пожар. К мерам по предупреждению будут относиться: 1. Планирование защиты населения и территории от ЧС на уровне предприятия (организации); 2. Создание запасов средств индивидуальной защиты и поддержание их в готовности; 3. Выявление угроз пожара и оповещение персонала; 4. Подготовка работающих к действию в условиях ЧС; 5. Подготовка и поддержание в постоянной готовности сил и средств для ликвидации ЧС.
5. Правовые и организационные вопросы обеспечения безопасности: – специальные (характерные для проектируемой рабочей зоны) правовые нормы трудового законодательства; – организационные мероприятия при компоновке рабочей зоны	Соблюдение законов (налоговое законодательство, трудовой и гражданский кодексы). Руководитель (ответственный) принимает обязательства выполнения и организации правил эвакуации и соблюдение требования безопасности в помещении, а также контроль за исправностью работы в помещении.
<b>Перечень графического материала:</b>	
При необходимости представить эскизные графические материалы к расчётному заданию (обязательно для специалистов и магистров)	

<b>Дата выдачи задания для раздела по линейному графику</b>	
---	--

**Задание выдал консультант:**

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Доцент	Гусельников М.Э.	к.т.н.		

**Задание принял к исполнению студент:**

Группа	ФИО	Подпись	Дата
1ВМ51	Шаронов К.С		

**Министерство образования и науки Российской Федерации**  
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение  
высшего образования  
**«НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ  
ТОМСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»**

---

Институт неразрушающего контроля

Направление подготовки: (15.04.01) «Машиностроение»

Кафедра оборудования и технологии сварочного производства

Период выполнения: (осенний / весенний семестр 2015/2017 учебного года)

Форма предоставления работы:

<b>Магистерская диссертация</b> <small>(бакалаврская работа, дипломный проект/работа, магистерская диссертация)</small>
--

**КАЛЕНДАРНЫЙ РЕЙТИНГ – ПЛАН**  
**Выполнения выпускной квалификационной работы**

Срок сдачи студентом работы:	25.05.2017
------------------------------	------------

Дата контроля	Название раздела(модуля)/ вид работы (исследования)	Максимальный балл раздела (модуля)
25.09.2015	1. Подготовка образцов для изучения структуры	15
17.10.2016	2. Литературный обзор	10
25.02.2017	3. Постановка задач	11
06.04.2017	4. Анализ полученных структур ЗТВ основного металла из Стали 20, 40Х и У8 после вневакуумной электронно-лучевой наплавки	20
10.05.2017	5. Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и Ресурсосбережение.	20
15.05.2017	6. Социальная ответственность	12
16.05.2017	7. Выводы	12

Составил преподаватель:

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Профессор	Гнюсов С.Ф	д.т.н., профессор		19.11.2015

**СОГЛАСОВАНО:**

Зав. кафедрой	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
ОТСП	Киселев А.С.	к.т.н., доцент		19.11.2015



## Оглавление

Реферат .....	2
Abstract .....	3
Введение.....	4
1 Литературный обзор .....	7
1.1 Общие сведения о конструкционных сталях 20, 40Х и У8 .....	7
1.2 Методы упрочнения.....	12
1.2.1 Лазерная наплавка.....	14
1.2.2 Плазменная наплавка.....	16
1.2.3 Электронно-лучевая наплавка .....	18
1.2.4 Электронно-лучевая наплавка в вакууме .....	18
1.2.5 Вневакуумная электронно-лучевая наплавка.....	20
1.3 Структура и испытания на износ конструкционных сталей .....	21
1.4 Наплавка и упрочнение углеродистых конструкционных сталей .....	25
1.5 Постановка задач.....	33
2 Материалы, оборудование и методы исследования .....	36
2.1 Основной металл и материал покрытия .....	36
2.2 Оборудование для наплавки .....	36
2.2.1 Устройство ускорителя электронов ЭЛВ-6.....	36
2.2.2 Технология нанесения покрытий .....	37
2.3 Методы исследования.....	42
3. Экспериментальная часть.....	43
4 Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение... 61	
4.1 Fast – анализ.....	61
4.1 Описание главной, основных и вспомогательных функций, выполняемых объектом.....	61
4.2 Определение значимости выполняемых функций объектом .....	64
4.3 Определение значимости функций .....	67
4.4 Анализ стоимости функций, выполняемых объектом исследования.....	67
4.5 Построение функционально-стоимостной диаграммы объекта и ее анализ70	
5 Социальная ответственность .....	72
5.1 Производственная безопасность.....	72
5.2 Экологическая безопасность.....	78
5.3 Безопасность в чрезвычайных ситуациях.....	79
5.4 Пожарная безопасность .....	80
5.5 Организационные мероприятия обеспечения безопасности .....	82
Выводы .....	84
Список используемых источников.....	86
Приложение А .....	90

## Реферат

Выпускная квалификационная работа 110 с., 32 рис., 8 табл., 33 источника.

Ключевые слова: концентрированные потоки энергии, износостойкость, вакуумная и вневакуумная электронно-лучевая наплавка, однопроводная и многопроводная, микроструктура, микротвердость, зона термического влияния.

Объектом исследования является: образцы из конструкционной стали с разным содержанием (0,2...0,8%) углерода, после многопроводной вневакуумной электронно-лучевой наплавки композиционных покрытий на основе стали 10P6M5 и 10P6M5+30%WC.

Цель работы – является изучить особенность формирования структуры зоны термического влияния при многопроводной вневакуумной электронно-лучевой наплавке композиционных покрытий на основе стали 10P6M5 и 10P6M5 + WC 30% на основной металл с разным содержанием углерода (0,2...0,8%).

Выводы по работе: Показано, что при изменении содержания углерода в основном металле от 0.2 до 0.4 % (вес) ширина ЗТВ практически не изменяется, а при увеличении углерода до 0.8% ширина ЗТВ увеличивается в ~2 раза и ее твердость сохраняется на уровне 6910 ГПа.

Способ вневакуумной наплавки мегавольтным пучком электронов может успешно применяться для упрочнения конструкционных сталей с содержанием углерода до 0,4...0,45%.

Область применения: машиностроительная, строительная отрасль.

Выпускная квалификационная работа выполнена в текстовом редакторе Microsoft Word 2010, фотографии были получены с использованием микроскопа OLYMPUS GX51, графики получены в графическом редакторе Grapher 9.

## **Abstract**

Graduation qualification work 110 p., 32 Fig., 8 table, 33 sources.

Key words: concentrated energy flows, wear resistance, vacuum and non-vacuum electron beam surfacing, single pass and multi-pass, microstructure, microhardness, heat affected zone.

The object of the study is: samples from structural steel with different contents (0.2 ... 0.8%) of carbon, after multi-pass non-vacuum electron beam surfacing of composite coatings based on M2 steel and M2 + 30% WC.

The aim of the work is to study the peculiarity of the formation of the structure of the thermal effect zone in multi-pass non-vacuum electron beam surfacing of composite coatings based on steel M2 and M2 + WC 30% for a base metal with different carbon content (0.2 ... 0.8%).

Conclusions on work: It is shown that when the content of carbon in the main metal varies from 0.2 to 0.4% (weight), the width of the HAZ does not practically change, and when the carbon is increased to 0.8%, the width of the HAZ increases by a factor of 2 and its hardness remains at 6910 GPa .

The method of non-vacuum surfacing by a megavolt electron beam can be successfully used to harden structural steels with a carbon content of up to 0.4 ... 0.45%.

Scope: machine building.

Graduation qualification work was carried out in a text editor Microsoft Word 2010, photos were taken using the OLYMPUS GX51 microscope, the graphics were obtained in the graphical editor Grapher 9.

## Введение

При длительной эксплуатации механизмов и машин изнашивание контактных поверхностей деталей, входящих в их состав, сопровождается снижением эксплуатационных показателей, и, в конечном итоге, выходом из строя (эксплуатации). Это нередко требует полной замены механизмов и машин или ряда их узлов. Поэтому для решения задач повышения эксплуатационных показателей и увеличения срока службы деталей машин используют различные способы поверхностного упрочнения. Однако кроме износостойкости контактных поверхностей к данным деталям предъявляется еще целый комплекс свойств, например, длительной прочности, цикло- и теплостойкости, контактной выносливости и т.д. Для удовлетворения этого комплекса свойств данные детали изготавливают из различных марок конструкционных сталей (в том числе и термообработываемых), что требует изучения влияния термического цикла наплавки на формируемую зону термического влияния (ЗТВ) основного металла. Для термообработываемых сталей важно минимальное влияние термического цикла наплавки на сформированную структуру основного металла. В связи с этим широкое научное исследование и применение в промышленности находят методы, основанные на использовании концентрированных потоков энергии (КПЭ).

Так электронно-лучевая наплавка (ЭЛН) по сравнению с другими способами наплавки имеет небольшие размеры ванны расплава, концентрированный ввод энергии до  $10^5$  Вт/см<sup>2</sup> и значительный перегрев ванны в зоне действия электронного луча способствуют растворению твердых частиц в сварочной ванне, и минимальное время ее существования за счет быстрого теплоотвода и большой скорости охлаждения (до  $10^4$  К/с) [1].

Эффективным источником с высокой объемной и поверхностной плотностью энергии является поток высокоэнергетичных электронов выведенных в атмосферу. Промышленные ускорители электронов с выводом мощного релятивистского электронного пучка в атмосферу разработаны и производятся в институте ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН [2]. Данное

оборудование позволяет наносить износостойкие покрытия различной толщины за счет многократного послойного оплавления нанесенного наплаваемого порошка. Многократное термическое воздействие пучка электронов будет влиять и на ранее сформированную структуру ЗТВ. Вопрос влияния числа проходов электронного луча на изменение первоначально сформированной ЗТВ вообще детально не рассматривается. Открытым остается вопрос влияния содержания углерода в основном металле (конструкционной стали, например, стали 20, стали 40Х, стали У8) на формируемую структуру ЗТВ в условиях многопроходной наплавки.

Структурно-фазовый состав и свойства покрытий широко представлены в научной литературе и продолжают изучаться в различных научных коллективах. В тоже время вопросы анализа зоны сплавления с основным материалом и формируемой в нем ЗТВ остаются открытыми. Хотя этот анализ крайне необходим для безаварийной работы с точки зрения адгезии покрытия и формируемых свойств ЗТВ. При ЭЛН возможно существенное влияние на формируемую структуру ЗТВ и ее эволюцию при повторном воздействии электронного пучка большой мощности, особенно это касается мегавольтного пучка электронов выведенных в атмосферу.

Целью данной работы является изучение особенностей формирования структуры зоны термического влияния при многопроходной вневакуумной электронно-лучевой наплавке композиционных покрытий на основе стали 10Р6М5 на основной металл с разным содержанием углерода (0,2...0,8%).

Для достижения поставленной цели в работе необходимо решить следующие задачи.

- 1) Провести наплавки композиционных покрытий на основе стали 10Р6М5 с помощью вневакуумной электронно-лучевой установки (ЭЛВ-6) на образцы, изготовленные из стали 20, 40Х и У8.

- 2) Изучить структуру ЗТВ в зависимости от числа проходов вневакуумной электронно-лучевой наплавки.

- 3) Провести анализ полученных структур.

4) Измерить профили микротвердости по толщине покрытий и основного металла.

5) Провести анализ полученных данных и на его основе дать рекомендации по способу вневакуумной наплавки мегавольтным пучком электронов.

## 1 Литературный обзор

### 1.1 Общие сведения о конструкционных сталях 20, 40Х и У8

**Сталь 20.** Конструкционными называют стали, применяемые для изготовления деталей машин, конструкций и сооружений. Это могут быть углеродистые и легированные стали. Содержание углерода в этой группе сталей чаще не превышает 0,5...0,6%, но может достигать 0,8...0,85%.

Детали современных машин и конструкций работают в условиях высоких динамических нагрузок, больших концентраций напряжений и низких температур. Все это способствует хрупкому разрушению и снижает надежность работы машин. Поэтому конструкционные стали кроме высоких механических свойств, определяемых при стандартных испытаниях ( $\sigma_b$  – предел прочности,  $\sigma_{0,2}$  – условный предел прочности,  $\delta$  – относительное удлинение,  $\psi$  – относительное сужение,  $a_n$  – коэффициент линейного расширения, НВ – твердость по Бринеллю) должны обладать высокой конструктивной прочностью, т.е. прочностью, которая проявляется в условиях реального применения (в виде деталей, конструкций) и характеризует их способность противостоять внезапным разрушениям при наличии пиковых напряжений. Конструкционные стали должны хорошо: обрабатываться давлением (прокатка, ковка, штамповка и т.д.), не обладать склонностью к шлифовочным трещинам, обладать высокой прокаливаемостью и малой склонностью к обезуглероживанию, деформациям и трещинообразованию при закалке [3]. На рисунке 1.1 представлена диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита стали 20 [4].

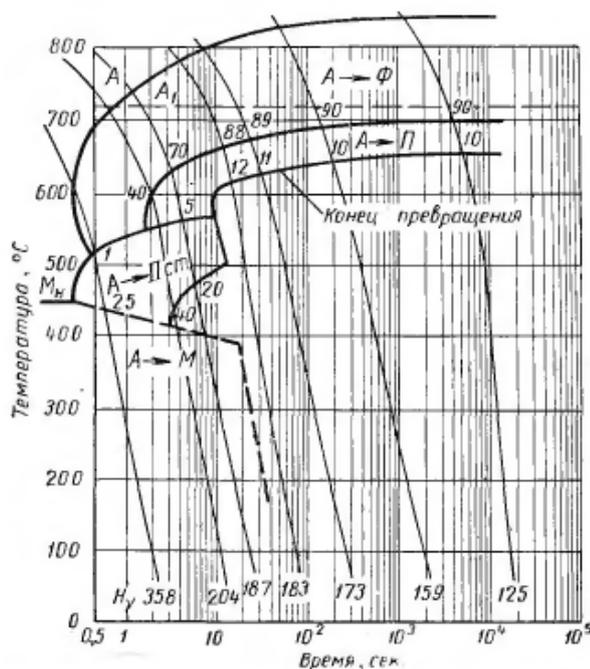


Рисунок 1.1 – Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита стали 20 [4]

Сталь 20 применяют без термической обработки или в нормализованном состоянии. Химический состав стали 20 приведён в таблице 1.1.

Таблица 1.1 – Химический состав стали 20 (% вес.) [5]

С	Si	Mn	Cr	S	P	Cu	Ni	As
			не более					
0,17 – 0,24	0,17 – 0,37	0,35 – 0,65	0,25	0,04	0,035	0,25	0,25	0,08

Эти стали используют для деталей, работающих на износ и не испытывающих высоких нагрузок, например кулачковых валиков, рычагов, осей, втулок, шпинделей, вилок и валиков переключения передач, толкателей клапанов, пальцев рессор и многих других деталей автотракторного сельскохозяйственного и общего машиностроения [3].

**Сталь 40Х.** Сталь 40Х относится к конструкционным улучшаемым сталям, они используются после закалки и высокого отпуска (улучшения). Закалка проводится при температуре от 860°C в масле и дальнейшем высокотемпературном отпуске при 500°C. После данной обработки сталь приобретает структуру сорбит отпуска. Сталь 40Х работает при многократно прикладываемых нагрузках, имеет малую чувствительность к концентраторам

напряжений, достаточный запас вязкости, высокий предел текучести и предел выносливости. Лучшее сочетание прочности и пластичности достигается после улучшения, если сечение данного изделия соответствует критическому диаметру (95% мартенсита) для данной стали. Химический состав стали 40X приведён в таблице 1.2 [5].

Таблица 1.2 – Химический состав стали 40X (% вес.)

C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	S	P
				не более			
0,36 – 0,44	0,17 – 0,37	0,5 – 0,87	0,8 – 1,12	0,30	0,30	0,035	0,035

Механические свойства стали, закаливаемость зависят от содержания в ней углерода. Прокаливаемость зависит от содержания легирующих элементов. В условиях полной прокаливаемости, механические свойства мало зависят от характера легированности стали. Исключением из правил является наличие молибдена и никеля, которые повышают сопротивление стали к хрупкому разрушению. Но не следует стремиться к использованию сталей с излишне высокой прокаливаемостью, поскольку необходимое для этого высокое содержание хрома, кремния и марганца будет способствовать повышению склонности к хрупкому разрушению [3].

Глубоко прокаливающиеся легированные стали применяются для массивных деталей с большой толщиной стенки или большим диаметром. Если детали работают на кручение (изгиб), распределение напряжений по сечению происходит неравномерно: максимальными они будут на поверхности детали, а в центре или середине будут равны нулю. Эти детали не нуждаются в сквозной прокаливаемости. В данном случае для надёжного обеспечения прочности детали, закаленный слой (с структурой 95% мартенсит) должен находиться на глубине не менее  $\frac{1}{2}$  радиуса от поверхности. Детали, работающие на растяжение (ответственные болты, шатуны, торсионные валы), должны быть обеспечены сквозной прокаливаемостью по всему сечению детали (в центре 95% мартенсит).

При выборе стали стоит учитывать, что легирующие элементы повышают устойчивость мартенсита при отпуске, поэтому для легированных сталей, чтобы

получить заданную твердость и прочность при улучшении подвергают отпуску при более высоких температурах. Что позволяет в более полной мере снять закалочные напряжения, и получить лучшее сочетание вязкости и прочности.

Легированные конструкционные стали имеют повышенную анизотропию свойств, т.е. свойства имеют различия от направления деформации при прокатке или ковке. Уменьшение анизотропии свойств получают металлургическими способами (уменьшением в сталях не металлических включений, сульфидов, изменением условий пластической деформации).

Сталь 40X является малолегированной и обеспечивает прокаливаемость в больших сечениях, чем соответствующие углеродистые стали. Хром не оказывает большого влияния на разупрочнение при отпуске, однако он увеличивает склонность стали к отпускной хрупкости. Изначально сталь 40X поставляется в отожженном состоянии со структурой феррит плюс перлит. На рисунке 1.2 представлена диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита стали 40X [4].

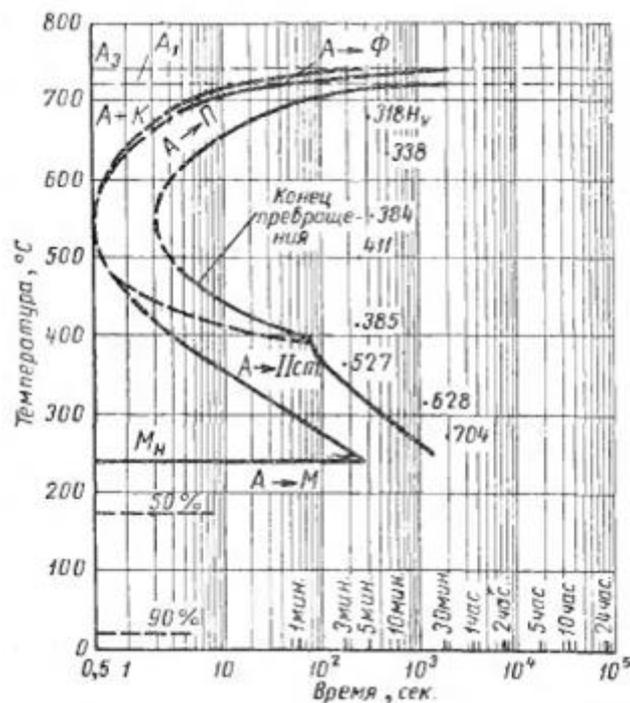


Рисунок 1.2 – Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита стали 40X

**Углеродистая сталь У8.** Углеродистая инструментальная сталь У8 вследствие малой устойчивости переохлажденного аустенита имеет небольшую прокаливаемость, и поэтому эта сталь применяется для инструментов небольших размеров. Данную сталь используют для изготовления деревообрабатывающего инструмента, зубила, кернеры, отвертки, топоры и т.п. из-за того, что в стали У8 после термической обработки образуется трооститная структура. Углеродистые стали в исходном (отожженном) состоянии имеют структуру зернистого перлита. Температура закалки углеродистой стали У8 должна быть 760...810°C, т. е. несколько выше  $A_{c1}$ , но ниже  $A_{cT}$  для того, чтобы в результате закалки стали получали мартенситную структуру и сохранили мелкое зерно и неравновесные частицы вторичного цементита. Закалку проводят в воде или водных растворах солей [3]. В таблице 1.3 приведен химический состав, а на рисунке 1.3 диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита.

Таблица 1.3 – Химический состав стали У8 (% вес.) [5]

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu
			не более				
0,76 – 0,80	0,17 – 0,33	0,17 – 0,33	0,028	0,030	0,20	0,25	0,25

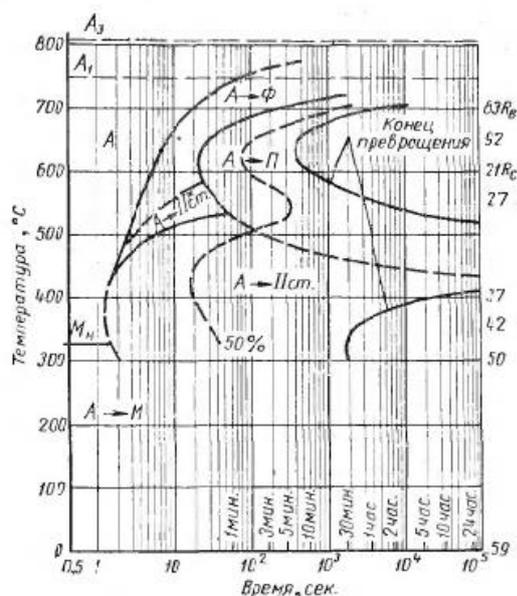


Рисунок 1.3 – Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита стали У8

## 1.2 Методы упрочнения

Одним из важнейших показателей, определяющих спрос на проектируемый объект, является его качество. Обеспечение необходимого качества возможно при удовлетворении эксплуатационных требований, предъявляемых к деталям машин. Работоспособность и надежность детали обеспечиваются за счет выполнения следующих основных требований: прочности, жесткости и стойкости к различным воздействиям (износу, вибрации, температуре и др.). Выполнение требований прочности при статическом, циклическом и ударном нагружении должно исключить возможность разрушения, а также возникновения недопустимых остаточных деформаций. Требования жесткости к детали или контактной поверхности сводятся к ограничению возникающих под действием нагрузок деформаций, нарушающих работоспособность изделия, к недоступности потери общей устойчивости для длинных деталей, подвергающихся сжатию, и местной – у тонких элементов. Деталь должна быть обеспечена износостойкостью, которая существенно влияет на долговечность работы механизма. Достаточно, чтобы для каждой детали выполнялись не все перечисленные выше требования, а лишь те, которые связаны с ее эксплуатацией. Детали, испытывающие максимальные напряжения на поверхности (изгиб, контактные напряжения), для повышения сопротивления к усталости подвергают поверхностному упрочнению [6]. Существуют следующие методы упрочнения, которые представлены на рисунке 1.4 в виде схемы.



Рисунок 1.4 – Методы поверхностного упрочнения

В последние 20...30 лет наиболее интенсивно развиваются методы модификации поверхности материалов с помощью облучения концентрированных потоков энергии с плотностью мощности  $W=10^3...10^9$  Вт/см<sup>2</sup> и длительного импульса  $\tau \approx 10^{-8}...10^{-5}$  с. Концентрированные потоки энергии (КПЭ) – это методы, применяемые для термического воздействия на материалы, в целях исполнения технологических операций сварки, термической обработки, резки, размерной обработки, напыления, наплавки и т.д. Обработка КПЭ - это воздействие на поверхность заготовки исключительно потока энергии, носителями которого являются частицы: электроны, фотоны, атомы, ионы сконцентрированные в пучки ограниченных поперечных размеров. Нижняя граница плотности мощности энергии принимается  $10^3$  Вт/см<sup>2</sup>.

При воздействии КПЭ реализуется быстрый нагрев ( $1 \times 10^{12}$  К/с), плавление, испарение и сверхбыстрое ( $1 \times 10^{10}$  К/с) затвердевание материала. Эти процессы позволяют формировать в приповерхностном объеме материала аморфные и нанокристаллические структуры, метастабильные фазы, которые в традиционных технологических процессах невозможно получить. Кардинальные изменения структурно-фазового состояния поверхностных слоев могут обеспечить улучшение механических и физических свойств материала. Поэтому данные методы модификации поверхности металлических материалов являются перспективным направлением современного материаловедения. В

качестве источников КЭП нашли широкое применение мощные импульсные лазеры, плазменные, ионные и электронные пучки [7].

### 1.2.1 Лазерная наплавка

Первые работы по исследованию влияния лазерного излучения на структуру и механические свойства материалов появились во второй половине 60-х годов прошлого века. Используемые на практике лазеры генерируют излучение с длиной волны  $\lambda = 0,3 \dots 10,6$  мкм. Характерной чертой лазеров нового поколения является повышение их общего КПД: у  $\text{CO}_2$ -лазеров – с 5...10 до 8...15%; у Nd:YAG – лазеров – с 1...2 до 5...8%; у диодных лазеров – до 42...50%. Методы лазерной обработки образуют группы, основанные соответственно на нагреве, плавлении и ударном нагружении материала в зависимости от плотности мощности излучения лазера и от времени его воздействия. В последние десятилетие начали активно развиваться комбинированные процессы наплавки, нанесения покрытий и термообработки. Эти процессы направлены на расширение возможностей лазерной обработки за счет совместного использования лазерного излучения, электрической дуги и струи плазмы.

Нагрев наиболее распространенный метод лазерного поверхностного упрочнения посредством фазовых превращений в твердом состоянии поверхностных слоёв металлов и сплавов. Для предотвращения оплавления поверхности обрабатываемого материала требуется предварительное нанесение покрытий, поглощающих лазерное излучение. Сюда также следует отнести упрочнение посредством закалки из жидкого состояния.

В результате воздействия лазерного излучения на железоуглеродистые сплавы, в случае обработки с оплавлением, образуются два слоя с четкой границей. Первый слой в основном имеет столбчатого дендритное строение. Вследствие высоких скоростей кристаллизации происходит преимущественный рост главных осей дендритов, направленных перпендикулярно к границе раздела слоев. Микроструктура первого слоя состоит из мелкоигольчатого мартенсита и остаточного аустенита (до 70%).

Второй слой (зона термического влияния) имеет мелкозернистую структуру, обусловленную фазовой перекристаллизацией  $\alpha \leftrightarrow \gamma$  и пластическим деформированием под действием термических напряжений и последующей рекристаллизацией. Такое изменение структуры металла определяет повышенную износостойкость инструмента и деталей машин после обработки лазерным излучением.

Путем плавления можно осуществить такие методы поверхностной обработки, как легирование, аморфизацию, плакирование, а также производить лазерную очистку зерен металлов и сплавов. Толщина слоёв с высокой твердостью и износостойкостью может изменяться от нескольких микрон до 1...3 мм. Ударное нагружение обусловлено воздействием "гигантских" импульсов излучения, которые определяют ударное упрочнение материалов [7].

С целью улучшения поверхностных свойств изделий проводят лазерное поверхностное легирование. Его осуществляют путем введения в заданные участки поверхности различных компонентов, которые, смешиваясь с материалом основы, образуют сплавы или композицию требуемого состава. При этом обязательным условием является сохранение в обработанных лазером участках поверхности значительного количества атомов материала основы. Таким образом, принципиальное отличие легирования от закалки состоит в изменении химического состава поверхностного слоя материала.

При лазерной наплавке на поверхности достигается температура кипения и расплавления самых тугоплавких компонентов. Скорости охлаждения могут составлять порядка нескольких тысяч градусов в секунду, что гораздо больше скоростей, характерных для традиционных методов наплавки. Это приводит к измельчению первичной структуры. Так, расстояние между осями второго порядка при наплавке токами высокой частоты составляет  $(12...20) \times 10^{-4}$  м, при газопламенном переплаве –  $(6...10) \times 10^{-6}$  м, а при лазерной наплавке –  $(2,5...0,5) \times 10^{-6}$  м [8].

## 1.2.2 Плазменная наплавка

В промышленных масштабах плазменную наплавку начали применять в СССР и США в 1960-х годах. Плазменную наплавку в большинстве случаев выполняют постоянным током прямой полярности. По виду применяемого присадочного материала способы плазменной наплавки делят на три группы:

- 1) наплавка проволокой и прутками;
- 2) наплавка по неподвижной присадке, закрепленной на наплавляемой поверхности;
- 3) наплавка порошком.

Вид присадочного материала определяет технологические возможности способа наплавки, конструкцию плазматрона и схему его включения в электрическую цепь. Плазменная наплавка с присадкой порошка в наибольшей степени отличается от других способов плазменной наплавки применяемыми материалами, оборудованием и технологическими возможностями.

Порошки могут быть получены практически из любого сплава независимо от его твердости, пластичности и степени легирования. Порошок дисперсностью 100...500 мкм вводится в дугу прямого действия потоком транспортирующего газа. Производительность наплавки зависит от размеров и формы изделий, толщины наплавляемого слоя, типа присадочного порошка и других факторов, находится в пределах 0,8...0,6 кг/ч [7].

Наплавка этим способом включает возникновение между основным металлом и электродом горелки (катодом) электрической дуги, обеспечивающей переход в плазменное состояние рабочего газа, подаваемого в зону дуги. При этом из сопла горелки истекает струя высокотемпературной плазмы, обеспечивающая плавление наплавочного материала. При наплавке этим способом две проволоки, последовательно подключенные к источнику питания переменного тока, подаются с постоянной скоростью в сварочную ванну под плазменной горелкой, где происходит их быстрое расплавление под действием теплоты плазмы в сочетании с нагревом электросопротивлением самих проволок при пропускании переменного тока. Для образования плазмы используют смесь

гелия (75%) с аргоном (25%), а в качестве защитного газа применяют аргон, защищающий сварочную ванну и кристаллизирующийся наплавленный металл позади плазменной горелки от действия окружающей среды. При наплавке в условиях поперечного колебания плазменной горелки получают валик шириной до 64 мм. В качестве наплавленного материала используют коррозионноустойчивую сталь, никель и его сплавы, сплавы меди [9].

Сейчас учеными из Новосибирска разработан новый лазерно-плазменный метод наплавки. В основе метода лежит получение на поверхности материала пульсирующей лазерной плазмы. Сфокусированное на поверхности подложки импульсно-периодическое лазерное излучение зажигает оптический пульсирующий разряд (ОПР) при атмосферном давлении или выше. В зависимости от вида плазмообразующего газа плазма имеет температуру  $(10...30) \times 10^3$  °К. В область нахождения приповерхностной плазмы подается присадочный порошок. При этом происходит одновременный нагрев поверхности подложки и порошка. Высокая скорость нагрева и охлаждения плазмы ОПР ( $10^6$  °С/с) приводит к образованию закалочных структур в основе материала, что также способствует повышению эксплуатационных свойств. Впервые опробована методика лазерно-плазменного нанесения самофлюсующихся NiCrBSi порошков на поверхности сталей 40ХНМА и 65Г (эксплуатирующийся до  $-50^\circ\text{C}$ ). Для создания новых композиционных морозостойких покрытий составляли смесь из порошков твердой фракции TiC и относительно легкоплавкой матрицы на основе NiCrBSi порошка. Твердость покрытия измерена на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 2 Н, и изменяется от величины 7...8 ГПа, вблизи подложки и до 20...25 ГПа, вблизи поверхности. Данные значения твердости характерны для NiCrBSi и TiC порошков. На основании измерений микротвердости, элементного анализа и микроструктуры можно заключить что, во-первых, наблюдается рост микротвердости по глубине покрытия от нижней поверхности к верхней (от 7 до 25 ГПа), во-вторых, в ванне расплава происходит интенсивное перемешивание материала основы (Fe) с материалом порошка [10].

### **1.2.3 Электронно-лучевая наплавка**

Эффективным методом упрочнения поверхности является вакуумная наплавка в пучке электронов и в потоке релятивистских электронов, выпущенных в атмосферу, с использованием порошковых материалов. Данный способ наплавки получил более широкое научное исследование благодаря созданию источника с плазменным эмиттером в ИСЭ СО РАН и разрабатываемых в институте ядерной физики СО РАН.

Электронно-лучевую наплавку и легирование используют для улучшения свойств обладающих недостаточно высокими характеристиками, низкоуглеродистых сталей, титановых сплавов, меди и других металлов. Благодаря разделению функции между основной частью детали, как правило более дешевой, и поверхности (трибологические свойства, жаростойкость и жаропрочность, коррозионная стойкость) открывается возможность широко использовать в разных отраслях промышленности данные конструкции. Это позволяет увеличить срок службы конструкций с одновременным снижением расхода дорогостоящих сталей и легирующих элементов [7].

### **1.2.4 Электронно-лучевая наплавка в вакууме**

Вопросы вакуумной наплавки в пучке электронов с использованием порошковых материалов рассматривались многими авторами.

В институте физики прочности и материаловедения (ИФПМ) СО РАН разработана высокоэффективная технология электронно-лучевой наплавки в вакууме, позволяющая создавать высококачественные покрытия с мелкозернистой структурой и минимальной пористостью (менее 1%).

В качестве метода формирования упрочненного слоя эффективной является технология электронно-лучевой наплавки (ЭЛН) в вакууме. ЭЛН обладает рядом преимуществ отличающих её от других методов нанесения покрытий:

- 1) благодаря вакуумной среде, в которой проходит наплавка, осуществляется рафинирование наплавленного металла;

2) возможность плавной и точной регулировки мощности электронного луча в широких пределах, позволяет проводить наплавку с минимальным проплавлением основного металла, сохраняя неизменный химический состав наплавленного металла;

3) простота технической реализации сканирования электронного луча позволяет задавать необходимые размеры наплавочной ванны путем изменения длины развертки электронного луча и наряду с плавной регулировкой мощности легко управлять технологическими параметрами процесса наплавки;

4) небольшие размеры ванны расплава, концентрированный ввод энергии до  $10^5$  Вт/см<sup>2</sup> и значительный перегрев ванны в зоне действия электронного луча способствует растворению твердых частиц в сварочной ванне, а минимальное время её существования за счет быстрого теплоотвода и большей скорости охлаждения (до  $10^4$  К/с) расплавленного металла формируют пересыщенный раствор легирующих элементов в матрице [7].

Для ЭЛН в вакууме пригодны порошки дисперсностью 100...350 мкм. При дисперсности меньше 100 мкм порошки не достаточно сыпучи в вакууме, разлетаются под влиянием паров ванны и поэтому трудно обеспечить их подачу непосредственно в ванну расплава. Для расплавления порошков больше 350 мкм требуется больше энергии, что приводит к дополнительному проплавлению основного металла, увеличению остаточных напряжений и росту зерна в покрытии [11].

Процесс наплавки композиционных покрытий на основе диборидов (боридов) титана, синтезируемых в процессе электронно-лучевой наплавки из термореагирующих порошков, способствовал дополнительному выделению количество тепла в зоне оплавления за счет экзотермической реакции между компонентами смеси. Это способствовало формированию покрытий с более однородной структурой, так же сформировалась слоистая структура с преимущественным содержанием фазовых составляющих по глубине слоя. Приповерхностная зона покрытия состоит из частиц, имеющих ярко выраженную кристаллографическую огранку, окаймленных тонкими

прослойками эвтектики. Исследования показали, что как при абразивном изнашивании, так и при износе в парах трения износостойкость коррелирует с агрегатной твердостью структурных составляющих и зависит от объемной доли тугоплавких соединений в поверхностной зоне покрытия, их морфологи и свойства металлической матрицы. Так же было наплавлено покрытие на основе карбонитридов титана для упрочнения прокатных валков и торцевых уплотнений. В процессе отработки технологии электронно-лучевой наплавки, была проведена оптимизация технологических режимов и составов покрытий. Установлено оптимальное содержание карбонитридов титана в связке, при котором покрытие имеет минимальный коэффициент трения и интенсивности изнашивания. Полученные результаты исследования были использованы при упрочнении зубьев ковшей экскаваторов, прокатных валков, торцевых уплотнений, срок службы которых увеличился в 3...4 раза [12].

Особого внимания заслуживает электронно-лучевая наплавка релятивистским пучком электронов выведенным в атмосферу.

### **1.2.5 Вневакуумная электронно-лучевая наплавка**

Ускорители электронов, созданные в институте ядерной физики (ИЯФ) СО РАН, обеспечивают глубокое проникновение электронов в металлы с высокой скоростью обработки поверхности (1...5 см/с). Глубина проплавления колеблется от 0,1 до 10 мм. Электромагнитная развертка может отклонять пучок на угол 45° от вертикали, что обеспечивает обработку полос разной ширины на изделиях. Расстояние от выпускного отверстия пучка до обрабатываемого изделия обычно не превышает 150 мм. Наиболее частое расстояние, используемое при закалке и наплавке, 90 мм. Легирующие элементы или химические соединения (карбиды, оксиды, бориды и т.д.) в виде смеси с флюсом наносятся на поверхность непосредственно перед обработкой [7].

Новым методом повышения твердости поверхности является поверхностная наплавка и легированием на воздухе в пучке высокоэнергетических релятивистских электронов. При этом линейная

производительность обработки достигает 0,20 м/с, а при сканировании электронного луча – 20 см<sup>2</sup>/с.

Для получения наплавленных поверхностных слоев с высокими эксплуатационными характеристиками основным является выбор наплавляемых легирующих компонентов. Для наплавки образцов, стойких против абразивного изнашивания, в качестве материалов широко применяют сплавы на основе карбидов WC, V<sub>4</sub>C, TiC, TaC, CrC, содержащие Cr, C и V, что позволяет формировать на поверхности гетерогенную структуру, обладающую за счет выделения карбидов и карбоборидов особенно высокой твердостью и износостойкостью. В случае лазерного легирования железа и сталей порошками карбидов и смесями BK3, BK5 и T15K6, наибольшая стойкость и износостойкость наблюдается при выделении твердых тугоплавких соединений WC, TiC, VC, CrC, CrB<sub>2</sub>. При электронно-лучевой вакуумной наплавке и легировании наилучшими свойствами обладают слои с эвтектической структурой, содержащие выделения карбидной фазы на основе M<sub>6</sub>C, M<sub>2</sub>C, MC, M<sub>7</sub>C. К получению структуры такого типа стараются применять такие же материалы в условиях вневакуумной электронно-лучевой наплавке [13].

### **1.3 Структура и испытания на износ конструкционных сталей**

В [14] исследуют свойства и механические характеристики конструкционных и легированных сталей и металлокерамики. Так эвтектоидная сталь с мелкой (феррит + цементит) структурой, которая состояла из ферритной матрицы со средним размером зерна около 4,9 мкм и мелких частиц цементита в основном внутри зерен феррита, была образована путем горячей деформации переохлажденного аустенита при 650°C и со скоростью деформации 5 с<sup>-1</sup>, затем закалка в воде и последующей отжиг при 650°C в течение 30 мин. Эволюция микроструктуры в основном включает в себя: динамическое преобразование переохлажденного аустенита в доэвтектоидный феррит, превращение переохлажденного аустенита в пластинчатый перлит с малыми размерами колонии во время закалки в воде и сфероидизации пластинчатого перлита в

процессе последующего отжига. Для сравнения, эвтектоидной стали с ультрадисперсной (феррит + цементит) структуры, состоявшей из ферритной матрицы со средним размером около 1,8 мкм и относительно крупные частицы цементита в основном расположенных на границах зерен, был получен аналогичным способом, только со скоростью деформации  $0,1 \text{ с}^{-1}$ . Способность механических свойств при растяжении и упрочнении мелкозернистой (феррит + цементит) стали заметно улучшились по сравнению с ультрадисперсной (феррит + цементит) сталью. Чем больше предел текучести и прочности, тем лучше способность к упрочнению мелкозернистой (феррит + цементит) стали. Это связано за счет высокой объемной доли мелких частиц цементита внутри зерен феррита, но более грубый размер зерна ферритной матрицы может быть одной из причин для лучшей пластичности мелкозернистой (феррит + цементит) стали [14].

Для разработки высокоплотных мелкозернистых и крупнозернистых керметов TiC-316L применялся простой способ плавления. Мелкозернистые и крупнозернистые керметы показали увеличение твердости при уменьшении содержания связующей фазы на основе стали 316L. Это связано с более низким модулем стали 316L по сравнению с TiC. При сравнении двух этих керметов, мелкозернистые в целом имели более высокую твердость, что связано с уменьшением размеров межкарбидных прослоек и большим их наклепом. Мелкозернистые керметы также демонстрировали более высокое сопротивление износу по сравнению с крупнозернистыми при одинаковом содержании связующей и приложенной нагрузки. Удельный износ как для мелких, так и для крупнозернистых керметов увеличивается с увеличением нагрузки. Во время испытаний образуется трибослой, что способствует переходу на трибохимический механизм износа. Исследование следов износа после сканирующей электронной микроскопии показало, что в керметах имело место множество механических повреждений на поверхности, включая обширное трещинообразование, фрагментацию зерна TiC и сдвиг [15].

В [16] представляется экспериментальное исследование поведения абразивного изнашивания стали Fe-0.22,C-1.2,Mn-0.25,Si-0.2Cr (вес %), термически обработанной на ферритно-мартенситную микроструктуру с разными объемными содержаниями мартенсита. Двухэтапная модель деформационного упрочнения при растяжении была применена для интерпретации устойчивости к царапанью при разных условиях предварительного нагружения и обусловленных этим механизмом разрушения. Глубина царапанья, как правило, снижается с увеличением объемного содержания мартенсита. Лучшая устойчивость к царапанью и абразивному изнашиванию была получена для абсолютно мартенситной структуры. В случае дополнительного ударного воздействия лучшая устойчивость к царапанью (и возможно лучшая устойчивость к абразивному износу) получена для микроструктур с более низким содержанием мартенсита.

Экспериментальные исследования, касающиеся характеристик царапанья и износа двухфазных низколегированной стали с феррито-мартенситной структурой определенного состава, подвергнутых термообработке. Это показывает, что эффект феррит-мартенситной структуры на твердость по Мосу и устойчивости к износу зависит от рабочего режима. При низких нагрузках на контакты ферритно-мартенситные стали, обладают относительно грубыми зернисто мартенситными участками, они показывают лучшую твердость по Мосу и устойчивость к износу, в то время как стали с однородным мелкозернистым мартенситом демонстрируют худшие показатели для заданной мартенситной доли. Изменение строения микроструктуры посредством термообработки является выгодным параметром для получения материалов с малой твердостью при сохранении твердости и устойчивости к износу. Двухфазовые стали с мелкозернистыми мартенситными участками являются лучшей структурой для износостойкой стали с малой твердостью для условий умеренного износа, в то время как при агрессивном режиме работы двухфазовые стали с мелкозернистой мартенситной структурой более предпочтительны [17].

Испытание на абразивный износ в [18] было проведено на четырех различных образцах с разной микроструктурой (бейнит, перлит, мартенсит закалки и мартенсит отпуска) с аналогичным уровнем твердости (330...360 HV). Структура оказывает значительное влияние на удельную скорость износа и характеристики рельефа. Абразивная износостойкость сильно зависела от деформации подповерхностного слоя, что является прямой зависимостью от структуры. Анализ подповерхностных слоев имел решающее значение для определения их абразивного отклика, то есть перестройки микроструктурных составляющих (перлит и бейнит) и образования белого слоя (мартенсита, отпущенного мартенсита). Также в случае многофазных микроструктур было одновременное действие механизмов оттеснения и микрорезания, приводящих к узким и глубоким следам износа. В однофазных микроструктурах, режим резания был ответственен за широкие и неглубокие следы износа. Существует сильная корреляция микроструктур между их твердостью и абразивной износостойкостью.

Влияние связующей фазы в твердых сплавах на трибологические свойства было изучено в [19]. Одинаковые образцы из традиционного композита WC-Co, и недавно разработанного WC-304SS были испытаны на износ. Сопротивление абразивному изнашиванию разработанных WC-304SS композитов намного выше, чем традиционного WC-Co и уменьшается с добавлением углерода. Стойкость к абразивному истиранию WC-10SS(HC) на 27% выше, чем для WC-10Co образца и на 61%, чем для WC-10SS(HC)-C. При условиях малой нагрузки стойкость к абразивному истиранию обладает хорошей корреляцией с твердостью, чем с вязкостью разрушения. Высокая стойкость к абразивному истиранию композита WC-10SS(HC) обоснована с присутствием  $\eta$ -фазы, которая способствует сильному упрочнению границ раздела фаз и повышает твердость композита.

## 1.4 Наплавка и упрочнение углеродистых конструкционных сталей

Электронно-лучевая наплавка титан- и танталсодержащих порошковых смесей на образцы из стали 40X рассмотрена в [20]. Покрытия полученные за один проход электронным лучом имеют толщину 2,2 и 1,7 мм. Объемная доля карбидов титана и карбидов тантала в наплавленных слоях составляет 30 и 10 %. Максимальный уровень микротвердости наплавленных слоев достигает 10 ГПа. Выбор схемы поверхностного легирования сталей (титанографитовой либо танталогграфитовой порошковой смесью) методом наплавки электронным лучом определялся условиями эксплуатации упрочняемой конструкции.

Так же обсуждается, что в предварительно закаленных сталях, обработанных низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками микросекундной и субмиллисекундной длительности воздействия в режиме плавления поверхностного слоя, выявлены формирующиеся структуры: выделены зоны термического влияния, твердофазного (с участием полиморфного  $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ -превращения) и жидкофазного преобразования стали, инициированного термическим воздействием электронного луча. Высокоскоростная кристаллизация и последующее охлаждение приводит к образованию в поверхностном слое поликристаллического агрегата с ультрамелким зерном (менее микрона) и наноразмерной внутризеренной структурой на основе мартенсита закалки, характеризующегося повышенными значениями твердости [21].

Механизмы охрупчивания закаленных слоев, сформированных при вневакуумной электронно-лучевой закалке углеродистых сталей рассмотрены в источнике [22]. И так в ходе металлографических и электронномикроскопических исследований отмечено, что самый серьезный дефект поверхностных слоев, полученных путем вневакуумной электронно-лучевой закалки, обусловлен перегревом поверхностной зоны до температур, близких к точке солидуса или превышающих ее. Неоднородность структуры, образованной при закалке сталей, характерна высокими скоростями процессов нагрева и охлаждения. Для получения наиболее однородной структуры

мартенситного слоя, целесообразно применять сталь со структурой сферообразного перлита. Легировать сталь У8 микродобавками титана и ниобия предложено при вневакуумном электронно-лучевом нагреве. Трудно растворимые мелкодисперсные карбиды ниобия и титана сдерживают зерна аустенита в процессе нагрева сталей. В стали У8 легированной 0,1% ниобием размер зерен аустенита, уменьшается по сравнению с нелегированной сталью в 2...2,5 раза. Установлено, что зерна аустенита и кристаллы мартенсита измельчаются микродобавками титана и ниобия, что способствует увеличению контактно-усталостной долговечности сталей в 1.5...2 раза. Наиболее высокий уровень износостойкости зафиксирован при испытании сталей со структурой мелкокристаллического мартенсита, сформированного при закалке мало легированных сталей. Анализ результатов структурных исследований свидетельствует о том, что применение сталей с тонким, закаленным по электронно-лучевой технологии в впоследствии, не отпущенным слоем не допустимо.

В работе [23] был рассмотрен мощный электронный пучок, выведенный в атмосферу, он представляет собой эффективный тепловой источник, с высокой скоростью позволяющий выполнять наплавку на низкоуглеродистую сталь, углеродсодержащих порошковых материалов. Данная технология обеспечивает формирование высоко-углеродистых слоев толщиной до 2,6 мм, обладающих высокой твердостью и износостойкостью. Так же показано, что на глубину упрочненного слоя, его структуру и механические свойства влияет мощность теплового источника. Увеличение глубины проплавления приводит к снижению в поверхностном слое концентрации углерода. При режиме обработке с силой тока пучка равной 20 мА формируются высокоуглеродистые слои толщиной 1,2 мм с максимальным содержанием углерода (2,55 %). Использование технологических режимов с током пучка 26 мА позволяет получить слои толщиной до 2,6 мм с концентрацией углерода 1,57 %. Снижением в них концентрации углерода возможно сопровождающееся дальнейшим увеличением толщины наплавляемых слоев,

Установлено, что ударная вязкость поверхностно легированных материалов в большей степени зависит не от содержания углерода в наплавленных слоях, а от их толщины. Наивысшее снижение уровня ударной вязкости исходного материала (от 164 до 98 Дж/см<sup>2</sup>) зафиксировано при испытании материала с наплавленным слоем толщиной 2,6 мм, содержание углерода в котором было минимальным (1,57% С). Менее значительное снижением ударной вязкости (от 164 до 158 Дж/см<sup>2</sup>) имеет наплавка высокоуглеродистого слоя толщиной 1,2 мм.

При наплавки карбида вольфрама на низкоуглеродистую сталь в работе [24] получены покрытия, твердость которых зависит от плотности энергии излучения, что связано с формированием различных структур в основе слоя: аустенитной, мартенситной, мартенситно-бейнитной и ферритно-мартенситной. Наибольшими значениями износостойкости обладают структуры с аустенитной матрицей. Твердость и износостойкость повышаются за счет снижения дендритной неоднородности и измельчения структуры при введении в наплавочную смесь модификатора. Эффект увеличивается после термической обработки покрытий с модифицированной структурой. Покрытия на низкоуглеродистой стали с высоким содержанием хрома в твердом растворе, получены методом электронно-лучевой наплавки. Небольшое количество карбидов ( $Cr_3C_2$ ,  $Cr_7C_3$  и  $Cr_{23}C_6$ ) входит в состав перитектики. Покрытия обладают повышенной коррозионной стойкостью при содержании хрома, превышающем 12...14%. Сформированы покрытия со структурой сплавов доэвтектического типа, состоящие из зерен аустенита, областей эвтектики на основе карбидов  $Cr_7C_3$  и  $Cr_{23}C_6$  и соединений  $CrC$ ,  $Cr_3C_2$ ,  $FeCr$ . Покрытия характеризуются удовлетворительной прочностью и пластичностью, высокой твердостью, износостойкостью и коррозионной стойкостью.

В работе [25] рассматривается метод наплавки в пучке релятивистских электронов, позволяющий получить наплавленные слои нержавеющей стали 12X18H10T толщиной около 2 мм, с частично сохраненной аустенитной структурой на стали Ст3 (подложка). С увеличением толщины наплавляемых

слоев из стали 12Х18Н10Т количество аустенита в слое возрастает. в процессе наплавки выгорание легирующих элементов хрома и никеля незначительно. Хром ответственный за коррозионную стойкость распределяется между твердым раствором и карбидами ( $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ,  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ).

Коррозионная стойкость наплавленных покрытий существенно повышена по сравнению с основным металлом подложки и возрастает с увеличением толщины исходной, пластины нержавеющей стали используемой для наплавки, что связано с увеличением среднего содержания хрома в твердом растворе. Кривые потери массы наплавленных слоев в агрессивных средах носят стадийный характер. Наплавка карбидов хрома на нержавеющую сталь при незначительном уменьшении коррозионной стойкости обеспечивает увеличение твердости и износостойкости поверхностного слоя в 3 раза за счет образования карбидной эвтектики. При электронно-лучевой наплавке порошковых смесей карбида хрома и хрома на низкоуглеродистую сталь Ст3 в поверхностных слоях протекает дендритно-ячеистая кристаллизация, что приводит к формированию покрытий со структурой сплава доэвтектического типа, состоящего из зерен аустенита и эвтектической смеси твердых фаз, в основном карбидов  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  и  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ . Неравновесность структуры наплавленного металла характеризуется присутствием некоторого количества соединений ( $\text{CrC}$ ,  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  и  $\text{FeCr}$ ). С увеличением объемной доли эвтектики – содержания порошка карбида в наплавочной смеси значения твердости возрастают.

В источнике [26] говорится, что вневакуумная электронно-лучевая обработка представляет собой эффективный технологический процесс, позволяющий с высокой производительностью наплавлять боросодержащие порошки и формировать на низкоуглеродистой стали боридные слои повышенной толщины. электронно-лучевая наплавка порошка карбида бора обеспечивает наиболее высокий уровень износостойкости. Применение в качестве насыщающего компонента порошка аморфного бора приводит к снижению характеристик износостойкости в 1,5 раза, что обусловлено формированием структуры преимущественно эвтектического типа и малым

содержанием боридных кристаллов. Увеличение износостойкости стали в условиях трения о закрепленные частицы абразива обеспечивает электронно-лучевая наплавка боросодержащих порошков. Наибольший уровень относительной износостойкости (4,2...4,6 ГПа) по сравнению со сталью 20 имеют образцы с покрытиями, полученными по технологии двух- и трехкратной наплавки аморфного бора.

Трехслойная наплавка не только не увеличивает износостойкость борированного слоя, но и приводит к ее снижению по сравнению с наплавкой двух слоев, что обусловлено формированием на поверхности Стали 20 плотного слоя кристаллов борида железа FeB. С высоким уровнем внутренних напряжений, приводящих к выкрашиванию крупных объемов материала. Так же было выяснено, выносливость наплавленных боридных слоев Электронным лучом в 2 раза превышает выносливость покрытий, сформированных по технологии печного борирования. Высокопрочные боридные слои, прочно связанные со сталью, способствуют охрупчиванию основного металла при проведении динамических испытаний на ударную вязкость. По сравнению с исходным неупрочненным состоянием, ударная вязкость Стали 20 с боридными слоями почти в два раза ниже после электронно-лучевой наплавки.

Из рассмотренного источника [27] видно, что электронно-лучевая наплавка азотистых порошковых наплавочных смесей, приготовленных механическим смешиванием определенных композиций компонентов, позволяет сформировать градиентную структуру покрытия, фазовый состав матрицы которой изменяется по толщине в схеме:  $\Phi \rightarrow \Phi + M + A \rightarrow M + A \rightarrow A$ . Легирование азотом матричной фазы происходит при термоциклировании, обусловленном многопроходностью процесса наплавки, и связано с растворением нитридных фаз в твердом растворе с образованием при охлаждении пересыщенного азотом аустенита. Градиентная структура покрытия, состоящая из аустенитно-мартенситных зерен, окруженных прослойками легированного аустенита формируется при введении в наплавочный порошок 07X17AG18 порошка железа до 25 % масс. Увеличение

абразивной износостойкости аустенитно-мартенситных азотистых покрытий, превышающее в 1,3 раза износостойкость гомогенных аустенитных покрытий, дает наличие демпфирующих прослоек по границам зерен. В поверхностных слоях наплавленных покрытий с аустенитной матрицей формируются напряжения сжатия, направленные от поверхности перпендикулярно подложке. В зоне сплавления и азотистом покрытии действуют остаточные нормальные напряжения растяжения, под действием которых в условиях абразивного изнашивания в метастабильном аустените стимулируется образование мартенсита деформации. Отслаивание или разрушение покрытий с поверхности маловероятно. Образование внутренних трещин возможно в мартенситной фазе зоны сплавления, с распространением в покрытие, в направлении перпендикулярном подложке. В покрытиях с аустенитно-мартенситной матрицей максимальные растягивающие напряжения концентрируются в мартенсите поверхностных слоев покрытий, и разрушение может развиваться от поверхности в глубь покрытия.

В [28] установлено, что на Стали 45 были сформированы многослойные покрытия карбида титана, с использованием энергии электронного пучка, которые обладают повышенным уровнем микротвердости. С увеличением объемной доли введенных карбидных частиц твердость и толщина покрытия возрастают. Ширина зон термического влияния на образцах первого и второго типа составляет 0,7 мм и 0,9 мм соответственно. Микротвердость в этих зонах изменяется от 3700 до 2000 МПа. На образцах третьего типа переход от покрытия к основному металлу является более резким. На образцах при наплавке трех слоев порошковой смеси зафиксирован максимальный уровень микротвердости (7000 МПа).

Экспериментально в работе [29] были изучены особенности структурообразования композиционных покрытий, полученных электронно-лучевой наплавкой смеси порошков ( $TiB_2-Fe$ ) и железа марки ПЖВ, рассчитанных на до-, за- и эвтектические составы. Показано, что формирование структур покрытий происходит по тому же механизму, по которому

кристаллизуются квазибинарные эвтектики металлов с фазами внедрения: формируются структуры эвтектического типа с некоторым количеством избыточных тугоплавких соединений. Присутствие во всех структурах неравновесных фаз  $Fe_2B$ ,  $FeB$  и эвтектик на их основе обусловлено неравновесностью процессов, происходящих при интенсивных скоростях нагрева и кристаллизации расплавов. Модифицирующее действие  $CaF_2$ ,  $ZrO_2$ ,  $Eu_2O_3$  при электронно-лучевой наплавке термореагирующих порошков системы  $Ti-B-Fe$  проявляется в значительном измельчении структуры и упрочнении твердого раствора металлической матрицы, это позволяет повысить абразивную износостойкость наплавленных композиционных покрытий и снизить значения коэффициентов трения и, практически износ покрытий свести к нулю в парах трения. Так же установлено, что представленные в работе покрытия, полученные электронно-лучевой наплавкой, обладают наиболее высокими значениями триботехнических характеристик по сравнению с покрытиями, полученными газопламенным напылением и напылением с последующим оплавлением электронным пучком.

Авторами работы [30] был разработан способ комбинированной обработки стали 45, сочетающей электровзрывное легирование (ЭВЛ) медью и последующая электронно-пучковая обработка (ЭПО), обеспечивает повышение износостойкости в 4,5 раза и микротвёрдости в 5...6 раз. Показано, что фазовый состав поверхностных слоёв стали 45 после электровзрывного легирования алюминием и последующей ЭПО сформирован кристаллами мартенсита, прослойками остаточного аустенита, зёрнами и субзёрнами феррита и частицами алюминидов железа. Определено, что комбинированная обработка стали 45 приводит к росту толщины упрочнённого слоя. После электровзрывного легирования алюминием и ЭПО микротвёрдость достигает ~8 ГПа, а толщина упрочнённого слоя ~45 мкм; после электровзрывного легирования медью ~9 ГПа и ~15 мкм, соответственно. В исходном состоянии микротвёрдость стали 45 составляет 2 ГПа. Далее показано, что упрочнение поверхностного слоя достигается за счёт уменьшения размеров кристаллитов (зёрен)  $\alpha$ -железа,

формирования закалочной структуры (мартенсит), выделения наноразмерных частиц вторых фаз (алиминидов железа, частиц меди и окислов меди), формирования твердых растворов на основе железа с присутствием атомов углерода, алюминия или меди.

Кроме обработки и наплавки электронным лучом на основной металл из конструкционных сталей, так же упрочняют титановые пластины и наплавляют покрытия на основе титана. В ряде работ оценка коррозионной стойкости покрытий системы «титан-тантал», полученных методом вневакуумной электронно-лучевой обработки, проводилась в кипящем растворе соляной кислоты (HCl). Далее авторами работы было выявлено, что более агрессивное воздействие на титан оказывает десятипроцентный кипящий раствор соляной кислоты по сравнению с азотной кислотой. Неоднозначно легирование танталом влияет на коррозионную стойкость титановых сплавов в растворе HCl. Наплавленные слои с содержанием тантала до 17 % (вес.) обладают меньшей коррозионной стойкостью по сравнению с титаном технической чистоты. Введение тантала в титан в малых количествах (~ 4 % вес.) приводит к ускорению коррозионного разрушения материала по бывшим высокоугловым и субзерненным границам  $\beta$ -фазы. При легировании титана танталом в количестве 10 % и более границы зерен  $\beta$ -фазы обогащаются танталом, что способствует к замедлению их коррозионного разрушения. С целью улучшения коррозионной стойкости в кипящем растворе соляной кислоты содержание тантала в титане должно быть более 22 %.

Дальше исследована структура и свойства покрытий, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошков ниобия на пластины из технически чистого титана VT1-0 и влияние легирующей порошковой смеси, содержащей одновременно CaF<sub>2</sub> и LiF флюс. Дальше было выяснено, что на поверхность формируемую в случае наплавки, состав флюса не оказывает влияния на структуру и свойства покрытий. Структура покрытий имеет преимущественно дендритное строение. При больших увеличениях наблюдается

структура игольчатого типа. Уровень микротвердости наплавленных слоев составляет 3000-3500 МПа.

К формированию структуры, содержащей углерод в форме графита, карбид титана и твердый раствор углерода в титане приводит электровзрывное науглероживание титанового сплава ВТ1-0. Последующая электронно-пучковая обработка (ЭПО) приводит к формированию на поверхности сплошного слоя карбида титана толщиной 20 мкм. Микротвердость поверхности зоны электровзрывного науглероживания увеличивается по сравнению с основой в 3 раза, достигая 600 HV. При последующем вакуумном отжиге увеличивается содержания карбида титана, что приводит к дополнительному увеличению микротвердости поверхности до 1200...1400 HV. В условиях сухого трения скольжения износостойкость увеличивается в 2,6 и 10 раз, соответственно. После ЭПО микротвердость карбидизированного слоя на поверхности сплава ВТ1-0 составляет 2400 HV. Общая толщина зоны упрочнения достигает 60 мкм. При электровзрывном алитировании титана ВТ1-0 и последующая электронно-пучковая обработка приводит к формированию в зоне легирования многофазной, морфологически многокомпонентной, размерно неоднородной структуры. Выявлено присутствие  $\alpha$ - и  $\beta$ -титана, а также наноразмерных алюминидов титана различного состава. Общая глубина упрочнённого слоя достигает 30 мкм [31-33].

### **1.5 Постановка задач**

Исходя из литературного обзора, в настоящее время широко исследуются возможности использования КПЭ для упрочнения рабочих поверхностей деталей механизмов и машин. К КПЭ относятся: электронно-лучевая вакуумная и вневакуумная, лазерная и плазменная наплавка, но особое внимание уделяется вневакуумной электронно-лучевой наплавке. Это связано с тем, что данный способ позволяет модифицировать рабочие поверхности изделий, создавая в наплавочном слое неравновесные структуры которые способствуют увеличению абразивной износостойкости. Соответствующий метод основан на высокоскоростной закалке наплавочных слоев из жидкого состояния со

скоростью охлаждения от  $\sim 10^4$  до  $\sim 10^9$  К/с. При воздействии вневакуумной наплавки в наплавочных покрытиях в течении тысячных долей секунды происходит сложный комплекс структурных и фазовых превращений.

В качестве наплавочного материала широко начинают использовать композиционные покрытия на основе мартенситных, мартенситно-аустенитных и аустенитных сталей. В качестве упрочняющей фазы применяют карбиды, бориды или карбобориды металлов. Широко себя зарекомендовала в качестве композиционного покрытия быстрорежущая сталь. При реализуемых в условиях электронно-лучевой наплавке скоростях нагрева и охлаждения в данной стали возможно сохранить некоторое количество остаточного аустенита и растворить большое количество упрочняющей фазы в твердом растворе. Многопроходная наплавка позволит частично обеспечить старение ранее наплавленных слоев (выделение дисперсных упрочняющих частиц), что может существенно увеличить их износостойкость.

В тоже время вопросы анализа зоны сплавления с основным материалом и формируемой в нем ЗТВ остаются открытыми. Хотя этот анализ крайне необходим для безаварийной работы с точки зрения адгезии покрытия и формируемых свойств ЗТВ. При данных видах наплавки возможно существенное влияние на формируемую структуру ЗТВ и ее эволюцию при повторном воздействии электронного пучка большой мощности, особенно это касается мегавольтного пучка электронов выведенных в атмосферу.

Целью данной работы является изучение особенностей формирования структуры зоны термического влияния при многопроходной вневакуумной электронно-лучевой наплавке композиционных покрытий на основе стали 10P6M5 на основной металл с разным содержанием углерода (0,2...0,8%).

Для достижения поставленной цели в работе необходимо решить следующие задачи.

- 1) Провести наплавки композиционных покрытий на основе стали 10P6M5 с помощью вневакуумной электронно-лучевой установки (ЭЛВ-6) на образцы изготовленные из стали 20, 40X и У8.

2) Изучить структуру ЗТВ в зависимости от числа проходов вневакуумной электронно-лучевой наплавки.

3) Провести анализ полученных структур.

4) Измерить профили микротвердости по толщине покрытий и основного металла.

5) Провести анализ полученных данных и на его основе дать рекомендации по способу вневакуумной наплавки мегавольтным пучком электронов.

## **2 Материалы, оборудование и методы исследования**

### **2.1 Основной металл и материал покрытия**

В качестве материала покрытия использовали порошок стали 10P6M5 и 10P6M5+30% WC (вес %: C – 1, Cr – 4, W – 6,5, Mo – 5, V – 2, Si – <0,5, Mn – 0,55, Ni – 0,4, S – 0,03, O – 0,03, основа Fe) дисперсностью  $\leq 100$  мкм, полученный распылением расплава в воду (ОАО «Туллacherмет»). Наплавку проводили на образцы основного металла (подложку), изготовленные из стали 20 и 40X размером 50×100 мм и толщиной 10 мм и стали У8 диаметром 120 мм, и толщиной 25мм. Перед наплавкой образцы подвергали шлифовке и обезжириванию 70% раствором этилового спирта. Для защиты от влияния окружающей среды в наплавочный порошок вводили флюс –  $MgF_2$ .

### **2.2 Оборудование для наплавки**

#### **2.2.1 Устройство ускорителя электронов ЭЛВ-6**

Вневакуумная электронно-лучевая наплавка порошковой стали 10P6M5 и 10P6M5+30% WC, осуществлялась на промышленном ускорителе электронов ЭЛВ-6 в ИЯФ СО РАН (г. Новосибирск). ЭЛВ-6 включает в себя ускоритель, помещенный в сосуд с элегазом, систему выпуска электронов в атмосферу, вакуумную систему, систему управления, систему силового питания и газовую систему. Внутри сосуда располагаются первичная обмотка, высоковольтный выпрямитель со встроенной ускорительной трубкой, высоковольтный электрод и блок управления инжектором. К нижней части установки прикреплены элементы вакуумной системы с выпускным устройством. Устройство выпуска электронов в воздушную атмосферу состоит из трех камер. Камеры последовательно соединены между собой диафрагмами с отверстиями. В каждой из камер поддерживается вакуум и по мере приближения к ускорительной трубке он улучшается до величины  $10^{-4}$  Па. Проходящий пучок электронов фокусируется вблизи отверстий в диафрагме магнитными линзами. Устройство электромагнитной развертки, устанавливаемое после выпускного отверстия,

позволяет управлять пучком электронов в атмосфере и отклонять его от вертикали на угол  $45^\circ$ . Для защиты вакуумной системы от попадания загрязняющих частиц и обеспечения дополнительного охлаждения в процессе наплавки осуществляется обдув плоскости выпускного отверстия струей воздуха. Обрабатываемая деталь располагается на движущемся столике под выпускным отверстием. Ускоритель электронов ЭЛВ-6 обладает следующими характеристиками: энергия электронов –  $0,8 \dots 1,4$  МэВ; максимальный ток пучка электронов – 27 мА при мощности пучка в 100 кВт. На рисунке 2.1 представлена упрощенная схема ускорителя ЭЛВ-6.

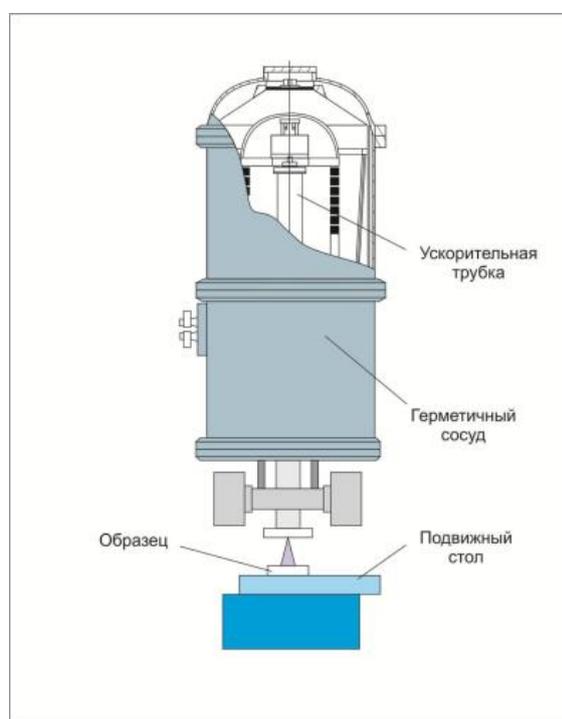


Рисунок 2.1 – Схема ускорителя электронов ЭЛВ-6

### 2.2.2 Технология нанесения покрытий

При выполнении работы было проведено несколько серий экспериментов по поиску наиболее эффективного режима наплавки. Выбор технологических режимов основывался на многолетнем опыте сотрудников научно-образовательного центра «Электронно-лучевые технологии», созданного ИЯФ СО РАН.

Как правило, в состав наплавочной смеси входят: порошок стали 10P6M5 и защитный флюс. Модифицирующая компонента обеспечивает необходимые

свойства наплавленного слоя. Не смотря на высокие скорости обработки, окислительное воздействие атмосферы оказывается существенным. Поэтому одной из важнейших задач является выбор флюса. Флюс не только защищает ванну расплава материала от воздействия атмосферных газов в процессе наплавки, но и обеспечивает очистку поверхности порошков и основного металла от оксидных загрязнений. Механизм очистки основан на растворении оксидных пленок во фторидных флюсах. Компоненты флюса не должны кипеть в процессе обработки, так как это приводит к разбросу модифицирующего порошка и, как следствие, к повышению потерь материала.

В данной работе в качестве флюса использовался фторид кальция  $MgF_2$ . В процессе обработки флюс образует защитный слой на поверхности обрабатываемого материала и впоследствии легко удаляется. Для минимизации окислительного воздействия воздушной атмосферы шлаковая корка должна полностью покрывать поверхность наплавляемого материала. Обычно отношение количества флюса к основной порошковой смеси выбирается равным 1:1 (ат.%). Это позволяет обеспечить заполнение флюсом пустот между частицами порошка.

На рисунке 2.2 приведена схема технологического процесса наплавки. Технология получения покрытий состоит из следующих этапов. Порошковая смесь равномерно перемешивается и наносится на предварительно очищенную поверхность стальной заготовки. После нанесения порошок подпрессовывается при давлении 20...50 кПа. Образцы устанавливаются на стол ускорителя электронов, который перемещается относительно пучка электронов. Схема технологического процесса наплавки представлена на рисунке 2.2, а схема наплавки на примере нанесения покрытия на основной металл представлена на рисунке 2.3.

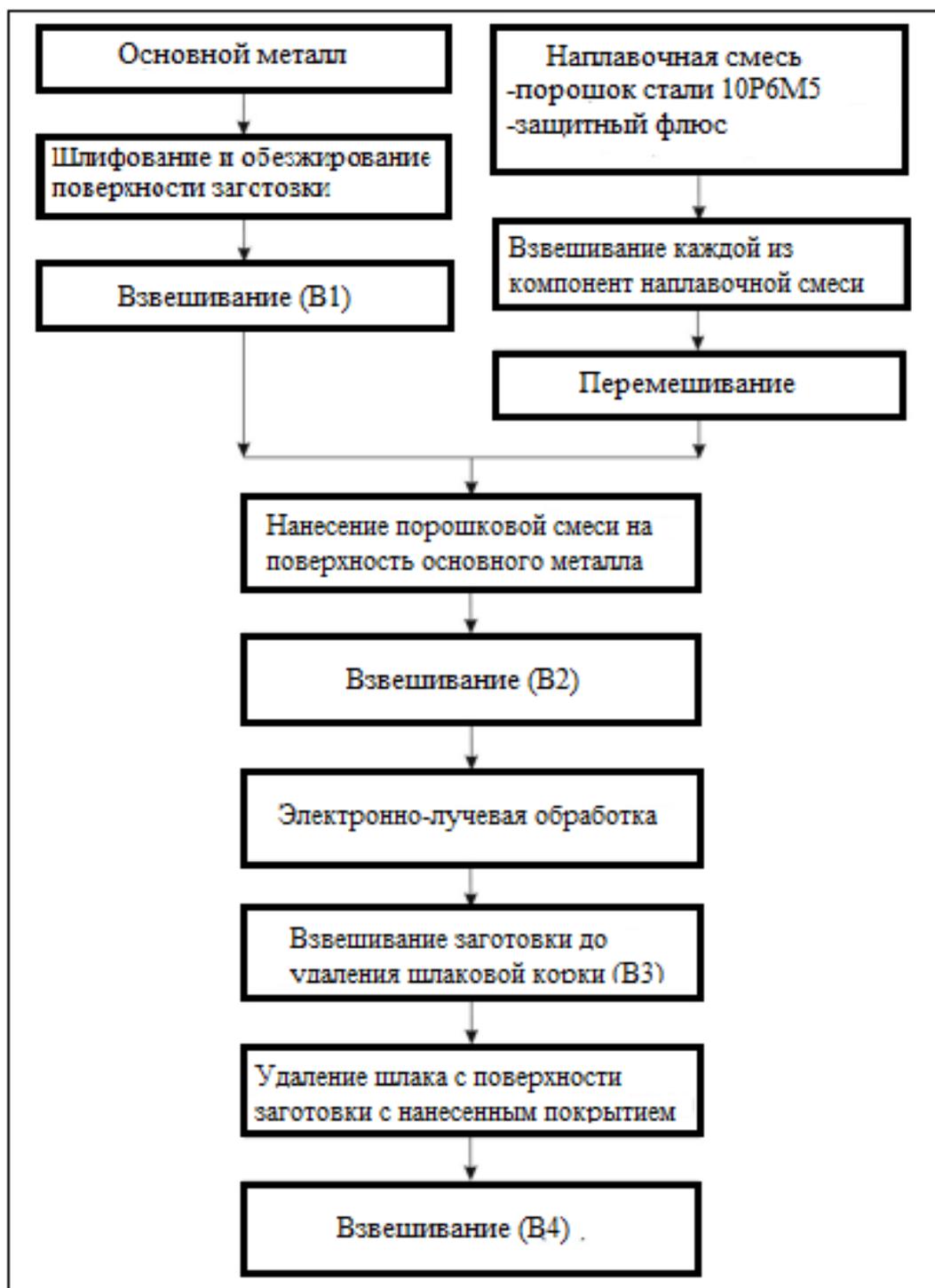


Рисунок 2.2 – Схема технологического процесса наплавки

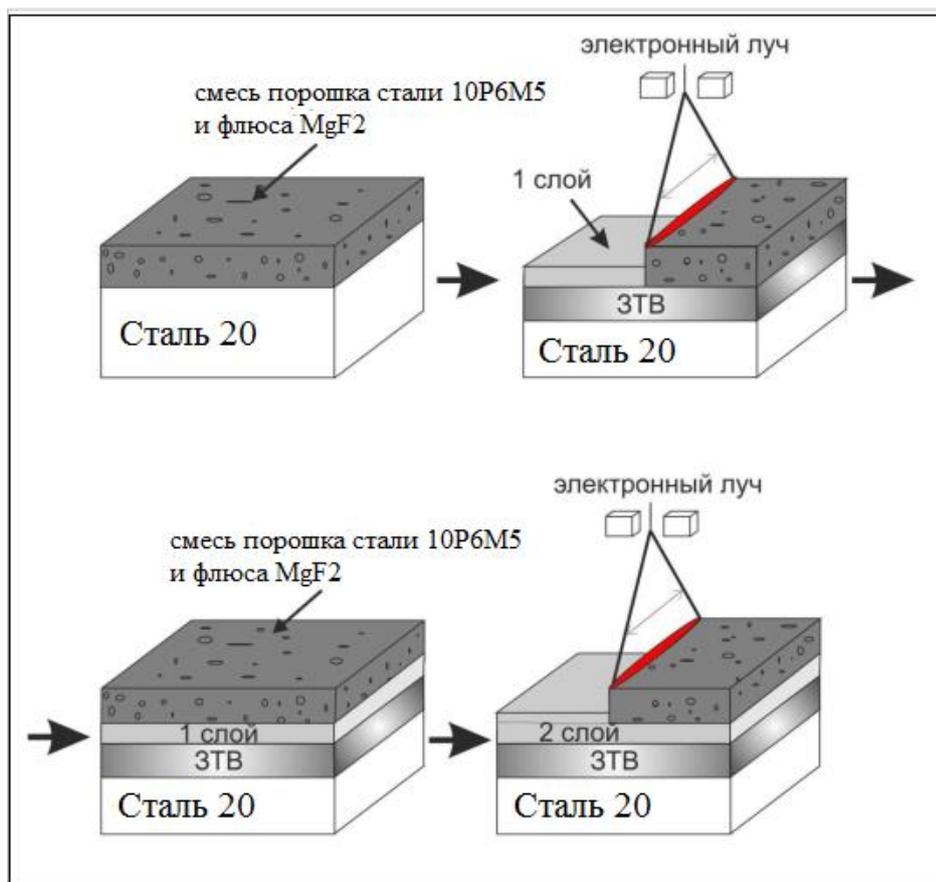


Рисунок 2.3 – Схема наплавки на примере нанесения покрытия на основной металл (Сталь 20)

Для увеличения концентрации легирующих компонентов в покрытии могут быть наплавлены второй и последующие слои. Для этого на поверхность стальной заготовки с наплавленным слоем вновь наносят порошковую смесь и технологический процесс повторяется в той же последовательности. Нанесение второго слоя предполагает повышение мощности пучка, так как для расплавления тугоплавких карбидов, присутствующих в однослойном покрытии, необходима более высокая температура, чем при нанесении первого слоя. Оценка качества наплавленных слоев производится на каждом этапе технологического процесса. В процессе обработки осуществляется визуальный контроль (на экране монитора оператора ускорителя), позволяющий оценить степень разлета компонентов порошковой насыпки.

Назначение режимов, которые приводятся в данной работе, основано на проведении многочисленных предварительных экспериментальных исследований. Реализация этих режимов обеспечивает наплавку упрочненных

слоев толщиной до 2 мм с производительностью не менее 4,5 м<sup>2</sup>/ч и слоев толщиной 2...3 мм с производительностью не менее 1,8 м<sup>2</sup>/ч.

После обработки качество наплавленного слоя оценивается путем внешнего осмотра. Критериями оценки являются равномерность полученного покрытия, легкость удаления шлаковой корки, отсутствие нерасплавившихся частиц порошка и пор. Кроме того, при реализации технологии вневакуумной электронно-лучевой наплавки осуществляется весовой контроль потерь порошковой смеси и флюса.

Энергия пучка при обработке составляла 1,4 МэВ, а ток пучка 22...24 мА. Заготовки находились на расстоянии 90 мм от выпускного отверстия. При этом гауссовский диаметр пучка электронов на поверхности заготовки составлял 12 мм. Для увеличения обрабатываемой площади осуществлялась электромагнитная развертка пучка электронов. Частота сканирования составляла 50 Гц, ширина сканирования – 50 мм. Заготовки перемещались в продольном направлении относительно выпускного отверстия со скоростью 25 мм/с при плотности порошковой насыпки 0,45 г/см<sup>2</sup>. Исследуемые образцы после вневакуумной ЭЛН представлены в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Исследуемые в работе наплавленные образцы

Образцы	Основной металл	Металл покрытия	Кол-во проходов
№2	Сталь 20	10P6M5	1
№4	Сталь 20	10P6M5	2
№5	Сталь 20	10P6M5	3
№3	Сталь 20	10P6M5+30% WC	1
№7	Сталь 20	10P6M5+30% WC	2
№9	Сталь 20	10P6M5+30% WC	3
№7.1	Сталь 40X	10P6M5	1
№7.2	Сталь 40X	10P6M5	2
№5.1	У8	10P6M5	1
№5.1	У8	10P6M5	2

Увеличение объемной доли упрочняющей фазы в поверхностно легированном слое возможно при использовании двухслойной и трехслойной наплавки.

## 2.3 Методы исследования

Для изучения структуры упрочненного слоя и зоны термического влияния из наплавленных образцов вырезались пластины перпендикулярно наплавленной поверхности по всей ширине (50 мм) образца с помощью универсального отрезного станка. В процессе нарезания пластин-образцов использовалась СОЖ, что позволяло исключить нагрев заготовок.

Далее осуществлялась подготовка шлифов, которая включала в себя шлифование и полирование на абразивных шкурках и алмазных пастах различной дисперсности. Окончательная доводка шлифов производилась на фетровом диске с использованием водного раствора окиси хрома.

Для анализа изменения микротвердости по толщине наплавки, ЗТВ и основного металла использовали прибор ПМТ–3М. Микротвердость наплавки измеряли при нагрузке 100 г, а основного металла (включая ЗТВ) при нагрузке 50 г, шагом по глубине 100 мкм в виде двух дорожек в шахматном порядке согласно схеме представленной на рисунке 2.4. Это позволило построить график изменения микротвердости по толщине наплавки с шагом 50 мкм.

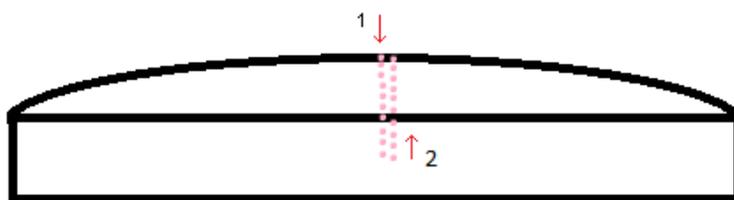


Рисунок 2.4 – Схема измерения микротвердости упрочненного слоя и прилегающего к нему основного металла

Микроструктуру наплавленного металла и ЗТВ изучали с помощью оптического микроскопа Olympus GX 51 с комплектом прикладных программ SIAMS 700. В качестве травителя использовали 3% раствор  $\text{HNO}_3$  в этиловом спирте.

### 3. Экспериментальная часть

На рисунке 3.1 представлена исходная (после отжига) микроструктура стали 20. Анализ данной микроструктуры свидетельствует о наличии ферритных зерен с небольшими отдельными колониями перлита, что действительно соответствует отожжённому состоянию. Средний размер зерен феррита равен 10 мкм. Исходя из оценки объёмного содержания перлита, данная сталь по микроструктуре действительно соответствует стали 20.

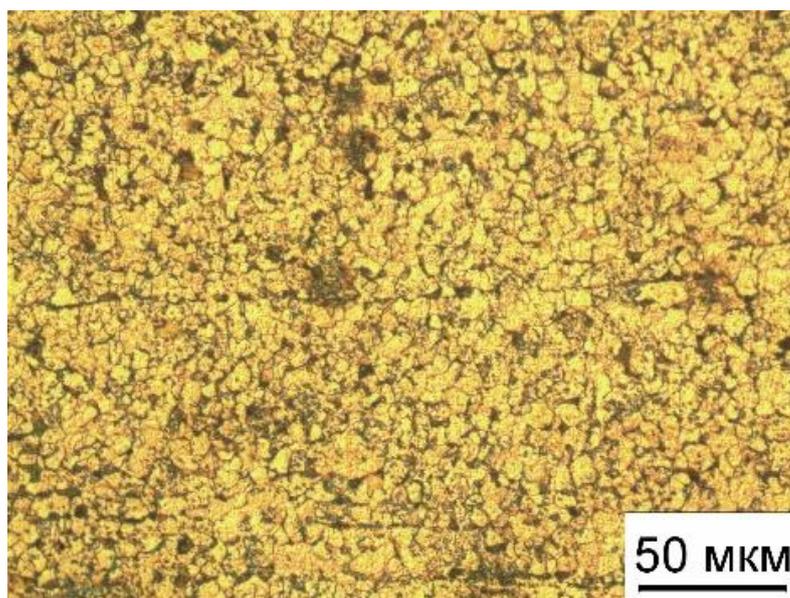


Рисунок 3.1 – Исходная микроструктура стали 20

В процессе наплавки порошка стали 10P6M5 от границы сплавления с покрытием в основном металле формируется зона термического влияния (ЗТВ), протяженность и структура которой изменяется в зависимости от числа проходов электронного луча в процессе наплавки, рис. 3.2. На рисунке 3.2,а представлена макроструктура покрытия и ЗТВ, формирующаяся в объеме основного металла после первого прохода наплавки электронным лучом. В зоне термического влияния, за исключением границы сплавления между наплавленным покрытием и основным металлом, можно выделить два участка, отличающихся микростроением.

Первый участок, непосредственно прилегающий к границе сплавления, имеет грубо игольчатую мартенситно–бейнитную структуру с присутствием феррита видманштеттова типа, рис. 3.3,а. Образование такой грубой структуры

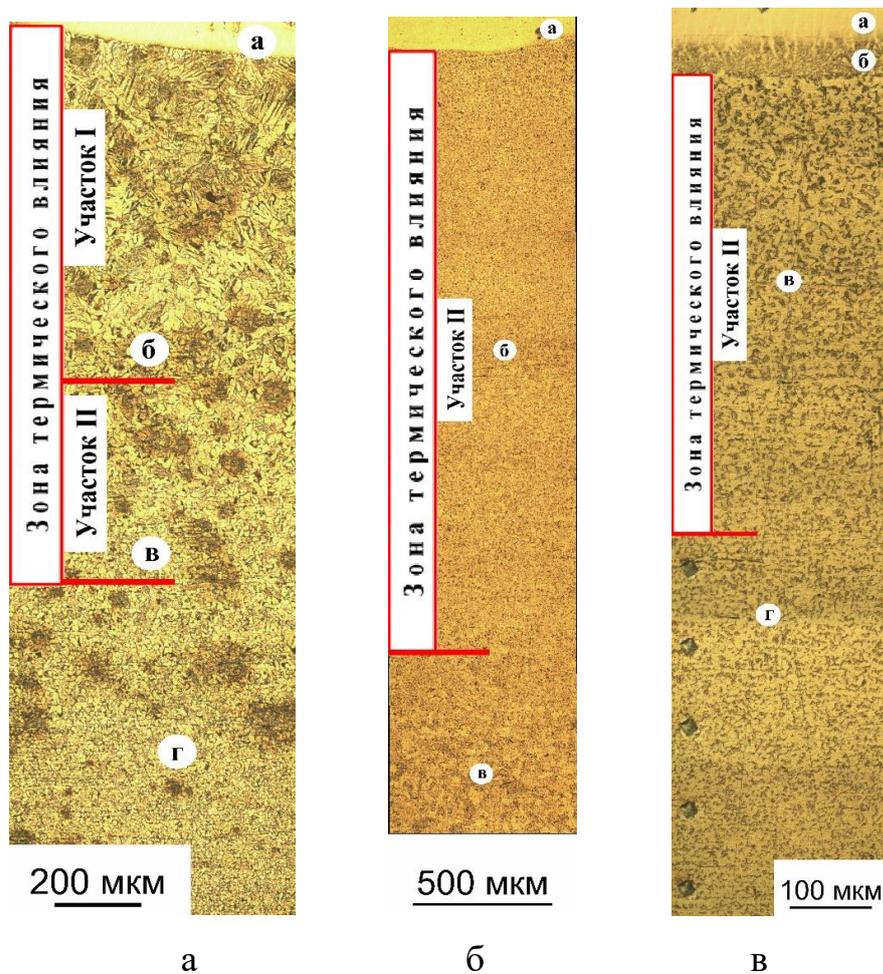


Рисунок 3.2 – Макроструктура поперечного сечения образцов сталь 20 с наплавленным покрытием; а – один, б – два и в – три прохода электронным пучком. Буквами на рисунке представлены участки ЗТВ и основного металла, микроструктура которых представлена на рисунках 3, 4 и 5

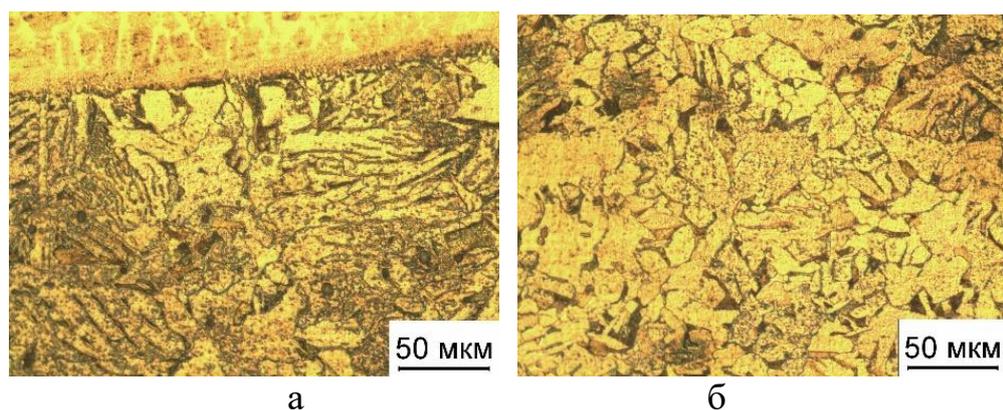


Рисунок 3.3 – Микроструктура в зоне термического влияния основного металла сталь 20 после наплавки стали 10P6M5 в один проход; структуры под буквами соответствуют участкам ЗТВ маркированным на рисунке 1,а

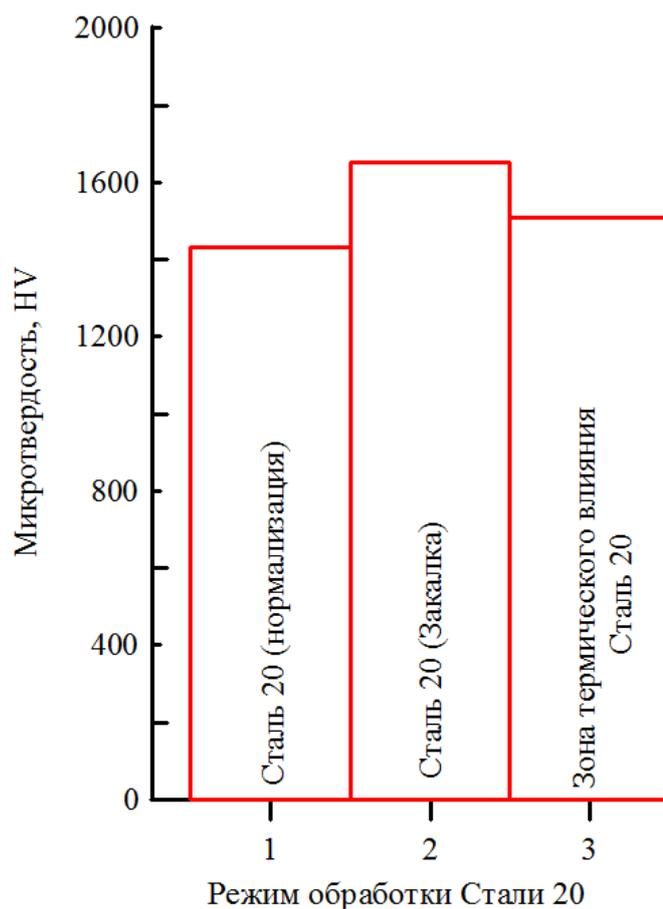


Рисунок 3.4 – Диаграмма твердости в зависимости от термической обработки Стали 20

связано со значительным перегревом исходного аустенитного зерна и последующим быстрым охлаждением. Из анализа твердости Стали 20 в зависимости от режима термической обработки и ее сравнение с твердостью ЗТВ непосредственно под границей сплавления (рис. 3.4) можно сделать вывод, что первый участок ЗТВ практически соответствует закаленному состоянию. Толщина первого участка не превышает  $\sim 1$  мм.

Структура, сформированная в объеме металла второго участка ЗТВ, соответствует феррито-перлитной смеси фаз, рис. 3.3,б. При этом размер зерен феррита увеличен по сравнению с исходной структурой Стали 20, рис. 1. Толщина этого участка  $\sim 0,75$  мм. Далее структура Стали 20 не отличается от исходной, рис. 3.1. Общая протяженность всей ЗТВ  $\sim 1,75$  мм.

При втором проходе электронного луча, в ранее сформированной ЗТВ, за счет повторного термического воздействия происходят следующие изменения. В объеме первого и второго участка происходит рекристаллизация, что приводит к

резкому измельчению ферритного зерна, рис. 3.2,б и рис. 3.4,а. Причем степень этого измельчения уменьшается при движении от границы сплавления, рис. 3.5,а,б. Протяженность ЗТВ после второго прохода, которая состоит только из участка 2, ~1.2 мм, рис. 3.2,б. Вне ЗТВ структура соответствует исходной, рис. 3.1 и рис. 3.5,в.

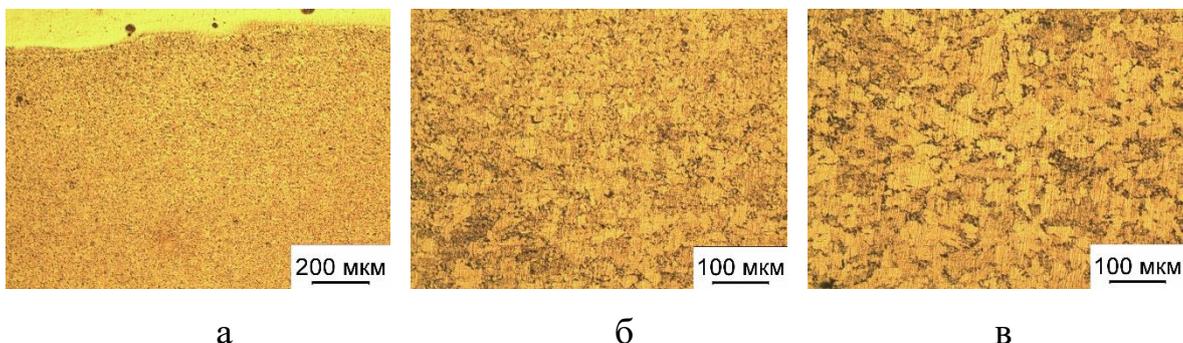


Рисунок 3.5 – Микроструктура в зоне термического влияния основного металла Стали 20 после наплавки в два прохода; структуры под буквами соответствуют участкам ЗТВ маркированным на рисунке 3.2,б

В процессе третьего прохода феррито-перлитная структура ЗТВ имеет более крупный размер кристаллитов по сравнению со структурой, сформированной после второго прохода, рис. 3.2,б,в, рис. 3.5 и рис. 3.6. Это обусловлено последующим температурно-временным воздействием электронного луча на ранее сформированную структуру после первого и второго прохода. Протяженность ЗТВ уменьшается до 0.35 мм.

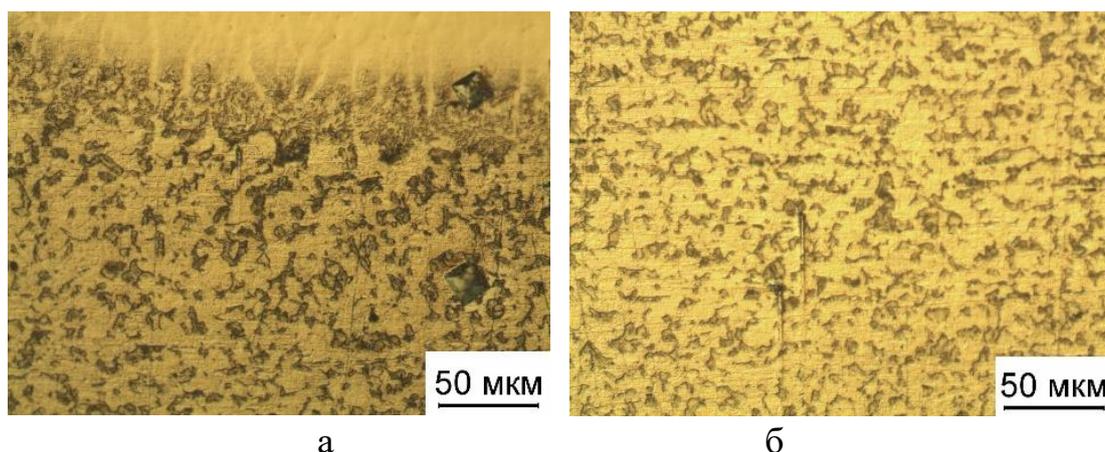
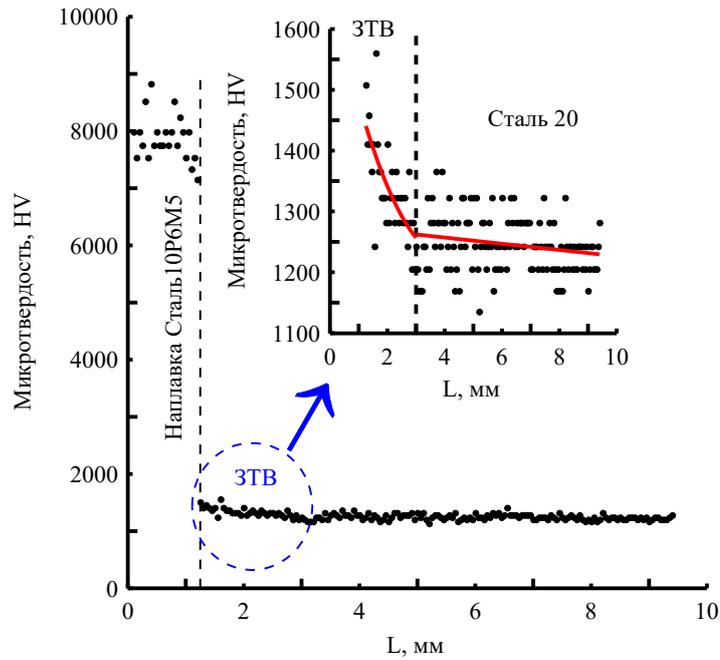


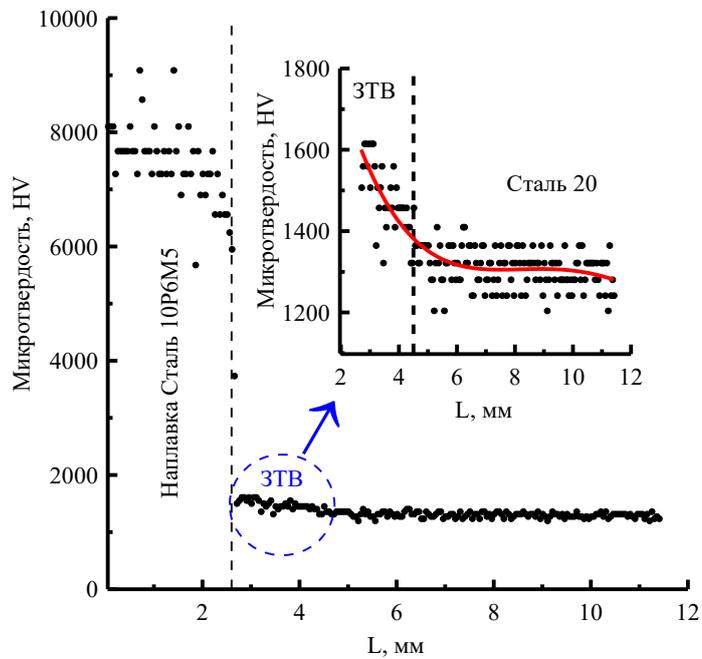
Рисунок 3.6 – Микроструктура в зоне термического влияния основного металла сталь 20 после третьего прохода наплавки

На рисунке 3.7 представлены графики изменения микротвердости от верха покрытия к основному металлу. Анализ данных свидетельствует о четкой

границе раздела между наплавкой и основным металлом независимо от числа проходов электронного пучка. Твердость наплавленного слоя практически не меняется по толщине наплавки и равна  $\sim 7,8$  ГПа. В ЗТВ характерно повышение микротвердости до 1.55 ГПа (рис 3.2,а), что связано с присутствием в структуре малоуглеродистого мартенсита и бейнита, дальше микротвердость плавно уменьшается до величины основного металла.



а



б

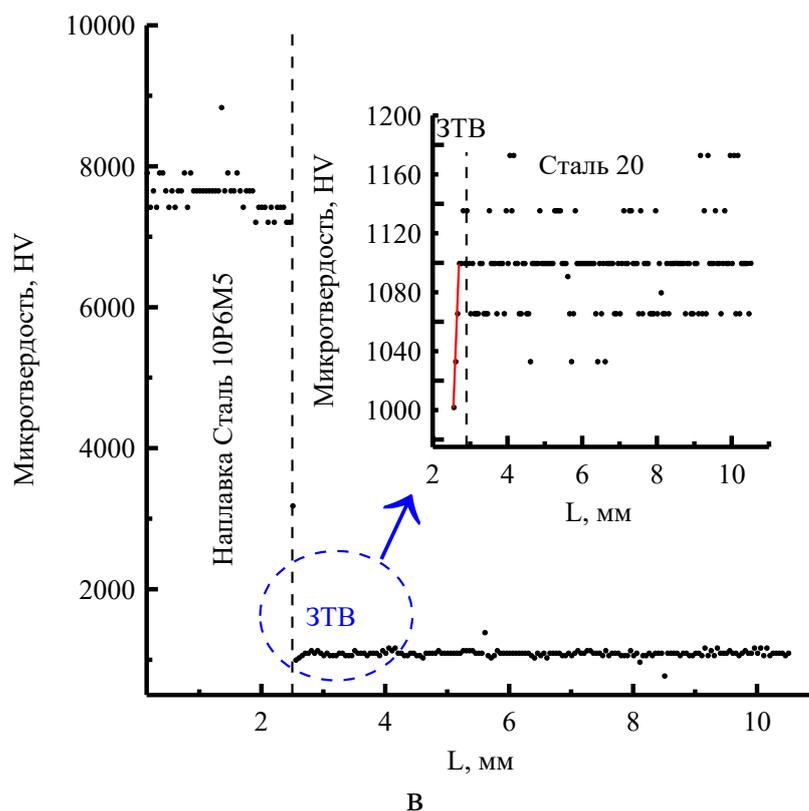


Рисунок 3.7 – Изменение микротвердости по толщине покрытия и основного металла стали 20 после одного (а), двух (б) и трех (в) проходов электронного пучка

После второго прохода за счет резкого измельчения ферритно-перлитной структуры ЗТВ величина микротвердости в ней остается на уровне значений характерных для первого прохода, рис. 3.7,а,б. После третьего прохода твердость в ЗТВ даже несколько падает относительно исходного значения при общем уменьшении ширины ЗТВ до 0.35 мм, рис. 3.7,в.

Дополнительное введение карбида вольфрама в наплавочную смесь (сталь 10P6M5+30%WC) приводит к уменьшению теплового воздействия на ЗТВ в ходе второго и третьего прохода. Это обусловлено более значительным поглощением тепла в процессе наплавки за счет присутствия тугоплавкого карбида вольфрама. Поэтому дисперсная феррито-перлитная структура в ЗТВ формируется только после третьего прохода электронного лучка, рис. 3.8. Для чистой стали 10P6M5 такая структура формировалась после второго прохода, рис. 3.2,б, рис. 3.5,а. Данные структурные изменения находят свое отражение и в изменении твердости ЗТВ в зависимости от числа проходов электронного пучка, рис. 3.9.

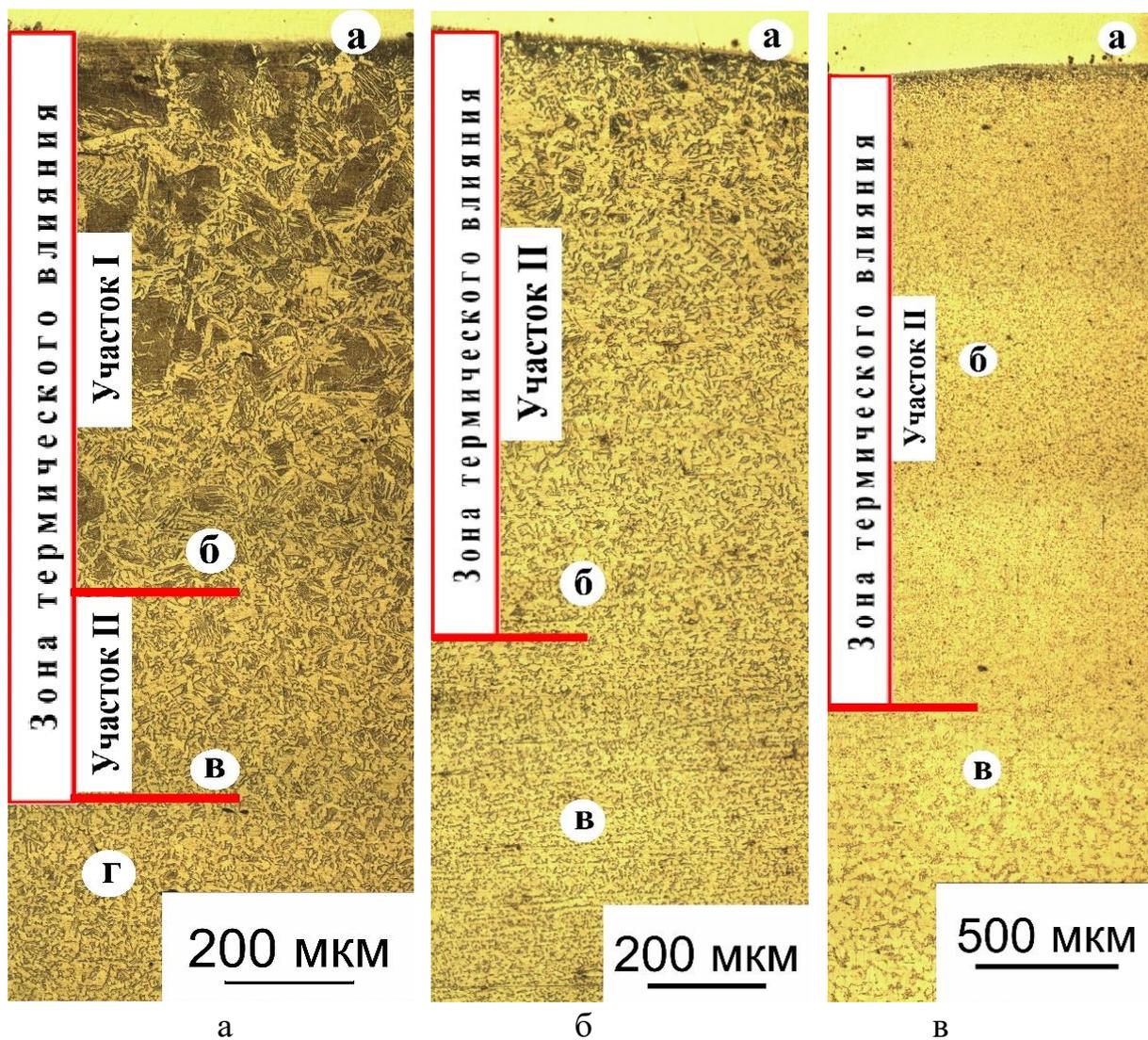
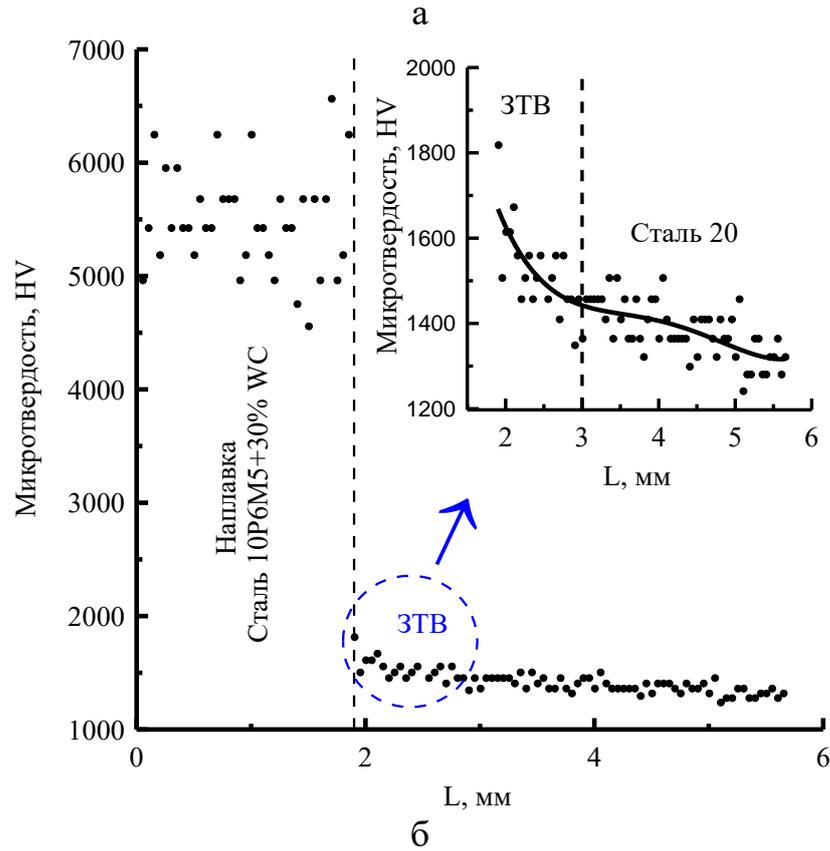
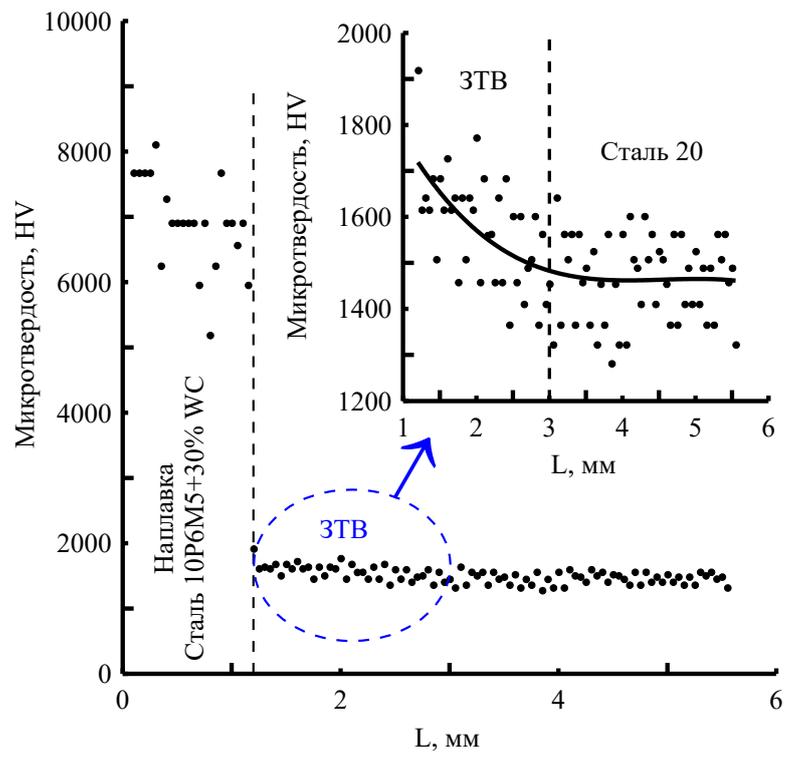


Рисунок 3.8 – Структура поперечного сечения наплавленных композиционной смесью сталь 10P6M5+30%WC; а – один, б – два и в – три прохода электронным пучком.



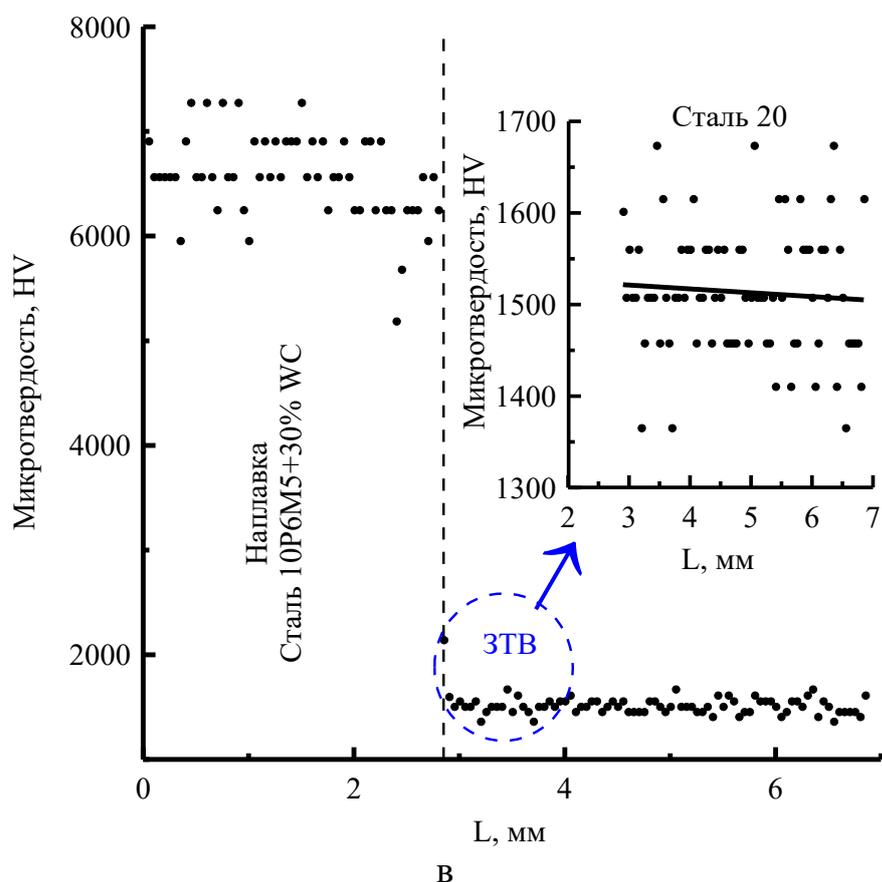


Рисунок 3.9 – Изменение микротвердости по толщине покрытия и основного металла стали 20 после одного (а), двух (б) и трех (в) проходов электронного пучка

Детальный анализ ЗТВ на стали 40Х был проведен ранее в дипломной работе студента Матюшкина А.В. в 2016 году. В ней показано, что в зоне термического влияния, помимо переходной зоны между наплавленным покрытием и основным металлом, можно выделить три участка, отличающихся макростроением, рис. 3.10. Для образца, покрытие которого было сформировано за один проход, участок, непосредственно прилегающий к переходной зоне, имеет грубую мартенситно-бейнитную структуру, рис. 3.10,а. Это связано со значительным перегревом исходного аустенитного зерна. Толщина этого участка не превышает 0.6 мм. Из анализа твердости Стали 40Х в зависимости от режима термической обработки и ее сравнение с твердостью ЗТВ непосредственно под границей сплавления (рис. 3.10) можно сделать вывод, что первый участок ЗТВ соответствует закаленному состоянию, так как твердость его немного выше, чем после стандартной термической обработкой, рис 3.11.

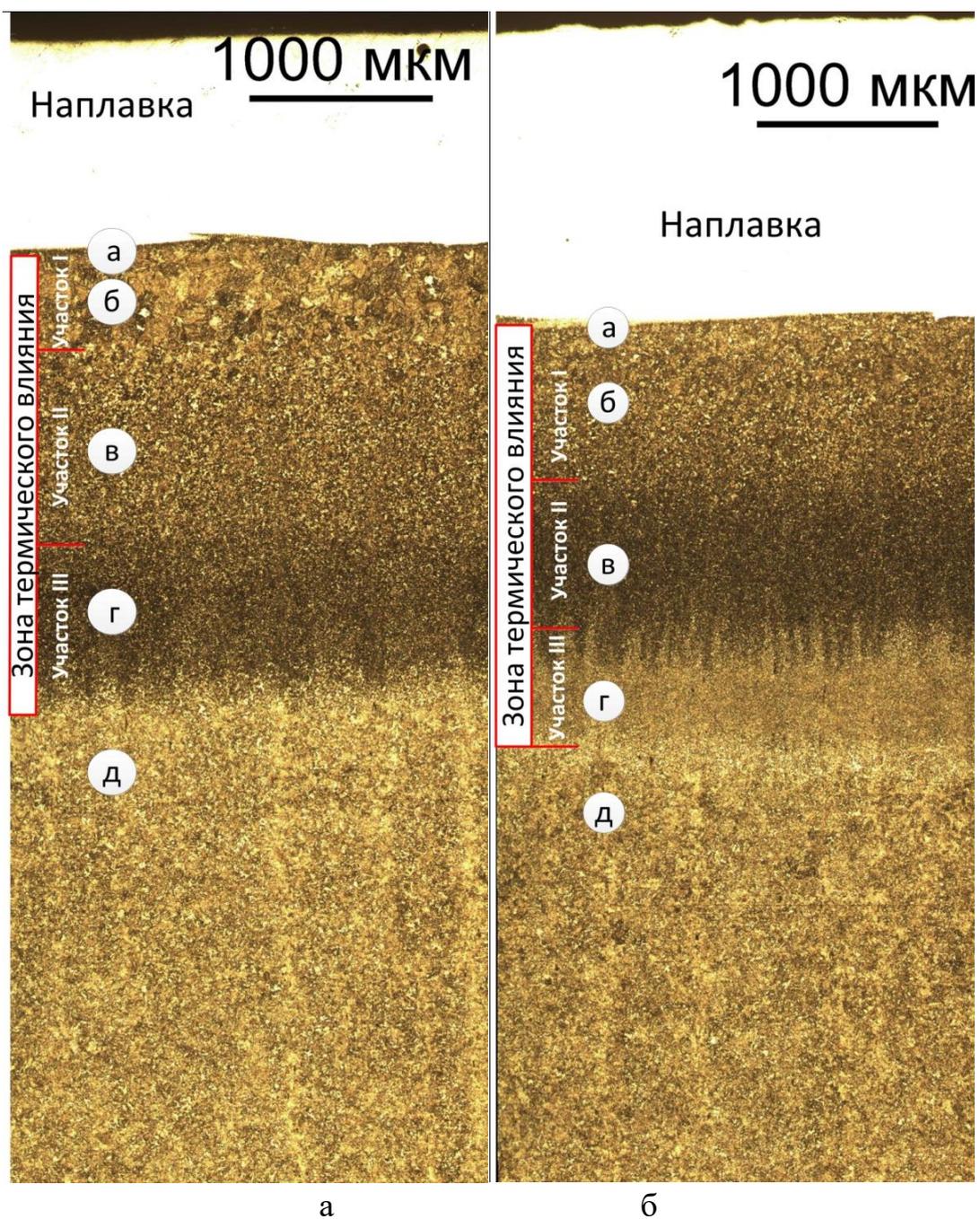


Рисунок 3.10 – Структура поперечного сечения образцов 40Х с наплавленным покрытием; а – один и б – два прохода электронного пучка. Буквами на рисунке представлены участки ЗТВ и основного металла

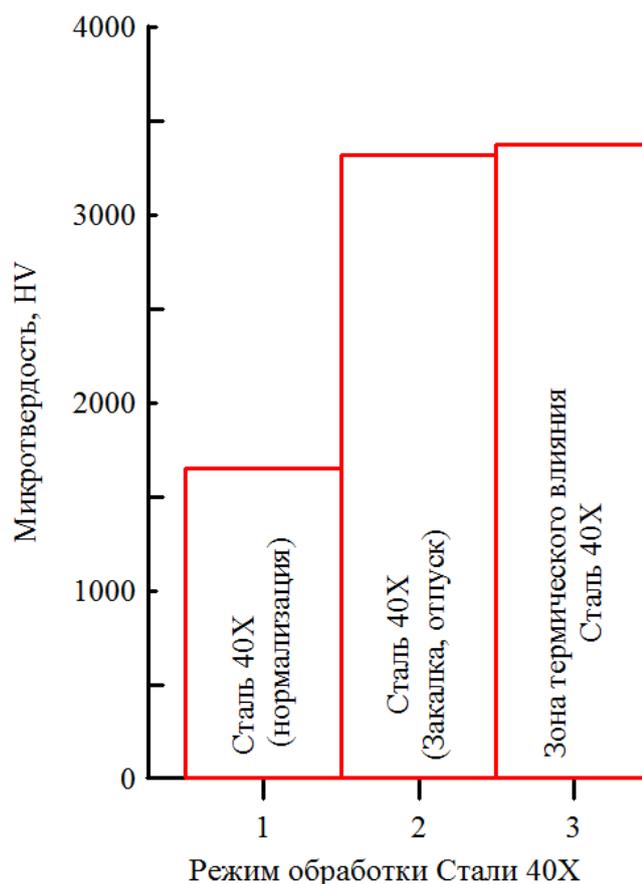


Рисунок 3.11 – Диаграмма твердости в зависимости от термической обработки Стали 40X

Далее формируются два участка, в которых уменьшается размер, как ферритных зерен, так и перлитных колоний. Толщина участка 2 составляет ~1 мм, а участка 3 – 0.7 мм. Ниже третьего участка микроструктура не отличается от исходной стали 40X, рисунок 3.12.

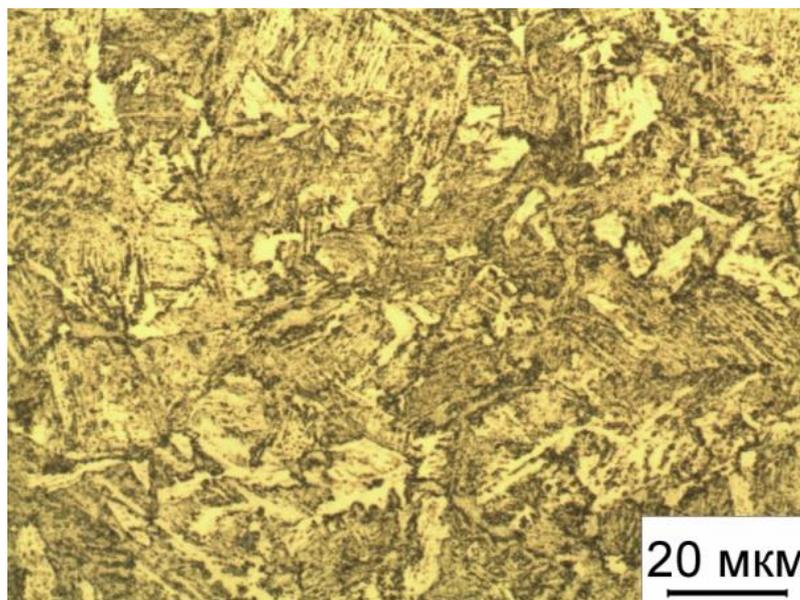


Рисунок 3.12 – Микроструктура основного металла стали 40X

Для образца, наплавленного за два прохода, участок с грубой мартенситно-бейнитной структурой отсутствует, рис. 3.10,б. Все три участка характеризуются увеличением дисперсности структурных составляющих. Протяженность 1, 2 и 3 участков равна 0.8, 0.8 и 0.6 мм, соответственно, рис. 3.10,б.

На рисунке 3.13,а представлена исходная структура стали У8. Анализ данной микроструктуры свидетельствует о наличии колоний перлита, что соответствует структуре эвтектоидной стали. При анализе структуры с меньшим увеличением хорошо проявляются менее протравленные полосы, в которых формируется дисперсная перлитная структура, рис. 3.13,б. Наличие таких полос обусловлено структурной наследственностью, которая была получена при прокатке. Кроме того в данных полосах наблюдаются вытянутые неметаллические включения.

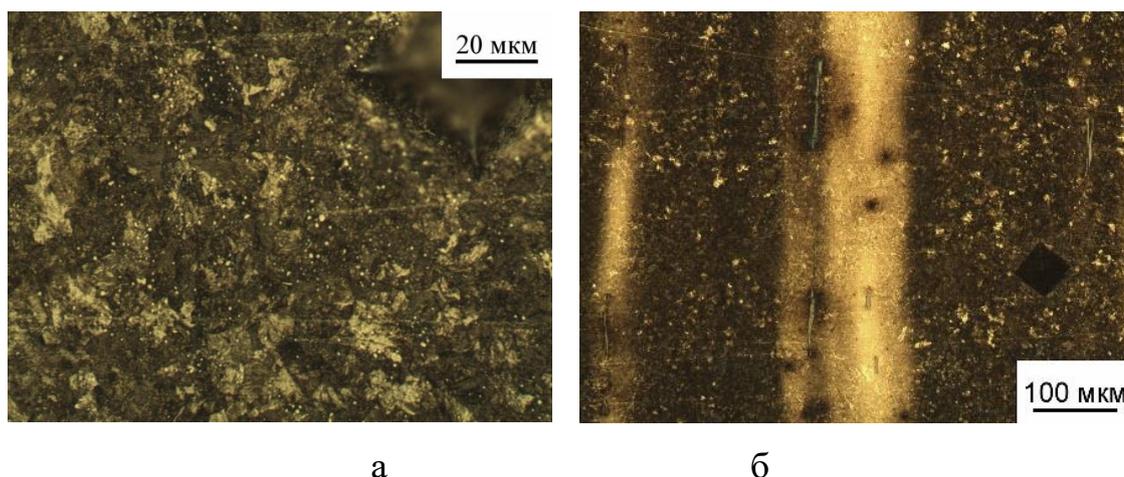


Рисунок 3.13 – Структура основного металла стали У8

В процессе наплавки порошка стали 10P6M5 в основном металле У8 сформировалась зона термического влияния, протяженность и структура которой зависит от числа проходов электронного пучка, рис. 3.14. После первого прохода электронного луча зону термического влияния можно разделить на два участка, структура которых отличается друг от друга. Структура первого участка состоит из аустенитной матрицы в объеме зерен которой располагаются иглы мартенсита рис. 3.15,а. Сталь У8 после электронно-лучевой наплавки имеет

твердость которая характерна, твердости закаленного состояния после стандартной термической обработки, рис. 3.16.

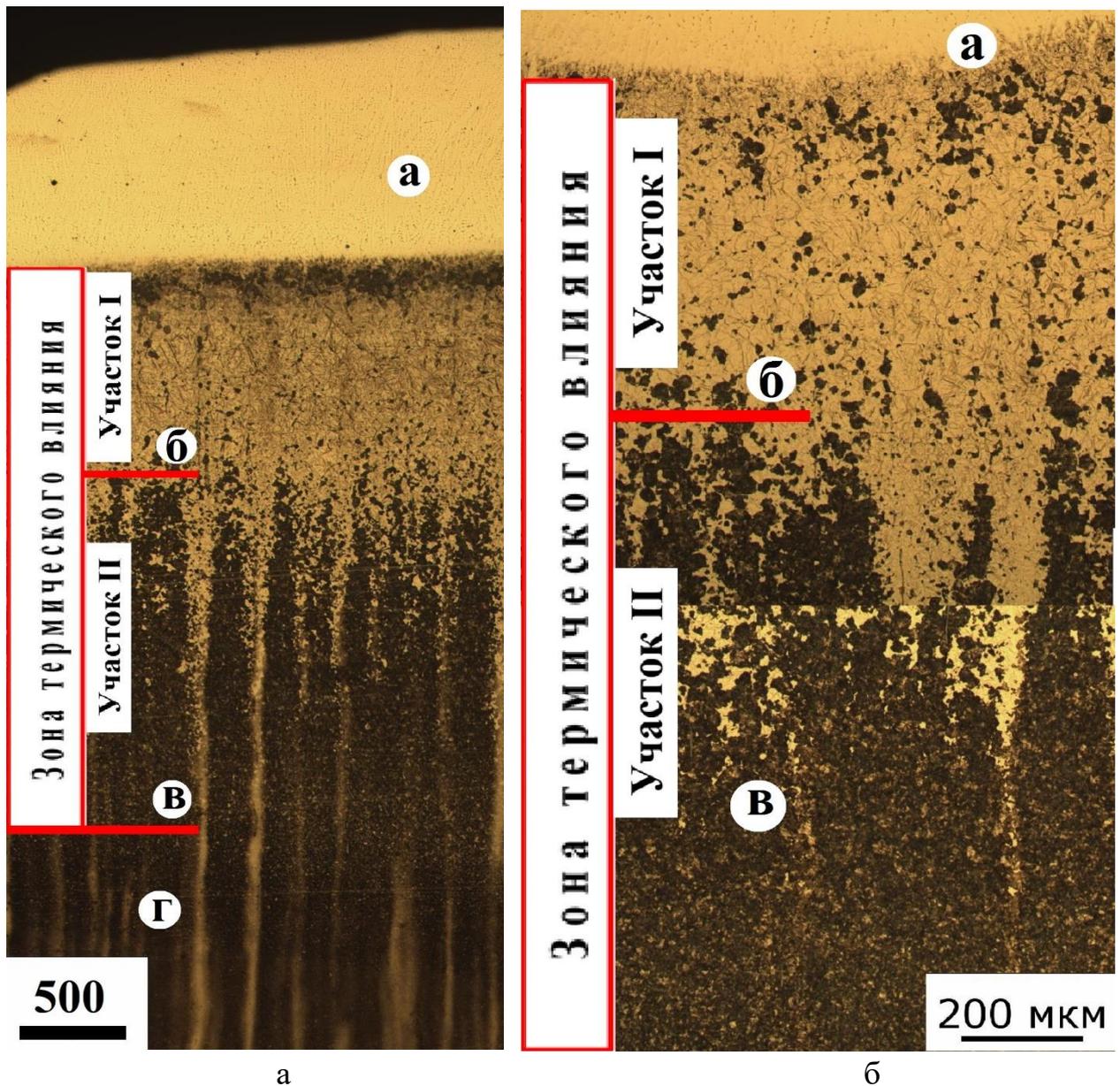


Рисунок 3.14 – Структура поперечного сечения образцов сталь У8 с наплавленным покрытием; а – один и б – два прохода электронным пучком буквами на рисунке представлены участки ЗТВ и основного металла, микроструктура которых представлена на рисунках 3.16

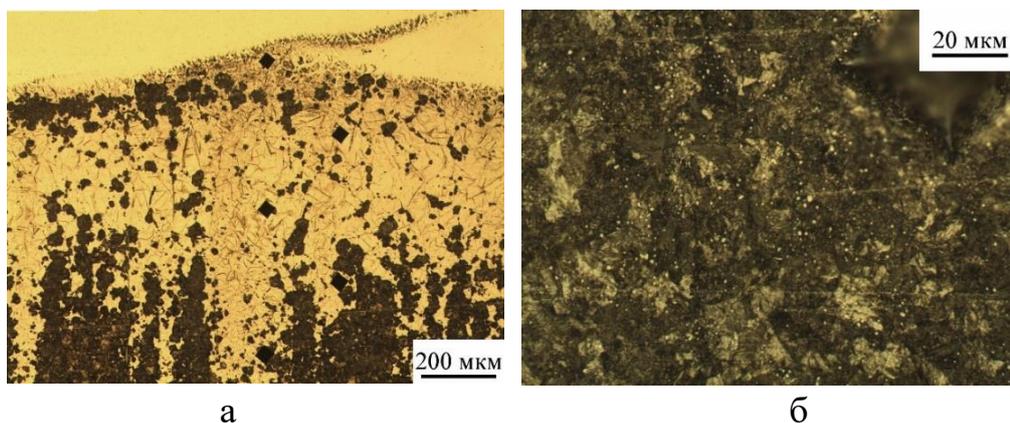


Рисунок 3.15 – Микроструктура в зоне термического влияния основного металла (сталь У8) после наплавки в один проход; структуры под буквами соответствуют участкам ЗТВ маркированным на рисунке 14

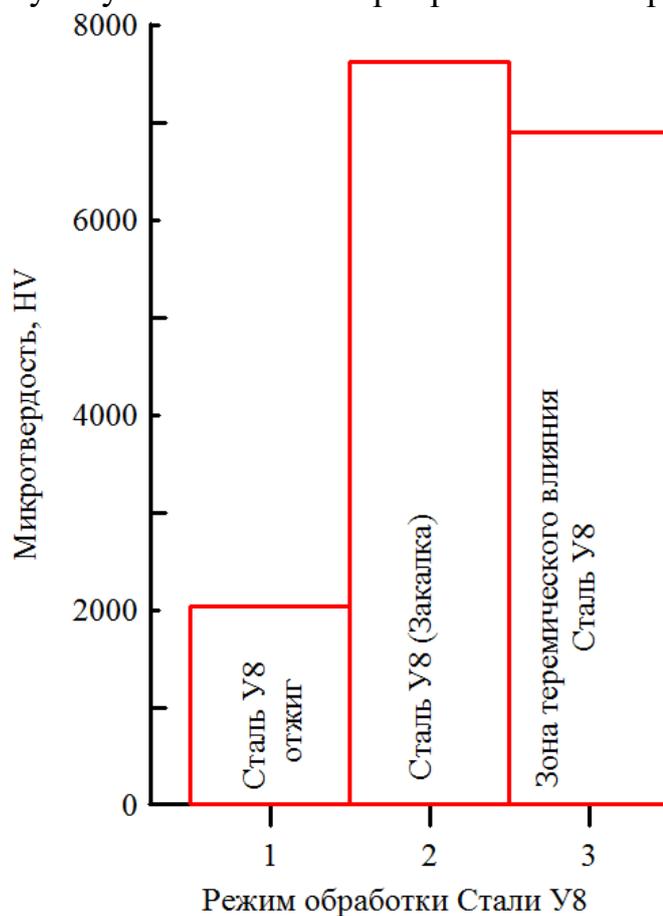


Рисунок 3.16 – Диаграмма твердости в зависимости от термической обработки стали У8

Во втором участке структура состоит из перлита (рис. 3.15,б), через который проходят светлые полосы вглубь основного металла. Толщина первого участка составляет 1, а второго 2,6 мм. Далее структура характерна для исходной Стали У8, рис. 3.13.

После второго прохода электронно-лучевой наплавки в ЗТВ так же образуется два участка, рис.3.14,б. Первый участок имеет закаленную структуру (рис. 3.17,а), что и после наплавки первого прохода рис. 3.15,а. Второй участок имеет перлитную структуру с присутствием ферритных зерен в малом количестве, рис. 3.17,б.

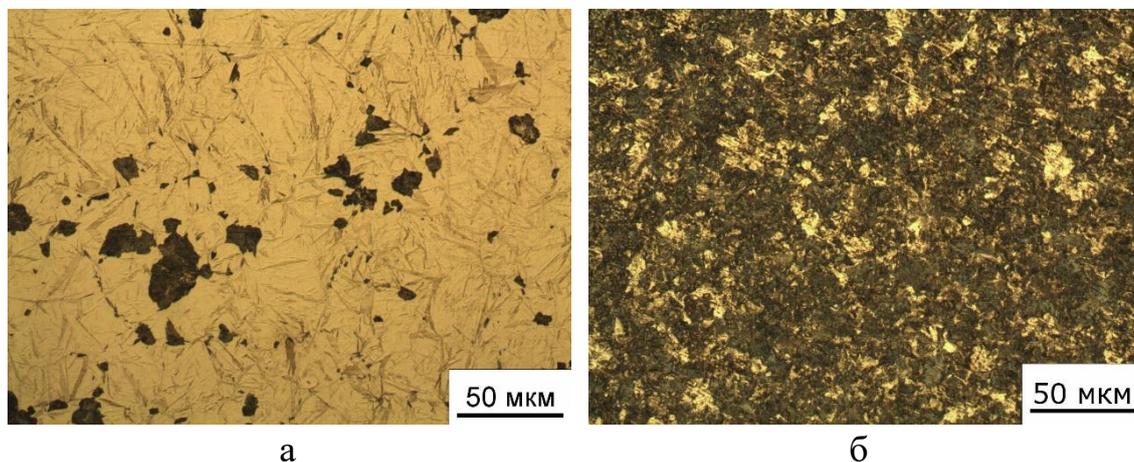
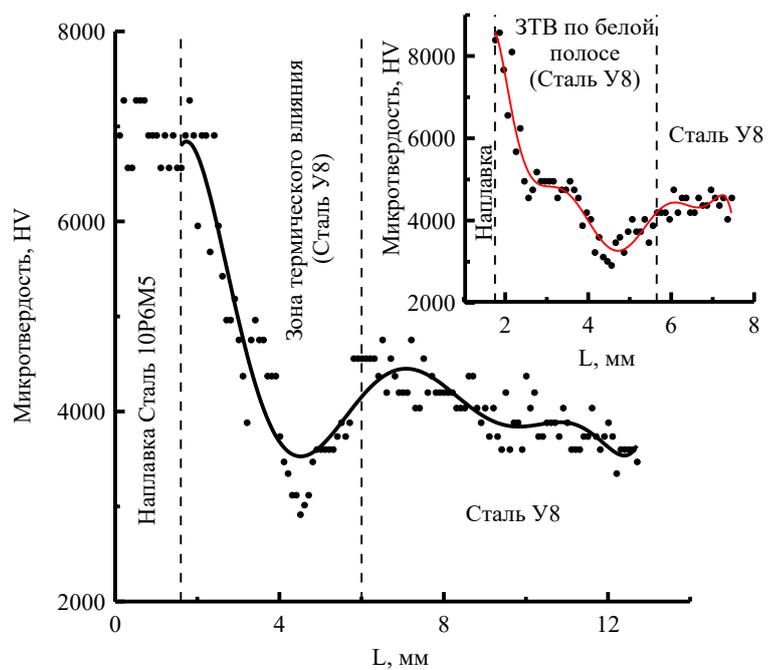
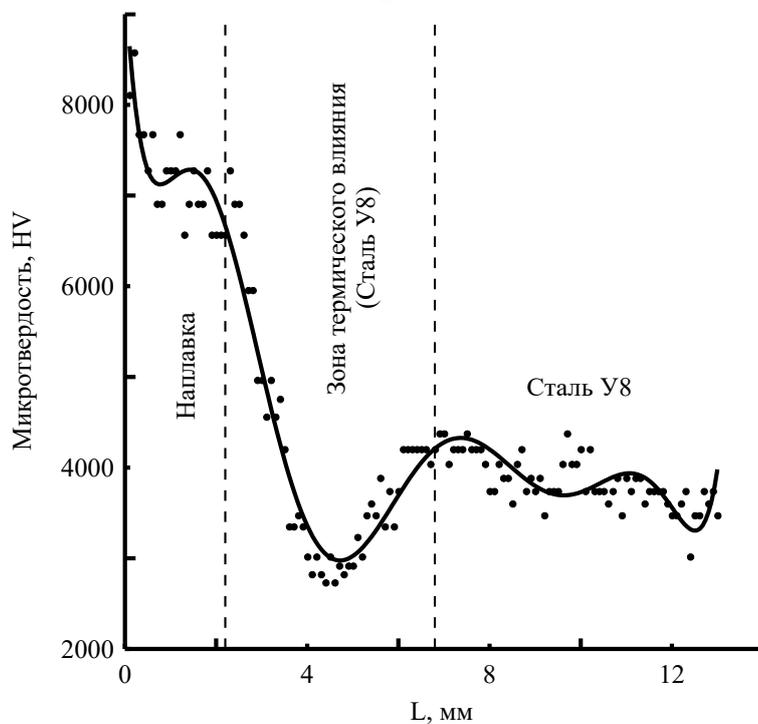


Рисунок 3.17 – Микроструктура в зоне термического влияния основного металла (сталь У8) после наплавки в два прохода; структуры под буквами соответствуют участкам ЗТВ маркированным на рисунке 3.14,б

На рисунке 3.18 представлены графики изменения микротвердости наплавки и зоны термического влияния основного металла Стали У8. На этих графиках хорошо видно границу между наплавкой и основным материалом независимо от числа проходов. После первого прохода (рис. 3.18,а) профиль микротвердости в ЗТВ можно разделить на три участка: первый участок показывает твердость покрытия величина которой составляет 6950 МПа, далее идет резкий спад твердости до 2900 МПа и далее подъем до 4300 МПа, а дальше твердость соответствует исходной для Стали У8. Высокая твердость в ЗТВ характерна для первого участка (рис. 3.14,а), что соответствует закаленному состоянию после наплавки первого прохода. Далее была исследована твердость ЗТВ белой полосы. В ней твердость выше, чем на темных участках. Это связано с их большей подкалкой в процессе наплавки электронным лучом. Толщины ЗТВ по белой и темной полосе равны и составляют ~ 4.2 мм. После второго прохода твердость как покрытия, так и ЗТВ не изменяется, а протяженность ЗТВ увеличилась с 4.4 до 4.6 мм.



а



б

Рисунок 3.18 – Изменение микротвердости от наплавки и основному металлу (Сталь У8) в зависимости от количества проходов; а – один, б – два прохода электронным лучом

На рисунке 3.19 показано изменение ширины ЗТВ от содержания углерода в основном металле. Анализируя данные можно сделать вывод, что при изменении содержания углерода в основном металле от 0.2 до 0.4 % (вес) ширина ЗТВ увеличивается но не значительно, а при увеличении углерода до 0.8% ширина ЗТВ увеличивается в ~2 раза и не изменяется вне зависимости от числа проходов электронного луча при наплавке (2 прохода).

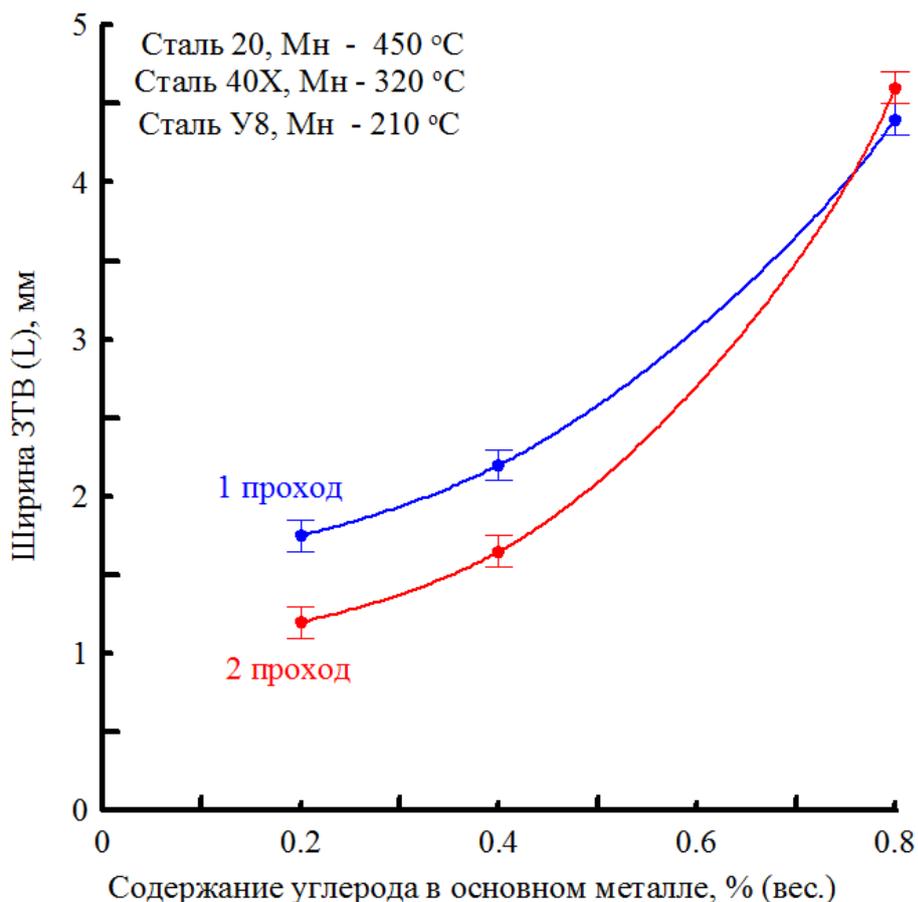


Рисунок 3.19 – Сравнение ширины ЗТВ от содержания углерода в основном металле % (вес)

На рисунке 3.20 представлено изменение твердости в ЗТВ от содержания углерода в основном металле. На основании этих данных можно сделать вывод, что при наплавке первого и второго прохода на основной металл содержащий 0.2 и 0.4% углерода твердость в ЗТВ возрастает с 1458 до 1615 ГПа с 3500 до 3888 ГПа соответственно. При наплавке на Сталь У8 твердость в ЗТВ остается неизменной после двух проходов и равна 6910 ГПа.

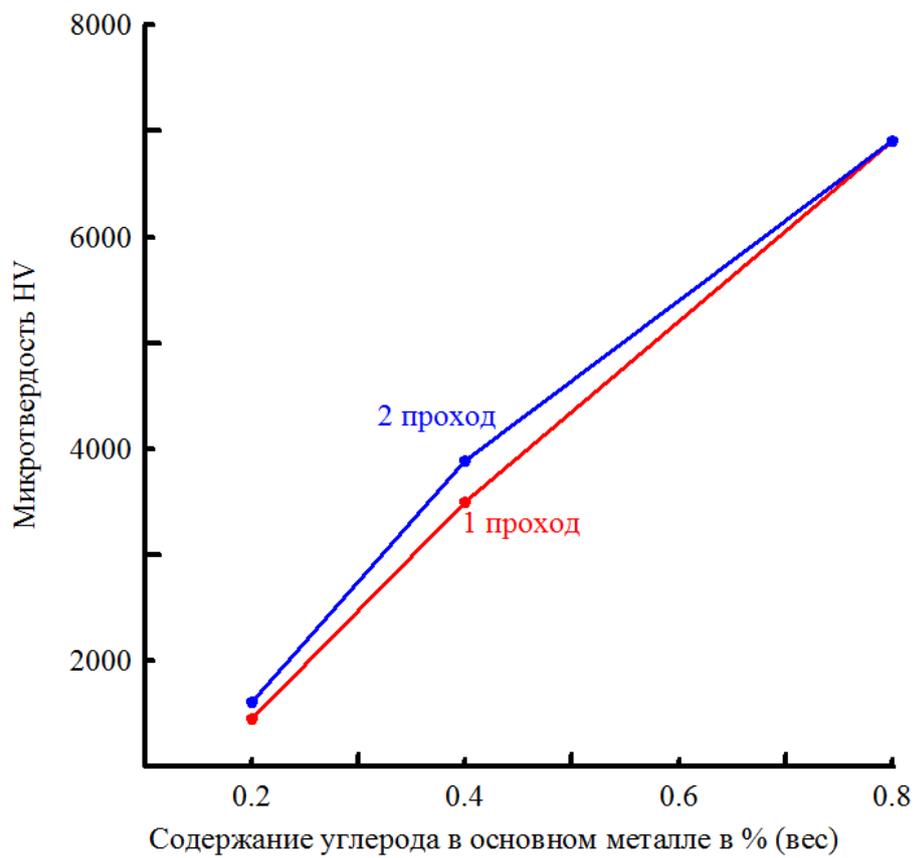


Рисунок 3.20 – Сравнение твердости в ЗТВ от содержания углерода в основном металле % (вес)

## **4 Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение**

### **4.1 Fast – анализ**

Целью данной работы является с помощью Fast анализа выявить оптимальные функции используемого объекта для исследования микротвердости, (микротвердомера) ПМТ–3М.

В качестве предмета исследования выбран микротвердомер ПМТ–3М показанный на рис. 4.1, так как с помощью него производились основная часть исследования по измерению микротвердости.



Рисунок 4.1 – Микротвердомер ПМТ-3М

### **4.1 Описание главной, основных и вспомогательных функций, выполняемых объектом**

В данном разделе рассмотрим из каких деталей состоит микротвердомер ПМТ–3М. Выявим из каких деталей состоит этот прибор и разобьем их на: главные, основные и вспомогательные функции. Данные прибора показаны в таблице 4.1.

Таблица 4.1 – Классификация функций, выполняемых объектом

Наименование детали (узла, процесса)	Количество деталей на узел	Выполняемая функция	Ранг функции		
			Главная	Основная	Вспомогательная
1.Основание	1	Обеспеч.устойч. микротверд.			X
2.Колонна	1	Обеспечивает перемещение кронштейна и тубуса		X	
3.Гайка	1	Обеспечивает передвижение кронштейна и тубуса			X
4.Зажимной винт	1	Обеспечивает крепление кронштейна			X
5.Барашек грубого движения	1	Обеспечивает грубое движение тубуса		X	
6.Барашек микрометрического движения	1	Обеспечивает микрометрическое движение тубуса		X	
7.Рукоятка	1	Обеспечивает стопорение грубого движения тубуса			X
8.Барашек	1	Определяет высоту			X
9.Предметный столик	1	Обеспечивает установку рассматриваемого образца		X	
10.Винт	1	Обеспечивает перемещение в двух взаимно перпендикулярных плоскостях столик			X
11.Стопорный винт	1	Обеспечивает стопорение столика			X
12.Рукоятка	1	Обеспечивает поворот столика			X
13.Призма	1	Обеспечивает исследование поверхностей цилиндрических предметов		X	

Продолжение таблицы 4.1

14.Пластина	1	Обеспечивает поместить предмет любой конфигурации			
15.Механизм нагружения (шток)	1	Обеспечивает необходимое нагружение			
16.Оправка с алмазной пирамидой	1	Обеспечивает нанесение укола на исследуемый объект	X	X	
17.Гирька	1	Обеспечивает необходимое усилие		X	
18.Рукоятка арретира	1	Обеспечивает опускание штока	X		
19.Осветитель	1	Обеспечивает освещение исследуемого предмета	X	X	
20.Светофильтры	1	Обеспечивают контрастность исследуемого предмета			
21.Трансформатор	1	Обеспечивает питание	X		
22.Винтовой окуляр-микрометр	1	Обеспечивает наблюдение исследуемого предмета	X	X	

На основании таблицы 4.1 можно сказать, что пять выполняют главных , (Трансформатор, осветитель и т.д.) одиннадцать основных (Гирька, предметный столик и т.д.) и восемь вспомогательных (Винт, рукоятка и т.д.) функции.

## 4.2 Определение значимости выполняемых функций объектом

После определения главных, основных и вспомогательных функций, на которые делится данный прибор построим таблицу 4.2. Для определения значимости выполняемых функций, объектом исследования является ПМТ–3М.

Таблица 4.2.1– Матрица смежности.

	Основа ние	Колон- на	Гайка	Зажим- ной винт	Бара- шек грубо- го	Бара-	Рукоят
Основание	=	>	>	>	<	<	>
Колонна	<	=	>	>	<	<	>
Гайка	<	<	=	<	<	<	<
Зажимной винт	<	<	>	=	<	<	>
Барашек грубого движения	>	>	>	>	=	<	>
Барашек микрометрического движения	>	>	>	>	>	=	>
Рукоятка	<	<	>	<	<	<	=

Продолжение таблицы 4.2.2

	Бара- шек	Пред- мет-	Винт	Сто- пор-	Руко- ятка	Приз- ма	Плас- тина
Барашек	=	<	>	>	>	<	>
Предмет. столик	>	=	>	>	>	<	>
Винт	<	<	=	<	<	<	>
Стопорный винт	<	<	>	=	>	<	>
Рукоятка	<	<	>	>	=	<	>
Призма	>	>	>	>	>	=	>
Пластина	<	<	>	<	<	<	=

Продолжение таблицы 4.2.3

	Механизм нагружения	Оправ. с алмаз. пирам	Гирька	Рукоятка арретира	Осветител	Светофиль- тры	Транс- форматор
Механизм нагружения	=	<	>	>	<	>	<
Оправка с алмазной пирамидой	>	=	>	>	>	>	<
Гирька	<	<	=	<	<	>	<
Рукоятка арретира	<	<	<	=	<	>	<
Осветитель	>	<	>	>	=	>	<
Светофильтры	<	<	<	<	<	=	<
Трансформатор	>	>	>	>	>	>	=

Примечание: «<» – менее значимая; «=» – одинаковые функции по значимости; «>» – более значимая.

Анализируя данную таблицу, были определены менее значимы или более значимы детали входящие в конструкцию микротвердомера, Корреляции между деталями выявлено не было.

Составив матрицу смежности преобразовываем её в матрицу количественных соотношений функций таблица 4.3.

Таблица 4.3.1 – Матрица количественных соотношений функций

	Основание	Колонна	Гайка	Зажим-ной	Барашек	Барашек	Рукоятка	Итого	
Основание	1	1,5	1,5	1,5	0,5	0,5	1,5	8	0,16
Колонна	0,5	1	1,5	1,5	0,5	0,5	1,5	7	0,14
Гайка	0,5	0,5	1	0,5	0,5	0,5	1,5	5	0,1
Зажимной винт	0,5	0,5	1,5	1	0,5	0,5	1,5	6	0,12
Барашек грубого движения	1,5	1,5	1,5	1,5	1	0,5	1,5	9	0,18
Барашек микрометрического движения	1,5	1,5	1,5	1,5	1,5	1	1,5	10	0,2
Рукоятка	0,5	0,5	1,5	0,5	0,5	0,5	1	5	0,1
								$\Sigma=50$	$\Sigma=1$

Продолжение таблицы 4.3.2

	Барашек	Пред-мет-ный столик	Винт	Стопорный винт	Рукоятка	Призма	Пластина	Итого	
Барашек	1	0,5	1,5	1,5	1,5	0,5	1,5	8,5	0,17
Предметный столик	1,5	1	1,5	1,5	1,5	0,5	1,5	9	0,18
Винт	0,5	0,5	1	0,5	0,5	0,5	1,5	5	0,1
Стопорный винт	0,5	0,5	1,5	1	1,5	0,5	1,5	7	0,14
Рукоятка	0,5	0,5	1,5	1,5	1	0,5	1,5	7	0,14
Призма	1,5	1,5	1,5	1,5	1,5	1	1,5	9,5	0,19
Пластина	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	1	4	0,08

Примечание: 0,5 при «<» менее значимая; 1,5 при «>» более значимая; 1 при «=» одинаковые функции по значимости.

Продолжение таблицы 4.3.3

	Механизм нагружения (шток)	Оправка с алмазной пирамидой	Гирька	Рукоятка арретира	Осветитель	Светофильтры	Трансформатор	Винтовой окуляр микрометр
Механизм нагружения (шток)	1	0,5	1,5	1,5	0,5	1,5	0,5	0,5
Оправка с алмазной Пирамид.	1,5	1	1,5	1,5	1,5	1,5	0,5	0,5
Гирька	0,5	0,5	1	0,5	0,5	1,5	0,5	0,5
Рукоятка арретира	0,5	0,5	0,5	1	0,5	1,5	0,5	0,5
Осветитель	1,5	0,5	1,5	1,5	1	1,5	0,5	0,5
Свето-фильтры	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	1	0,5	0,5
Трансформатор	1,5	1,5	1,5	1,5	1,5	1,5	1	1,5
Винтовой окуляр микрометр	1,5	1,5	1,5	1,5	1,5	1,5	0,5	1

Продолжение таблицы 4.3.3

	Итого	
Механизм нагружения (шток)	8,5	0,14
Оправка с алмазной пирамидой	9,5	0,16
Гирька	5,5	0,09
Рукоятка арретира	5,5	0,09
Осветитель	8,5	0,14
Светофильтры	5,5	0,09
Трансформатор	11,5	0,19
Винтовой окуляр-микрометр	10,5	0,17
	$\Sigma=60,5$	$\Sigma=1$

### **4.3 Определение значимости функций**

Определяем значимость функций путем деления балла, полученного по каждой функции, на общую сумму баллов по всем функциям. Так, для основания  $8/50=0,16$ ; колонны  $7/50=0,14$ ;  $5/50=0,1$ ; зажимного винта  $6/50=0,12$ ; барашка грубого движения  $9/50=0,18$ ; барашка микрометрического движения  $10/50=0,2$ ; рукоятки  $5/50=0,1$ ; барашка  $8,5/50=0,17$ ; предметного столика  $9/50=0,18$ ; винта  $5/50=0,1$ ; стопорного винта  $7/50=0,14$ ; рукоятки  $7/50=0,14$ ; призмы  $9,5/50=0,19$ ; пластины  $4/50=0,08$ ; механизма нагружения (шток)  $8,5/50=0,17$ ; оправки с алмазной пирамидой  $9,5/50=0,19$ ; гирьки  $5,5/50=0,11$ ; рукоятки арретира  $5,5/50=0,11$ ; осветителя  $8,5/50=0,17$ ; светофильтров  $5,5/50=0,11$ ; трансформатора  $11,5/50=0,23$ ; винтового окуляр-микрометра  $10,5/50=0,21$ .

### **4.4 Анализ стоимости функций, выполняемых объектом исследования**

Далее после определения значимости функций производим анализ стоимости функций объекта ПМТ-3М в таблице 4.4.

Таблица 4.4 – Определение стоимости функций, выполняемых объектом исследования

Наименование детали (узла, процесса)	Количество деталей на узел	Выполняемая функция	Норма расхода, кг	Трудоемкость детали, нормо-ч	Стоимость материала, руб.	Заработная плата, руб.	Себестоимость, руб.	Итого	
Основание	1	Обеспечение устойчивости микротвердомера	0,21	0,2	34,6	27,4	40,1	102,1	0,03
Колонна	1	Обеспечивает перемещение кронштейна и тубуса	2	1,75	80,2	80,1	88	248,3	0,07
Гайка	1	Обеспечивает передвижение кронштейна и тубуса	0,67	0,9	73,6	25,5	75,8	174,6	0,05
Зажимной винт	1	Обеспечивает крепление кронштейна	0,78	0,34	67,1	24,7	69,2	161	0,05
Барашек грубого движения	1	Обеспечивает грубое движение тубуса	0,82	0,87	70,5	27,7	76,8	175	0,55
Барашек микрометрического движения	1	Обеспечивает микрометрическое движение тубуса	0,9	0,78	74,3	29	79,9	183,2	0,057
Рукоятка	1	Обеспечивает стопорение грубого движения тубуса	0,32	0,45	50,8	22,7	55,7	129,2	0,04
Барашек	1	Определяет высоту	0,25	0,5	45,1	26,7	48,9	120,7	0,038
Предметный столик	1	Обеспечивает установку рассматриваемого образца	1	1	50,2	29,7	55,7	135,6	0,042
Винт	1	Обеспечивает перемещение в двух взаимно перпендикулярных плоскостях столик	0,45	0,76	34,5	22,8	38,3	95,6	0,03

Продолжение таблицы 4.4

Стопорный винт	1	Обеспечивает стопорение столика	0,44	0,32	45,2	32,4	50,1	127,7	0,04
Рукоятка	1	Обеспечивает поворот столика	0,34	0,44	42,1	30,1	47,2	119,4	0,037
Призма	1	Обеспечивает исследование поверхностей цилиндрических предметов	0,78	0,56	56,2	35,8	60,7	152,7	0,048
Пластина	1	Обеспечивает поместить предмет любой конфигурации	1	0,76	54,2	44,1	59,7	158	0,049
Механизм нагружения (шток)	1	Обеспечивает необходимое нагружение	0,7	0,43	45,7	34,9	50,1	130,7	0,041
Оправка с алмазной пирамидой	1	Обеспечивает нанесение укола на исследуемый объект	0,8	0,67	67,2	45,5	72,9	185,6	0,058
Гирька	1	Обеспечивает необходимое усилие	0,45	0,62	43,3	33,8	46,7	123,8	0,039
Рукоятка арретира	1	Обеспечивает опускание штока	0,32	0,67	46,5	40,1	48,9	135,5	0,042
Осветитель	1	Обеспечивает освещение исследуемого предмета	0,8	0,9	57,5	50,2	62,5	170,2	0,053
Светофильтры	1	Обеспечивают контрастность исследуемого предмета	0,25	0,31	45,7	38,2	48,4	132,3	0,041
Трансформатор	1	Обеспечивает питание	1,57	1,2	67,9	58,9	77,7	204,5	0,064
								$\Sigma=3165,7$	$\Sigma=1$

## 4.5 Построение функционально-стоимостной диаграммы объекта и ее анализ

Информация об объекте исследования, собранная в рамках предыдущих стадий, на данном этапе обобщается в виде функционально-стоимостной диаграммы (ФСД) (рис. 4.2).

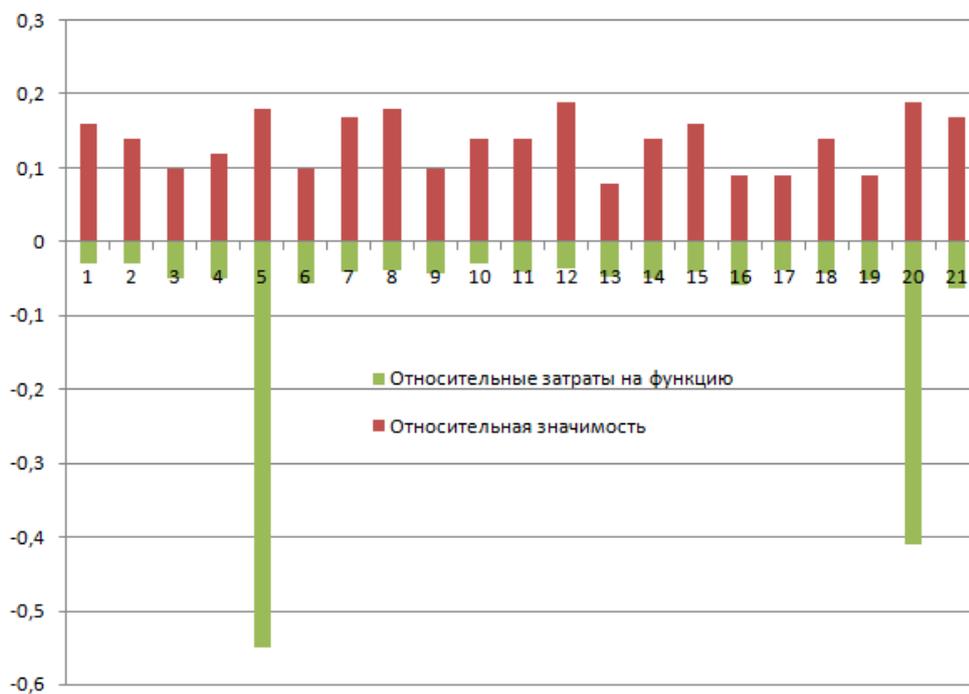


Рисунок 4.2 – Функционально-стоимостная диаграмма

Анализ, приведенный выше ФСД показывает явное наличие рассогласования по функциям 5, которым являются: барашек грубого сечения. Необходимо провести работы по ликвидации данных диспропорций.

Для того чтобы уменьшить затраты нужно приобрести микротвердомер автоматического действия с помощью программы на компьютере можно будет измерять диагонали отпечатка либо упростить конструктивность элементов. Данный твердомер будет стоить примерно 500000 тыс/руб затраты на приобретение необходимого оборудования будет нести кафедра ОТСП ИНК. Этим оборудование будут пользоваться будущие студенты кафедры. После этих изменений диаграмма будет выглядеть так.

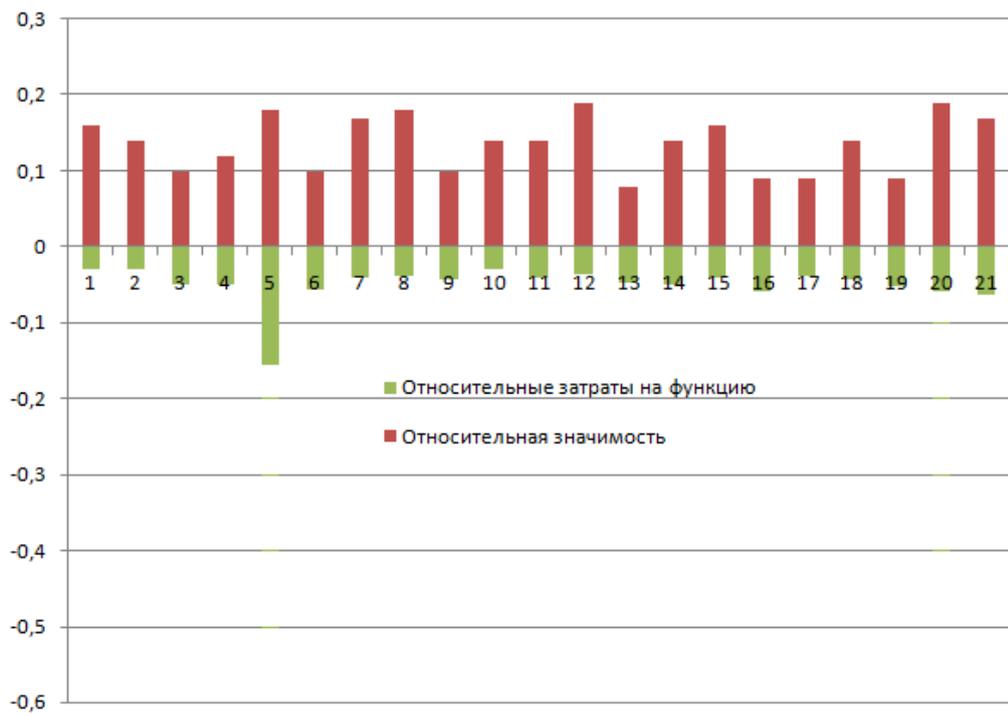


Рисунок 4.3 – Функционально-стоимостная диаграмма после оптимизации

## **5 Социальная ответственность**

При выполнении магистерской диссертации большая часть времени проводилась в 315 лаборатории 16А корпуса. В этой аудитории проводилась определение микротвердости на образцах с наплавкой с помощью микротвердомера ПМТ-3М и определение структуры с помощью компьютера.

Рабочим местом является отдельное помещение (лаборатория). Так как данное помещение находится внутри здания, на проектировщика возможны действия следующих вредных и опасных факторов: отклонение показателей микроклимата, недостаточная освещенность, превышение уровня шума, ультрафиолетовое излучение, электрический ток, пожар. Воздействие вредных производственных факторов на работающих может привести к заболеванию и снижению производительности труда.

### **5.1 Производственная безопасность**

При организации рабочего места, следует принять во внимание тот факт, что качество и производительность труда, зависят от существующих на данном рабочем месте условий труда и соответствия этих условий установленным нормам. Организация рабочего места заключается в выполнении ряда мероприятий, обеспечивающих рациональный и безопасный труд и должна соответствовать ГОСТ 22269–76.

Во время работы с компьютером и микротвердомером возможно воздействие следующих опасных и вредных физических факторов:

- 1) повышенный уровень шума на рабочем месте;
- 2) недостаточная освещенность рабочей зоны;
- 3) повышенный уровень статического электричества.

К работам с компьютером и микротвердомером допускаются лица:

- 1) прошедшие медицинское обследование;
- 2) прослушавшие вводный инструктаж по электробезопасности с присвоением 1-й квалификационной группы;

3) прошедшие курс обучения принципам работы с вычислительной техникой и специальное обучение работе на ПЭВМ с использованием конкретного программного обеспечения;

4) ознакомленные с инструкциями по эксплуатации на используемые на рабочем месте средства оргтехники (собственно ПЭВМ, принтеры, сканеры, источники бесперебойного питания и т.п.);

5) прошедшие проверку знаний правил по охране труда и пожарной безопасности.

#### *Воздушная среда и микроклимат рабочего помещения*

Микроклимат в производственном помещении оказывает существенное влияние на здоровье и самочувствие людей. Значительные колебания микроклимата могут приводить к перегреву или переохлаждению организма, что снижает производительность труда и влечет за собой заболевания и травматизм. Нормы производственного микроклимата установлены системой стандартов безопасности труда.

Микроклимат производственных помещений определяется действующими на организм сочетаниями температуры, влажности и скорости движения воздуха, а также температуры окружающих поверхностей. Оптимальные микроклиматические условия обеспечивают общее и локальное ощущение теплового комфорта в течение 8 – часовой рабочей смены, не вызывают отклонений в состоянии здоровья и создают предпосылки для высокой работоспособности.

Общие санитарно-гигиенические требования к воздуху рабочей зоны должны соответствовать ГОСТ 12.1.005–88. Оптимальные и допустимые нормы температуры, относительной влажности и скорости движения воздуха приведены в таблице 5.1 для категории 1б, к ней относятся работы с интенсивностью энерготрат 121...150 ккал/ч (140...174 Вт), производимые сидя, стоя или связанные с ходьбой и сопровождающиеся некоторым физическим напряжением.

Для помещения без избытка выделения тепла для работ категории тяжести 1б оптимальные параметры микроклимата должны соответствовать требованиям таблицы.

Таблица 5.1 – Оптимальные и допустимые нормы микроклимата в рабочей зоне производственных помещений (по ГОСТ 12.1.005–88)

Период года	Температура, °С					Относительная влажность, %		Скорость движения	
	Оптимальная	Допустимая на рабочих местах				Оптимальная	Допустимая, не более	Оптимальная, не более	Допустимая, не более
		Верхняя		Нижняя					
		Пост.	Не пост.	Пост.	Не пост.				
Холодный	22-24	25	26	21	18	40-60	75	0,1	0,1
Теплый	23-25	28	30	22	20	40-60	70	0,1	0,1

В помещении  $t = 24^{\circ}\text{C}$ , относительная влажность 55% и скорость движения воздуха равняется 0,1 м/с. Из таблицы 5.1 видно, что в анализируемой комнате параметры микроклимата соответствуют нормам.

Микроклимат комнаты поддерживается на оптимальном уровне системой водяного центрального отопления, естественной вентиляцией, а также искусственным кондиционированием и дополнительным прогревом в холодное время года.

#### *Уровень шума на рабочем месте*

Шум является общебиологическим раздражителем и в определенных условиях может влиять на органы и системы организма человека. Шум ухудшает точность выполнения рабочих операций, затрудняет прием и восприятие информации. Длительное воздействие шума большой интенсивности приводит к

патологическому состоянию организма, к его утомлению. Интенсивный шум вызывает изменения сердечнососудистой системы, сопровождаемые нарушением тонуса и ритма сердечных сокращений, изменяется артериальное кровяное давление.

Методы установления предельно допустимых шумовых характеристик стационарных машин изложены в ГОСТ 12.1.003–2014. Шум на рабочих местах также может проникать извне через открытые проемы форточек, окон и дверей из кабинета в коридор. Для оценки шума используют частотный спектр измеряемого уровня звукового давления, выраженного в децибелах (дБ), в активных полосах частот, который сравнивают с предельным спектром (таблица 5.2).

Таблица 5.2 – Уровни звукового давления (по ГОСТ 12.1.003–83)

Уровни звукового давления, дБ, в октавных полосах со среднегеометрическими частотами в Гц									Уровни звука и эквивалентные уровни звука, дБА
1,5	3	25	50	100	1000	2000	4000	8000	
86	71	61	54	49	45	42	40	38	50

Измерения уровней шума в лаборатории показали, что он не превышает нормативных значений.

#### *Освещенность рабочей зоны*

Освещение рабочего места – важнейший фактор создания нормальных условий труда. Согласно санитарно-гигиеническим требованиям рабочее место инженера должно освещаться как естественным, так искусственным освещением. Естественное освещение проникает в помещение через одно большое окно в светлое время суток. Естественное освещение по своему спектральному составу является наиболее приемлемым. Искусственное же отличается относительной сложностью восприятия его зрительным органом человека.

Недостаточная освещенность рабочего места не только уменьшает остроту зрения, но и вызывает утомление организма в целом, что приводит к снижению производительности труда и увеличению опасности заболеваний человека. Поэтому с целью обеспечения требуемых норм освещенности необходимо произвести расчет искусственной освещенности. Для расчета общего равномерного освещения при горизонтальной рабочей поверхности основным является метод светового потока (коэффициента использования), учитывающий световой поток, отраженный от потолка и стен. При работе с персональным компьютером в сочетании с работой с нормативной и технической документацией согласно действующим нормам СНиП 23–05–95 для искусственного освещения регламентирована наименьшая допустимая освещенность, а для естественного и совмещенного определены коэффициенты естественной освещенности (КЕО).

Нормативное значение КЕО для третьего пояса светового климата (расположение города Томска) в соответствии с СП 52.13330.2011 при третьем разряде зрительной работы (Шг: контраст малый и средний, фон светлый и средний), при естественном боковом освещении  $КЕО_{ен} = 1,2 \%$ , освещенность при искусственном освещении – 200 лк, ослепленность 40 ед. и пульсации искусственного освещения не более 15%. Рекомендуемая освещенность для работы с экраном дисплея составляет 200 лк, а при работе с экраном в сочетании с работой с документами 400 лк согласно СП 52.13330.2011

### *Электробезопасность*

Все оборудование должно быть выполнено в соответствии с требованиями ГОСТ Р 12.1.019–2009.

Кабинет, в котором выполнялась работа, относится к категории помещений без повышенной опасности, поскольку она характеризуется следующими признаками: температура воздуха и влажность в норме, отсутствие сырости. Но в процессе деятельности с компьютером и микротвердомером, работающим от источника тока, может возникнуть опасность поражения

электрическим током. Основными причинами этого могут послужить следующие факторы: прикосновение к токоведущим частям или прикосновение к конструктивным частям, оказавшимся под напряжением. С целью исключения опасности поражения электрическим током необходимо соблюдать следующие правила электрической безопасности:

1) перед включением компьютера и микротвердомера в сеть должна быть визуально проверена ее электропроводка на отсутствие возможных видимых нарушений изоляции, а также на отсутствие замыкания токопроводящих частей на корпус компьютера;

2) при появлении признаков замыкания необходимо немедленно отключить от электрической сети компьютера и микротвердомера;

3) запрещается при включении компьютера и микротвердомера одновременно прикасаться к приборам, имеющим естественное заземление.

К защитным мерам от опасности прикосновения к токоведущим частям электроустановок относятся: изоляция, ограждение, блокировка, пониженные напряжения, электрозащитные средства.

Среди распространенных способов защиты от поражения электрическим током при работе с электроустановками различают:

1) защитное заземление – предназначено для превращения «замыкания на корпус» в «замыкание на землю», с тем, чтобы уменьшить напряжение прикосновения и напряжение шага до безопасных величин (выравнивание самый распространенный способ защиты от поражения электрическим током;

2) зануление – замыкание на корпус электроустановок;

3) системы защитного отключения – отключение электроустановок в случае проявления опасности пробоя на корпус;

4) защитное разделение сетей;

5) предохранительные устройства.

К работам на электроустановках допускаются лица, достигшие 18 лет, прошедшие инструктаж и обученные безопасным методам труда. К тому же электробезопасность зависит и от профессиональной подготовки работников,

сознательной производственной и трудовой дисциплины. Целесообразно каждому работнику знать меры первой медицинской помощи при поражении электрическим током.

В Лаборатории реализовано защитное заземление приборов, предохранительные устройства, а также защитное разделение сетей

## **5.2 Экологическая безопасность**

Охрана окружающей среды – это комплексная проблема и наиболее активная форма её решения: сокращение вредных выбросов промышленных предприятий через полный переход к безотходным или малоотходным технологиям производства. Охрану природы можно представить как комплекс государственных, международных и общественных мероприятий, направленных на рациональное использование природы, восстановление, улучшение и охрану природных ресурсов.

Многие предприятия сейчас внедряют новейшие технологии в процесс эксплуатации, отчистки и утилизации отходов производства. Так, внедрение электрооборудования, ПЭВМ, различных средств вычислительной техники значительно упрощают процесс проектирования, эксплуатации, а также утилизации и защиты природы от вредных воздействий человечества. Например, инженер, использует электронные пакеты обработки и носители информации, что значительно сокращает применение бумаги, а значит и вырубку тысячи гектаров леса. Но применение ПК и микротвердомера приводит к увеличению затрат электроэнергии, количества электростанций и их мощностей. Соответственно, рост энергопотребления приводит к таким экологическим нарушениям, как глобальное потепление климата, загрязнение атмосферы и водного бассейна Земли вредными и ядовитыми веществами, опасность аварий в ядерных реакторах, изменение ландшафта Земли. Целесообразным является разработка и внедрение систем с малым потреблением энергии. Проблему с выбросом перегоревших люминесцентных ламп можно частично решить при выполнении требований утилизации соответствующих ламп.

При написании дипломного проекта были следующие отходы: использованная бумага, вата и ткань, которые в ходе их непригодности выкидывались в мусорное ведро, а затем и в мусорный контейнер. Ощутимых вредных выбросов в атмосферу и водные источники не производилось, радиационного заражения не произошло, чрезвычайные ситуации не наблюдались, поэтому существенных воздействий на окружающую среду и соответственно вреда природе не оказывалось.

### **5.3 Безопасность в чрезвычайных ситуациях**

Чрезвычайные ситуации относятся к совокупности опасных событий или явлений, приводящих к нарушению безопасности жизнедеятельности. К ним относятся: высокие и низкие температуры, физическая нагрузка, поражающие токсичные дозы сильнодействующих ядовитых веществ, высокие дозы облучения, производственные шумы и вибрации и многое другое могут приводить к нарушению жизнедеятельности человека.

Основными причинами возникновения чрезвычайных ситуаций являются, во-первых, внутренние, к которым относятся: сложность технологий, недостаточная квалификация персонала, проектно-конструкторские недоработки, физический и моральный износ оборудования, низкая трудовая и технологическая дисциплина. Во-вторых, внешние чрезвычайные ситуации, - это стихийные бедствия, неожиданное прекращение подачи электроэнергии, воды, технологических продуктов, терроризм, войны.

Определение воздухообмена в жилых и общественных помещениях

В жилых и общественных помещениях постоянным вредным выделением является выдыхаемая людьми углекислота ( $\text{CO}_2$ ).

Определение потребного воздухообмена производится по количеству углекислоты, выделяемой человеком и по допустимой ее концентрации.

Содержание углекислоты в атмосферном воздухе можно определить по химическому составу воздуха. Однако, учитывая повышенное содержание

углекислоты в атмосфере населенных пунктов, следует принимать при расчете содержание  $\text{CO}_2$ :

для сельских населенных пунктов  $- 0,35 \text{ л/м}^3$

для малых городов (до 300 тыс. жителей)  $- 0,375 \text{ л/м}^3$

для больших городов (свыше 300 тыс. жителей)  $- 0,4 \text{ л/м}^3$

Необходимо определить требуемую кратность воздухообмена в помещении, где работают три человека.

По таблице 3 определяем количество  $\text{CO}_2$ , выделяемой одним человеком  $g = 23 \text{ л/ч}$ . По таблице 4 определяем допустимую концентрацию  $\text{CO}_2$ ,  $X_{\text{в}} = 1 \text{ л/м}^3$  и содержание  $\text{CO}_2$  в наружном воздухе для больших городов принимаем:  $X_{\text{н}} = 0.5 \text{ л/м}^3$ .

Определяем требуемый воздухообмен:

$$L = 23 \cdot 3 / (1 - 0.5) = 138 \text{ м}^3/\text{ч}$$

О т в е т:  $L = 138 \text{ м}^3/\text{ч}$

#### **5.4 Пожарная безопасность**

Пожарная безопасность предусматривает обеспечение безопасности людей и сохранения материальных ценностей предприятия на всех стадиях его жизненного цикла. Основными системами пожарной безопасности являются системы предотвращения пожара и противопожарной защиты, включая организационно-технические мероприятия.

Возникновение пожара в кабинете может быть обусловлено следующими факторами: в современных ПК очень высокая плотность размещения электронных схем. При протекании по ним электрического тока выделяется значительное количество тепла, что может привести к повышению температуры отдельных узлов до  $100 \text{ }^\circ\text{C}$ . При этом возможно оплавление изоляции соединительных проводов, их оголение, как следствие - короткое замыкание, сопровождаемое искрением.

Следовательно, для целей обеспечения пожарной безопасности эксплуатация ПК и микротвердомера связана с необходимостью проведения

обслуживающих, ремонтных и профилактических работ. При этом используются различные смазочные материалы, легковоспламеняющиеся жидкости, прокладывают временные электропроводки, ведут пайку и чистку отдельных узлов и деталей. Также всегда есть вероятность дополнительной пожарной опасности, которая требует соответствующих мер пожарной профилактики.

Пожарная профилактика – комплекс организационных и технических мероприятий, направленных на обеспечение безопасности людей, на предотвращение пожара, ограничение его распространения, а также на создание условий для успешного тушения пожара. Успех борьбы с пожаром во многом зависит от его своевременного обнаружения и быстрого принятия мер по его ограничению и ликвидации.

Исходя из установленной номенклатуры обозначений зданий по степени пожароопасности, анализируемое в данной работе помещение относится в категории В.

Среди организационных и технических мероприятий, осуществляемых для устранения возможности пожара, выделяют следующие меры:

- использование только исправного оборудования;
- проведение периодических инструктажей по пожарной безопасности;
- назначение ответственного за пожарную безопасность помещений предприятия;
- издание приказов по вопросам усиления пожарной безопасности
- отключение электрооборудования, освещения и электропитания по окончании работ;
- курение в строго отведенном месте;
- содержание путей и проходов для эвакуации людей в свободном состоянии.

Кабинет должен быть оборудован огнетушителями (ОП–3 – 1 шт., ОУ–3 – 1 шт.). В кабинете имеется силовой щит, который позволяет мгновенно отключить электрическое питание. На видном месте в коридорах вывешены инструкции и обязанности сотрудников и план эвакуации в случае пожара. В

случаях, когда не удастся ликвидировать пожар самостоятельно, необходимо вызвать пожарную охрану и покинуть помещение, руководствуясь разработанным и вывешенным планом эвакуации.

На рисунке 5.1 представлен план эвакуации при пожаре и других ЧС из кабинета 315.

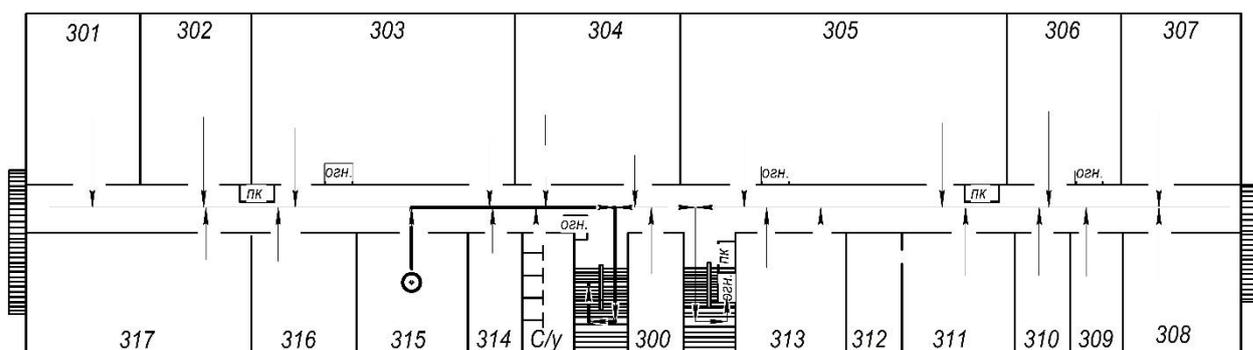


Рисунок 5.1 – План эвакуации при пожаре и других ЧС из кабинета 315.

## 5.5 Организационные мероприятия обеспечения безопасности

Помещения должны иметь естественное и искусственное освещение. Расположение рабочих мест за мониторами и другими приборами для взрослых пользователей в подвальных помещениях не допускается.

Площадь на одно рабочее место с компьютером и другими приборами для взрослых пользователей должна составлять не менее 6 м<sup>2</sup>, а объем – не менее 20 м<sup>3</sup>.

Помещения с компьютерами должны оборудоваться системами отопления, кондиционирования воздуха или эффективной приточно-вытяжной вентиляцией.

Для внутренней отделки интерьера помещений с компьютерами и другими световыми приборами должны использоваться диффузно-отражающие материалы с коэффициентом отражения для потолка — 0,7...0,8; для стен — 0,5...0,6; для пола — 0,3...0,5.

Поверхность пола в помещениях, эксплуатации компьютеров и других световых приборов должна быть ровной, без выбоин, нескользкой, удобной для

очистки и влажной уборки, обладать антистатическими свойствами. В помещении должны находиться аптечка первой медицинской помощи.

## Выводы

В работе изучена особенность формирования структуры зоны термического влияния при многопроходной вневакуумной электронно-лучевой наплавке композиционных покрытий на основной металл с разным содержанием углерода (0,2, 0,4 и 0,8%). На основе полученных данных сделаны следующие выводы.

1. В Стали 20 после наплавки первого прохода ЗТВ, общей протяженностью  $\sim 1.75$  мм, состоит из двух участков. Первый участок, непосредственно прилегающий к границе сплавления, имеет грубо игольчатую мартенситно-бейнитную структуру с присутствием феррита видманштеттова типа. В объеме металла второго участка ЗТВ формируется феррито-перлитная смесь фаз. Размер зерен феррита увеличен по сравнению с исходной структурой Стали 20.

2. При втором проходе электронного луча в объеме первого и второго участка происходит рекристаллизация, что приводит к резкому измельчению ферритного зерна. Протяженность ЗТВ  $\sim 1.2$  мм. В процессе третьего прохода феррито-перлитная структура ЗТВ имеет более крупный размер кристаллитов по сравнению со структурой, сформированной после второго прохода.

3. Дополнительное введение карбида вольфрама в наплавочную смесь (сталь 10P6M5+30%WC) приводит к уменьшению теплового воздействия на ЗТВ в ходе второго и третьего прохода. Это обусловлено более значительным поглощением тепла в процессе наплавки за счет присутствия тугоплавкого карбида вольфрама. Поэтому дисперсная феррито-перлитная структура в ЗТВ формируется только после третьего прохода электронного лучка.

4. Для стали 40X зона термического влияния состоит из трех участков: участок, непосредственно прилегающий к переходной зоне, имеет грубую мартенситно-бейнитную структуру, и два участка, в которых уменьшается размер, как ферритных зерен, так и перлитных колоний. При увеличении числа проходов электронного луча участок с грубой мартенситно-бейнитной структурой отсутствует.

5. Установлено, что в Стали У8, независимо от числа проходов электронного луча (один или два), ЗТВ делится на два участка (с аустенитно-мартенситной и перлитной структурами).

6. Показано, что при изменении содержания углерода в основном металле от 0.2 до 0.4 % (вес) ширина ЗТВ практически не изменяется, а при увеличении углерода до 0.8% ширина ЗТВ увеличивается в ~2 раза и ее твердость сохраняется на уровне 6910 ГПа.

7. Способ вневакуумной наплавки мегавольтным пучком электронов может успешно применяться для упрочнения конструкционных сталей с содержанием углерода до 0,4...0,45%.

8. В результате исследования объекта микротвердомер ПМТ-3М с помощью Fast – анализа были выявлены функции, которые функционально нецелесообразны и на них приходятся основные затраты. Методы для минимизации затрат и их оправдания приведены в пункте 4.5.

### **Список публикаций студента**

1. Шаронов К.С., Матюшкин А.В. Особенности формирования структуры зоны термического влияния в малоуглеродистой конструкционной при многопроходной вневакуумной электронно-лучевой наплавке. Научный руководитель – д-р тех. наук, проф. Гнусов С.Ф. Сборник научных трудов X Всероссийской научной конференции молодых ученых «Наука. Технологии. Инновации», Новосибирск 5-6 декабря 2016 г. в 9 ч.: НГТУ – 2016. – Ч.3. – 245-247с.

2. Шаронов К.С., Матюшкин А. В., Голковский М.Г. Особенности формирования структуры зоны термического влияния в малоуглеродистой конструкционной при многопроходной вневакуумной электронно-лучевой наплавке. Научный руководитель – д-р тех. наук, проф. Гнусов С.Ф. Сборник трудов V Международной научно-технической конференции молодых ученых, аспирантов и студентов, Томск 5-7 декабря 2016 г. ТПУ – 2016. – 464с.

## Список используемых источников

1. Гнюсов С.Ф, Дураков В.Г. Особенности технологии наплавки и подготовки композиционных наплавочных смесей Ч.1. // Сварочное производство. 2007. – №12. – 12-15с.
2. Technological applications of BINP industrial electron accelerators with focused beam extracted into atmosphere / S.N. Fadeev, M.G. Golkovski, A.I. Korchagin, N.K. Kuksanov et al. // Radiation Physics and Chemistry. – 2000. – V.57. – №3-6. – P.653-655.
3. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. // Издание 3-е, переработанное и дополненное. – М. – «Металлургия» 1983.
4. Попов А.А, Попова Л.Е. Справочник термиста // Издательство: г.Свердловск.; Машиностроительной лит-ры. 1961. – 430 с.
5. Стали и сплавы. Марочник // В.Г. Сорокин, А.В. Волоспикова, С.А. Вяткин и др. / Под общ. ред. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
6. Технологии поверхностного упрочнения деталей машин: учебное пособие // Т.Ю. Степанова. – Иваново., Иван. гос. хим.-технол. ун-т. – 2009. – 64с.
7. Электронный луч в формировании неравновесных структур: монография / С.Ф. Гнюсов, В.Г. Дураков. – г. Томск., Издательство ТПУ, 2012. – 115с.
8. Технологические процессы лазерной обработки: Учеб. пособие для вузов / А.Г. Григорьянц. – М., Изд-во МГТУ им. Н.Э. 2006. – 664с.
9. А Хасуи, О Моригаки. Наплавка и напыление // Пер. с яп. В.Н. Попова; Под ред. В.С. Степина, Н.Г. Шестеркина. – М., Машиностроение. 1985. – 240с.
10. Лазерно-плазменные технологии создания новых композиционных морозостойких покрытий на хладостойких сталях и сплавах. // С.Н. Багаев, Г.Н. Грачёв, П.А. Пинаев. – г. Новосибирск., Институт лазерной физики СО РАН, Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН. – 2015.
11. Гнюсов С.Ф, Дураков В.Г. и др. Особенности технологии наплавки и подготовки композиционных наплавочных смесей Ч.2. // Сварочное производство. 2007. – №12. – 12–15с.

12. Белюк С.И, Самарцев В.П, Рау А.Г. / Электронно-лучевая наплавка в черной металлургии // Физическая мезомеханика. 2006. – №9. – 157-160с.
13. И.М. Полетика., М.Г.Голковский и др. Формирование упрочняющих покрытий методом наплавки в пучке релятивистских электронов // Физика и химия обработки материалов. 2005. – №5. – 29-41с.
14. Microstructure evolution and mechanical properties of eutectoid steel with ultrafine or fine (ferrite + cementite) structure / Chengsi Zheng, Longfei Lia, Wangyue Yang, Zuqing Sun. // Materials Science & Engineering A 599. – (2014). – P.16-24.
15. The effects of TiC grain size and steel binder content on the reciprocating wear behaviour of TiC-316L stainless steel cermets / Chukwuma C.Onuoha, Chenxin Jin, ZoheirN.Farhat, GeorgesJ.Kipouros, KevinP.Plucknett. // Wear. – 350-351. – (2016). – P.116-129.
16. The effect of martensite volume fraction on the scratch and abrasion resistance of a ferrite–martensite dual phase steel / Xiaojun Xu, Sybrand van der Zwaag, Wei Xu. // Wear. – №348-349. – (2016). – P.80-88.
17. The effect of ferrite–martensite morphology on the scratch and abrasive wear behaviour of a dual phase construction steel / Xiaojun Xu, Sybrand van der Zwaag, Wei Xu. // Wear. – №348-349. – (2016). – P.148-157.
18. Comparisons of the two-body abrasive wear behaviour of four different ferrous microstructures with similar hardness levels / Balaji Narayanaswamy, Peter Hodgson, Hossein Beladi. // Wear. – №350-351. – (2016). – P.155-165.
19. Abrasive wear resistance of WC–Co and WC–AISI 304 composites by ball-cratering method / L.M. Vilhena, C.M. Fernandes, E. Soares, J. Sacramento et al. // Wear. – №346-347. – (2016). – P.99-107.
20. Муль Д.О, Белоусова Н.С, Кривиженко Д.С, Шевцова Л.И. Электронно-лучевая наплавка титан- и танталсодержащих порошковых смесей на образцы из стали 40х // Обработка металлов. 2014. – № 2. – 117-126с.
21. Иванов Ю. Ф, Колубаева Ю. А, Коновалов С. В, Ковалью Н. Н. Модификация поверхностного слоя стали при электронно-лучевой обработке // Металловедение и термическая обработка металлов. 2008. – № 12. – 10-16с.

22. Батаева Е.А. Повышение конструктивной прочности углеродистых сталей путем формирования градиентной структуры с использованием вневакуумной электронно-лучевой поверхностной обработки // Автореферат. г. Новосибирск. – 2007. – 217с.
23. Лосинская А.А. Повышение износостойкости сталей методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки углеродосодержащих порошковых смесей // Автореферат. г. Новосибирск. 2013. С 190.
24. Крылова Т.А. Формирование износостойких и коррозионно-стойких покрытий вневакуумной электронно-лучевой наплавкой на низкоуглеродистую сталь // Автореферат диссертации. г. Томск. – 2011. – 163с.
25. Перовская М.В. Создание износостойких и коррозионно-стойких слоев методами вневакуумной электронно-лучевой закалки и наплавки. // Автореферат диссертации. г. Томск. – 2007. – 173с.
26. Теплых А.М. Поверхностное упрочнение низкоуглеродистой стали с использованием технологии вневакуумной электронно-лучевой наплавки борсодержащих порошков. // Автореферат диссертации. г. Новосибирск. – 2011. – 180с.
27. Иванова Е.А. Структура и свойства износостойких электронно-лучевых покрытий на основе азотистых твердых растворов. // Автореферат диссертации. г. Томск. – 2009. – 152с.
28. Муль Д.О, Шмидт А.Н. Многослойная наплавка карбидосодержащих порошковых смесей на углеродистую сталь с использование высокоэнергетического электронного пучка, выведенного в воздушную атмосферу. // I Международная научно-практическая конференция. г. Новосибирск. – 2013. – 536-541с.
29. Колесникова К.А. Композиционные износостойкие покрытия системы Ti-B-Fe, полученные методом электронно-лучевой наплавки в вакууме. // Автореферат диссертации. г. Томск. – 2008. – 170с.
30. Филимонов С.Ю. Закономерности формирования структуры и свойств поверхностного слоя стали 45, модифицированной методами электровзрывного

легирования и электронно-пучковой обработки. // Автореферат диссертации. г. Томск. – 2012. – 203с.

31. Журавина Т.В, Батаев И.А, Голковский М.Г, Руктуев А.А. Коррозионная стойкость слоев «Ti-TiA», сформированных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковой смеси на пластины из технически чистого титана. // Ползуновский вестник. 2012.– №3. – 80-84с.

32. Поляков И.А, Самойленко В.В, Ленивцева О.Г. Влияние состава защитного флюса на структуру и свойства покрытий системы «Ti-Nb» полученные методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки. г. Новосибирск. – 2013. – 71-75с.

33. Карпий С.В. Особенности поверхностного упрочнения титана при электровзрывном легировании и электронно-пучковой обработке. // Автореферат диссертации. г. Новокузнецк. – 2011. – 150с.

## Приложение А

### Раздел №1 Литературный обзор

Студент:

Группа	ФИО	Подпись	Дата
1ВМ51	Шаронов К.С.		

Консультант кафедры ОТСП:

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Доцент	Слободян М.С.	к.т.н.		

Консультант – лингвист кафедры ИЯФТ:

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Доцент	Казанцев А.Ю.	к.филол.н.		

## 1 Literary review

### 1.1 General information about structural steels 1020, 5140H, W1-7

Steel 1020. Structural steel is used for the manufacture of machine parts, structures and construction. It can be carbon and alloy steel. The carbon content in this group of steels does not exceed 0.5 – 0.6%, but it can reach 0.8 – 85%.

Details of modern machines and structures operate under conditions of high dynamic loads, stress concentrations and low temperatures. All this contributes to brittle failure and reduces the reliability of machines. Therefore, structural steel in addition to mechanical properties, determined by standard tests (tensile strength, short-term strength limit, relative extension, relative narrowing, coefficient of temperature expansion, HB) should have a high structural strength, i.e. strength, which manifests itself in a real application (details, designs) and describes their ability to withstand sudden destruction in the presence of peak voltages. Structural steels should be well processed by pressure (rolling, forging, grinding, etc.), not prone to grinding cracks, have high hardenability and low propensity to decarburization, deformation and cracking during hardening [3]. Figure 1.1 shows a diagram of the isothermal decay of a supercooled austenite of steel 1020 [4].

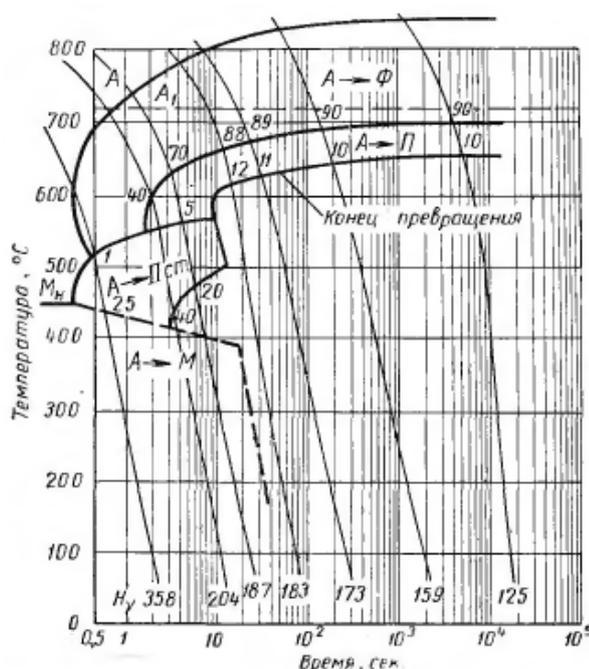


Figure 1.1 – Diagram of isothermal decomposition of supercooled austenite of steel 1020 [4]

Steel 1020 is used without heat treatment or in a normalized state. The chemical composition of steel 1020 is given in Table 1.1.

Table 1.1 – Chemical composition of steel 1020 (% by weight) [5]

C	Si	Mn	Cr	S	P	Cu	Ni	As
			не более					
0,17 – 0,24	0,17 – 0,37	0,35 – 0,65	0,25	0,04	0,035	0,25	0,25	0,08

These steels are used for wear parts that are not subjected to high loads such as cam rollers, levers, axles, bushings, spindles, forks and shifters, valve tappets, spring fingers and many other parts of autotractor and general mechanical engineering [3].

Steel 5140H. Steel 5140H refers to the structural improved, they are used after hardening and high tempering (improvement). Tempering from 860 ° C in oil and high tempering at 500 ° C. After this treatment, the steel acquires the sorbitol structure of the tempering. Steel 5140H operates under multiple loads, has a low sensitivity to stress concentrators, sufficient viscosity, high yield strength and stamina. The best combination of strength and ductility is achieved after improvement if the cross-section of this product corresponds to the critical diameter (95% martensite) for a given steel. The chemical composition of steel 5140H is given in Table 1.2 [5].

Table 1.2 – The chemical composition of steel 5140H (% wt.)

C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	S	P
				не более			
0,36 – 0,44	0,17 – 0,37	0,5 – 0,87	0,8 – 1,12	0,30	0,30	0,035	0,035

Mechanical properties of steel, hardening depend on the content of carbon in it. The hardenability depends on the content of the alloying elements. In conditions of complete hardenability, on the nature of alloying, mechanical properties depend little. An exception to the rules is the presence of molybdenum and nickel, which increase the resistance of steel to brittle fracture. But one should not try to use steel with excessively high hardenability, since the necessary high content of chromium, silicon and manganese will contribute to an increase in the tendency to brittle failure [3].

Deep calcine alloy steels are used for massive parts with a large wall thickness or large diameter. If the parts work on torsion (bending), the distribution of stresses across the section occurs unevenly: they will be maximal on the surface of the part, and in the center or in the middle they will be zero. These parts do not need through-hardening. In this case, to ensure reliable strength of the workpiece, the hardened layer (with a 95% martensite structure) must be at a depth of at least  $\frac{1}{2}$  the radius from the surface. Tensioning parts (responsible bolts, connecting rods, torsion shafts) must be provided through hardenability throughout the entire section of the workpiece (in the center of 95% martensite).

When choosing a steel, it should be borne in mind that the alloying elements increase the stability of martensite during tempering, therefore, for alloy steels, tempering at higher temperatures is required to obtain the desired hardness and strength when improved. That allows to more fully remove the quenching stress, and get the best combination of viscosity and strength.

The alloyed structural steels have an increased anisotropy of properties, i.e. Properties have differences from the direction of deformation during rolling or forging. A decrease in the anisotropy of properties is obtained by metallurgical methods (reduction in steels not of metallic inclusions, sulphides, changes in the conditions of plastic deformation).

Steel 5140H is low-alloy and provides hardenability in larger cross-sections than the corresponding carbon steels. Chromium does not have much influence on softening during tempering, but it increases the steel's tendency to temper brittleness. Initially, steel 5140H is supplied in an annealed state with structure a ferrite plus perlite. Figure 1.2 is a diagram of the isothermal decay of a supercooled austenite of 5140H steel [4].

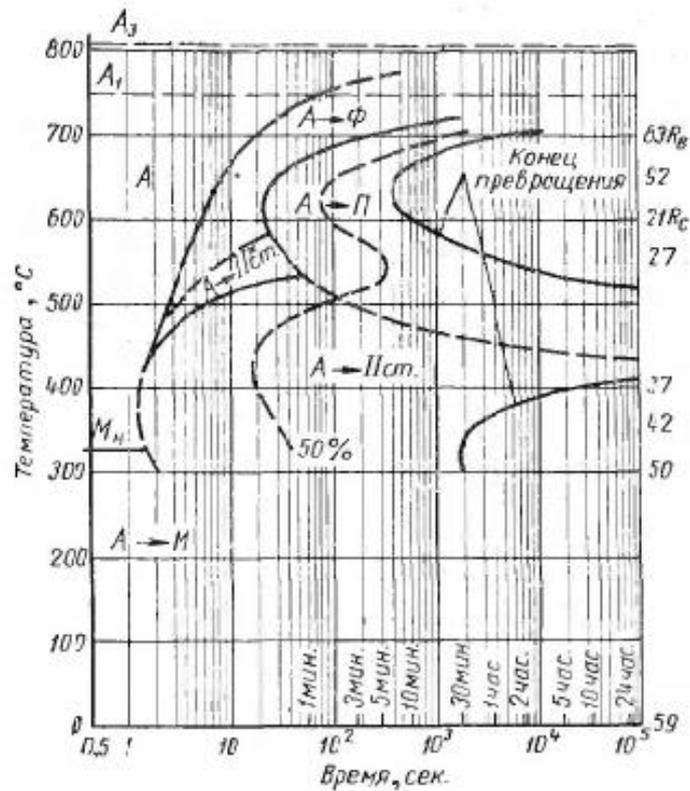


Figure 1.2 – Diagram of isothermal decomposition of supercooled austenite of steel 5140H

Carbon steel W1-7. The carbon steel tool W1-7 due to the low stability of the supercooled austenite has a slight hardenability and, therefore, these steels have been used for small tools. W1-7 is used for making woodworking tools, chisels, coreers, screwdrivers, axes, etc. Are made of steel W1-7, which, after heat treatment, has a troostite structure. Carbon steel in the initial (annealed) state has the structure of granular perlite. The hardening temperature of carbon steel W1-7 should be 760...810°C, that is, slightly higher than  $A_{c1}$ , but lower than  $A_{st}$ , in order to quench the steel with a martensitic structure and preserve fine grains and nonequilibrium secondary cementite particles. Hardening is carried out in water or aqueous solutions of salts [3]. Table 1.3 shows the chemical composition, and shows Figure 1.3 the diagram of isothermal decomposition of supercooled austenite.

Table 1.3 - Chemical composition of steel W1-7 (% by weight) [5]

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu
			не более				
0,76 – 0,80	0,17 – 0,33	0,17 – 0,33	0,028	0,030	0,20	0,25	0,25

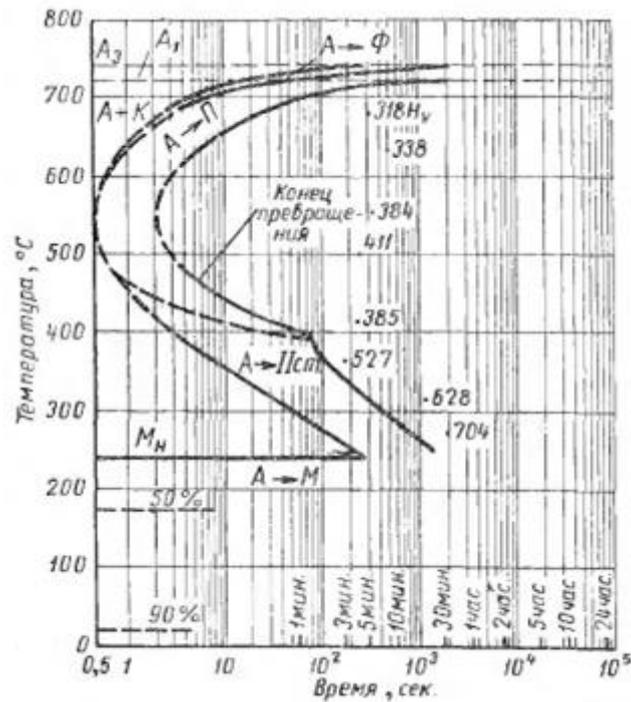


Figure 1.3 – Diagram of isothermal decomposition of supercooled austenite of steel W1-7

## 1.2 Methods of hardening

One of the most important indicators determining the demand for the projected facility is its quality. Ensuring the required quality is possible if the performance requirements for machine parts are met. The workability and reliability of the parts are provided by fulfilling the following basic requirements: strength, rigidity and resistance to various influences (wear, vibration, temperature, etc.). The fulfillment of the strength requirements for static, cyclic and shock loads must exclude the possibility of destruction, as well as the occurrence of unacceptable residual deformations. The requirements of rigidity to a part or a contact surface are reduced to limiting the

deformations arising under the action of loads that disrupt the product's performance, to the inaccessibility of loss of general stability for long parts subjected to compression, and local – in thin elements. A wear resistance of the part must be provided, which significantly affects the durability of the mechanism. It is enough that not all the above requirements are fulfilled for each part, but only those that are associated with its operation. Parts experiencing maximum stresses on the surface (bending, contact stresses) are subjected to surface hardening to increase the fatigue resistance [6]. There are following hardening methods, which are presented in Figure 1.4 in the form of a diagram.

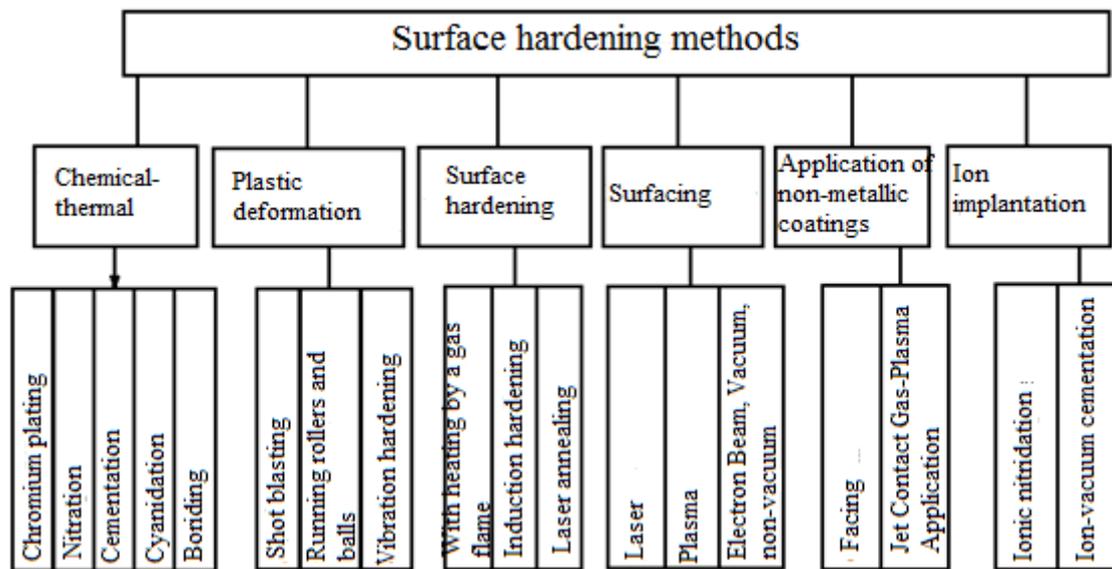


Figure 1.4 – Methods of surface hardening

In the last 20...30 years, the methods of surface modification of materials with the help of CEF irradiation with a power density  $W = 10^3 \dots 10^9 \text{ W / cm}^2$  and a long pulse have been most intensively developed  $\tau \approx 10^{-8} \dots 10^{-5} \text{ s}$ . Concentrated energy or contraction (CEF) flows are methods used to heat materials, to perform technological welding operations, heat treatment, cutting, size processing, spraying, surfacing, etc. CEF treatment is the impact on the workpiece surface solely of the energy flow, the carriers of which are particles: electrons, photons, atoms, ions concentrated in beams of limited transverse dimensions. The lower limit of energy density is assumed to be  $10^3 \text{ W/cm}^2$ .

Under the influence of concentrated energy fluxes, rapid heating ( $1 \times 10^{12}$  K/s), melting, evaporation and superfast ( $1 \times 10^{10}$  K/s) solidification of the material are realized. These processes make it possible to form amorphous and nanocrystalline structures, metastable phases, in the near-surface volume of the material, which in traditional technological processes can not be obtained. Cardinal changes in the structural-phase state of surface layers can provide an improvement in the mechanical and physical properties of the material. Therefore, these methods of surface modification of metallic materials are a promising direction of modern materials science. As sources of CEF, powerful pulsed lasers, plasma, ion and electron beams have been widely used [7].

### **1.2.1 Laser surfacing**

The first works on the investigation of the effect of laser radiation on the structure and mechanical properties of materials appeared in the second half of the 60s of the last century. The lasers used in practice generate radiation with a wavelength  $\lambda = 0.3 \dots 10.6 \mu\text{m}$ . A characteristic feature of new generation lasers is an increase in their overall efficiency: CO<sub>2</sub> – lasers – from 5...10 to 8...15%; Nd: YAG lasers – from 1...2 to 5...8%; for diode lasers – up to 42...50%. Methods of laser processing form groups based on heating, melting and shock loading of the material, depending on the power density of the laser radiation and on the time of its action. In the last decade, the combined processes of surfacing, coating and heat treatment began to develop actively. These processes are aimed at expanding the possibilities of laser processing due to the joint use of laser radiation and electric arc, plasma jet.

Heating is the most common method of laser surface hardening by phase transformations in the solid state of the surface layers of metals and alloys. To prevent melting of the surface of the processed material requires the prior application of coatings that absorb laser radiation. This also includes hardening from the liquid state.

As a result of the action of laser radiation on iron-carbon alloys, in the case of treatment with reflow, two layers with a clear boundary are formed. The first layer basically has a columnar dendritic structure. Due to the high rate of crystallization, the

principal axes of the dendrites are mainly growing perpendicular to the interface of the layers. The microstructure of the first layer consists of fine-needle martensite and residual austenite (up to 70%).

The second layer (the zone of thermal influence) has a fine-grained structure, caused by phase recrystallization of  $\alpha \leftrightarrow \gamma$  and plastic deformation under the action of thermal stresses and subsequent recrystallization. Such a change in the structure of the metal determines the increased wear resistance of tools and machine parts after laser treatment.

By melting, it is possible to carry out surface treatment methods such as doping, amorphization, cladding, as well as laser purification of the grains of metals and alloys. The thickness of the layers with high hardness and wear resistance can vary from a few microns to 1 ... 3 mm. Shock loading, caused by the action of "giant" radiation pulses, determines impact hardening of materials [7].

To improve the surface properties of the products, laser surface alloying is carried out. This is achieved by introducing into the predetermined portion of the surface various components which, when mixed with the base material, form alloys or a composition of the desired composition. The prerequisite is the preservation of a significant number of atoms of the base material in the areas of the surface processed by a laser. Thus, the principal difference between alloying and quenching is the change in the chemical composition of the surface layer of the material.

With laser surfacing, the boiling point and melting point of the most refractory components are achieved on the surface. Cooling speeds can be of the order of several thousand degrees per second, which is much higher than the rates typical for traditional methods of surfacing. This leads to a grinding of the primary structure. Thus, the distance between the axes of the second order when surfacing with high-frequency currents is  $(12...20) \times 10^{-4}$  m, for gas-melting remelting –  $(6...10) \times 10^{-6}$  m, and for laser surfacing –  $(2,5...0.5) \times 10^{-6}$  m [8].

### **1.2.2 Plasma surfacing**

On an industrial scale, plasma surfacing was used in the USSR and USA since the 1960s. Plasma surfacing in most cases is performed by direct current of direct polarity. According to the type of filler material used, the methods of plasma surfacing are divided into three groups:

- 1) surfacing with wire and rods;
- 2) surfacing on an immovable fixed additive fixed on the surface to be welded;
- 3) surfacing with powder.

The type of filler material determines the technological capabilities of the method surfacing, the design of the plasmatron and the scheme of its inclusion in the electrical circuit. Powders can be obtained from virtually any alloy, regardless of its hardness, ductility, and degree of alloying. A powder with a dispersion of 100...500  $\mu\text{m}$  is introduced into the arc of direct action of the flows of the transport gas. The productivity of surfacing depends on the size and shape of the products, the thickness of the deposited layer, the type of filler powder and other factors and is within 0.8 to 0.6 kg / h [7].

Surfacing by this method involves the occurrence between the parent metal and the burner electrode (cathode) of the electric arc, which provides the transition to the plasma state of the working gas supplied to the arc zone. At the same time, a high-temperature plasma jet flows from the nozzle of the torch, which ensures the melting of the surfacing material. When surfacing this method, two wires connected in series with the alternating current source are fed at a constant speed to the welding pool under the plasma torch, where they quickly melt under the influence of the heat of the plasma in combination with the heating of the wire itself under the action of electrical resistance when passing an alternating current. A helium mixture (75%) with argon (25%) is used to form the plasma, and argon is used as the shielding gas, which protects the weld pool and the crystallized surfacing metal behind the plasma torch from the action of the environment. When surfacing under conditions of transverse vibration of the plasma torch, a roller with a width of up to 64 mm is produced. As a surfacing material, corrosion-resistant steel, nickel and its alloys, copper alloys, etc. are used [9].

Now scientists from Novosibirsk have developed a new laser-plasma method of surfacing. The method is based on obtaining a pulsating laser plasma on the surface of the material. Focused on the surface of the substrate, pulsed-periodic laser radiation ignites an optical pulsed discharge (OPD) at atmospheric pressure or higher. Depending on the type of plasma-forming gas, the plasma has a temperature of  $(10...30) \times 10^3$  °K. The filler powder is fed into the region of the near-surface plasma. Both the surface of the substrate and the powder are heated simultaneously. The high rate of heating and cooling of OPD plasma ( $10^6$  °C/s) leads to the formation of quenching structures in the base of the material, which also contributes to the improvement of operational properties. The technique of laser-plasma deposition of self-fluxing NiCrBSi powders on the surface of 4340 and 1066 steels (operated up to -50°C) was tested for the first time. To create new composite frost-resistant coatings, a mixture of TiC solid powder and a relatively low-melting matrix based on NiCrBSi powder was made. The hardness of the coating was measured on a PMT-3 microhardnesser at a load of 2 N, and varies from 7...8 GPa, near the substrate and up to 20...25 GPa, near the surface. These hardness values are typical for NiCrBSi and TiC powders. Based on measurements of microhardness, elemental analysis, microstructure, one can conclude that, firstly, microhardness increases over the depth of the coating from the lower surface to the upper surface (from 7 to 25 GPa); secondly, an intensive mixing of the base material occurs in the molten bath (Fe) with the powder material [10].

### **1.2.3 Electron beam surfacing**

An effective method of surface hardening is vacuum surfacing in an electron beam and in a beam of relativistic electrons released into the atmosphere using powder materials. This method of surfacing has received a broader scientific investigation due to the creation of a source with a plasma emitter in the IHCE of the SB RAS and developed at the Institute of Nuclear Physics of the SB RAS. Electron beam surfacing and alloying are used to improve the properties of low-carbon steels, titanium alloys, copper and other metals with insufficiently high characteristics. Thanks to the division

of function between the main part of the part, usually cheaper, and the surface (tribological properties, heat resistance and heat resistance, corrosion resistance), it is possible to widely use these structures in various industries. This allows to increase the service life of structures while reducing the consumption of expensive steels and alloying elements [7].

#### **1.2.4 Electron beam surfacing in vacuum**

The problems of vacuum surfacing in an electron beam using powder materials were considered by many authors. The Institute of Strength Physics and Materials Science ISPMS SB RAS, has developed a highly efficient technology for electron beam surfacing in vacuum, which makes it possible to create high-quality coatings with a fine-grained structure and a minimum porosity (less than 1%).

As a method of forming a strengthened layer, the electron beam surfacing (EBS) technology in vacuum is effective. EBS has a number of advantages that distinguish it from other coating methods:

1. because of the vacuum environment in which the surfacing takes place, is carried out the refining of the weld metal is carried out;

2. the ability to smoothly and accurately control the power of the electron beam within a wide range allows surfacing with minimal penetration of the base metal, while maintaining the unchanged chemical composition of the surfacing metal;

- 3) the simplicity of the technical implementation of scanning the electron beam allows you to set the required dimensions of the surfacing bath by changing the length of the scanning of the electron beam and along with the smooth power adjustment it is easy to control the technological parameters of the surfacing process;

- 4) the small dimensions of the melt bath, the concentrated input of energy up to  $10^5$  W/cm<sup>2</sup>, and the considerable overheating of the bath in the range of the electron beam contribute to the dissolution of solid particles in the weld pool, and the minimum time of its existence due to rapid heat removal and a higher cooling rate (up to  $10^4$  K/s) the molten metal forms a supersaturated solution of the alloying elements in the matrix [7].

For EBS in a vacuum powders with a dispersion of 100...350  $\mu\text{m}$  are suitable. If the dispersion is less than 100  $\mu\text{m}$ , the powders are not sufficiently free-flowing in a vacuum, they fly off under the influence of the bath vapors and therefore it is difficult to supply them directly to the molten bath. To melt the powders more than 350 microns more energy is needed, which leads to an additional penetration of the parent metal, an increase in the residual stresses, and the growth of grain in the coating [11].

In the process of surfacing composite coatings on the basis of diborides (borides) titanium, synthesized in the process of electron beam surfacing from thermo-reactive powders. Moreover, the additional amount of heat released in the fusion zone due to the exothermic reaction between the components of the mixture contributed to the formation of coatings with a more homogeneous structure. A layered structure with a predominant content of phase components over the depth of the layer was formed. The near-surface zone of the coating consists of particles having a pronounced crystallographic faceting, bordered by thin layers of the eutectic. Studies have shown that, both in abrasive wear and wear in friction pairs, the wear resistance correlates with the aggregate hardness of the structural constituents and depends on the volume fraction of refractory compounds in the surface zone of the coating, their morphology and the properties of the metal matrix. Also coatings on the basis of titanium carbonitrides were surfacing to harden rolling rolls and face seals. In the process of working off the electron-beam surfacing technology, optimization of technological regimes and coating compositions was carried out. The optimal content of titanium carbonitrides in a binder is established, in which coatings have minimum friction coefficients and Intensity of wear. The results of the research were used to strengthen the teeth of buckets of excavators, rolling rolls, end seals, whose service life increased by 3...4 times [12].

Special attention should be paid to electron-beam surfacing by the method of a relativistic beam of electrons released into the atmosphere.

### 1.2.5. Non-Vacuum Electron Beam Surfacing

Electron accelerators created at the Institute of Nuclear Physics (INP) of the SB RAS provide deep penetration of electrons into metals with a high surface processing speed (1...5 cm/s). The depth of penetration ranges from 0.1 to 10 mm. Electromagnetic scanning can deflect the beam at an angle of  $45^\circ$  from the vertical, which ensures the processing of bands of different widths on products. The distance from the beam outlet to the workpiece does not usually exceed 150 mm. The most common distance used in the hardening and surfacing 90 mm. Alloying elements or chemical compounds (carbides, oxides, borides, etc.) in the form of a mixture with flux are applied to the surface immediately before treatment [7].

A new method of increasing the surface hardness is surface surfacing and doping in air in a beam of high-energy relativistic electrons. In this case, the linear processing capacity reaches 0.20 m/s, while scanning the electron beam –  $20 \text{ cm}^2/\text{s}$ . To obtain welded surface layers with high performance characteristics, the main one is the choice of fusion alloy components. For surfacing of samples resistant to abrasive wear are widely used as materials alloys based on carbides WC,  $\text{B}_4\text{C}$ , TiC, TaC, CrC containing Cr, C and B which makes it possible to form a heterogeneous structure on the surface having by allocating of carbides and carboborides especially high hardness and wear resistance. In the case of laser alloying of iron and steel with carbide powders and mixtures of BK3, BK5 and T15K6, the greatest resistance and wear resistance is observed in the separation of solid refractory compounds WC, TiC, VC, CrC,  $\text{CrB}_2$ , etc. Electron-beam vacuum surfacing and alloying have the best properties for layers with a hypereutectic structure containing the carbide phase separation  $\text{Me}_6\text{C}$ ,  $\text{Me}_2\text{C}$ , MeC,  $\text{Me}_7\text{C}$ . To obtain such a structure of this type, try to use the same materials for surfacing the non-vacuum electron beam surfacing [13].