

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧЕРЕЖДЕНИЕ
ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«ОРЕНБУРГСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

Аэрокосмический институт

Кафедра материаловедения и технологии материалов

ВЫПУСКНАЯ КВАЛИФИКАЦИОННАЯ РАБОТА

Направление подготовки (специальность) 15.04.01 Машиностроение

Рационализация технологии лазерной закалки за счет выбора оптимальных параметров и состава светопоглощающих покрытий

Пояснительная записка

ОГУ 15.04.01.1220.645 ПЗ

Заведующий кафедрой
канд. техн. наук, доцент

В.И. Юршев

Руководитель
д.т.н., профессор

С.Е. Крылова

Студент

И.А. Курноскин

Оренбург 2020

Аннотация

Данная выпускная квалификационная работа посвящена рационализации технологии лазерной закалки за счет выбора оптимальных параметров и состава светопоглощающих покрытий.

В работе проанализированы параметры технологического процесса лазерной закалки, влияющие на глубину и равномерность распределения закалённого слоя, а также уделено внимание разработке и выбору светопоглощающего покрытия.

В работе затрагивается проблема нерационального использования мощности, которая не обеспечивает требуемую глубину закаленного слоя и равномерность распределения твердости по всей площади поверхности.

Выполнены структурные исследования поверхностного закаленного слоя, переходной зоны и основного металла, позволившие сделать вывод что структура закаленного слоя распределение твердость по всей площади поверхности образца равномерные, в том случае, если на практике применить светопоглощающее покрытие, состоящее из органического связующего лака АС – 82, углерода технического, и растворителя Р – 647.

В заключении сформулированы выводы. Работа представляет научно-практический интерес для инженерно-технических работников в области поверхностного упрочнения методом лазерной закалки с точки зрения повышения срока его эксплуатации готовых изделий.

Работа содержит 75 листов текста, 37 рисунков, 13 таблиц, 20 литературных источника и 1 приложения. Графическая часть выполнена на 7 листах формата А1.

					<i>ОГУ 15.04.01 1220 645 ПЗ</i>								
<i>Изм.</i>	<i>Лист</i>	<i>№ докум.</i>	<i>Подпись</i>	<i>Дата</i>	Рационализация технологии лазерной закалки за счет выбора оптимальных параметров и состава светопоглощающих покрытий			<i>Лит.</i>		<i>Лист</i>	<i>Листов</i>		
<i>Разраб.</i>	<i>Курноскин И.А</i>							В	К	Р	2	75	
<i>Провер.</i>	<i>Крылова С.Е.</i>							АКИ					
<i>Н. контр.</i>	<i>Тавтилов И.Ш</i>												
<i>Утверд.</i>	<i>Юршев В.И.</i>												

Annotation

This final qualification work is devoted to the rationalization of laser hardening technology by choosing the optimal parameters and composition of light-absorbing coatings.

The paper analyzes the parameters of the technological process of laser hardening, affecting the depth and uniformity of the distribution of the hardened layer, and also focuses on the development and selection of a light-absorbing coating.

The work addresses the problem of inefficient use of power, which does not provide the required depth of the hardened layer and the uniform distribution of hardness over the entire surface area.

Structural studies of the surface hardened layer, the transition zone, and the base metal were performed, which led to the conclusion that the structure of the glued layer has a uniform distribution of hardness over the entire surface area of the sample, if in practice a light-absorbing coating consisting of an organic bonding varnish is used -82, technical carbon, and R-647 solvent.

In conclusion, conclusions are formulated. The work is of scientific and practical interest for engineers and technicians in the field of surface hardening by laser hardening from the point of view of increasing the life of the finished products.

The work contains 75 sheets of text, 37 figures, 13 tables, 20 literatures and 1 appendix. The graphic part is made on 6 sheets of A1 format.

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
						3
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

Содержание

Введение.....	6
1 Аналитический обзор. Технологии лазерной закалки в современном промышленном производстве.....	7
1.1 Анализ технологического процесса лазерной закалки поверхностного слоя.....	7
1.1.1 Лазерная закалка без оплавления и с оплавлением поверхности.....	8
1.2 Оборудование и регулируемые параметры процесса лазерной закалки.....	9
1.3 Стали и сплавы пригодные для упрочнения методом лазерной закалки.....	12
1.4 Способы повышения поглотительной способности материалов при лазерной поверхностной обработке.....	13
1.5 Постановка целей задач исследования.....	16
2 Выбор материалов, технологических параметров термической обработки и методик для проведения исследования.....	17
2.1 Характеристика и свойства среднеуглеродистых легированных сталей и сплавов, подвергаемых лазерной закалке.....	17
2.2 Оптимизация параметров лазерной закалки.....	18
2.3 Подготовка поверхности металла к лазерной закалке нанесением светопоглощающих покрытий различного состава.....	19
2.5 Металлографические исследования.....	20
2.5.1 Световая микроскопия.....	20
2.5.2 Электронная сканирующая микроскопия.....	21
2.5.4 Контроль распределения микротвёрдости по Микро-Виккерсу ...	22
2.6 Методика определения остаточных напряжений в металле после лазерной закалки.....	24
3 Контроль структурообразования в поверхностном слое на этапе лазерной закалки.....	27
3.1 Карты технологического процесса термической обработки.....	27
3.2 Исходная структура и фазовое состояние металла после нормализации.....	30
3.3 Влияние упрочняющей объёмной термической обработки на структурообразование в поверхностном слое при лазерной закалке.....	32
3.3.1 Фазовые превращения при закалке.....	32
3.3.2 Фазовые превращения при отпуске.....	36
3.3.3 Структурообразования при поверхностной лазерной закалке..	41
3.4 Влияние светопоглощающего покрытия на качество и интенсивность лазерной закалки без оплавления и с оплавлением поверхности.....	44
3.5 Результаты структурных исследований после различных режимов лазерной закалки.....	49

4 Механические и эксплуатационные характеристики сталей после лазерной закалки	54
4.1 Анализ дюрOMETрических исследований	54
4.2 Визуализация распределения остаточных напряжений в металле после лазерной закалки.....	61
4.3 Сравнительный анализ механических свойств.....	64
Заключение	65
Список использованных источников	66
ПРИЛОЖЕНИЕ А.....	68

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	<i>Лист</i>
<i>Изм.</i>	<i>Лист</i>	<i>№ докум.</i>	<i>Подпись</i>	<i>Дата</i>		5

Введение

Лазерная закалка металлов и сплавов лазерным излучением основано, на локальном нагреве участка поверхности под воздействием излучения и последующем охлаждении этого поверхностного участка со сверхкритической скоростью в результате теплоотвода теплоты во внутренние слои металла.

В отличие от известных процессов термоупрочнения закалкой токами высокой частоты, электронагревом, закалкой из расплава и другими способами нагрев при лазерной закалке является не объемным, а поверхностным процессом. При этом время нагрева и время охлаждения незначительны, практически отсутствует выдержка при температуре нагрева. Эти условия обеспечивают высокие скорости нагрева и охлаждения обрабатываемых поверхностных участков. Вследствие указанных особенностей формирование структуры, при лазерной термообработке имеет свои специфические особенности.

Основной целью лазерного термоупрочнения сталей, является повышение износостойкости деталей, работающих в условиях трения. В результате лазерной закалки достигаются высокая твердость поверхности, высокая дисперсность структуры, уменьшение коэффициента трения, увеличение несущей способности поверхностных слоев и другие параметры.

Лазерная закалка обеспечивает наименьшие износ и коэффициент трения. Наряду с этим она характеризуется очень малой приработкой (всего два-три цикла), уменьшением верхних значений числа импульсов акустического излучения и малым интервалом изменения числа импульсов. Это происходит вследствие увеличения однородности микроструктуры поверхностного участка после лазерной закалки.

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
						6
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

1 Аналитический обзор. Технологии лазерной закалки в современном промышленном производстве

1.1 Анализ технологического процесса лазерной закалки поверхностного слоя

Лазерная закалка (термоупрочнение) применяется для повышения срока службы различных изделий, которые в процессе работы подвергаются износу. Сущность процесса лазерной закалки заключается в том, что локальный участок поверхности изделия нагревают с помощью излучения до сверхкритических температур. Нагрев металла осуществляется передачей энергии лазерного излучения вглубь материала, используя его теплопроводность. После прекращения действия излучения этот участок охлаждается за счёт отвода теплоты во внутренние слои металла. Высокая скорость охлаждения приводит к образованию в сплавах закалочных структур, характерных только лазерной обработки.

К сожалению, сегодня в России лазерные технологии используются недостаточно. И это весьма огорчительно еще потому, что в результате бурного развития работ по лазерной физике и технике, возглавлявшихся в СССР нобелевскими лауреатами Н.Г. Басовым и Л.М. Прохоровым, многие эти технологии именно в нашем отечестве были придуманы и впервые освоены на практике. В 1969 году на московском АЗЛК под руководством главного сварщика завода А. Хины создана и внедрена в основное производство технологическая установка на базе отечественного серийного CO_2 – лазера «Кардамон», которая использовалась для поверхностного локального упрочнения коробки дифференциала заднего моста автомобиля. В 1977 году на заводе «Красный пролетарий» совместными усилиями группы специалистов завода во главе с его будущим главным технологом В. Дауге и сотрудников ФИАН и НПО «Астрофизика» отработана лазерная сварка ступенчатого блока шестерен серийного токарного станка 16К20. К концу 70-х годов предприятия Минэлектронпрома выпустили более 4000 лазерных технологических установок «Квант», полностью оснастив собственную отрасль и многие смежные предприятия. В 1965 году М.Ф. Стельмах организовал в НИИ «Полюс» первую в мире лабораторию лазерной техники для медицины, а уже в начале 70-х у нас в стране были запущены в серию лазерные скальпели. Лазерные диоды на гетеро структурах, являющиеся основой сегодняшней информационной фотоники, тоже появились в нашей стране; признанием этого стала Нобелевская премия, присужденная в 2000 году Ж.И. Алферову.

Сегодня отечественные лазерщики предлагают более трех тысяч моделей лазерного оборудования, в России производятся лазерные источники излучения, приборы и установки практически всех известных в мире типов. Российский лазерный экспорт составляет, по разным оценкам, от 30 до 50 миллионов долларов в год и постоянно растет. А вот внутренний спрос очень

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		7

невелик. Внедрение лазерных технологий не отвечает ни нашим реальным потребностям, ни реальным возможностям. Не последнюю роль здесь играет слабая информированность пользователей. Очень многие из них уверены, что хорошая лазерная техника производится только за рубежом.

Лазерная закалка, применяется для получения твердого и износостойкого поверхностного слоя. Закалка может быть применена ко всем материалам, которые подлежат цинкованию и индукционной закалке. Технология полностью автоматизирована и позволяет упрочнить плоские, цилиндрические поверхности, а также детали со сложной геометрией (режущий инструмент, пресс-формы, штампы и т.д.). В результате лазерной закалки получают тонкую кристаллическую структуру, чем при плазменной поверхностной закалке и индукционной закалке. Чтобы укрепить заготовку, лазерный луч нагревает внешние слои заготовки до температуры аустенитной трансформации, со скоростью около 730 °С в секунду. Это приводит к гомогенизации атомов углерода и росту аустенита в материале. В зависимости от материала, температура аустенитной трансформации приблизительно от 900 °С до 1400 °С и сохраняется от 3 до 10 сек. После того как заданная температура достигнута, лазерный луч перемещается по заданному контуру обрабатываемой поверхности, после прекращения действия излучения участок охлаждается за счёт отвода теплоты во внутренние слои металла, происходит самоохлаждение. [5]

1.1.1 Лазерная закалка без оплавления и с оплавлением поверхности

Закалка без оплавления поверхности – это термическая обработка, при которой главным процессом является быстрый отвод тепла с нагретой поверхности в глубь металла, не расплавляя поверхностный слой.

Закалка с плавлением поверхности – это термическая обработка, при которой главным процессом является быстрое затвердевание поверхностного слоя с образованием мети, стабильной структуры.

При высокой концентрации электронов в тонком поверхностном слое изделия этот слой может разогреться до таких температур, что полностью перейдет в жидкое состояние, а после прекращения нагрева затвердевает с очень большой скоростью охлаждения из-за быстрого отвода теплоты внутрь холодного объема. При такой самозакалке тонкого слоя расплава (без использования специальных закалочных сред) у поверхности изделия может сформироваться структура, улучшающая его эксплуатационные свойства.

Получить расплавленный слой заданной небольшой толщины на заданном участке поверхности детали можно разными способами, применяя для нагрева высокоэнергетические направленные потоки, такие как лазерное излучение и электронный пучок, которые все шире используют для поверхностного упрочнения деталей. Особенно перспективен для этой цели нагрев с помощью технологических газовых лазеров непрерывного действия (например, CO₂-лазеров), которые в отличие от электронно-лучевого нагрева не

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		8

требуют вакуума. Ценное качество лазерного нагрева при закалке с плавлением поверхности - возможность обработки строго очерченных участков, в том числе в труднодоступных местах поверх кости. Ввиду высоких капитальных затрат наибольший экономический эффект от применения лазерного нагрева достигается при обработке небольших ответственных участков поверхности деталей массового производства (например, из серого чугуна).

При закалке с плавлением на исходной гладкой поверхности детали могут появляться мелкие неровности – результат усадочных процессов и газовыделения при затвердевании. Так, например, после шлифования детали из серого чугуна неровности на ее поверхности имели размер 0,5 мкм, а после лазерной закалки с плавлением эти неровности достигли высоты 80 мкм. В случае необходимости для устранения подобного рода дефектов после закалки применяют хонингование.

При закалке с оплавлением поверхности на стадии затвердевания происходят такие фазовые и структурные изменения, которые вообще невозможны при нагреве без расплавления. Благодаря сверхвысоким скоростям охлаждения при закалке с плавлением поверхности структура по своей морфологии и фазовому составу качественно отличается от того, что получается, если ту же деталь производить методами литья.

Таким образом, в результате закалки с плавлением поверхности возникает структура, которую невозможно получить ни при закалке с нагревом в твердом состоянии, ни при литье деталей [1].

1.2 Оборудование и регулируемые параметры процесса лазерной закалки

Работа представленная вашему вниманию выполнялась на следующем оборудовании.

Роботизированный лазерный комплекс, представленный на рисунке 1.2, состоит из:

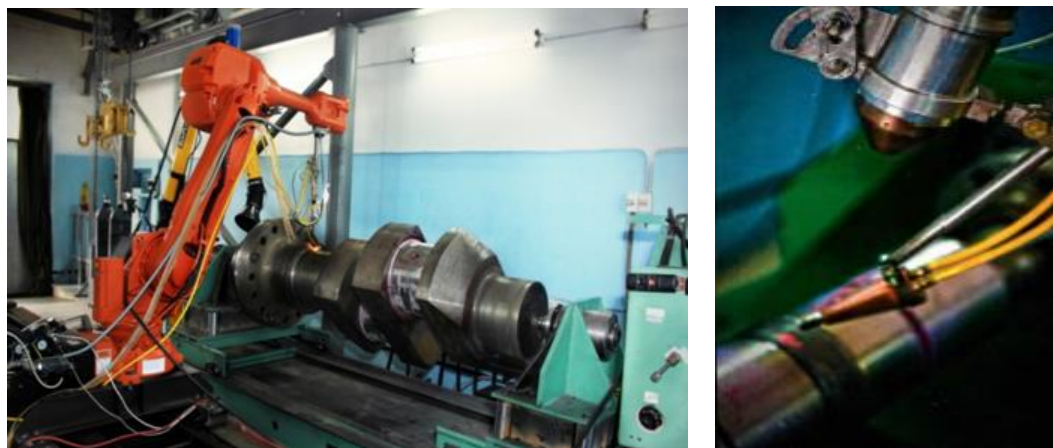
1 современный шестиосевой робот-манипулятор АВВ IRB4600 (Швейцария);

2 вращатель с регулируемой частотой вращения для точного позиционирования деталей;

3 мощный непрерывный иттербиевый волоконный лазер ЛС – 2 (рисунок 1.3) производство ООО «НТО «ИРЭ – Полюс», Россия;

4 программное обеспечение, позволяющее синхронизировать все элементы комплекса и работать в автоматическом режиме.

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
						9
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		



а)

б)

а) – общий вид установки; б) – зона закали.

Рисунок 1.1 – Роботизированный лазерный комплекс



а)

б)

а) – иттербиевый волоконный лазер; б) – система охлаждения.

Рисунок 1.2 – Иттербиевый волоконный лазер ЛС–2

Параметры лазерной установки представленные в таблицах 1.2 – 1.3.

Таблица 1.1 – Параметры лазерной установки

Наименование лазерной установки	Зав.№	Длина волны, нм	Мощность, Вт	Режим генерации лазера	Класс опасности
ЛС–2	806054508	1070	2000 Вт	непрерывный	IV

Таблица 1.2 – Дополнительные параметры лазерной установки

Параметры конкретного технологического процесса	Значение параметра
Диаметр пучка излучения, мкм	50
Диаметр пятна на мишени, мм	2–5
Расстояние от пятна засветки до роговицы глаза, см	не менее 50
Расходимость пучка, мм·м/рад	2,5
Фоновая освещенность, лк	500
Продолжительность облучения, с	от 300 до 3600
Нестабильность излучения, %	± 2

Основные преимущества лазерной закалки:

1 закалке подвергаются строго определенные области деталей простых и сложных форм, внутренняя поверхность отверстий, пазов и в другие труднодоступные места;

2 минимальная деформация поверхности;

3 высокая твердость поверхности;

4 наружный слой имеет в три раза более высокую износостойкость, по сравнению с необработанным материалом, и на от 15 % до 20 % большую износостойкость, по сравнению с пламенной закалкой материала;

5 сохранение пластичной сердцевины;

6 контроль температуры в течение всей продолжительности процесса с точностью от плюс 10 °С до минус 10 °С;

7 скорость процесса;

8 высокая надежность производственных процессов и процедур;

9 высокая (отличная) повторяемость в массовом производстве, может быть использовано в дискретном производстве;

10 отсутствуют или есть минимальные требования для дальнейшей механической обработки;

11 закаленные единичные полосы шириной от 1 до 50 мм, в зависимости от используемой оптической системы и максимальной мощности лазера;

12 глубина упрочнения до 1,5 мм, зависит от типа материала;

13 концентрация энергии в чрезвычайно малом объеме за короткий промежуток времени, позволяет уменьшить деформацию изделий после воздействия, сократить или даже исключить финишную обработку поверхностей;

14 селективный процесс поверхностного упрочнения позволяет получить поверхностный слой высокой твердости и пластичную сердцевину;

15 нет необходимости в использовании дополнительных охлаждающих средах, таких как вода и воздух.

1.3 Стали и сплавы пригодные для упрочнения методом лазерной закалки

Сталь марок 40 и 45 применяется для изготовления муфт насосных штанг, валов центробежных насосов, компрессоров, роторов, штоков грязевых насосов, стволов и переводников вертлюгов, переводников для рабочих и бурильных труб, корпусов колонковых долот, пальцев крейцкопфов грязевых насосов, роликов превентора, конических шестерен, фиксаторов и шпонок буровых станков, цепных колес буровых лебедок, штифтов, упорных винтов, скалок насосов, цапф и т.

Изменение механических свойств стали марки 50X после закалки с 820 °С в масле и отпуска при от 400 °С до 600 °С труб, различного рода шестерен, валиков, осей, поршневых валцов, муфт, фланцев, тарелок клапанов грязевых насосов, звездочек цепных передач буровых установок, работающих при высоких нагрузках и большой скорости, зубчатых колес буровых установок и т.

Сталь марок 40X и 45X – для изготовления сильно нагруженных валов, штоков насосов и задвижек, работающих при температуре не выше 450° С в не коррозионной среде, для высоконагруженных болтов и шпилек, для валов центробежных насосов.

Сталь 50 бандажки редукторов станков качалок, тройники фонтанной арматуры, штоки грязевых насосов, конические шестерни редукторов, грязевые трубы вертлюгов, зубчатые колеса, валы трансмиссии силового привода, кулачковые и зубчатые соединительные муфты, звездочки цепных передач буровых установок, защелки и оси элеваторов, пальцы шарниров трубных ключей и т.

Часто детали нефтепромыслового оборудования из стали марок 40X и 45X (например, цилиндрическая поверхность на рабочем участке штоков поршня грязевых насосов, валы, звездочки и зубчатые колеса буровых установок, пальцы шарниров и т.д. штоков для насосов, задвижек, работающих при температуре не выше 450 °С в неагрессивных средах, нагруженных пружин для насосов, амортизаторов и предохранительных клапанов, работающих при температуре до 350 °С.

Из стали марки 30XM изготавливают шпильки фонтанной арматуры, работающие при давлении до 250 кг/см², валы центробежных горячих насосов, оси, болты, работающие при температуре от минус 40 °С до плюс 525 °С (для высоконагруженных крепежных деталей – до 475 °С и для средне- и низко нагруженных – до 525 °С).

Изготовления азотируемых втулок и плунжеров глубинных насосов в настоящее время вместо стали 38XMЮА для деталей глубинных насосов применяют сталь марки 35XЮА, не содержащую молибдена.

Сталь марок 1X13 и 2X13 применяется для изготовления штоков, валов, втулок горячих центробежных и поршневых насосов, уплотнительных

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		12

колец, арматуры, крепежных изделий и внутренних устройств аппаратуры переработки горячих агрессивных сернистых нефтей.[5]

Штамповая сталь марки 45ХНМ химический состав представлен в таблице 1.3.

Таблица 1.3 – Химический состав материала 45ХНМ по ГОСТ 8479-70,

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	Cu
0,4-0,5	0.17-0.37	0.5-0.8	1.2-1.6	до 0,04	до 0,04	1.3-1.7	0,1-0,3	до 0,3

Штамповая сталь 5ХГМ марки химический состав представлен в таблице 1.4.

Таблица 1.4 – Химический состав материала 5ХГМ по ГОСТ 5950-73

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	Cu
0,5-0,6	0.25-0.6	1.2-1.6	до 0,35	до 0,03	до 0,03	0.6-0.9	0,1-0,3	до 0,3

Сталь марки 05Х16Н4Д2Б ТУ 14-1-5518-2005 химический состав представлен в таблице 1.5. Материал является специальной разработкой ЗАО «Ижевский опытно-механический завод» г. Ижевск, относятся к классу высокопрочных нержавеющей сталей для нефтяной отрасли (валы и другие детали насосов для добычи нефти, работающие в условиях интенсивного отложения солей и минералов), на них создана и утверждена внутренняя нормативная документация предприятия ТУ 14-1-5518-2005.

Таблица 1.5 – Химический состав материала 05Х16Н4Д2Б ТУ 14-1-5518-2005

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Nb
≤0,07	≤0,8	≤1,8	<0,03	<0,03	15,0-17,5	2,0-5,0	1,5-3,0	0,05-0,5

1.4 Способы повышения поглощательной способности материалов при лазерной поверхностной обработке

Для повышения поглощательной способности материалов при лазерной поверхностной обработке можно использовать следующие методы:

- 1 повысить температуру (мощность) в зоне обработки;
- 2 увеличить шероховатость поверхности;
- 3 нанесение поглощающего покрытия.

Первые два метода имеют незначительный эффект. Поэтому основным методом повышения поглощательной способности является третий метод.

При поверхностной обработке для увеличения поглощательной способности применяют различные поглощающие покрытия. При этом их эффективность зависит от химического состава, пористости и толщины.

Оптимальная толщина покрытий обеспечивает полное поглощение лазерного излучения при двукратном прохождении прямого и отраженного от материала основы излучения. Ее значение для покрытий, наносимых окрашиванием, напылением составляет от 20 до 30 мкм; для покрытий, получаемых химическим оксидированием, фосфатированием она составляет от 4 до 5 мкм. При толщине меньше оптимальной часть излучения отражается. При толщине больше оптимальной покрытие начинает поглощать интенсивно излучение и разрушится (сгорать), в результате чего увеличиваются потери за счет отражения.

Длина волны λ равна 10,6 мкм. Наиболее эффективными покрытиями для этой длины волны являются покрытия, получаемые химическим оксидированием – пленка Fe_3O_4 толщиной 5 мкм, время нанесения порядка 10 минут. В результате оксидирования (воронения) на поверхности образуется тонкая пленка темно-синего цвета толщиной 5 мкм, которая обеспечивает поглощательную способность до A равна 85 %. При этом такое покрытие наносится на сложные криволинейные поверхности достаточно быстро и равномерно. Достоинством этого способа является то, что не усложняется технологический процесс изготовления детали. Поскольку такое покрытие применяется для защиты от коррозии, а также придания изделиям товарного вида. Оксидирование целесообразно применять для углеродистых и низколегированных сталей. [2]

Химическое фосфатирование. Химическое фосфатирование это процесс при котором на облучаемые поверхности наносятся соли ортофосфорной кислоты $Mn_3(PO_4)$ или $Zn_3(PO_4)$. Покрытие представляет собой пленку темно-серого цвета толщиной от 3 до 5 мкм, имеющее пористую структуру. Такие покрытия обеспечивают поглощательную способность сталей и чугунов A равно от 75 % до 80 %. Достаточно просто наносятся вручную окрашиванием специальным составом «Мажеф» или обработкой в химических ваннах.

Фосфатированию целесообразно подвергать нержавеющие стали, чугуны и углеродистые стали если они работают в узлах трения. Поскольку пористое строение за счет аккумулялирования масла снижает коэффициент трения.

Для нержавеющих сталей, для деталей со сложной пространственной конфигурацией целесообразно применять покрытия, наносимые распылением или окрашиванием. Для этого применяются водные растворы окислов металлов на основе ZnO (белая гуашь), Pb_2O_5 (желтая гуашь) как наиболее эффективные.

Для увеличения сцепления покрытий с основой в водный раствор гуаши целесообразно добавлять поверхностно активные вещества (ПАВ) ОП7-ОП10. Поглощающая способность таких покрытий при толщине от 20 до 30 мкм составляет от 70 % до 75 %. Кроме названных разработан ряд специальных покрытий МСЦ-510, СТ504, ФС-1М, представленных в таблице 1.6.

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
						14
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

Таблица 1.6 – Характеристики светопоглощающего покрытия

Покрытие	Основа	Цвет	Материал	A, %
МСЦ-510	силикат натрия, метилцеллюлоза	белый	стали, чугуны	80
СК504	силикат натрия	темно-коричневый	стали, чугуны	90
ФС-1М	алюмохромфосфат	темно-зеленый	алюминиевые сплавы	90

Приведенные покрытия применяются для сталей и чугунов любого состава, наносятся распылением. Покрытие СТ504 является эффективнее, но сложнее удаляется после обработки; МСЦ-510 удаляется легко – смываем водой. Покрытие ФС-1М разработано специально для алюминиевых сплавов, используются при обработке с оплавлением поверхности, способствуют образованию практически зеркальной поверхности. [2]

Излучение 1,06 мкм. Поскольку данная длина волны сильно отражается как металлами, так и неметаллами, то для повышения поглощательной способности целесообразно придавать поверхности свойства характерные для абсолютно черного тела, т.е. обеспечить многократное пере отражение падающего излучения на элементах поверхности. Этого достигают путем химического травления поверхности (обработкой кислотами) нанесением пористых покрытий, нанесением на поверхность покрытий из специального микро рельефа.

Наиболее эффективно покрытие, представляющее собой коллоидный спиртовой раствор газовой сажи. При испарении спирта между частицами образуются поры, куда проникает и где поглощается лазерное излучение. Для того чтобы удерживались эти частицы и создавали каркас покрытия в раствор добавляется клей. Применение таких покрытий повышает поглощательную способность до 90 %.

Облучаемые поверхности можно обработать хлорным железом азотной кислотой и другие, что также повышает поглощательную способность, но ухудшает качество поверхности, иногда требуется последующая обработка.

Кроме этих можно применять и уникальные способы нанесения в вакууме вольфрамового порошка и порошков других металлов. Эти частицы на поверхности образуют структуры типа щетки, что также повышает эффективность обработки.

Все перечисленное выше касается условий обработки без оплавления поверхности. При наличии оплавления поверхности связанного с образованием кратера (сварка, наплавка, микролегирование) проблема повышения поглощательной способности отпадает. Поскольку кратер является «ловушкой» лазерному излучению в результате многократного пере отражения. При относительном движении к этому эффекту (появление кратера) добавляется эффект от впереди бегущей тепловой волны. [3]

1.5 Постановка целей задач исследования

Цель: разработать рациональные технологические режимы лазерной закалки среднеуглеродистых легированных сталей с применением роботизированного технологического комплекса на основе непрерывного итербиевого лазера.

Для реализации поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

- выполнить анализ стандартного технологического процесса лазерной закалки. Выявить недостатки режимов и варьируемые параметры;
- разработать методику проведения эксперимента с использованием светопоглощающих покрытий закаливаемой поверхности;
- разработать оптимальный состав светопоглощающего покрытия;
- оптимизировать параметры лазерной закалки;
- изучить структуру и фазовый состав, поверхностного закаленного слоя, переходной зоны и основного металла;
- обосновать роль предварительной термической обработки в получении качественного закаленного слоя на поверхности стали;
- выполнить визуализацию остаточных напряжений после оптимизированного режима лазерного упрочнения.

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		16

2 Выбор материалов, технологических параметров термической обработки и методик для проведения исследования

2.1 Характеристика и свойства среднеуглеродистых легированных сталей и сплавов, подвергаемых лазерной закалке.

Среднеуглеродистые легируемые стали и сплавы используются в промышленности для изготовления молотовых штампов паровоздушных и пневматических молотов с массой падающих частей свыше 3 т, прессовых штампов и штампов машинной скоростной штамповки при горячем деформировании легких цветных сплавов, блоков матриц для вставок горизонтально-ковочных машин. Проанализировав, типовые производственные изделия, зарубежные аналоги данных марок используются для изготовления тяжело нагруженных валов для насосно-компрессорного оборудования. [5]

Таблица 2.1 – Химический состав стали 5ХНМ по ГОСТ 5950–2000

Марка материала	Массовая доля элементов, в % по массе										
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	V	W
5ХНМ	0,56	0,75	0,4	0,014	0,015	0,71	1,43	0,15	0,22	0,02	0,03

Таблица 2.2 – Механические свойства 5ХНМ по ГОСТ 8479–70

Температура испытаний	Условный предел текучести, кгс/мм ²	Временное сопротивление, кгс/мм ²	Отн. удлинение, %	Отн. Сужение, %	Ударная вязкость КСЧ, кгс·м/см ²	
+20 °С	44	63,5	16	45	6,0	5,5

Технические характеристики.

- Не склонна к отпускной хрупкости.
- Не применяется для сварных конструкций.
- Флокеночувствительная.

2.2 Оптимизация параметров лазерной закалки

Для исследования влияния тепловых полей на структуру и свойства исследуемой стали ее подвергали лазерной термической обработке, как без, так и со светопоглощающими покрытиями. Оптимальный режим лазерной закалки выбирали, опираясь на методы математической статистики, согласно которой была составлена матрица планирования эксперимента, указанная в таблице 2.4

Таблица 2.4 – Режимы лазерной термической обработки со светопоглощающим покрытием

Факторы	Параметры варьирования			Толщина закаленного слоя, мкм	Микротвёрдость, HV	Твёрдость, HRC
	Мощность излучения, Вт	Шаг, мм	Скорость, м/мин			
Основной уровень	1300	1,5	2	552	713	58
Предел варьирования	300	0,5	0,5	45	402	14,1
Верхний предел	1600	2	2,5	52	1213	69,6
Нижний предел	1000	1	1,5	502	410	41,4
1	1600	2	2	606	1352,4	-
2	1600	1	2	523	965,5	68,4
3	1000	2	2	507	483,4	47,9
4	1000	1	2	502	388,5	39,7
5	1300	1,5	2	589	1253,7	-
6	1600	1,5	2,5	658	1676,6	-
7	1600	1,5	1,5	581	865,6	66
8	1000	1,5	2,5	496	364,5	37,2
9	1000	1,5	1,5	503	404,3	40,3
10	1300	1,5	2	574	766,3	62,8
11	1300	2	2,5	514	476,5	47,5
12	1300	2	1,5	517	540,3	51,7
13	1300	1	2,5	530	528,2	51
14	1300	1	1,5	565	671,6	58,9
15	1300	1,5	2	577	752,6	62,3

После экспериментальной реализации данной матрицы были выбраны 4 оптимальных режима (1,5,6,7), которые дали самую большую толщину закаленного слоя и микротвёрдость.

Опытным путем был получен режим, который стабильно выдавал твердость от 600 до 800 HV, и глубину слоя от 0,5 до 0,7 мм.

Таблица 2.5 – Режим лазерной термической обработки, полученный опытным путем

№	Параметры варьирования			Толщина закаленного слоя, мм	Микротвердость, HV	Твердость, HRC
	Мощность излучения, Вт	Шаг, мм	Скорость, м/мин			
1	1500	2	2	0,5-0,7	600-800	55-64

Вся последующая лазерная закалка проводилась по режиму, представленному в таблице 2.5. Этот режим был получен опытным путем, и мы получали на нем стабильные данные, по распределению твердости и микротвердости, баллу зерна и однородности структурных характеристик.

2.3 Подготовка поверхности металла к лазерной закалке нанесением светопоглощающих покрытий различного состава

Перед нанесением светопоглощающего покрытия была произведена шлифовальная операция, биение круглой заготовки не превышало 0,02 мм и шероховатостью от 3.2 до 1.6 Ra.

После шлифовальной операции наносили светопоглощающее покрытие и давали ему высохнуть. Но перед нанесением светопоглощающего покрытия необходимо тщательно промыть место нанесения покрытия ацетоном или растворителем чтобы удалить с поверхности остатки эмульсии или масел, иначе светопоглощающее покрытие растрескается и отлетит с поверхности заготовки.

Светопоглощающее покрытие было выбрано по двум критериям доступность, стоимость ингредиентов.

Поглощающее лазерное излучение покрытие, используемое при обработке металлической поверхности, состоит из двух слоев, причем первый слой содержит смесь органического связующего лак АС – 82 с сажой в объемном соотношении 3:1 соответственно, и имеет толщину от 30 до 40 мкм, а второй слой содержит смесь органического связующего лак АС – 82 с растворителем Р – 647 в объемном соотношении от 1:3 до 4 соответственно, и имеет толщину слоя от 3 до 5 мкм. [2, 3, 4]



Рисунок 2.1 – Деталь перед лазерной закалкой с нанесенным светопоглощающим покрытием

Предложенное покрытие наряду с высокой поглощательной способностью и низким экранирующим действием по отношению к подающему потоку излучения лазера обеспечивает высокую теплостойкость, теплопроводность, достаточную адгезию к подложке.

2.5 Металлографические исследования

2.5.1 Световая микроскопия

Световая микроскопия обеспечивает увеличение до 2–3 тысяч раз, цветное и подвижное изображение исследуемого объекта, возможность микрокиносъемки и длительного наблюдения одного и того же изображения, качественных и количественных характеристик.

Оптический микроскоп Nikon ECLIPSE LV 150 N

Данный микроскоп для промышленности имеет широкий спектр методов анализа, может использоваться в разных отраслях промышленности, в том числе специально для нужд оптических методов исследования.

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	<i>Лист</i>
<i>Изм.</i>	<i>Лист</i>	<i>№ докум.</i>	<i>Подпись</i>	<i>Дата</i>		20



Рисунок 2.2 – Оптический микроскоп Nikon ECLIPSE LV 150 N

Особенности инспекционного микроскопа Nikon ECLIPSE LV 150 N

Одна из особенностей микроскопа: он может работать с образцами высотой до 38 мм (73 мм при использовании вставки – тубуса), тем самым позволяет производить инспекцию с приборами в сборе. [6]

Микроскоп позволяет использовать широкий спектр методов наблюдений:
светлопольный,
немонопольный,
поляризационный,
дифференциально-интерференционный контраст (ДИК),
эпи флуоресценции,
двухлучевой интерферометрии.

2.5.2 Электронная сканирующая микроскопия

Сканирующая электронная микроскопия обладает рядом преимуществ по сравнению с другими методами. Например, по сравнению с традиционной световой микроскопией она отличается значительно большими разрешающей способностью и глубиной резкости; относительной легкостью в интерпретации полученных изображений благодаря их трёхмерному представлению; возможностью подключения дополнительных приборов для анализа в микродиапазоне при достаточной простоте в адаптации и управлении этими приборами. Также необходимо отметить сравнительно низкие требования к пробам подготовке. По сравнению со сканирующей зондовой сканирующая электронная микроскопия позволяет исследовать существенно большие участки поверхности; работать с сильно рельефными поверхностями; ис-

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		21

пользовать значительно более широкий диапазон увеличений; получать информацию не только о поверхности, но и о прилегающих к поверхности «подповерхностных» слоях

JCM-6000PLUS – компактный многофункциональный настольный растровый электронный микроскоп японской компании JEOL Ltd., предназначенный для изучения небольших образцов с субмикронным разрешением.

Благодаря своему принципиально новому дизайну, данный РЭМ позволяет быстро освоиться и получать хорошие результаты даже человеку, не обладающему специальными знаниями в области электронной микроскопии. Компактные размеры и относительно небольшая масса этого прибора делают возможной его установку в малых или даже в мобильных лабораториях. Для нормальной работы JCM-6000PLUS требует всего лишь прочный, устойчивый стол и евро розетку. [6]

2.5.4 Контроль распределения микротвёрдости по Микро-Виккерсу

Твердомер по Микро-Виккерсу с цифровым дисплеем HVS–1000

Данный прибор разработан с использованием последних достижений в механике, оптике, электронике и компьютерных технологий для проведения испытания на твердость металлических и неметаллических материалов, особо маленьких деталей и компонентов или тонких закаленных слоев и получения стабильных и достоверных высокоточных результатов.

Твердость автоматически рассчитывается, отображается на экране и распечатывается, а также преобразуется в другие единицы твердости. Также он может быть использован в качестве микроскопа для наблюдения за структурой материала. Дополнительно к прибору можно заказать цифровую камеру и программное обеспечение для расчетов и вывода отпечатка на дисплей компьютера. Таким образом, твердомер является идеальным инструментом для проверки твердости.

Принцип работы данного прибора идентичен принципу работы твердомера по методу Виккерса. Испытания производятся путем вдавливания алмазного индентора пирамидальной формы с определенным испытательным усилием в поверхность образца для испытаний. После определенного времени под нагрузкой индентора поднимается, величина твердости рассчитывается согласно длине диагонали отпечатка или высчитывается согласно формуле. Так как инденторы твердомеров могут обладать различной формой, расчеты соответственно проводятся согласно разным формулам. [6]

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		22

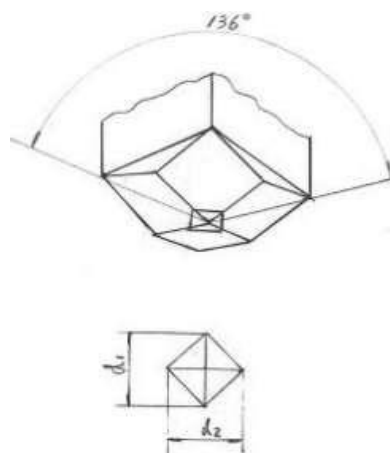
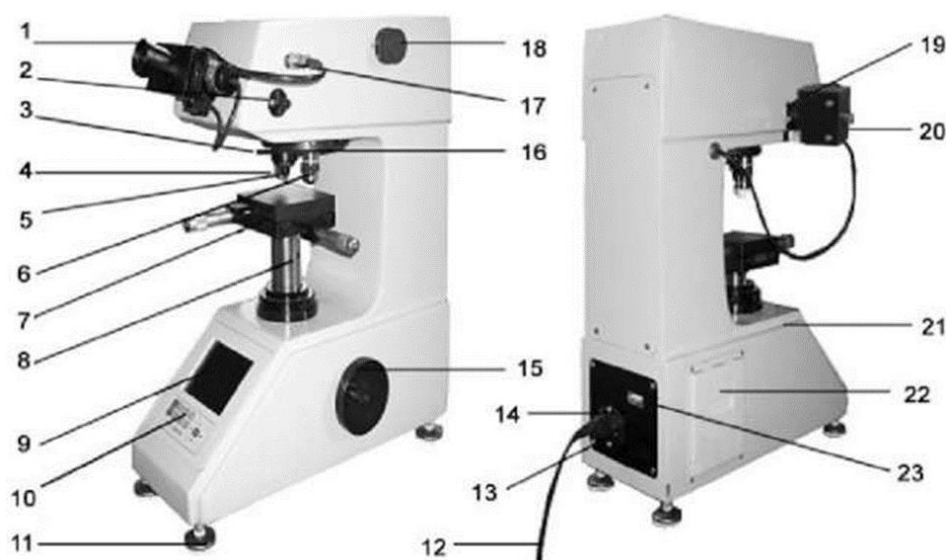


Рисунок 2.3 – Индуктор и отпечаток

Твердость по методу Виккерса определяется при помощи индентора пирамидальной формы с противолежащим углом 136° .



1 – микрометр; 2 – ручка; 3 – переводная ручка; 4 – x40 объектив; 5 – индентор; 6 – x10 объектив; 7 – x, y координатный рабочий стол; 8 – подъемный винт; 9 – жк-экран; 10 – панель управления; 11 – регулировочные ножки; 12 – силовой кабель; 13 – кнопка выкл/вкл питания; 14 – разъём питания; 15 – подъемный маховик; 16 – поворотная башня; 17 – входной разъем микрометра; 18 – ручка переключения нагрузки; 19 – фильтр; 20 – источник света; 21 – корпус; 22 – принтер; 23 – rs232 интерфейс

Рисунок 2.4 – Общий вид твердомера по Микро-Виккерсу с цифровым дисплеем HVS-1000

Прибор может быть использован для измерения неметаллических материалов, которые не могут быть испытаны под большими нагрузками, такие как ювелирные изделия, керамика и стекла, и т.д.

2.6 Методика определения остаточных напряжений в металле после лазерной закалки

Назначение и применение

Сканер механических напряжений STRESSVISION предназначен для измерения, визуализации и оценки поля механических (остаточных, технологических) напряжений объектов контроля, выполненных из сталей и сплавов (конструкционных, трубных, судовых и пр.). STRESSVISION позволяет в режиме ручного сканирования обеспечить визуализацию напряженного состояния элементов конструкций и сварных соединений, определить степень опасности развивающихся и зарождающихся дефектов (создающих концентрацию механических напряжений) в оболочках из низколегированных и низкоуглеродистых сталей. Для проведения контроля не требуется зачистка поверхности, остановка технологического процесса, дополнительное нагружение или разгрузка.



Рисунок 2.5 – Сканер механических напряжений STRESSVISION

Область применения приборов STRESSVISION:

Измерение механических (технологических, остаточных) напряжений;

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		24

Контроль качества сварных соединений по параметрам напряженного состояния;

Дефектономия напряженного состояния объекта контроля:

Определение параметров напряженного состояния в области выявленных дефектов;

Выявление дефектов по параметрам напряженного состояния;

Определение степени опасности выявленных дефектов;

Сверхранняя диагностика;

Отработка технологии и режимов сварки;

Отработка технологий снятия механических напряжений:

Отработка технологии термообработки

Отработка технологии виброобработки;

Отработка технологии ударной ультразвуковой обработки;

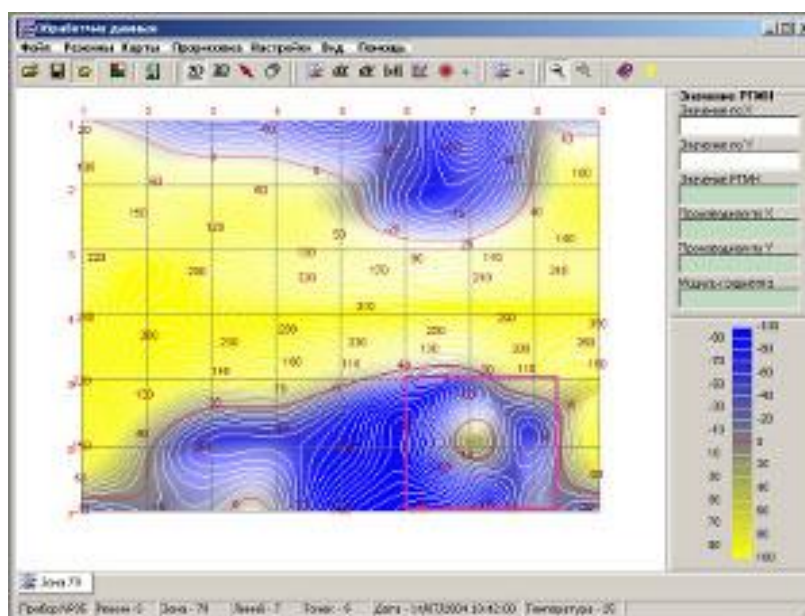


Рисунок 2.6 – Сканер механических напряжений STRESSVISION

Контроль качества снятия механических напряжений:

Контроль качества снятия МН при термообработке;

Контроль качества снятия МН при виброобработке;

Контроль качества снятия МН при ударной ультразвуковой обработке;

Мониторинг НДС конструкций:

Мониторинг напряженного состояния металлоконструкций, трубопроводов в процессе эксплуатации;

Мониторинг напряженного состояния металлоконструкций, трубопроводов при проведении технологических операций;

Мониторинг напряженного состояния элементов металлоконструкций, трубопроводов при производстве РВР.

Возможности STRESSVISION:

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		25

Послойная визуализация напряженного состояния поверхностных слоев (1–20 мм) основного металла, сварных соединений, около шовной зоны;

Выявление опасных и зарождающихся дефектов (в сварных швах и основном металле), создающих концентрацию механических напряжений;

Определение наличия условий развития разрушения объекта контроля в исследуемой зоне;

Контроль качества и отладка технологии сварки, термо и виброобработки;

Работа прибора STRESSVISION основана на принципе измерения ЭДС, наводимой в измерительных катушках датчика магнитным полем, создаваемым катушками возбуждения в зоне исследуемого объекта электромагнитным полем сложной формы. Выходной сигнал датчика прибора пропорционален разности главных механических напряжений, действующих в зоне установки преобразователя на поверхность объекта контроля в заданном направлении.

Изделия из ферромагнитных материалов обладают физическими свойствами, выражающимися в изменении магнитного состояния под влиянием механических напряжений. Под воздействием некоторых внешних факторов или при изменении физико-механических характеристик материала наблюдается местное аномальное изменение поля механических напряжений - концентрация напряжений. Поэтому в местах возникновения концентраторов напряжений наблюдается аномальное изменение магнитных свойств металла.

Зондирование металла специальным электромагнитным полем позволяет получить высокую воспроизводимость результатов диагностирования и производить послойный сбор информации о напряженном состоянии среды. Результаты измерений предоставляют информацию, достаточную для количественной оценки коэффициента концентрации механических напряжений (КМН), оценки уровней разности главных механических напряжений (РГМН) по «направлению», градиента РГМН и определения наличия условий развития разрушения в исследуемой зоне объекта контроля. [6]

Процесс измерений.

На поверхность исследуемого участка изделия (зону контроля) укладывают или наносят прямоугольную координатную сетку. Минимальная размерность зоны – 5х5 (строк*столбцов). Шаг координатной сетки устанавливают в зависимости от решаемой задачи – от 5 мм при изучении конкретного точечного КМН до 25 см при анализе вида НДС конструкции. Преобразователь прибора последовательно устанавливают в узлах координатной сетки зоны, соблюдая его постоянную ориентацию относительно осей изделия с помощью рисок-указателей на корпусе преобразователя. Выполняют пошаговые измерения, то есть «ручное сканирование». Результаты измерений проходят предварительную обработку в процессоре прибора и запоминаются в энергонезависимой памяти. По окончании сканирования накопленные результаты считываются в портативный компьютер (ноутбук), где подвергаются окончательной обработке и представляются в виде картограмм РГМН, КМН и др. или в виде законченного текстового документа – Заключения по результатам обследования зоны металла (в формате MS WORD или PDF), готового к подписанию.

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		26

3 Контроль структурообразования в поверхностном слое на этапе лазерной закалки

3.1 Карты технологического процесса термической обработки

В связи с тем, что к сердцевине изделия предъявляются механические, структурные требования, особенно по ударной вязкости, чтобы добиться этих требований необходимо проводить термическую обработку. В нашем случае приводилось два вида термической обработки, которые могли соответствовать предъявляемым требованиям: нормализация с высоким отпуском; закалка в масло с высоким отпуском. Заготовка была поставлена в нормализованном состоянии, которое принимали за исходное состояние.

Режим термической обработки соответствует ГОСТ 8479–70, как поковка IV группы и классу прочности 440.

Режим термообработки:

Нормализация: температура выдержки 920 °С, охлаждение на воздухе, время рассчитывается 1мм на 1 мин времени чистого (без учета времени выхода на режим).

Отпуск: температура выдержки 680 °С, охлаждение на воздухе, время рассчитывается 1мм на 1 мин времени чистого (без учета времени выхода на режим).

Режимы термообработки:

Закалка: температура выдержки от 830 °С до 860 °С, охлаждение в масле, время рассчитывается 1мм на 1 мин времени чистого (без учета времени выхода на режим).

Отпуск: температура выдержки 550 °С, охлаждение на воздухе, время рассчитывается 1мм на 1 мин времени чистого (без учета времени выхода на режим).

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		27

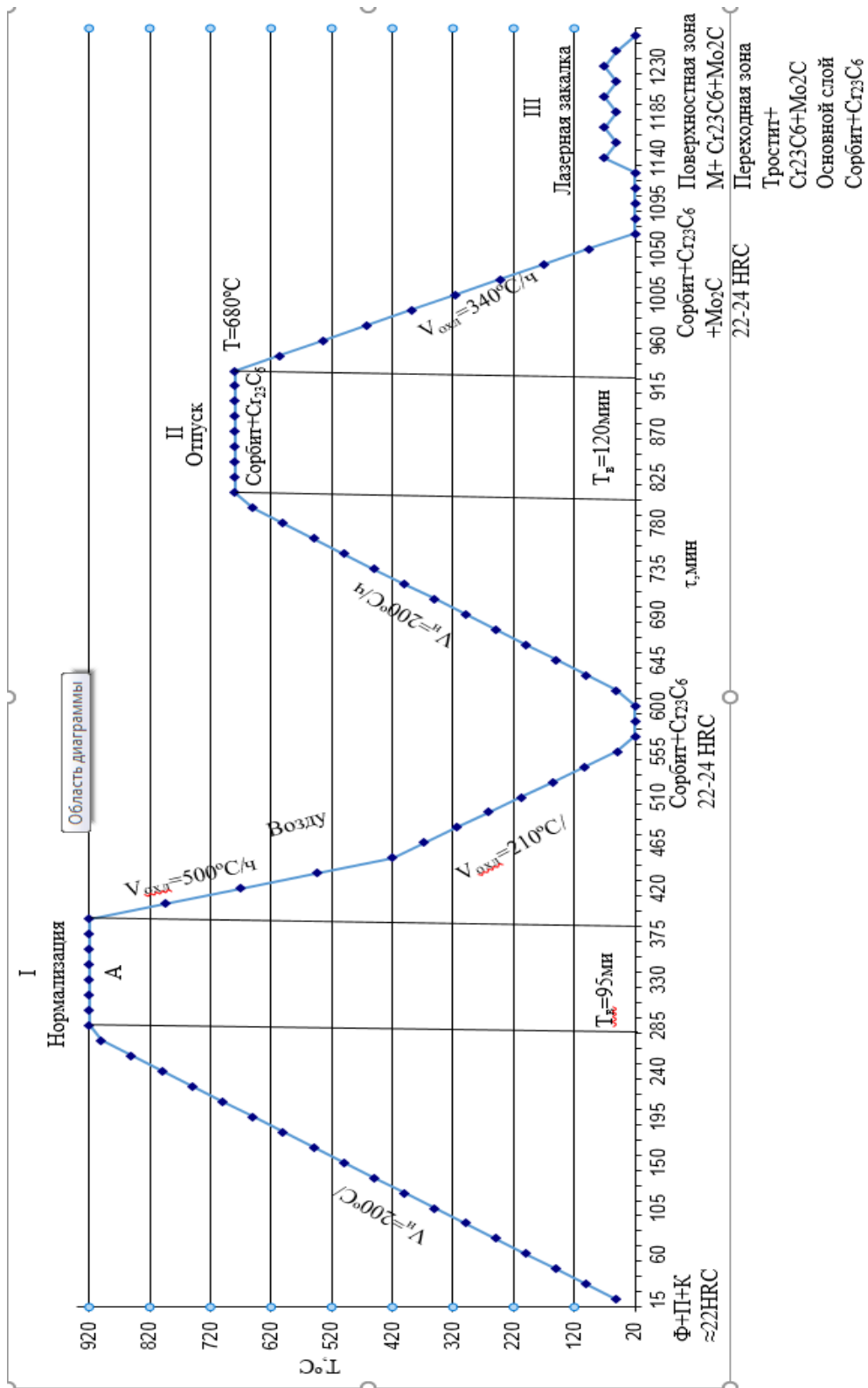


Рисунок 3.1 – Карта технологического процесса термической обработки

Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата
------	------	----------	---------	------

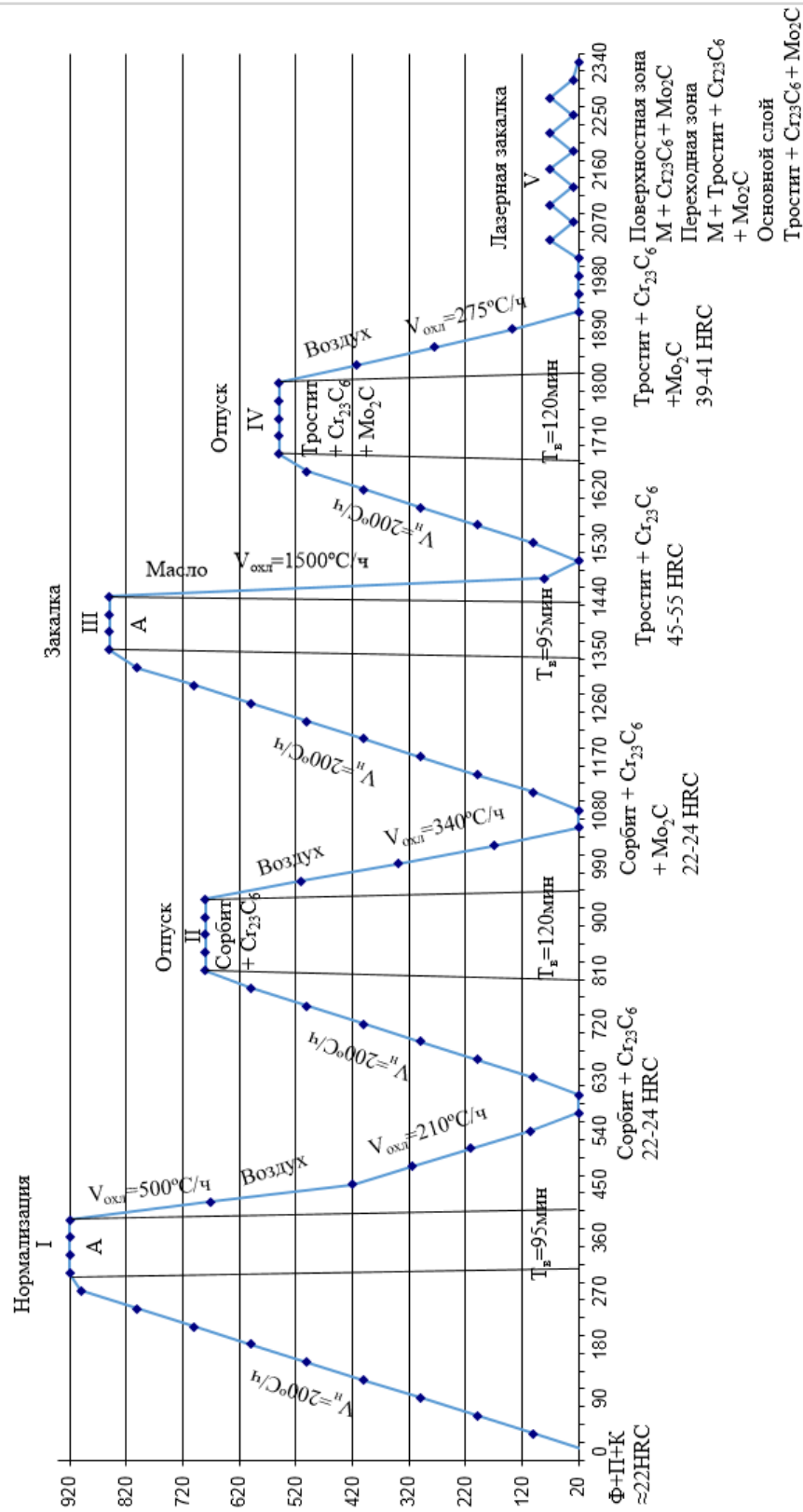


Рисунок 3.2 – Карта технологического процесса термической обработки

Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата
------	------	----------	---------	------

3.2 Исходная структура и фазовое состояние металла после нормализации

При нормализации основными фазовыми превращениями являются образование аустенита из Ф+П смеси, при нагреве и распаде аустенита при охлаждении.

Образование аустенита происходит в две стадии:

Первая стадия: полиморфное $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение по сдвиговому механизму с образованием метастабильного малоуглеродистого аустенита. Сдвиговый механизм фазового превращения отличается упорядоченным, кооперативным, взаимосвязанным характером перемещений атомов на расстояния меньше межатомных без обмена атомов местами, так что соседи любого атома в исходной фазе остаются его соседями в новой фазе. Сохраняется когерентность границ и быстрое перемещение границы в сторону исходной фазы. Отсутствует диффузионное перемещение компонентов, поэтому концентрация углерода в образующемся аустените приблизительно такая же, как и в исходной фазе.

На сдвиговый механизм перестройки $\alpha \rightarrow \gamma$ решетки указывают следующие факты:

1. пластинчатая форма первых участков α – фазы;
2. появление рельефа на полированной поверхности шлифа.
3. наследование дислокационной структуры.

Вторая стадия: увеличение концентрации углерода в аустените и приближение его состава к равновесному вследствие растворения в аустените частиц Fe_3C .

Новое зерно аустенита имеет меньший запас свободной энергии ΔG , чем исходная феррито-цементитная смесь, поэтому оно устойчиво и способно к росту. По мере роста зародышей их граница из когерентной становится некогерентной. Сдвиговый механизм сменяется нормальным и формируются обычные равноосные зерна.

Из-за очень большого числа центров образования аустенита к концу превращения формируется мелкое аустенитное зерно, которое называется начальным (размер зерна от 10 до 20 мкм). Так как с повышением температуры скорость зарождения центра аустенита возрастает больше, чем линейная скорость роста, и начальное зерно аустенита получается мельче, то при быстром нагреве до высоких температур и коротких выдержках можно получать мелкое аустенитное зерно, что важно для термической обработки со скоростным нагревом. Далее с увеличением температуры рост зерна аустенита ускоряется, зерно может расти равномерно и неравномерно, когда небольшое число очень крупных зерен аустенита растет за счет множества мелких пока они не исчезнут.

Хотя при охлаждении аустенит превращается в другие структуры, размер его зерна является важной характеристикой.

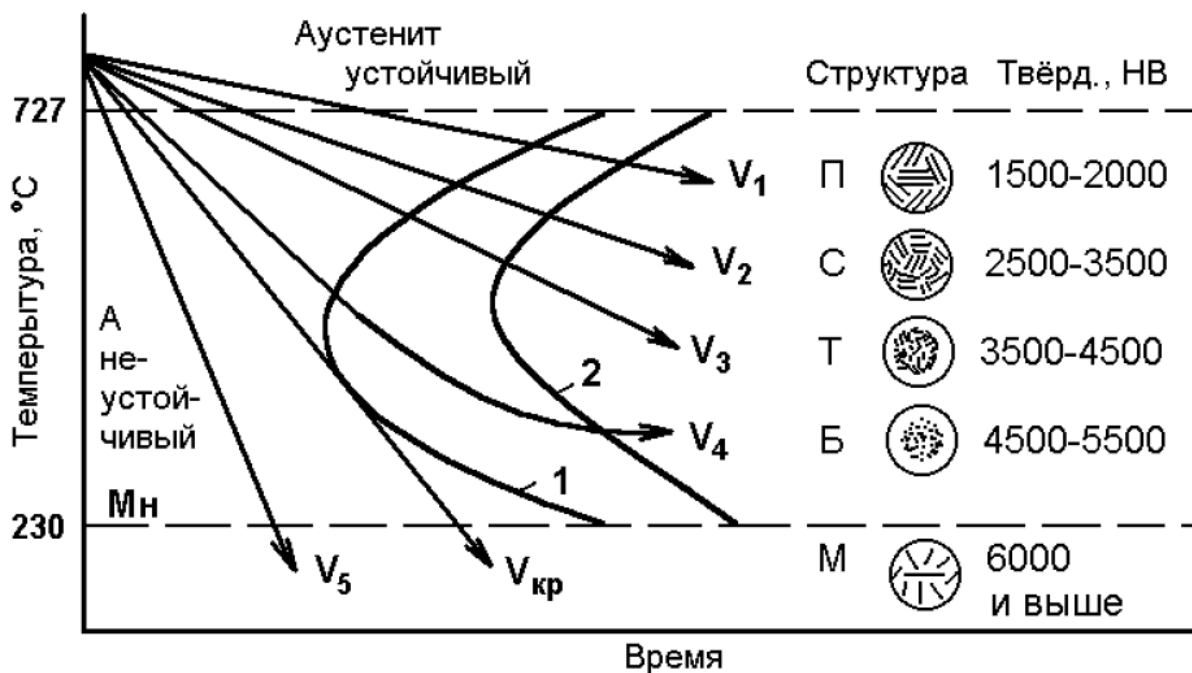
					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		30

Углерод и легирующие элементы: V, Ti, Al, Zn, W, Mo, Cr тормозят рост зерна аустенита. Ni, Si, Mn способствуют его росту. Склонность к росту зерна при нагреве зависит от химического состава, условий выплавки, и условий предшествующих термической обработки.

По склонности аустенита к росту различают: наследственно крупнозернистую сталь, наследственно мелкозернистую сталь и действительное зерно аустенита.

Нормализация (нормализационный отжиг) заключается в нагреве доэвтектоидной стали до $A_{c3} +$ (от $40^{\circ}C$ до $50^{\circ}C$).

После выдержки охлаждение производится на воздухе.



T_n – температура начала распада аустенита на сорбит, T_k – температура температура конца распада аустенита на сорбит, τ_n – время начала распада, τ_k – конца распада.

Рисунок 3.3 – Распад аустенита на сорбит

Ускоренное охлаждение на воздухе приводит к распаду аустенита при более низких температурах по сравнению с отжигом, что определяет различные свойства отожженной и нормализованной стали. Чем выше степень переохлаждения аустенита, т.е. ниже его температура распада, тем мельче получается зерно в металле и дисперснее пластинки феррито-цементитной смеси, выше твердость, прочность, но ниже пластичность стали. После нормализационного отжига сталь имеет структуру сорбит твердость стали с такой структурой несколько выше, чем со структурой перлит.

Нормализация вызывает фазовую перекристаллизацию, поэтому способствует устранению пороков структуры, измельчению зерна. В заэвтекто-

идной стали нормализация устраняет грубую сетку вторичного цементита, так как при ускоренном охлаждении он не успевает образоваться по границам зерен.

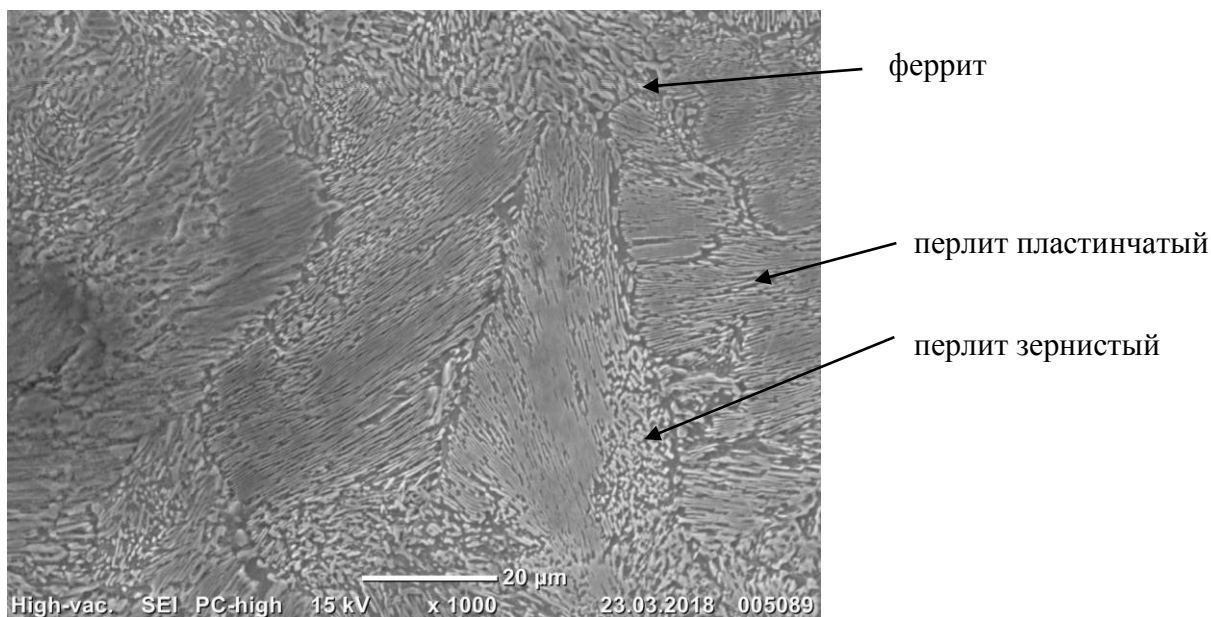


Рисунок 3.4 – Микроструктура стали 5ХНМ после нормализации

После нормализации получена равноостная структура основная доля которой является одновременное присутствие перлита пластинчатого и перлита зернистого и небольшие включения феррита.

3.3 Влияние упрочняющей объёмной термической обработки на структурообразование в поверхностном слое при лазерной закалке

3.3.1 Фазовые превращения при закалке.

Образование аустенита происходит в две стадии:

Первая стадия: полиморфное $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение по сдвиговому механизму с образованием метастабильного малоуглеродистого аустенита. Сдвиговый механизм фазового превращения отличается упорядоченным, кооперативным, взаимосвязанным характером перемещений атомов на расстояния меньше межатомных без обмена атомов местами, так что соседи любого атома в исходной фазе остаются его соседями в новой фазе. Сохраняется когерентность границ и быстрое перемещение границы в сторону исходной фазы. Отсутствует диффузионное перемещение компонентов, поэтому концентрация углерода в образующемся аустените приблизительно такая же, как и в исходной фазе.

На сдвиговый механизм перестройки $\alpha \rightarrow \gamma$ решетки указывают следующие факты:

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
						32
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

- 1 пластинчатая форма первых участков α - фазы;
- 2 появление рельефа на полированной поверхности шлифа.
- 3 наследование дислокационной структуры.

Вторая стадия: увеличение концентрации углерода в аустените и приближение его состава к равновесному вследствие растворения в аустените частиц Fe_3C .

Доэвтектоидные стали нагревают на от 30 °С до 50°С выше точки A_{c3} . Иначе, если сталь крупнозернистая образуется крупноиглочатый мартенсит. Наследственно мелкозернистые стали можно нагревать как выше, так и ниже точки A_{c3} . В результате данного нагрева остается избыточный феррит, который снижает твердость и механические свойства стали после отпуска.

Режим охлаждения должен обеспечивать:

- 1 необходимую глубину прокаливаемости
- 2 не вызывать сильных закалочных напряжений, приводящих к короблению и образованию трещин

Закалочные напряжения – это есть сумма термических и структурных напряжений.

Термические возникают из-за разности температур внутренних и наружных слоев в период охлаждения.

Структурные - из-за увеличения удельного объема при образовании мартенсита на 1 – 5%, и из-за того, что поверхностные и внутренние слои в разные моменты времени достигают мартенситной точки, т.е. мартенсит в разных слоях изделия образуется неодновременно.

Следовательно, суммарные закалочные напряжения растут с увеличением температуры нагрева под закалку и с повышением скорости охлаждения, т.к. в обоих случаях возрастает перепад температур ниже мартенситной точки проявляются структурные напряжения, выше только термические, следовательно, быстрое охлаждение стали необходимо в области наименьшей устойчивости аустенита (от 650°С до 400°С), т.к. выше и ниже этих температур аустенит устойчив против распада, и при этих температурах изделие можно охладить относительно медленно.

Особенности мартенситного превращения в углеродных сталях:

Было открыто при изучении закалки сталей.

1 Мартенситное превращение протекает при быстром охлаждении с температур A (в воде), когда подавлен диффузионный распад A на смесь $(F+Fe_3C)$. Концентрация углерода в мартенсите такая же, как и в исходном A ., следовательно, это превращение без диффузионное.

2 Превращение из A в M при охлаждении начинается с определенной для каждой марки стали температуры M_k или M_s . Температура начала мартенситного превращения не зависит от скорости охлаждения, следовательно, его невозможно подавлять даже при самых больших достигнутых скоростях охлаждения.

Мартенситное образование происходит в определенном интервале температур M_n — M_k (M_f).

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
						33
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

3 При температуре M_n превращение только начинается с появлением первых кристаллов мартенсита. Чтобы оно продолжило развитие необходимо непрерывное охлаждение в интервале M_n — M_k .

После мартенситного превращения (в любом случае образуется некоторое количество Аост.)

4 В отличие от перлитного мартенситного превращения не имеет инкубационного периода

5 Мартенсит образуется в форме пластин после мгновенного образования пластина не растет.

Количество мартенсита при охлаждении ниже точки M_n увеличивается не вследствие подрастания уже образовавшихся пластин (в отличие от перлитного).

6 Между решетками кристаллов мартенсита и исходного аустенита имеется определенное ориентационное соотношение: закономерная ориентировка решетки мартенсита по отношению к решетке аустенита. (В перлитной решетке произвольно ориентированы по отношению к аустенита).

7 При мартенситном превращении в углеродистых сталях на плоской полированной поверхности образца образуется характерный рельеф, свидетельствующий об изменении формы превращенного объема аустенита. Такой рельеф служит главным внешним признаком мартенситного превращения в стали. (При перлитном превращении такой рельеф не возникает).

Мартенситное превращение свойственно: углеродистым сталям, Fe; Ni сплавам, чистым металлам, безуглеродистым сплавам на основе железа, сплавам цветных металлов, полупроводниковым соединениям.

Механизм превращения сводится к перестройке ГЦК в ОЦК. Для этой перестройки достаточно, чтобы соседние атомы смещались друг относительно друга на расстояния, не превышающие межатомных. Таким образом, при мартенситном превращении происходит лишь изменение кристаллизации решетки без выделения из раствора углерода.

Огромная скорость роста кристаллов M при низких температурах объясняется тем, что превращение протекает за счет малой величины смещения атома при сохранении решеток A и M .

Из-за различия удельных объемов A и M , появление и рост M кристалла приводит к возникновению $\Delta G_{упр}$. Рост M кристалла происходит до тех пор, пока $\Delta G_{упр}$ не вызовет пластическую деформацию и тем самым не нарушает когерентность кристаллических решеток. На эти кристаллы M прекращается, и дальнейшее превращение происходит в результате образования новых пластин мартенсита.

Растворы кристаллов M определяется растворами исходного зерна аустенита. Они тем крупнее, чем больше зерно аустенита.

После мартенситного превращения в структуре остается Аост., его количество тем больше, чем:

– больше содержание C % в Аост;

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		34

– оказывает влияние охлаждения ниже M_n , при более медленном охлаждении увеличивается количество Ауст.

Ауст., так как это более мягкая составляющая:

1 уменьшается твердость, ;

2 отрицательно влияет в количестве от 5% до 10%.

Более полный переход от А к М достигается охлаждением до температуры M_k путем обработки холодом.

Различают два морфологических типа М:

1 пластинчатый (устно);

2 пакетный.

Они различаются:

1 формой;

2 взаимным расположением кристаллов;

3 структурой.

2 Пакетный (речный, массивный, высокотемпературный) наблюдается в закаленных низко и средне углеродистых сталях конструкций легированных сталей.

Кристаллы этого М имеют форму приблизительно одинаково ориентированных тонких пластин, присоединенных одна к другой и образующих приблизительно равноосный пакет шириной 0,1 – 0,2 мкм. В одном зерне аустенита может образоваться несколько мартенситных пакетов.

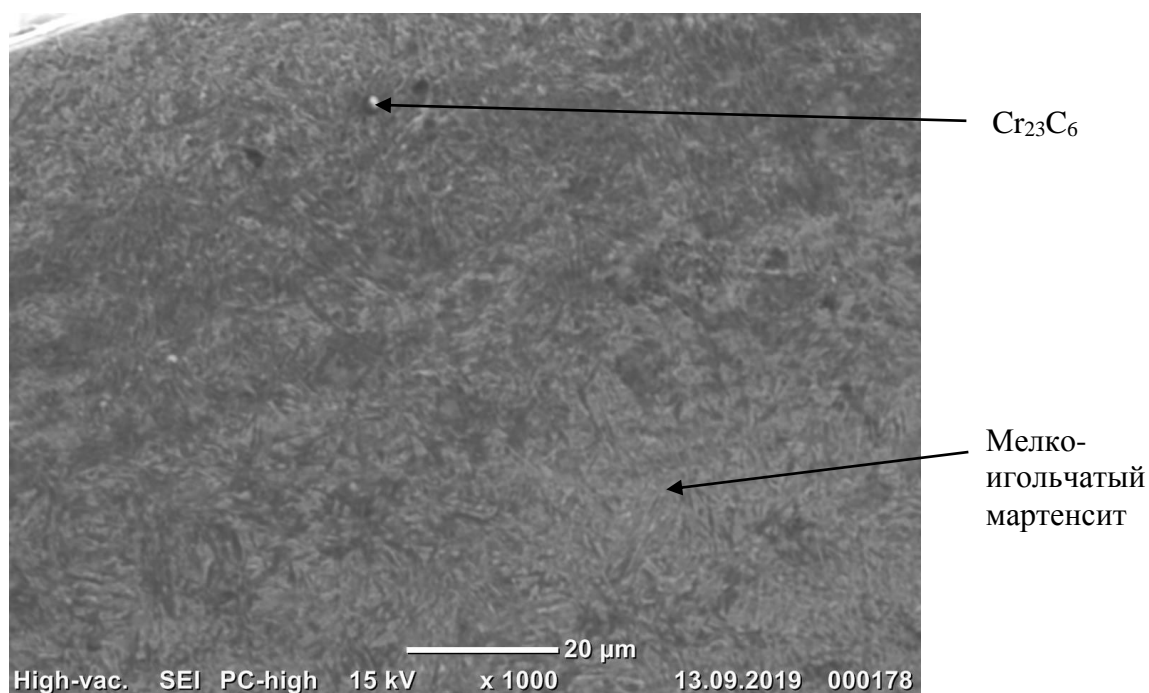


Рисунок 3.5 – Микроструктура после объёмной закалки

На рисунке 3.5 видно, что в процессе объёмной закалки равномерная структура мелко-игольчатого мартенсита и карбидов $Cr_{23}C_6$. После объёмной закалки, металл находится в напряженном состоянии и необходимо снять

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		35

напряжения. Для этого назначили режим высоко температурного отпуска, рисунок 3.2.

3.3.2 Фазовые превращения при отпуске

Отпуск – это термообработка закаленного на мартенсит сплава, при котором главными процессами являются распад и/или возврат и рекристаллизация мартенсита.

Рассмотрим процессы для сталей, так как они составляют подавляющее большинство промышленных сплавов, закаливаемых на мартенсит.

Структура закаленной стали метастабильна. При нагреве после закалки вследствие увеличивающейся подвижности атомов создаются условия для процессов, изменяющих структуру стали в направлении к более равновесному состоянию.

Характер этих процессов определяется тремя важнейшими особенностями строения закаленной стали:

- 1 Сильной пресыщенностью твердого раствора - мартенсита;
- 2 Повышенной плотностью в нем дефектов кристаллической решетки - дислокаций, малоголовых и высокоугловых границ, двойниковых прослоек;
- 3 Присутствием остаточного аустенита.

Основными процессами при отпуске являются распад мартенсита, выделение специальных карбидов цементита, распад остаточного аустенита, процессы полигонизации и рекристаллизации.

Структурные изменения при отпуске углеродистых сталей.

Характер структурных изменений при отпуске углеродистых сталей зависит от температуры и продолжительности отпуска и содержания углерода в стали. С повышением содержания углерода в аустените возрастает пресыщенность α -раствора, снижается температура M_n , происходит переход от пакетного мартенсита к пластинчатому и увеличивается количество остаточного аустенита. Все это сказывается на процессах отпуска.

1 Сегрегация углерода в кристаллах мартенсита является первым структурным изменением при отпуске углеродистых сталей, осуществляется двумя разными по природе процессами:

а) образование примесных атмосфер на дефектах решетки мартенсита, т.к это энергетически более выгодные места для атомов, чем нормальные позиции этих атомов в решетке мартенсита. Атомы углерода упруго притягиваются к дислокациям и дислокационным стенкам. Такая сегрегация образуется уже в период закалочного охлаждения и при комнатной температуре сразу после закалки.

б) возникновение кластеров (плоское скопление атомов углерода). Процесс не связан с притяжением атомов углерода к структурным несовершенствам. При температурах отпуска до (от 100°C до 150°C) в мартенсите высокоуглеродистых сталей электронографический обнаружены кластеры - плоские, одноатомной толщины скопления атомов углерода. Естественно,

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		36

что с образованием таких скоплений связано значительное смещение атомов железа, т. е. упругое искажение решетки мартенсита. С повышением температуры отпуска эти кластеры укрупняются. (процесс схож с расслоением при старении). Вначале на каждый кластер приходится несколько атомов углерода, затем они укрупняются. Процесс контролируется диффузией углерода.

2 Выделение промежуточных карбидов из мартенсита. Начиная примерно с температуры 100°C экспериментально обнаруживается метастабильный ϵ -карбид, отличающийся от цементита типом решетки (гексагональная у ϵ -карбида, ромбическая у цементита). ϵ -карбид образуется из кластеров углерода путем перестройки их решетки с одновременным увеличением соотношения концентрации углерода и железа и может выделяться непосредственно из α -раствора независимо от кластеров. В сталях, содержащих менее 0,2% C, выделение ϵ -карбида при отпуске подавлено, так как большая часть атомов углерода связана с дислокаций. По отношению к матрице ϵ -карбид ориентирован так, что $(0001) \epsilon \parallel (011) \alpha$, чем обеспечивается когерентность на границе раздела фаз. При низких температурах ϵ -карбид выделяется в виде очень дисперсных пластин или стержней. С повышением температуры или увеличением продолжительности отпуска частицы ϵ -карбида укрупняются.

3 Образование цементита Fe_3C со структурой, одинаковой или близкой к структуре цементита отожженной стали, происходит при температурах выше 250 °C, причем наиболее активно в интервале от 300°C до 400°C. (цементит Fe_3C – более стабильная фаза, обладающая меньшей объемной («химической») свободной энергией, чем промежуточный ϵ -карбид).

Установлены два механизма зарождения цементита:

а) цементит выделяется прямо из пересыщенного α -раствора, причем рост частиц Fe_3C сопровождается растворением выделений ранее образовавшегося менее стабильного ϵ карбида.

б) цементит образуется перестройкой решетки промежуточного ϵ -карбида в решетку Fe_3C (в пределах объема частиц промежуточного карбида).

4 Коагуляция и сфероидизация цементита завершающая стадия процессов карбид образования при отпуске.

Т.к в разные моменты времени размер цементитных пластин различен благодаря диффузии углерода от более мелких частиц к более крупным мелкие частицы бездиффузионно растворяются, а крупные будут коагулировать.

Цементит выделяется из α раствора на крупных частицах вдали от их вершин и ребер, и форма крупной частицы приближается к сферической. Таким образом, переносом вещества через раствор осуществляются коагуляция и сфероидизация цементита при отпуске стали. Ниже 350°C эти процессы развиты очень слабо. По-настоящему интенсивная коагуляция и сфероидизация начинаются от 350°C до 400°C. Выше 600°C все частицы цементита сферические и идет только их коагуляция.

5 Распад остаточного аустенита играет существенную роль в процессах отпуска высокоуглеродистых сталей, где он находится в значительном ко-

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		37

личестве. Распад аустенита активно протекает в интервале температур примерно от 200°C до 300°C. Остаточный аустенит при отпуске превращается в нижний бейнит.

6 Уменьшение концентрации углерода в α растворе идет во всем температурном интервале выделения из него карбидной фазы.

По Курдюмову распад аустенита подразделяется на 2 стадии:

1 Первая стадия распада мартенсита так называемый «двухфазный» распад (ниже 150 °С).

Подвижность атомов углерода при температурах ниже 150°C еще слишком мала. Эта подвижность вполне достаточна, чтобы обеспечить образование карбидных пластин за счет углерода из ближайшего мартенситного окружения. Но она недостаточна. Чтобы обеспечить рост выделившихся частиц карбида за счет диффузии углерода из участков мартенсита, еще не охваченных распадом и имеющих исходную высокую концентрацию углерода. В результате такого распада мартенсит становится неоднородным с различным содержанием углерода в разных участках. В тех участках, где выделился карбид, концентрация углерода и, следовательно, степень тетрагональности меньше, чем в участках, не затронутых распадом. Два твердых раствора с разной концентрацией углерода сосуществуют длительное время из-за низкой скорости диффузии, и поэтому распад называется «двухфазным». Для дальнейшего обеднения углеродом участков раствора, окружающих карбид, необходимо укрупнение карбидных частиц.

2 Вторая стадия распада мартенсита обеднение углеродом α -раствора при одновременном росте карбидных частиц (от 150°C до 300°C). Скорость диффузии углерода при температурах выше 150 °С достаточна, чтобы обеспечить рост карбидных частиц при переносе атомов через α раствор. Поэтому выше 150°C одновременно с «двухфазным» распадом происходит обычный диффузионный рост карбидных частиц. Кинетика такого распада характеризуется тем, что α раствор быстро обедняется углеродом в сравнительно короткий промежуток времени, зависящий от температуры, а затем обеднение раствора углеродом быстро затухает. При 300° С в α растворе остается около 0,1% С. Выше этой температуры обычный рентгеноструктурный анализ не обнаруживает разницы между решетками α раствора и α железа. При 400° С или при несколько более высокой температуре α раствор полностью освобождается от избытка углерода и переход мартенсита в феррит заканчивается.

7 Возврат и рекристаллизация в α фазе происходят в широком интервале температур отпуска. Развитие этих процессов сдерживается частицами карбидных выделений; закрепляющих отдельные дислокации, дислокационные стенки и высокоугловые границы. Закрепление слабее выражено в малоуглеродистых сталях, где соответствующие процессы изучены подробнее.

Нижняя температурная граница возврата при отпуске около 400 °С. При этой температуре рентгеноструктурный анализ показал рассыпание и дробление дислокационных стенок выделившимися карбидами.

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		38

После достаточно длительного отпуска при высоких температурах (выше $\sim 600^{\circ}\text{C}$), когда в результате коагуляции цементитных частиц закрепление границ ослабевает, происходит рекристаллизационный рост зерен миграцией исходных высокоугловых границ. Микроструктура при этом теряет характерные морфологические признаки реечного мартенсита.

Все указанные границы достаточно условны.

Принято считать:

Первое «превращение» при отпуске относят к интервалу температур от 100°C до 200°C . При этих температурах закаленный образец укорачивается, так как происходит распад мартенсита.

Второе «превращение» при отпуске относят к интервалу температур от 200°C до 300°C . При выдержке в этом интервале длина закаленных образцов средне- и высокоуглеродистых сталей увеличивается и тем больше, чем выше содержание углерода в стали, так как происходит распад остаточного аустенита.

Третье «превращение» при отпуске относят к интервалу температур от 300°C до 400°C . В этом температурном интервале длина образцов сокращается, исчезают промежуточные карбиды, заканчивается выделение цементита из мартенсита. Природа третьего «превращения» остается дискуссионной.

Структуру, получающуюся после отпуска, стали при температурах ниже 300°C , называют отпущенным мартенситом. Под микроскопом он отличается от мартенсита закалки большей травимостью из-за выделений карбидов. После отпуска при температурах от 300°C до 450°C обнаруживается особенно сильно травящаяся игольчатая структура, которую называют трооститом отпуска. В интервале температур от 450°C до 650°C получается сорбит отпуска. Его двухфазное строение отчетливо выявляется при больших увеличениях светового микроскопа. Высокие температуры отпуска приводят к потере игольчатого вида сорбита, который приобретает явно точечное строение.

Влияние легирующих элементов на процессы при отпуске.

Диффузионная подвижность атомов легирующих элементов, растворенных в α железе по способу замещения, на много порядков ниже, чем диффузионная подвижность атомов углерода, который растворен в железе по способу внедрения. При температурах отпуска ниже примерно 450°C в матрице не происходит диффузионного перераспределения легирующих элементов: из α -раствора выделяются карбиды железа, в которых концентрация легирующих элементов такая же, как в мартенсите. Атомы легирующих элементов в решетке промежуточных карбидов и цементита, образующихся при температурах ниже $\sim 450^{\circ}\text{C}$, частично замещают атомы железа: $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$, $(\text{Fe}, \text{V})_3\text{C}$ и т. д.

Таким образом, на первую стадию распада мартенсита, т. е. на «двухфазный» распад при температурах ниже 150°C , легирующие элементы не оказывают какого-либо влияния.

На вторую стадию распада мартенсита многие легирующие элементы влияют очень сильно, замедляя рост карбидных частиц и сохраняя пресы-

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		39

ценность α -раствора углеродом, т. е. сохраняя состояние отпущенного мартенсита до температур от 450°C до 500°C. (Cr, W, Mo, V, Co и Si). Задержка распада мартенсита объясняется двумя причинами:

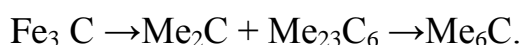
1 Такие легирующие элементы, как ванадий, молибден и хром, снижают скорость диффузии углерода в α -растворе.

2 Повышение прочности межатомных связей в решетке α раствора под влиянием таких элементов, как Co, Si, Cr, Mo и W, при котором затрудняется переход атомов через границу α -раствор - карбид и, следовательно, затрудняется распад мартенсита.

При температурах выше ~ 450 °C, когда становится возможным диффузионное перераспределение легирующих элементов образуются специальные карбиды. Возможны два механизма их появления. Во-первых, концентрация карбидообразующего легирующего элемента в результате его диффузионного перераспределения между α -раствором и цементитом возрастает до такой величины в цементите, что он превращается в специальный карбид. Например, легированный цементит (Fe, Cr)₃C так превращается в карбид хрома (Cr, Fe)₇C₃. Во-вторых, специальный карбид может зародиться прямо в пересыщенном легирующим элементом α -растворе.

С повышением температуры или увеличением длительности отпуска одни промежуточные метастабильные карбиды могут заменяться другими, более стабильными.

Последовательность карбидообразования можно записать в виде схемы:



Легирующие элементы влияют на скорость коагуляции карбидных частиц. Никель ускоряет коагуляцию, а хром, молибден, вольфрам, ванадий и некоторые другие элементы затрудняют ее, т.е. задерживают растворение мелких и рост крупных частиц при коагуляции.

Полигонизация и рекристаллизация при отпуске могут задерживаться под воздействием легирующих элементов, во-первых, из-за замедления диффузионных процессов пере ползания дислокаций и, во-вторых, в результате закрепления дислокаций трудно коагулирующими дисперсными частицами специальных карбидов. (Nb, Ti).

Большинство легирующих элементов повышает температурный интервал распада остаточного аустенита. Если при отпуске углеродистой стали остаточный аустенит распадается в интервале от 200°C до 300 °C, то в легированной стали он сохраняется от 500°C до 600 °C.

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		40

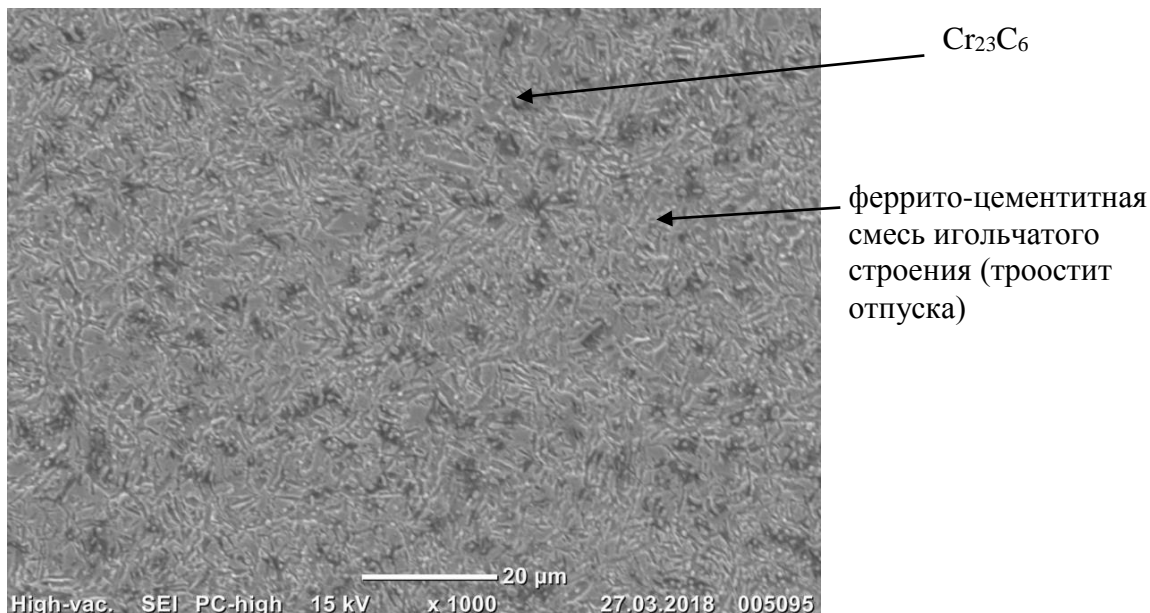


Рисунок 3.6 – Микроструктура стали 5ХНМ после закалки с высоким отпуском

После закалки с высоким отпуском сформировалась равновесная структура с равномерно распределенными измельченными карбидами $Cr_{23}C_6$ и феррито-цементитной смеси игольчатого типа (троостит отпуска). Это стабильная структура, которая обеспечивает необходимые технологические характеристики и механические свойства при минимальных остаточных напряжениях.

3.3.3 Структурообразования при поверхностной лазерной закалке.

Фазовые изменения:

Вплоть до максимальной скорости охлаждения равной 10^{10} К/с в первичных кристаллах твердого раствора может развиваться внутрикристаллическая ликвация, т.е. составы ранее и позднее образующихся участков твердого раствора могут резко отличаться.

С увеличением скорости охлаждения ветви дендритов, первично рекристаллизующегося твердого раствора, становятся тоньше и число их больше не возрастает. Суммарная доля приграничных объемов в этих ветвях, обогащенных из-за внутрикристаллической ликвации легирующими элементами. В результате соединения легирующих элементов в первичных кристаллах возрастает и, следовательно, уменьшается объемная доля соединений легирующих элементов в периферийных областях.

При очень больших скоростях охлаждения становится возможной бездиффузионная кристаллизация: состав образующегося твердого раствора, такой же, как и состав жидкого раствора. Термодинамические возможности кристаллизации без перераспределения компонентов появляется, когда рас-

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
						41
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

плав переохлаждается ниже температуры равенства свободных энергий жидкого и твердого раствора одинакового состава.

Для закалки с плавлением поверхности большой интерес представляет расширение области твердых растворов при сверхбыстрой рекристаллизации.

можно выделить три случая этого расширения, которое рассмотрим на примере эвтектических систем.

1 Кристаллизация происходит без изменения числа и типа образующихся фаз, т.к. при быстром охлаждении эвтектическая кристаллизация может начинаться при температуре значительно ниже точки эвтектического равновесия, то состав периферийных слоев первичных α – кристаллов продолжает изменяться по пунктирному продолжению линии солидус, заходя за точку предельной растворимости a . Состав α – фазы в эвтектике также будет находиться на пунктирном продолжении линии солидус.

Например, расплавы Al – Si, в котором при максимальной скорости охлаждения не найдено никаких фаз кроме α – раствора Si в Al и кремния. При скорости охлаждения = 10^6 К/с концентрации кремния в алюминии = 2 - 3%. При н.у. концентрации кремния в алюминии = 1,5%.

2 Наличие в системе метастабильного эвтектического равновесия с участием метастабильного соединения. Например, например, цементита вместо графита в системе Fe₃-C. При метастабильном равновесии концентрация граничного раствора выше чем при стабильном т. E и E' на диаграмме, следовательно, такая кристаллизация приводит к образованию более концентрированного твердого раствора (как в виде первичных кристаллов избыточных фаз, так и в эвтектике).

Например, в случае системы Fe₃-C различия в концентрациях точек E и E' маленькое, а в других системах оно может быть очень большим

В системе Al-Mn:

в стабильном равновесии Al₆Mn и α – раствор (1,8% Mn)

в метастабильном при максимальной скорости охлаждения Al₄ и α – раствор (4% Mn)

3 Бездиффузионная кристаллизация, когда полностью подавленного образования второй фазы и состава твердого раствора и исходного расплава одинаковы

Кроме этого:

V Для закалки с плавлением поверхности важно образование новых метастабильных фаз при увеличении скорости охлаждения.

Например, образование цементитной эвтектики вместо графитной, происходящее при ускоренном охлаждении (Fe₃-C).

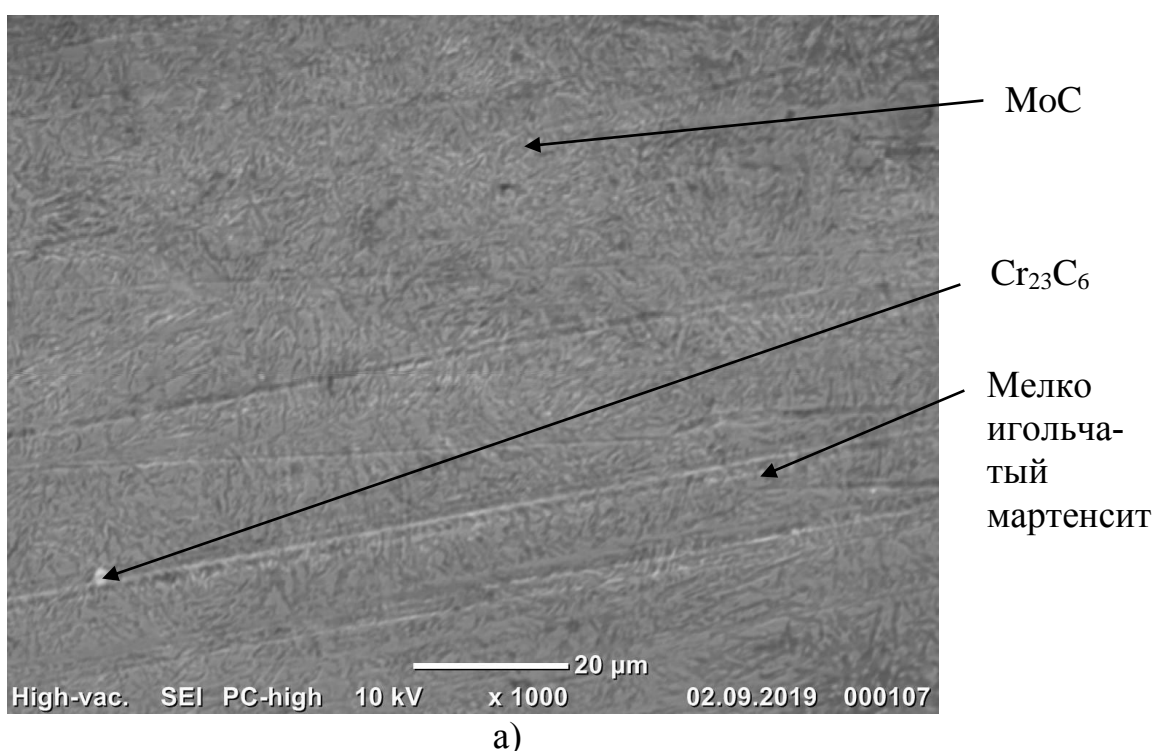
При максимальной скорости охлаждения из расплава могут кристаллизоваться металлостабильные фазы, которых вообще нет в данной системе или фазы, которые в условиях равновесия не должны встречаться в данном сплаве, но существуют в др. сплавах той же системы.

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		42

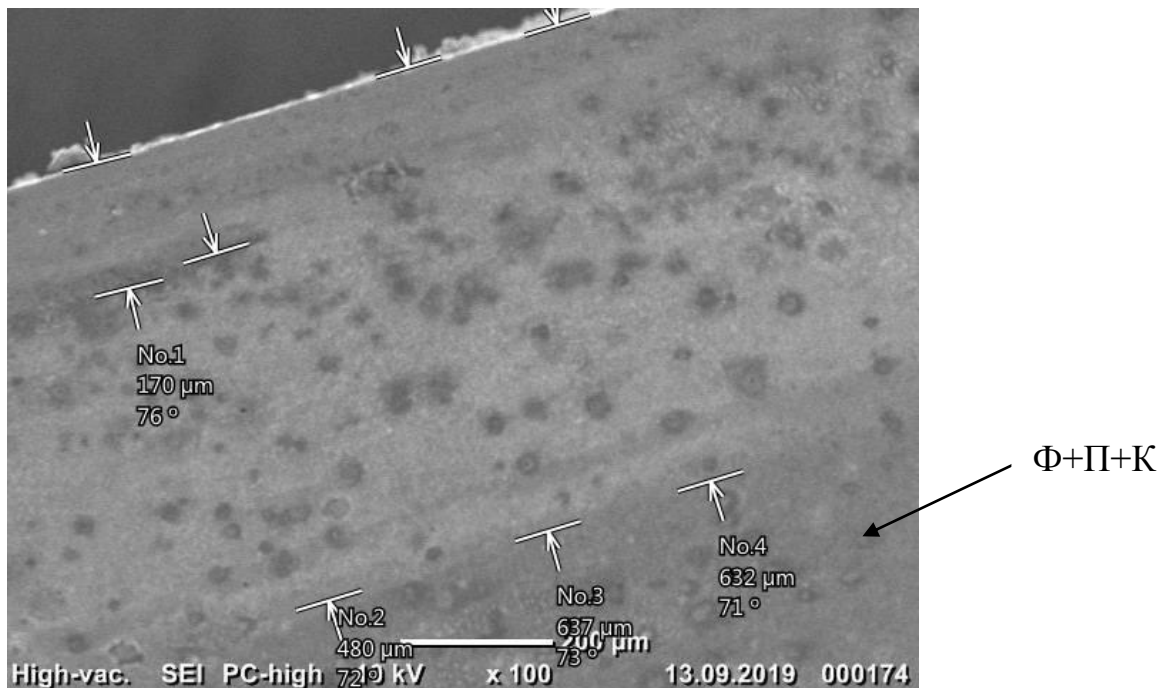
Число таких метастабильных фаз в реальных сплавах при увеличении скорости охлаждения очень велико, но прогнозировать их появление очень сложно.

VI При быстром затвердевании может быть полностью подавлена кристаллизация отдельных промежуточных фаз, которые ухудшают свойства изделия.

Например, предельный случай изменения фазового состава при быстром затвердевании получение сплава в аморфном состоянии в виде металлического стекла, когда подавлен процесс кристаллизации. Но следует знать, что составы сплавов, в которых при скорости охлаждения $10^6 - 10^8$ возможно получение металлических стекол очень далеки от реальных конструкционных и инструментальных сталей, поэтому с практической точки зрения нас мало интересуют.



					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		43



б)

- а) Структура закалённого слоя при увеличении x1000
 б) Глубина закаленного слоя с зоной и без зоны термического влияния при увеличении x50

Рисунок 3.7 – Структура закаленного слоя

В процессе лазерной закалки сформировалась структура игольчатого мартенсита с присутствием равномерно распределенных карбидов, основной слой металла состоит из феррита, перлита, и карбидов, переходной слой протяженностью не более 0,4 мм имеет структуру троостита-мартенситного типа, где объёмная доля мартенсита занимает не более 10 %.

3.4 Влияние светопоглощающего покрытия на качество и интенсивность лазерной закалки без оплавления и с оплавлением поверхности

Светопоглощающее покрытие было выбрано по двум критериям доступность, стоимость ингредиентов.

Поглощающее лазерное излучение покрытие, используемое при обработке металлической поверхности, состоит из двух слоев, причем первый слой содержит смесь органического связующего лак АС – 82 с сажей в объемном соотношении 3:1 соответственно, и имеет толщину от 30 до 40 мкм, а второй слой содержит смесь органического связующего лак АС – 82 с растворителем Р – 647 в объемном соотношении от 1:3 до 4 соответственно, и имеет толщину слоя от 3 до 5 мкм. Предложенное покрытие наряду с высокой поглощательной способно-

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		44

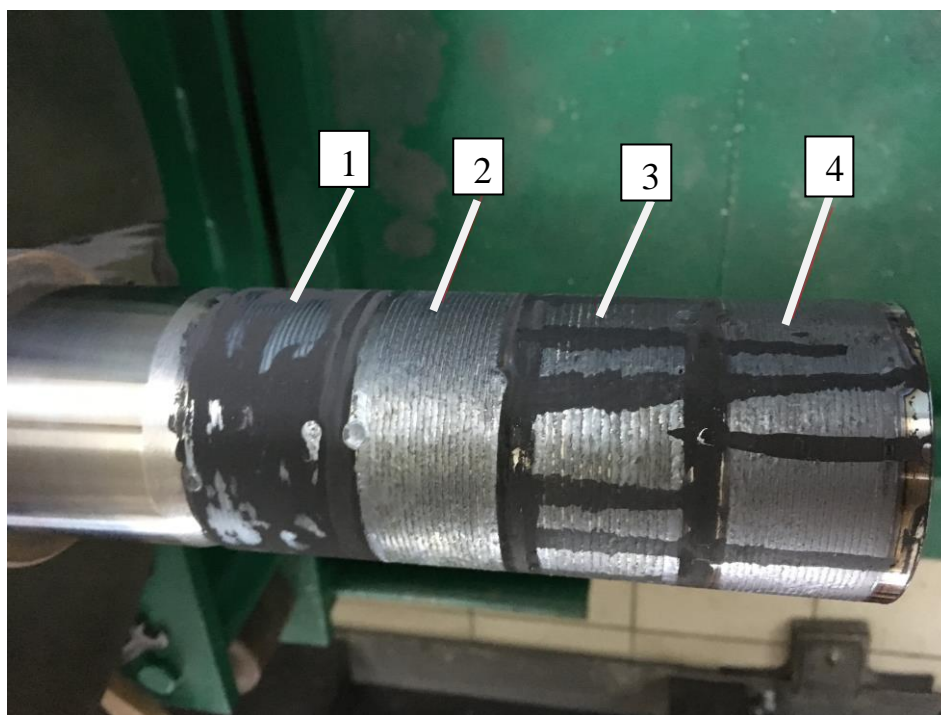
стью и низким экранирующим действием по отношению к подающему потоку излучения лазера обеспечивает высокую теплостойкость, теплопроводность, достаточную адгезию к подложке. [2, 3, 4]

Лазерную термическую обработку можно так же разделить на, лазерную термическую обработку с оплавлением поверхности и без оплавления поверхности.

Закалка с оплавлением поверхности – это термическая обработка, при которой главным процессом является быстрое затвердевание поверхностного слоя с образованием метастабильной структуры.

При высокой концентрации электронов в тонком поверхностном слое изделия этот слой может разогреться до таких температур, что полностью перейдет в жидкое состояние, а после прекращения нагрева затвердевает с очень большой скоростью охлаждения из-за быстрого отвода теплоты внутрь холодного объема. При такой самозакалке тонкого слоя расплава (без использования специальных закалочных сред) у поверхности изделия может сформироваться структура, улучшающая его эксплуатационные свойства.

Закалка без оплавления поверхности – это термическая обработка, при котором главным процессом является быстрый отвод тепла с нагретой поверхности в глубь металла, не расплавляя поверхностный слой. Пример лазерной термической обработки с оплавлением и без оплавления поверхности представлен на рисунке 3.8. [6]



1 – лазерная закалка без оплавления; 2,3,4 – лазерная закалка с оплавлением

Рисунок 3.8 – Лазерная закалка с оплавлением и без оплавления поверхности

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		45

Преимущества лазерной закалки с оплавлением в том, что толщина закалённого слоя больше, и выше твердость чем без оплавления. При лазерной закалке с оплавлением используется более высокая мощность излучения, за счет этого и достигается разогревание поверхностного слоя до жидкого состояния.

После лазерной обработки структура металла становится мелко зернистой, что повышает износостойкость. Лазерные технологии — это технологии будущего, в наше время внедрение лазерной технологии происходит во многих отраслях в том числе и в машиностроении.

Микроструктура самых оптимальных режимов, с покрытием и без покрытия представлены на рисунках 3.9, 3.10, 3.11, 3.12.

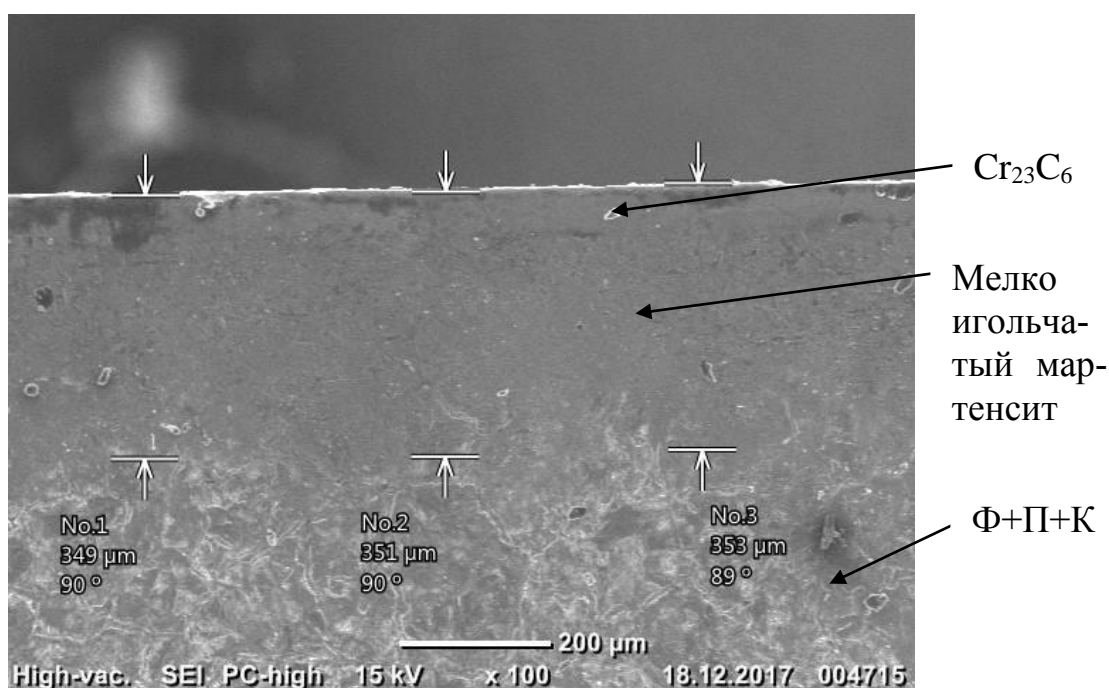


Рисунок 3.9 – Толщина закаленного слоя без светопоглощающего покрытия

Если сравнить рисунки 3.9 и 3.11, то видно, как светопоглощающее покрытие влияет на глубину закаленного слоя, структура более мелкая.

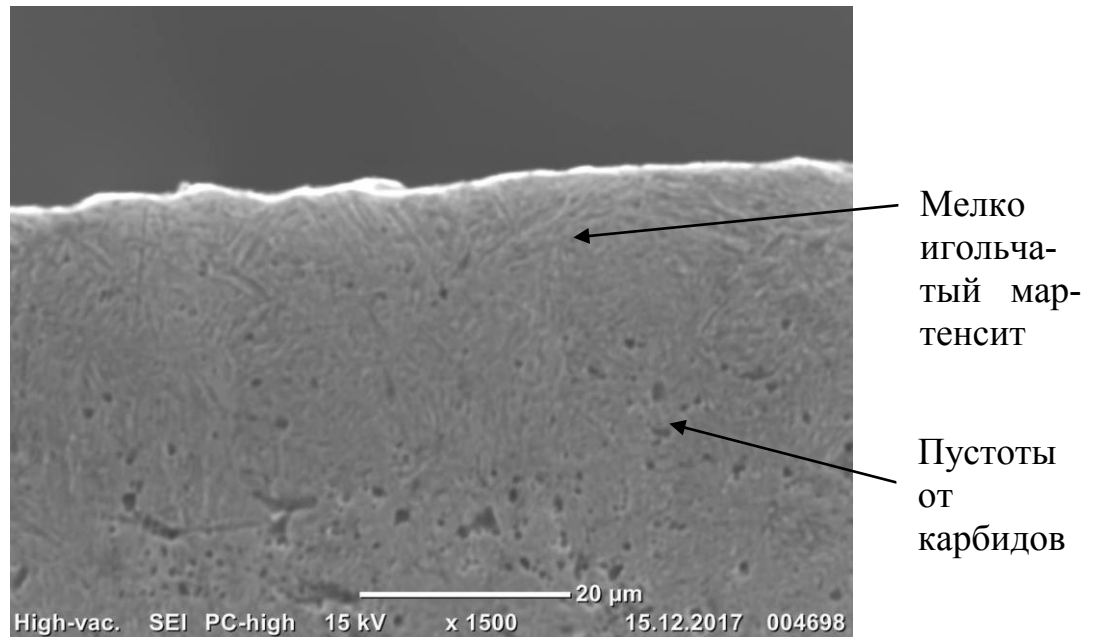


Рисунок 3.10 – Микроструктура закаленного слоя без светопоглощающего покрытия

На рисунке 3.10 видно мелко игольчатую структуру с пустотами от выкрошившихся карбидов, выкашивание произошло при шлифовке и последующей полировке. Микроструктура без светопоглощающего покрытия получается более рыхлой не однородной иглы мартенсита более крупные тем самым износостойкость этого закаленного слоя получается ниже чем у слоя, полученного со светопоглощающим покрытием.

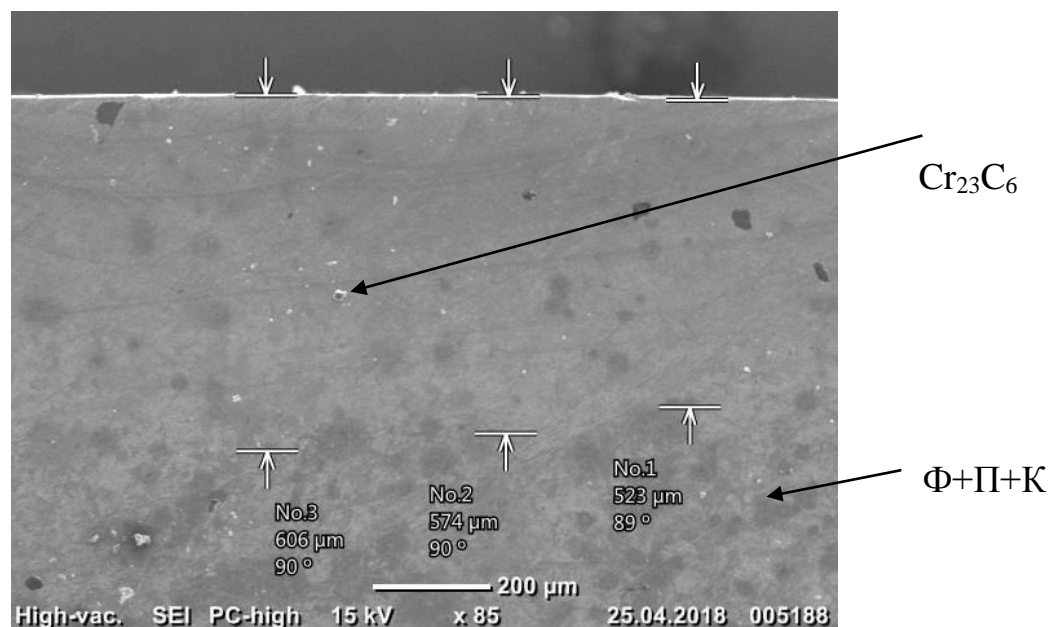


Рисунок 3.11 – Толщина закаленного слоя со светопоглощающим покрытием

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		47

Анализируя все данные, мы можем заметить, что средняя глубина закаленного слоя получается 0,6 мм как представлено на рисунке 3.11 можно увидеть равномерное распределение карбидов.

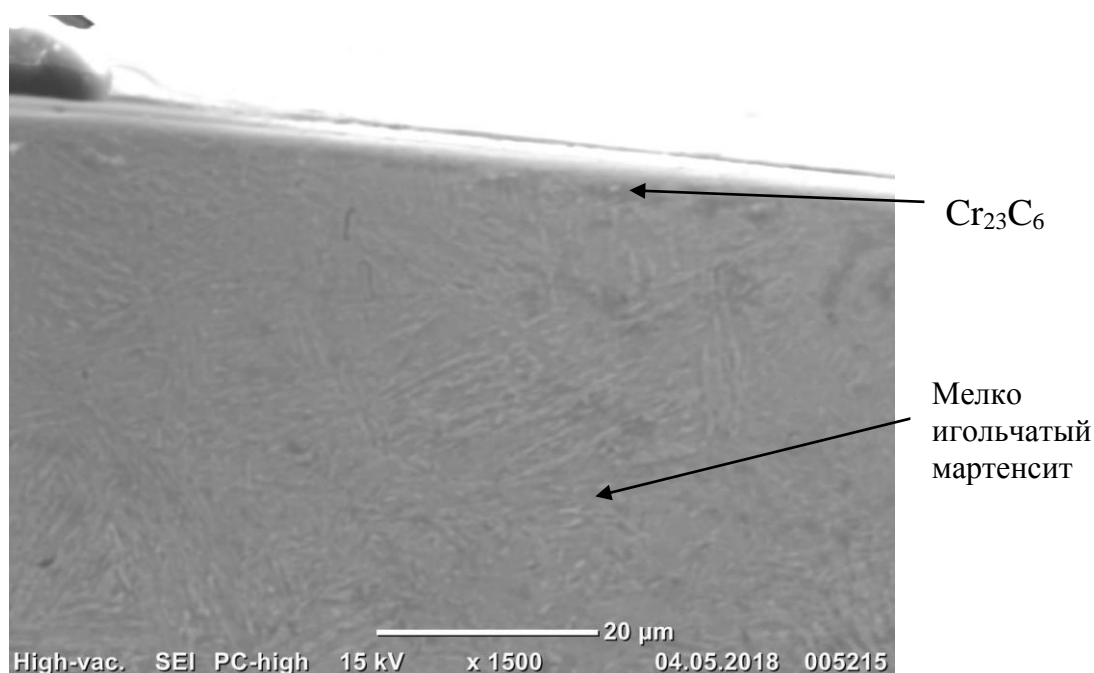


Рисунок 3.12 – Микроструктура закаленного слоя со светопоглощающим покрытием

На рисунке 3.12 хорошо видна насколько структура равномерная, однородная. Мартенсит мелко игольчатый, сначала мы думали, что мартенсита нет, но потом при увеличении $\times 1500$ мы его увидели и поняли на сколько он мелко игольчатый из этого можно сделать выводы что будет повышенная износостойкость.

Все выше перечисленные микроструктуры были получены по режиму 6 приведенной в таблице 2.4. Этот режим дал самую большую глубину закаленного слоя как со светопоглощающим покрытием, так и без него.

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		48

3.5 Результаты структурных исследований после различных режимов лазерной закалки

Микроструктура после лазерной закалки с оплавлением и светопоглощающим покрытием по оптимальному режиму.

Материал находился в нормализованном состоянии.

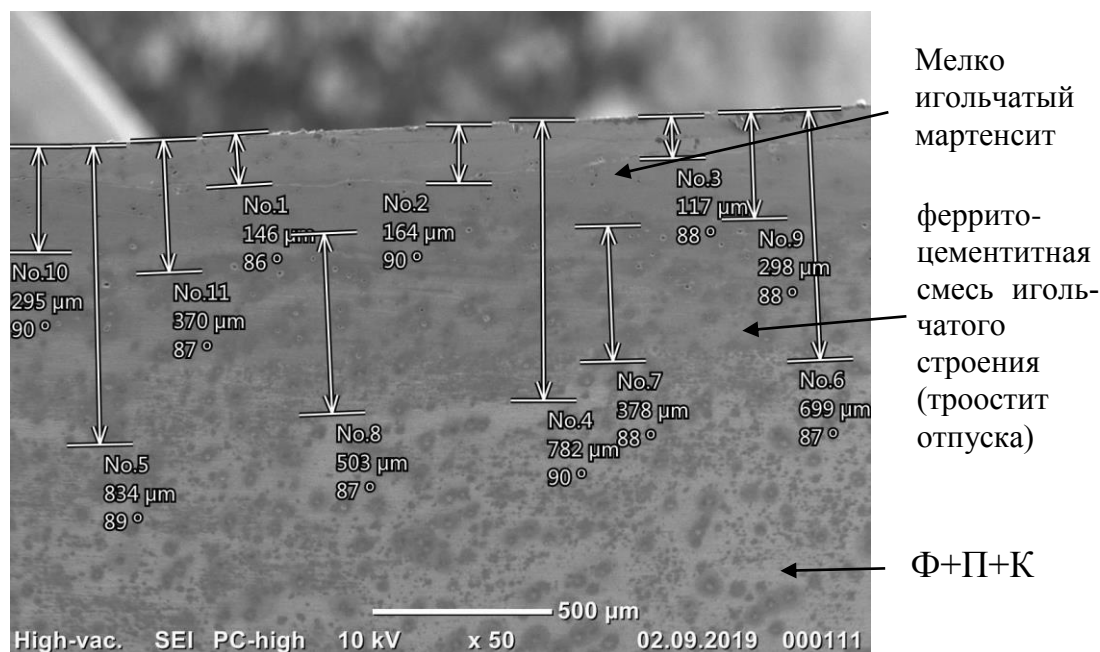


Рисунок 3.13 – Микроструктура стали 5XNM после лазерной закалки при увеличении x50

На рисунке 3.13 мы видим глубину закаленного слоя она считается вместе с зоной термического влияния и соответствует 0,83 мм, а глубина закаленного слоя около 0,4 мм, также присутствует зона переплавления металла после шлифовальной операции осталось около 0,1 мм.

Желательно сошлифовать переплавленную зону так как там не стабильная твердость и этот слой достаточно рыхлый.

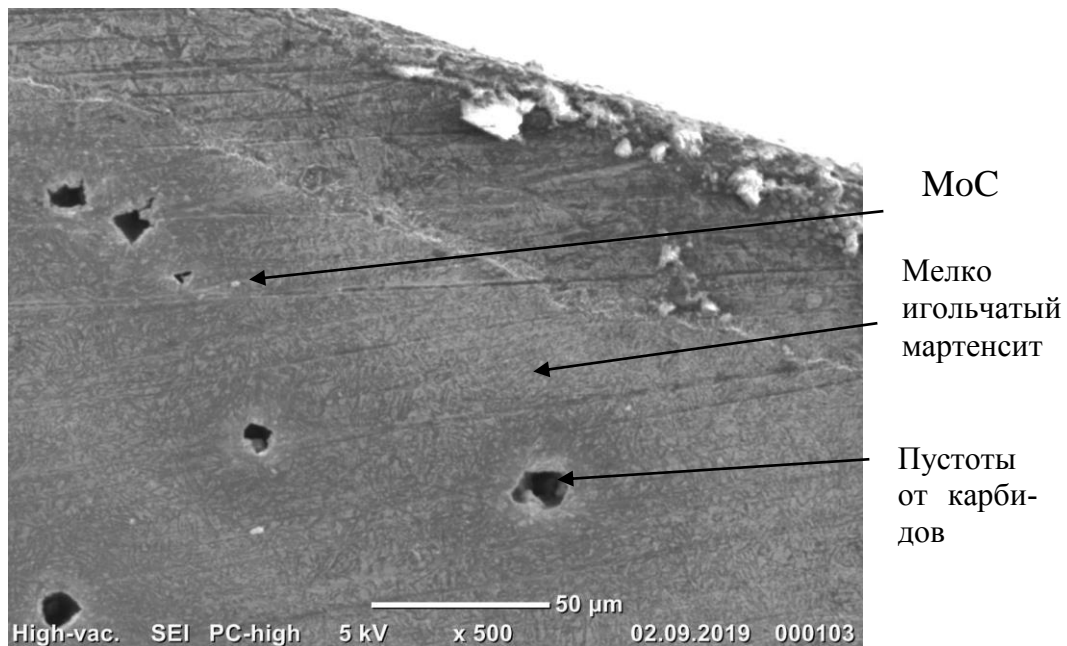


Рисунок 3.14 – Микроструктура стали 5XNM после лазерной закалки при увеличении x500

На рисунке 3.14 видна очень мелкая структура мелкозернистого игольчатого мартенсита, который имеет высокую износостойкость и высокую твердость порядка 600 – 800 HV.

Пустоты на рисунке 3.14 места откуда выкрошились карбиды $Cr_{23}C_6$ поскольку они крупные и во время подготовки образцов часто выкрашиваются.

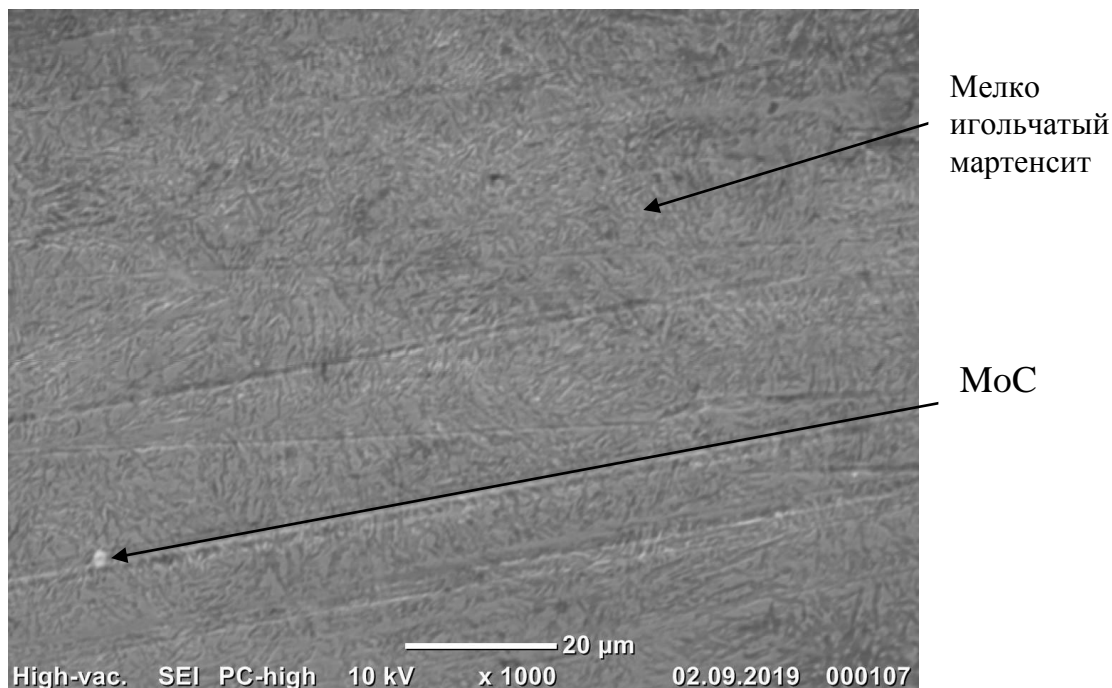


Рисунок 3.15 – Микроструктура стали 5XNM после лазерной закалки при увеличении x1000

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		50

На рисунке 3.15 при более высоком увеличении мы видим на сколько структура мелкозернистая и однородная за счет это мы добиваемся более высокой износостойкости.

Микроструктура после лазерной закалки с оплавлением и светопоглощающим покрытием по оптимальному режиму.

Перед лазерным упрочнением поверхности была проведена объёмная закалка с высоким отпуском.

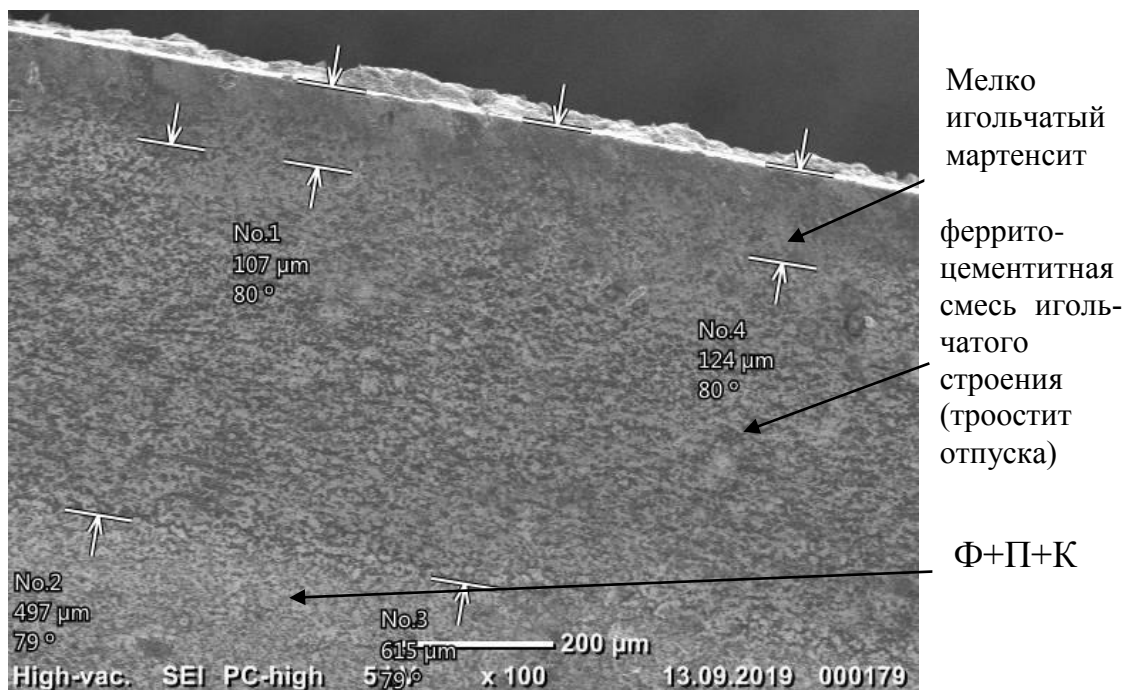


Рисунок 3.16 – Микроструктура стали 5XNM после лазерной закалки с предварительной термической обработкой при увеличении x50

На рисунке 3.16 мы видим глубину закаленного слоя она считается вместе с зоной термического влияния и соответствует 0,6 мм, также присутствует зона переплавления металла после шлифовальной операции осталось около 0,1 мм.



Рисунок 3.17 – Микроструктура стали 5ХНМ после лазерной закалки с предварительной термической обработкой при увеличении x500

На рисунке 3.17 видна очень мелкая структура мелкозернистого игольчатого мартенсита, который имеет высокую износостойкость и высокую твердость порядка 600-800 НВ.

Пустоты на рисунке 3.17 места откуда выкрошились карбиды $Cr_{23}C_6$ поскольку они крупные и во время подготовки образцов часто выкрашиваются.

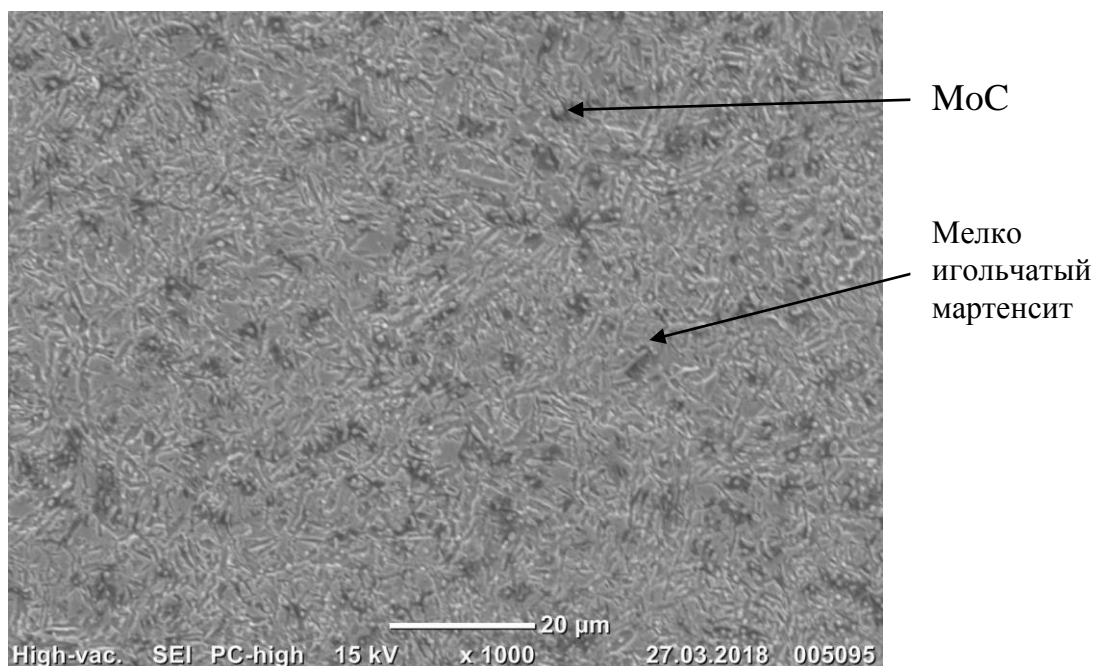


Рисунок 3.18 – Микроструктура стали 5ХНМ после лазерной закали с предварительной термической обработкой при увеличении x1000

На рисунке 3.18 при более виском увеличении мы видим насколько структура мелкозернистая и однородная, за счет чего обеспечивается износостойкость рабочей поверхности изделия.

Хорошо видно мелкие карбиды равномерно распределенные по всему слою.

Судя из полученных результатов, видно, что в некоторых случаях в предварительных режимах термической обработки, таких как отжиг или нормализация нет необходимости, если металл в состоянии поставки по механическим свойствам соответствует требуемым значениям.

В данной работе поковка стали 5ХНМ в состоянии поставки поступила в нормализованном состоянии, что обеспечило механические свойства на уровне, соответствующим технологически-конструкционной документации на готовые изделия «Шток компрессора».

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		53

4 Механические и эксплуатационные характеристики сталей после лазерной закалки

4.1 Анализ дюрометрических исследований

В работе выполняли измерение твердости на образцах по оптимальному режиму без предварительной термической обработки, рисунок 3.1 и с предварительной термической обработкой рисунок 3.2, эти результаты представлены на рисунках 4.1 и 4.4.

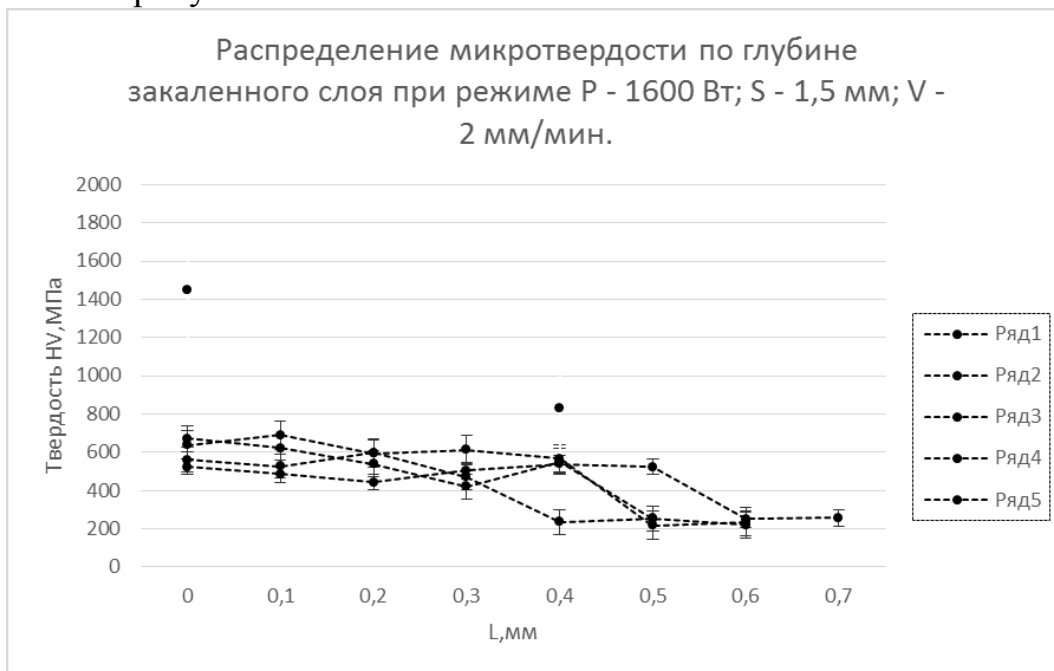


Рисунок 4.1 – Распределение микротвердости по глубине закаленного слоя без предварительной термической обработки

Измерения, представленные на графиках 4.1 – 4.4 края закаленного слоя, вглубь основного металла с шагом 0,1 мм. На графике точки, не соединенные между собой, являются выпадающими, эти точки не попадают в доверительный интервал.

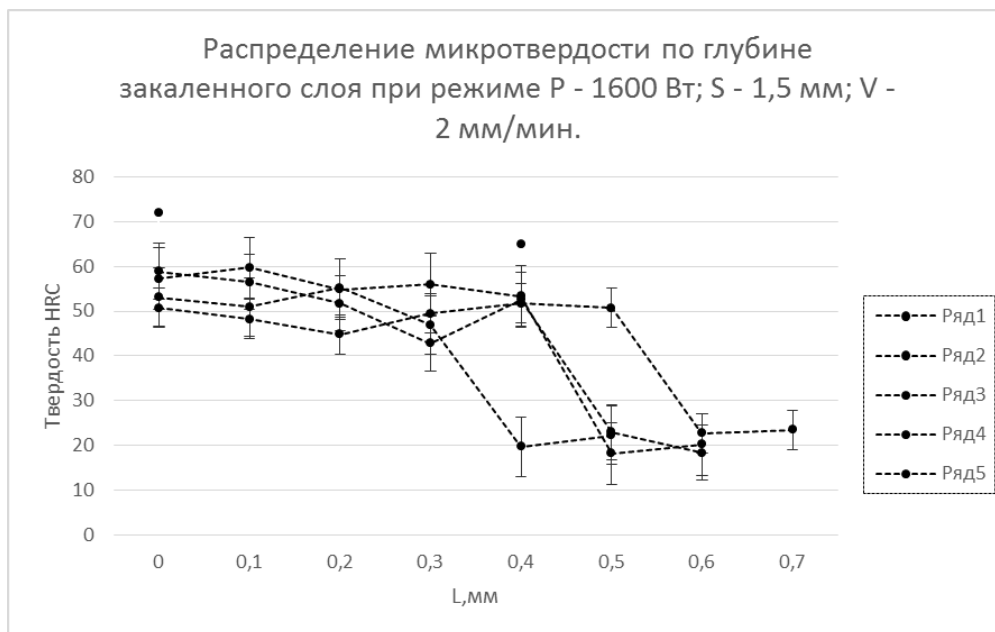


Рисунок 4.2 – Распределение микротвердости по глубине закаленного слоя без предварительной термической обработки

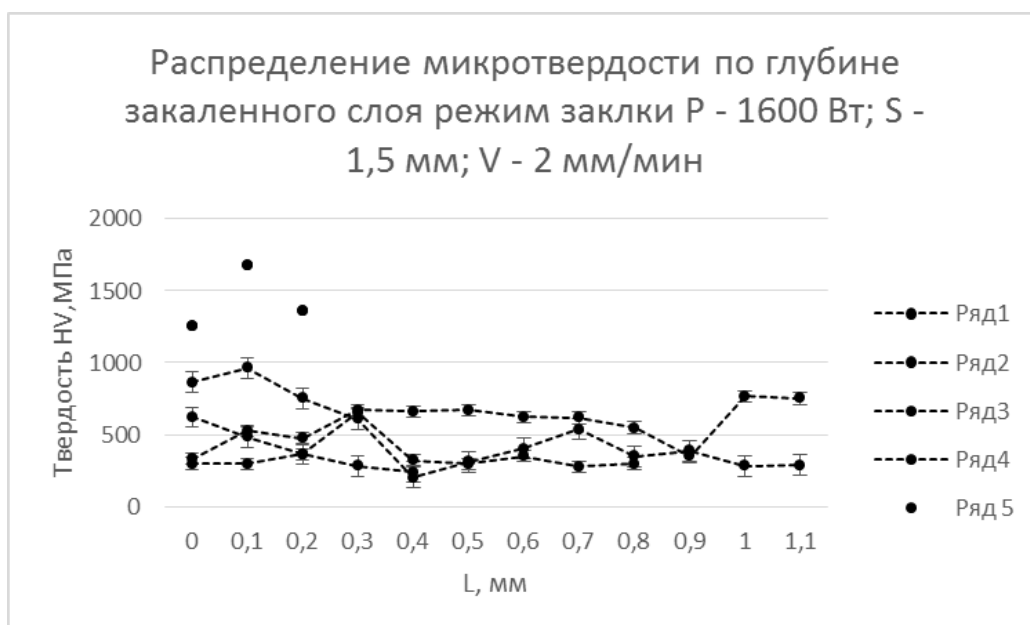


Рисунок 4.3 – Распределение микротвердости по глубине закаленного слоя с предварительной термической обработкой

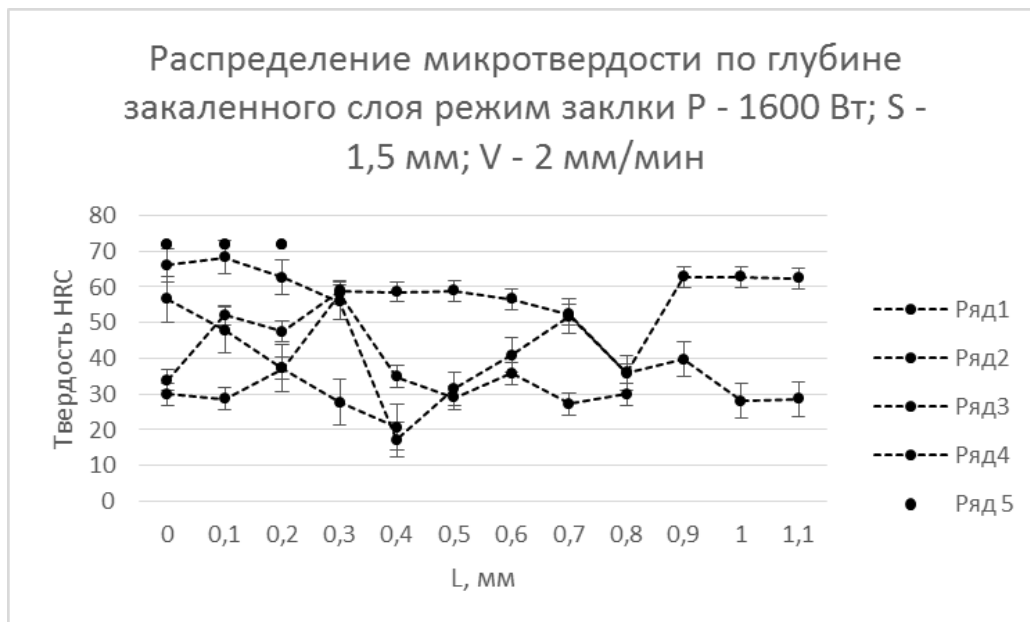


Рисунок 4.4 – Распределение микротвердости по глубине закаленного слоя с предварительной термической обработкой

Можно сделать вывод что предварительная термическая обработка не дает нам значительного эффекта, и отчасти, результаты с ней хуже, чем материал в исходном состоянии.

Твердость в исходном состоянии выше чем с предварительной термической обработкой, и если механические свойства полностью устраивают, то лучше делать лазерную поверхностную закалку в нормализованном состоянии, то есть в нашем случае оно было взято за исходное.

Сравнение рисунков 4.1 и 4.3 показывает, что глубина закаленного слоя на рисунке 4.1 доходит до 0,4 мм с твердость от 500 до 800 HV, дальше происходит падение по твердость, это переходная зона от 0,4 мм до 0,6 мм твердость ее составляет от 250 до 550 HV, после 0,6 мм основной металл и его твердость не превышает 250 HV. На рисунке 4.3 видно, что закаленный слой на протяжении 0,3 мм является не однородным, большие перепады по твердости от 300 до 1000 HV, после 0,3 мм переходная зона уравнивается к основному металлу и ее твердость не превышает 300 HV.

Сравнение рисунков 4.2 и 4.4 показывают аналогичные данные.

В работе анализировали распределение микротвердости по все площади поверхности образца, представлен эскиз замеров на рисунке 4.5.

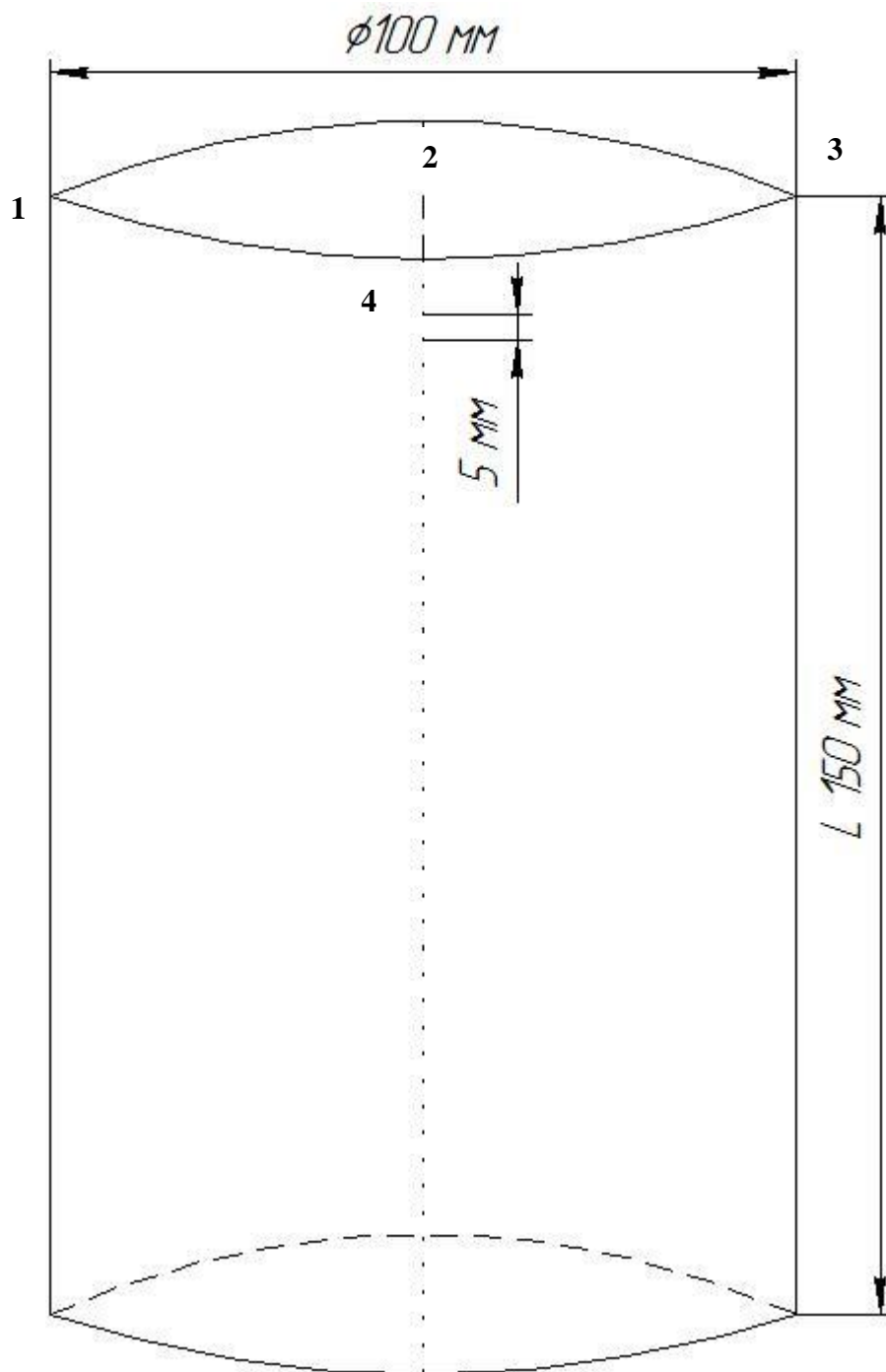


Рисунок 4.5 – Эскиз натурального образца для выполнения и контроля процесса лазерной закалки зоны замера (1 – 4).

Замеры твердости были проведены на образце, эскиз которого представлен на рисунке 4.5 по четырём зонам с шагом 5 мм.

Графики замеров представлены на рисунке 4.6.

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпи	Дата		57

Твердость после лазерной закалки нормализованной стали 5ХНМ

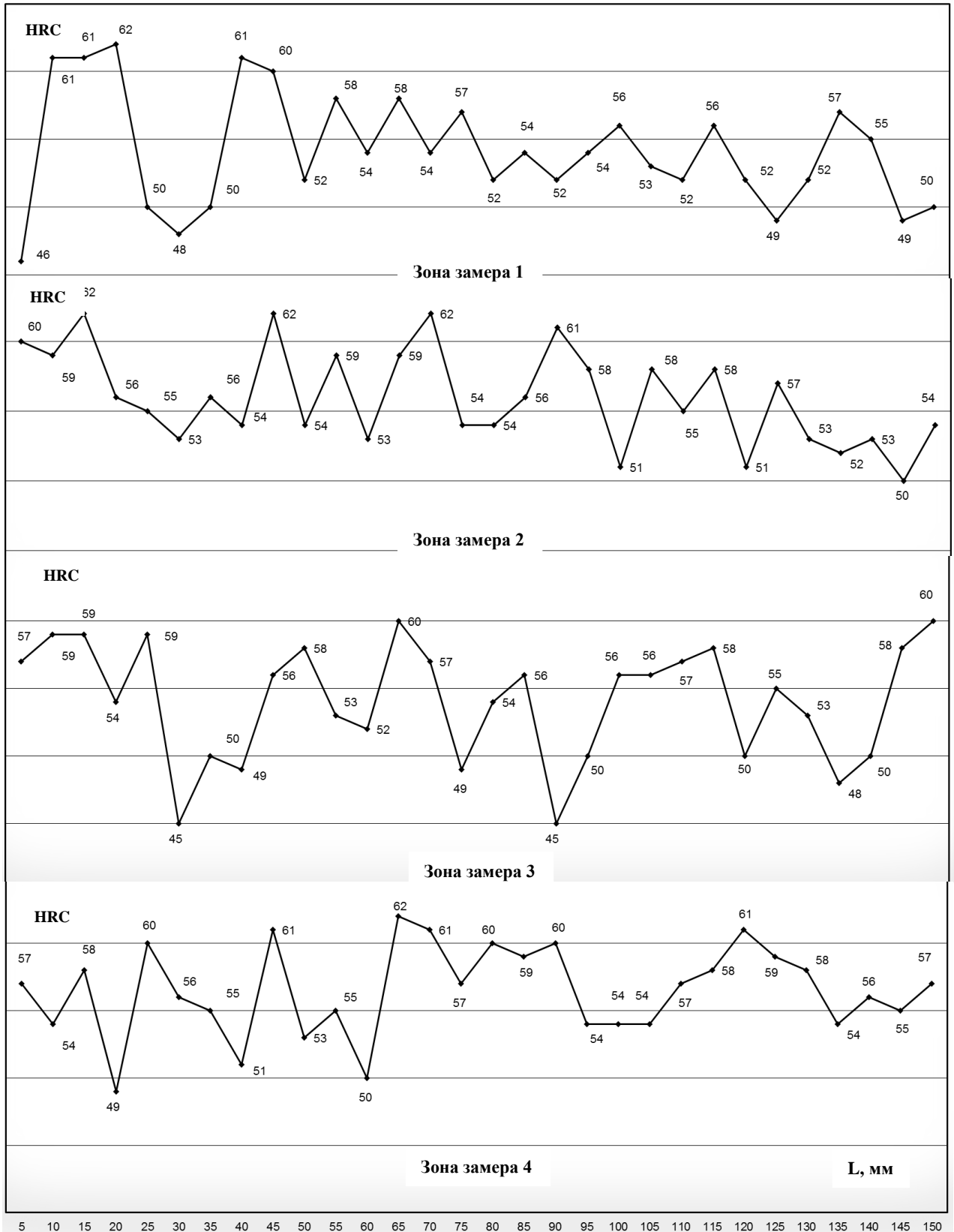


Рисунок 4.6 – Графики распределения твердости

Из рисунка 4.6 мы видим результаты твердости без предварительной термической обработки и на сколько они равномерно распределены по всей поверхности образца.

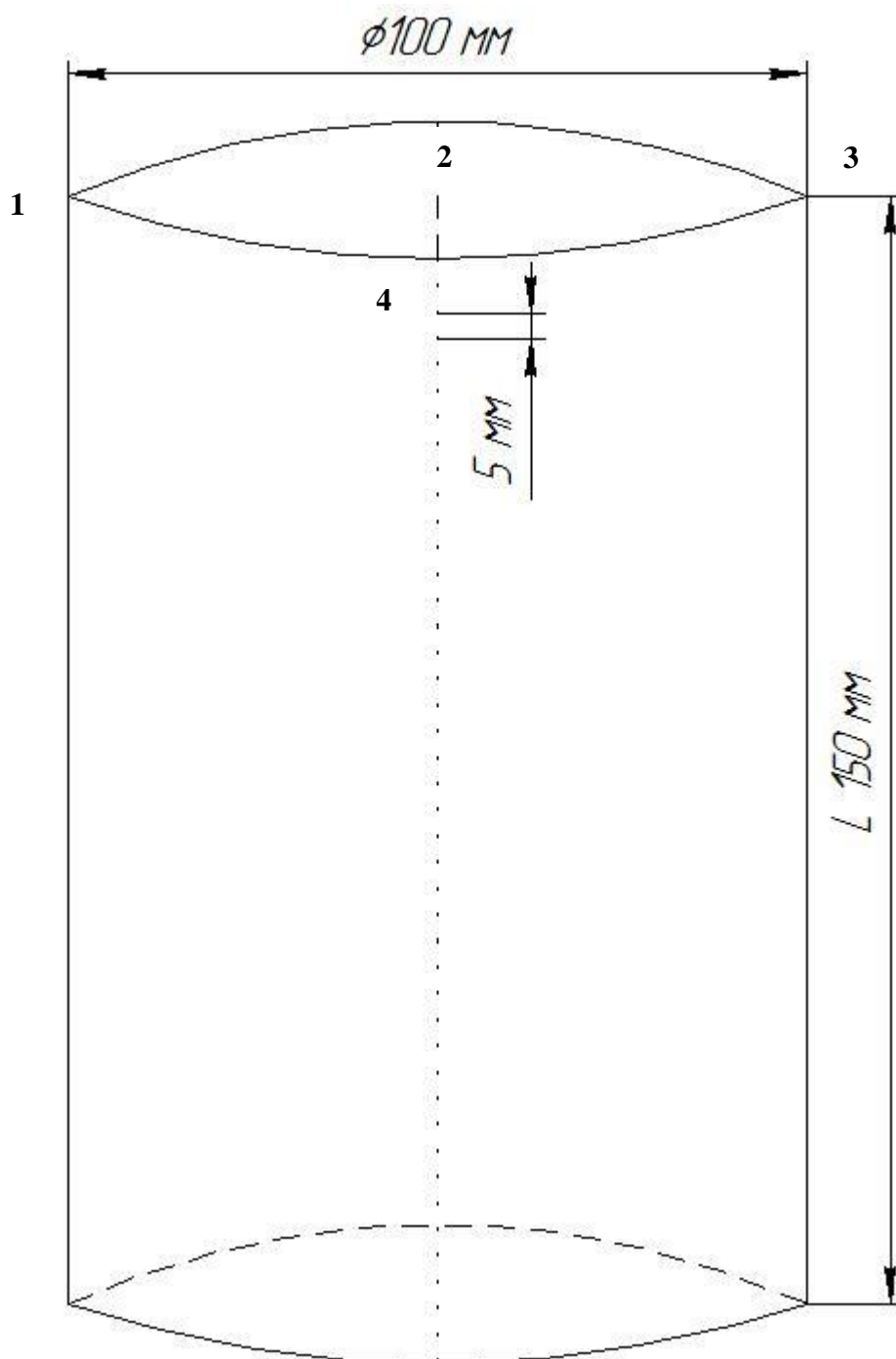


Рисунок 4.7 – Эскиз натурального образца для выполнения и контроля процесса лазерной закалки зоны замера (1 – 4).

Твердость после лазерной закалки нормализованной стали 5ХНМ

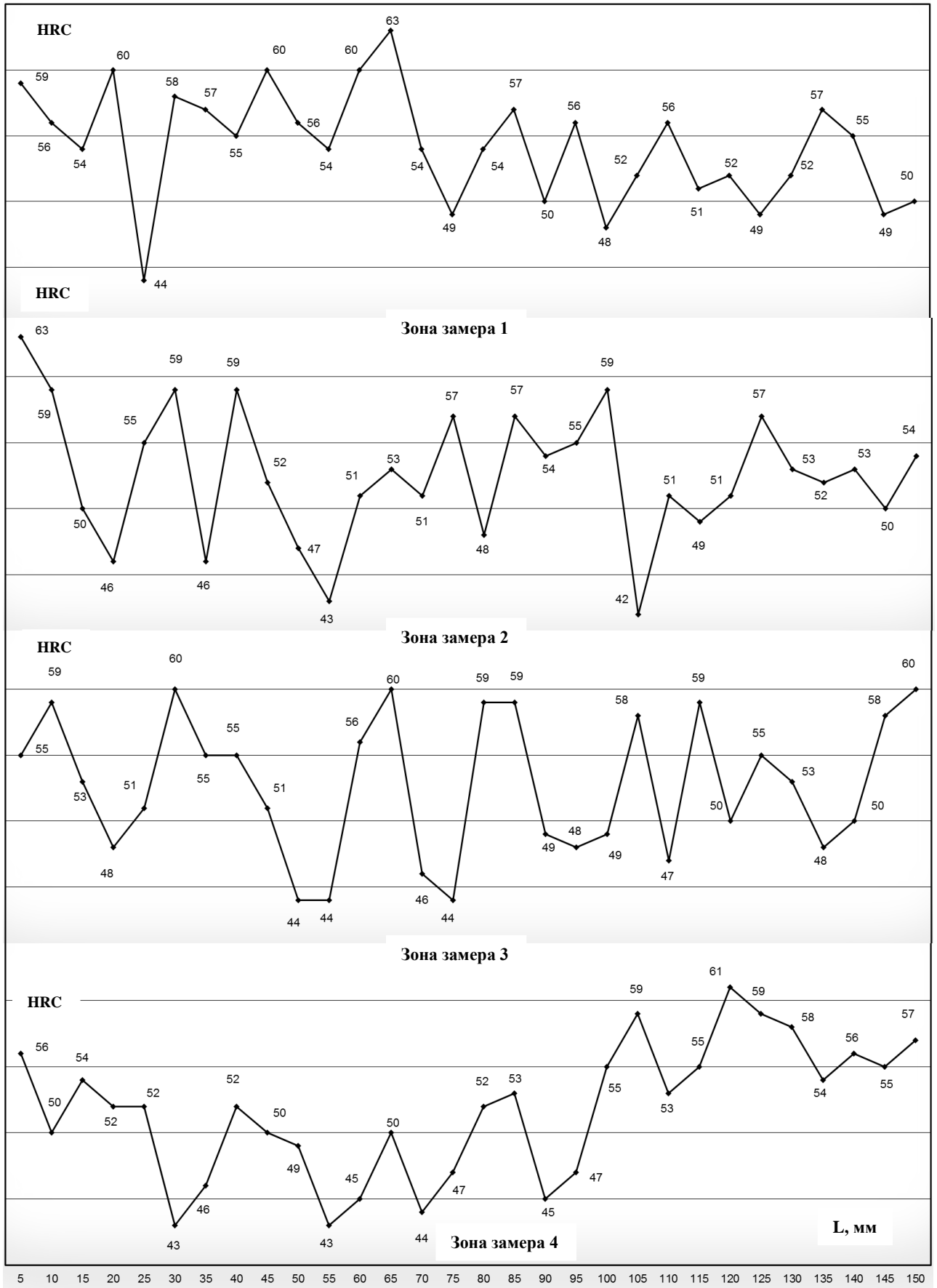


Рисунок 4.8 – Графики распределения твердости

Судя по результату замеров, предварительных на рисунках 4.6 и 4.8 можно сделать вывод, что с предварительной термической обработкой, мы не добились равномерности распределения твёрдости по поверхности образца. Разбег по твердости на поверхности образца с предварительной термической обработкой соответствует по значению от 44 до 58 HRC. И хорошо заметна равномерность распределения твёрдости по поверхности образца без предварительной термической обработки и соответствует от 50 до 60 HRC, за исключением некоторых значений, – можно объяснить тем, что возможно попадали в место где было выкашивание карбида после шлифовальной обработки.

4.2 Визуализация распределения остаточных напряжений в металле после лазерной закалки

Исследование остаточных напряжений на образце проводилось с помощью сканера (индикатора) механических напряжений «Stressvision».

Был выбран образец после лазерной закалки с предварительно вырезанными из него образцами для металлографии.

Сканирование выполнялось по сетке (15x15) с числом рядов 23 и количеством строк 5 (рисунок 4.9, рисунок 4.10).



Рисунок 4.9 – Образец после лазерной закалки подготовленная к съемке

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		61



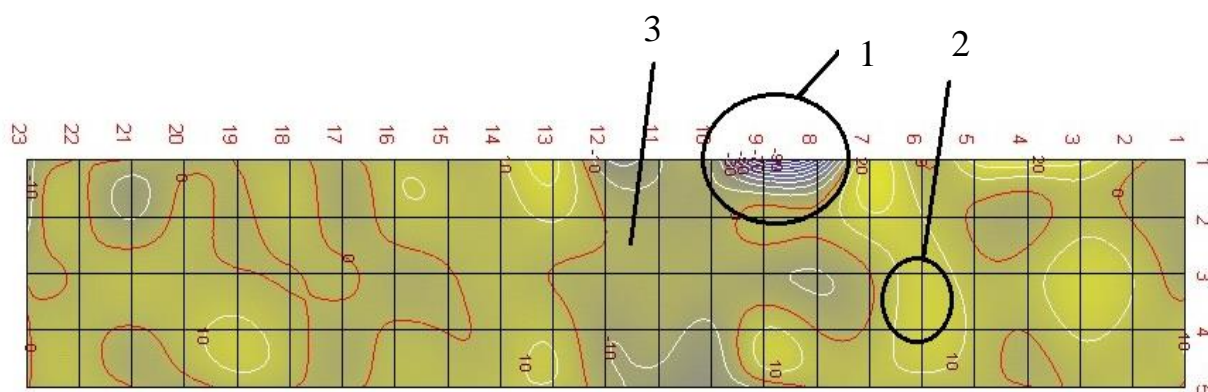
Рисунок 4.10 – Обрзоец после лазерной закалки, с нанесенной сеткой для измерений

В результате сканирования и последующей обработки данных, были получены графические карты и обобщенные статистические характеристики каждой исследуемой зоны. Особое внимание уделялось участкам потенциальных и развитых дефектов, в окрестностях которых нарушалась равномерность распределения напряжений.

Полученные графические данные представлены в виде 2 – D карт распределения разности главных механических напряжений (РГМН), на которых зоны краевого эффекта показаны тёмно-синим цветом, а зоны растяжения желтым.

Карта РГМН отображает распределение разности главных механических напряжений на обследованном участке металла, по которой выявляются явные, скрытые и зарождающиеся дефекты исследуемого участка основного металла и закаленного слоя и их точное расположение. Эта карта также дает информацию о напряженном состоянии, в котором находится данный участок. [6]

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		62



1 – зона краевого эффекта, 2 – зона растягивающих напряжений,
3 – компенсационная зона

Рисунок 4.11 – Карта распределения РГМН

Численные характеристики, полученные при математической обработке карты распределения РГМН, сведены в таблицу статистических данных (таблица 4.1).

Таблица 4.1 – Распределение РГМН зоны образца после лазерной закалки.

Максимальное РГМН (сжатие)	Минимальное РГМН (растяжение)	Среднее РГМН	Среднеквадратичное отклонение	Дисперсия	Асимметрия	Эксцесс
29,31	-92,32	1,47	8,95	80,02	-2,49	20,63

Данные таблицы 4.1 могут быть использованы в инженерных расчетах, связанных с получением математических моделей, отражающих влияние той или иной обработки на напряженное состояние поверхности.

В данной работе, приведенные данные носят информативный сравнительный характер.

На рисунке 4.3 видно, что наиболее напряженной зоной образца является зона растягивающих напряжений (зона 2), максимальное значение РГМН в которой равно 29,31, минимальное же значение получилось в (зона 1) зона краевого эффекта значение РГМН в которой равно -92,32.

4.3 Сравнительный анализ механических свойств

В заключительной части исследования провели сравнительный анализ механических свойств стали 5ХНМ в состоянии поставки поковка по ГОСТ 8479–70 КП 440. В таблице 4.2 представлены механические свойства в состоянии поставки, соответствующим нормализованному состоянию.

Таблица 4.2 – Механические свойства 5ХНМ в состоянии поставки

Температура испытаний	Условный предел текучести, кгс/мм ²	Временное сопротивление, кгс/мм ²	Отн. удлинение, %	Отн. Сужение, %	Ударная вязкость КСУ, кгс·м/см ²	
					6,2	6,4
+20°С	57	83	19	54	6,2	6,4

Таблица 4.3 – Механические свойства 5ХНМ после термической обработки

Температура испытаний	Условный предел текучести, кгс/мм ²	Временное сопротивление, кгс/мм ²	Отн. удлинение, %	Отн. Сужение, %	Ударная вязкость КСУ, кгс·м/см ²	
					5,5	6,0
+20°С	68	85	13	42	5,5	6,0

По полученным результатам мы видим, что в процессе термической обработки механические свойства изменились незначительно, но произошло понижение ударной вязкости что не приемлемо в нашем случае, потому что это основной показатель на который обращают внимание в тяжело нагруженных штоках, т.к. он наиболее точно отражает поведение металла при эксплуатации.

Заключение

1 Выполнен анализ стандартного технологического процесса лазерной закалки. Выявлены недостатки стандартного технологического процесса, которые заключаются в нерациональной мощности лазерного излучения, недостаточной для достижения требований глубине закаленного слоя.

2 Была разработана методика проведения эксперимента с использованием светопоглощающих покрытий на закаливаемой поверхности. В технологический процесс введена дополнительная операция подготовки для нанесения светопоглощающего покрытия.

3 Опираясь на главные критерии: доступность и приемлемая стоимость ингредиентов светопоглощающего покрытия был предложен рациональный состав, состоящий из двух слоев, причем первый слой содержит смесь органического связующего лак АС – 82 с сажой в объемном соотношении 3:1 соответственно, и имеет толщину от 30 до 40 мкм, а второй слой содержит смесь органического связующего лак АС – 82 с растворителем Р – 647 в объемном соотношении от 1:3 до 4 соответственно, и имеет толщину слоя от 3 до 5 мкм, обеспечивающий равномерно распределенную твердость и стабильную глубину закаленного слоя не менее 0,5 мм.

4 Изучив структуру и фазовый состав, поверхностного закаленного слоя, переходной зоны и основного металла пришли к выводу, что закаленный слой имеет равномерно распределенную высокую твердость и микротвердость, на глубину не менее 0,5 мм, металлическая основа при этом сохраняет необходимые механические свойства ($\sigma_b = 63,5 \text{ кгс/мм}^2$; $KCU = 6,4 \text{ кгс/мм}^2$; $HV = 500 - 800$).

5 Предварительная термическая обработка не влияет на поверхностный упрочнённый слой полученный методом лазерной закалки, однако она обеспечивает механические свойства основного металла, в соответствии с ТКД.

6 Выполнив визуализацию остаточных напряжений после оптимизированного режима лазерного упрочнения, выяснили, что напряжения на поверхности после лазерной закалки по оптимальному режиму минимальные, присутствуют растягивающие напряжения, но они не превышают 29 у.е. в основном преобладает компенсирующая зона, в которой растягивающие и сжимающие напряжения стремятся к нулю.

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		65

Список использованных источников

1 Нестеров, П.В. Восстановление термофиксацией зубьев поперечных граблей/ П.В Нестеров // Технологическое обеспечение качества машин и приборов: материалы III Международной научно-практической конференции. – Пенза. – 2006. - С. 56.

2 Пат. 2468397 Российская Федерация, МПК⁷ G02В 1/11 Пленка для предотвращения отражения и дисплейное устройство / Цуда Кадзухико заявитель; правообладатель Шарп Кабусики Кайся Москва, ул.Б.Спасская, 25, стр.3, ООО "Юридическая фирма Городисский и Партнеры". - № 595; заявил JP 2009/051909 04.02.2009; опубл. 10.07.2012 Бюл. № 19.

3 Пат. 2467094 Российская Федерация, МПК⁷ С23С 18/36 Способ получения светопоглощающего покрытия / Жукова С. А.; заявитель; правообладатель Федеральное государственное унитарное предприятие "Центральный научно-исследовательский институт химии и механики" (ФГУП "ЦНИИХМ») Москва, ул. Нагатинская, 16А, ФГУП "ЦНИИХМ"; заявил 08.11.2011; опубл. 20.11.2012 Бюл. № 32.

4 Пат. 2044964 Российская Федерация, МПК⁷ F24J 2/48 Многослойное селективное покрытие для солнечного коллектора / Дьячишин А.С. заявитель и правообладатель; заявил 93028687/06, 03.06.1993; опубл. 27.09.1995 г.

5 Содержит сведения о классификации, назначении, заменителях, аналогах, химическом составе, температуре критических точек, механических, физических, технологических и литейных свойствах 3300сплавов. Возможен поиск материалов по заданному хим. составу или свойствам. [сайт]. – Режим доступа: http://www.splav-kharkov.com/mat_start.php?name_id=216

6 Библиотека – том 2 это второй том сбора информации для пользователей интернета – Режим доступа <http://mybiblioteka.su/tom2/11-5198.html>

7 Богодухов, С. И. Обработка упрочнённых поверхностей в машиностроении и ремонтном производстве: учеб. пособие / С. И. Богодухов, В. Ф. Гребенюк, А. Д. Проскурин. – М.: Машиностроение, 2005. – 256 с. – ISBN 5-217-03257-X.

8 Богодухов, С. И. Повышение износостойкости и восстановление деталей машин и аппаратов: учеб. пособие / С. И. Богодухов [и др.]. – Оренбург: ООО ИПК «Университет», 2012. – 298 с. – ISBN 978-5-4417-0134-1.

9 СТО 02069024.101 – 2015. Работы студенческие. Общие требования и правила оформления. Оренбург: ОГУ, 2015. – 85 с.

10 Анурьев, В. И. Справочник конструктора-машиностроителя: в 3 т. / В. И. Анурьев. – М.: Машиностроение-1, 2006. – Т. 3. – 666 с.

11 Богодухов, С. И. Технологическая часть дипломных проектов в ремонтно-восстановительном производстве: метод. указания / С. И. Богодухов, А. Д. Проскурин, Б. М. Шейнин. – Оренбург: ИПК ГОУ ОГУ, 2008. – 85 с.

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		66

12 Панов, А. А. Обработка металлов резанием: Справочник технолога / А. А. Панов [и др.], под общей ред. А. А. Панова. – М: Машиностроение, 1988. – 736 с.

13 Справочник технолога-машиностроителя: в 2 т. / под ред. А. Г. Косиловой, Р. К. Мещерякова. – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1985. – Т. 1. – 656 с.

14 Технология обработки упрочнённых и восстановленных поверхностей / С. И. Богодухов [и др.]. – М.: РГУ нефти и газа им. И. М. Губкина, 1999. – Т. 1. – 127 с.

15 Хасуи, А. Наплавка и напыление / А. Хасуи, О. Мориаки, пер. с японского В.Н. Попова. – М.: Машиностроение, 1985. – 240 с.

16 Чернов Н.Н. Металлорежущие станки: Учебник для техникумов по специальности «Обработка металлов резанием». – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1987. – Т. 1. – 416 с., ил.

17 Общемашиностроительные нормативы времени вспомогательного, на обслуживание рабочего места и подготовительно-заключительного для технического нормирования станочных работ. – М: «Машиностроение», 1974. – Т. 1. – 421 с.

18 ГОСТ 12.1005-88 «Общие санитарно-гигиенические требования к воздуху рабочей зоны»

19 СНиП 23-05-95 «Естественное и искусственное освещение»

20 Справочная книга по охране труда в машиностроении/ Под ред. Рукаса О.Н. – М.: Машиностроение, 1983. – Т. 1. – 293 с.

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		67

ПРИЛОЖЕНИЕ А
(обязательное)
Комплект графических документов

					ОГУ 15.04.01. 1220 645 П	<i>Лист</i>
<i>Изм.</i>	<i>Лист</i>	<i>№ докум.</i>	<i>Подпись</i>	<i>Дата</i>		68

ОГУ 15.04.01.1220.645

Оборудование для реализации процесса лазерной закалки



Рисунок 1 - Деталь перед лазерной закалкой с нанесенным светопоглощающим покрытием



а) иттербиевый волоконный лазер;



б) система охлаждения.

Рисунок 2 - Иттербиевый волоконный лазер ЛС - 2

Таблица 1 - Дополнительные параметры лазерной установки

Параметры конкретного технологического процесса	Значение параметра
Диаметр пучка излучения, мкм	50
Диаметр пятна на мишени, мм	2-5
Расстояние от пятна засветки до роговицы глаза, см	не менее 50
Расходимость пучка, мм/рад	2,5
Фоновая освещенность, лк	500
Продолжительность облучения, с	от 300 до 3600
Нестабильность излучения, %	± 2

Таблица 2 - Параметры лазерной установки

Наименование лазерной установки	Зав.№	Длина волны, нм	Мощность, Вт	Режим генерации лазера	Класс опасности
ЛС-2	806054508	1070	2000 Вт	непрерывный	IV

ОГУ 15.04.01.1220.645			
Должность	Подпись	Дата	Подпись
Оборудование для реализации процесса лазерной закалки			
5ХНМ			

Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата
------	------	----------	---------	------

ОГУ 15.04.01.1220.645 П

Лист

69

549 0271 1070151 1110

Материал и параметры лазерной закалки

Таблица 1 - Химический состав стали 5ХНМ по ГОСТ 5950-2000

Марка материала	Массовая доля элементов, в % по массе										
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	V	W
5ХНМ	0,56	0,75	0,4	0,014	0,015	0,71	1,43	0,15	0,22	0,02	0,03

Таблица 2 - Механические свойства 5ХНМ по ГОСТ 8479-70

Температура испытаний	Условный предел текучести, кгс/мм ²	Временное сопротивление, кгс/мм ²	Отн. удлинение, %	Отн. сужение, %	Ударная вязкость КСЧ, кгс·м/см ²
+20 °С	44	63,5	16	45	6,0 5,5

Таблица 3 - Режим лазерной термической обработки, полученный опытным путем

№	Параметры варьирования			Толщина закаленного слоя, мм	Микро твердость, HV	Твердость, HRC
	Мощность излучения, Вт	Шаг, мм	Скорость, м/мин			
1	1500	2	2	0,5-0,7	600-800	55-64

Состав светопоглощающего двухслойного покрытия

1 слой
лак АС - 82 : сажа
3 : 1
Толщина слоя от 30 до 50 мкм.

2 слой
лак АС - 82 : растворитель Р - 647
1 : 3
Толщина слоя от 3 до 5 мкм.

№ п/п	Материал	Код	Вид	Вид	Вид	Вид	Вид
	Материал и параметры лазерной закалки						
	5ХНМ						

ОГУ 15.04.01 1220 645

Карты технологического процесса термической обработки

ОГУ 15.04.01.1220.645

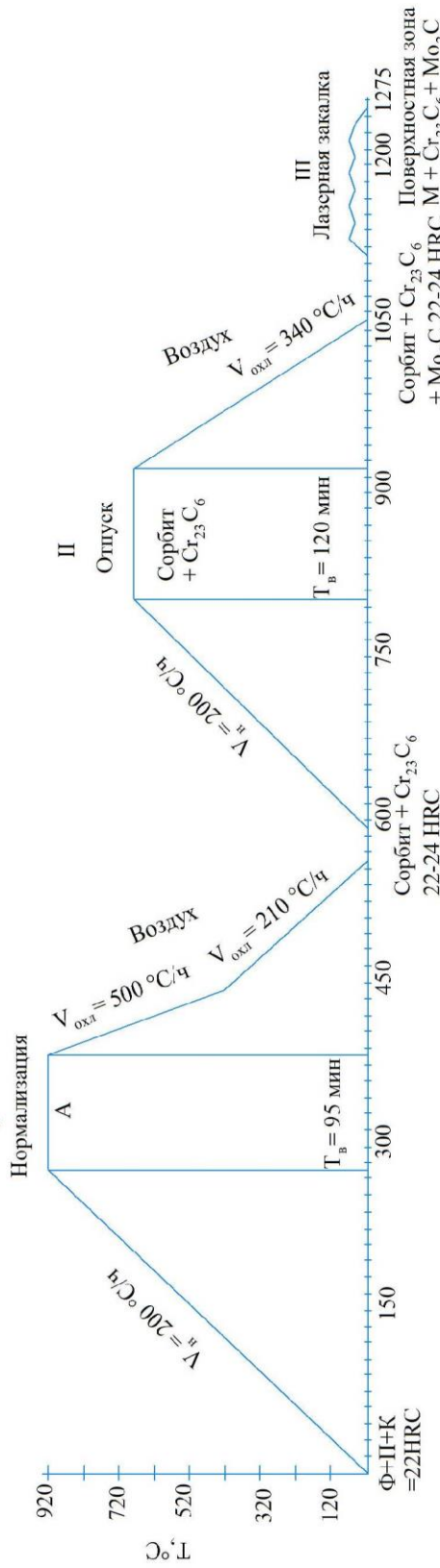


Рисунок 1 - Карта технологического процесса термической обработки (нормализация)

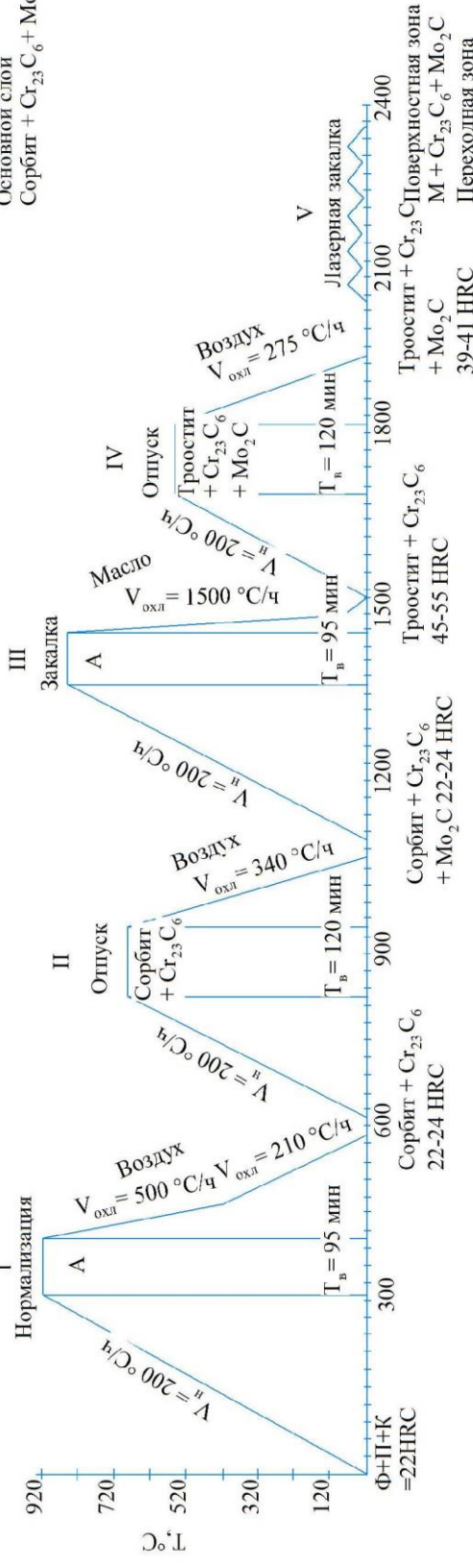


Рисунок 2 - Карта технологического процесса термической обработки (закалка с высоким отпускком)

ОГУ 15.04.01.1220.645	
Авт. Разр.	Авт. Разр.
Созд. / Изм.	Процесс термической обработки
Док.	Матрица
Лист	Лист 3 / Всего 1
Исполн.	5ХНМ
Место / Дата	Алматы

Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата

Структурообразование на этапе объемной термической обработки

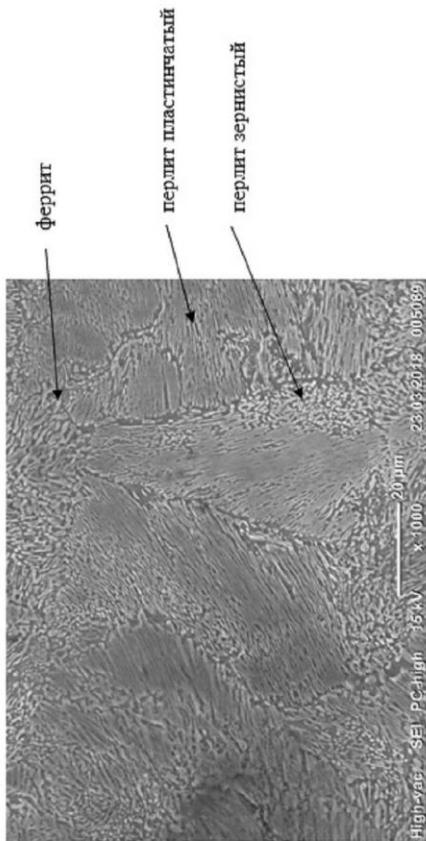


Рисунок 1 - Микроструктура стали 5XNM после нормализации

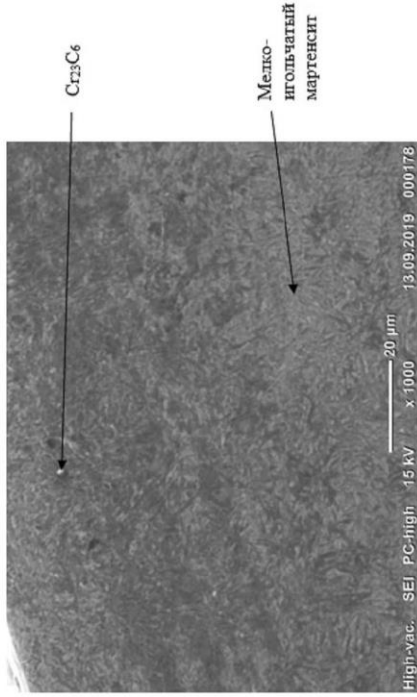


Рисунок 2 - Микроструктура стали 5 XNM после объемной закалки

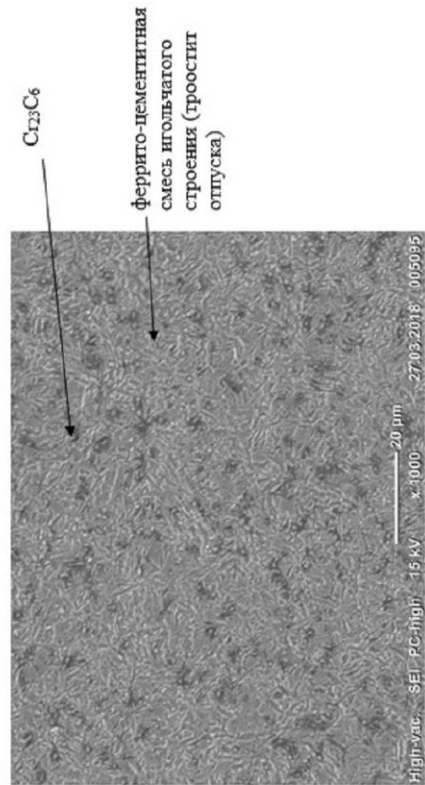


Рисунок 3 - Микроструктура стали 5XNM после закалки с высоким отпуском



Рисунок 4 - Схема корбидообразования процессе термической обработки

ОГУ 15.04.01.1220.645		Акт	Исполн.	Визир
Структурообразование на этапе объемной термической обработки		№ докум.	Дата	Лист
5XNM		1/1		
Изм.	Лист	№ докум.	Дата	Лист
Исполн.	Визир	Исполн.	Дата	Лист

Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата

ОГУ 15.04.01.1220 645

Структурообразование на этапе поверхностной лазерной закалки

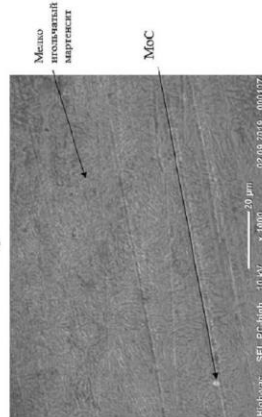
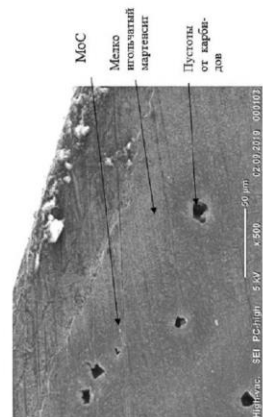
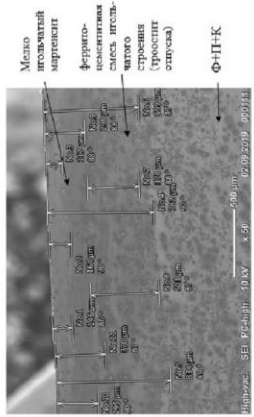


Рисунок 2 - Микроструктура стали 5ХНМ после лазерной закали

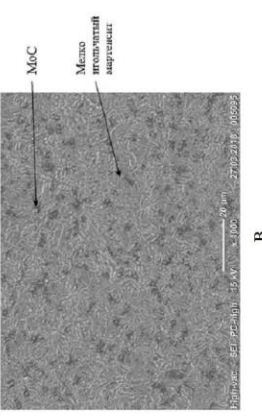
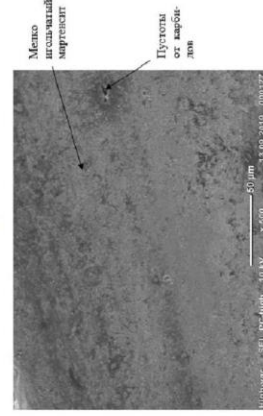
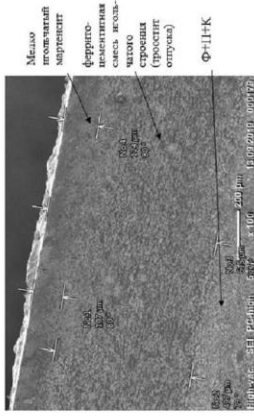


Рисунок 3 - Микроструктура стали 5ХНМ после лазерной закали с предварительной термической обработкой

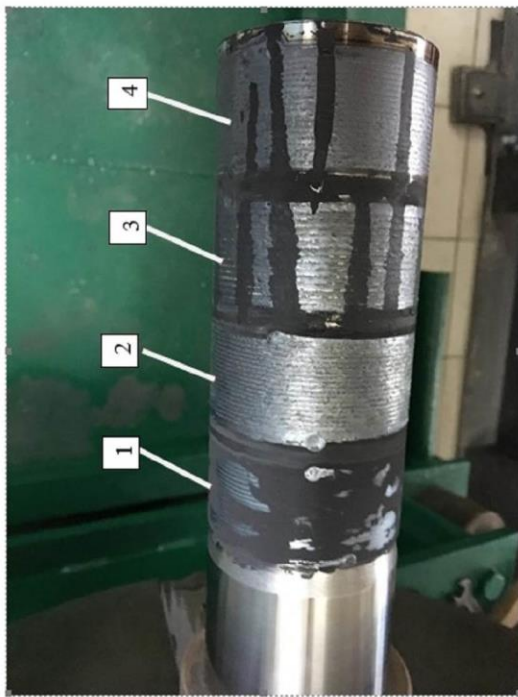


Рисунок 1 - Лазерная закалка с оплавлением и без оплавления поверхности

Изм. №	Лист №	Имя Фамилия	Дата	Подпись
--------	--------	-------------	------	---------

ОГУ 15.04.01.1220 645 П

Лист 73

ОГУ 15.04.01 1220 645	
Структурообразование на этапе поверхностной лазерной закали	Лист 73
5ХНМ	

ОГУ 15.04.01.1220.645

Анализ дюрOMETрических исследований

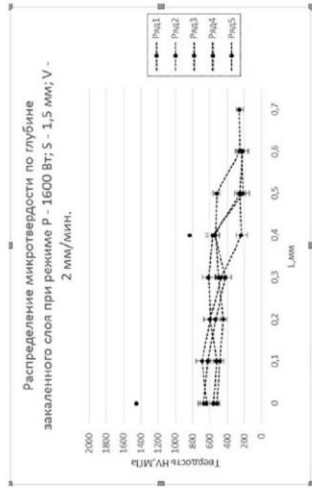


Рисунок 1 - Распределение микротвердости по глубине закаленного слоя без предварительной термической обработки

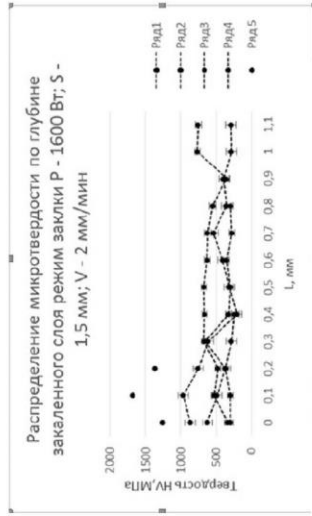


Рисунок 2 - Распределение микротвердости по глубине закаленного слоя с предварительной термической обработкой

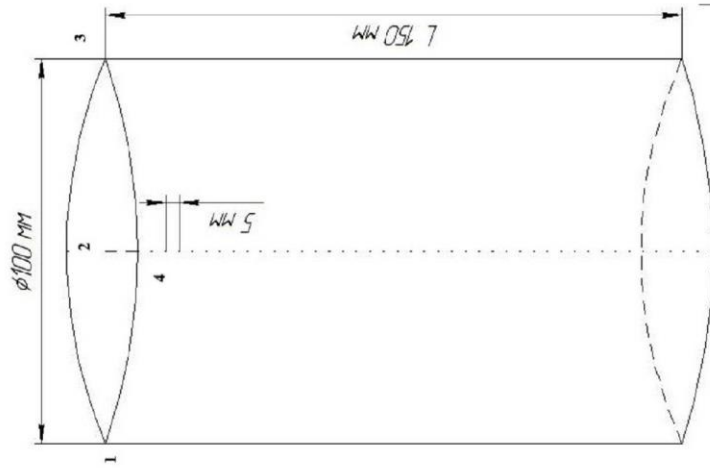


Рисунок 4 - Эскиз натурального образца для выполнения и контроля процесса лазерной закалки зоны замера (1 - 4)

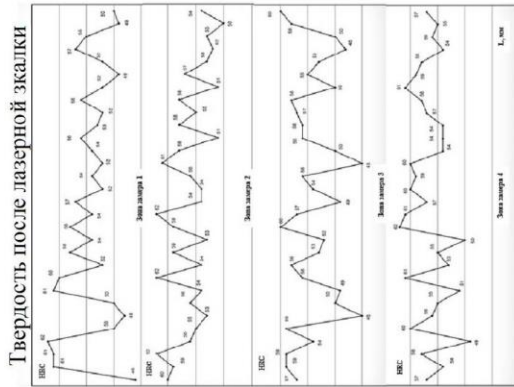


Рисунок 3 - График распределения твердости без предварительной термической обработки

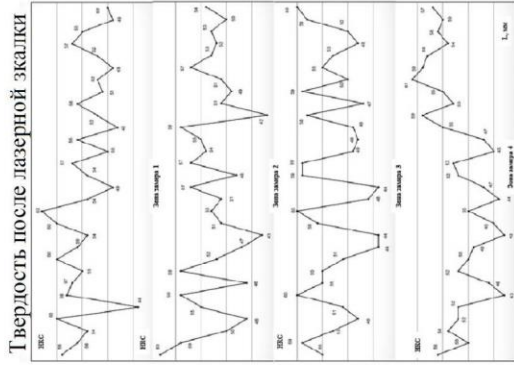


Рисунок 5 - График распределения твердости с предварительной термической обработкой

ОГУ 15.04.01.1220.645		Акт дюрOMETрических исследований		№ 11	
Исполн.	М.П. Подпись	Дата	М.П. Подпись	Дата	М.П. Подпись
Исполн. В.И. Кудрявцев			5 ХНМ		
Копия					

Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата

ОГУ 15.04.01.1220.645 П

Лист

74

5491271.01/01.1220.645

Механические характеристики стали 5ХНМ после термической обработки

Таблица 1 – Механические свойства 5ХНМ в состоянии поставки

Температура испытаний	Условный предел текучести, кгс/мм ²	Временное сопротивление, кгс/мм ²	Отн. удлинение, %	Отн. сужение, %	Ударная вязкость КСУ, кгс·м/см ²
+20 °С	57	83	19	54	6,4

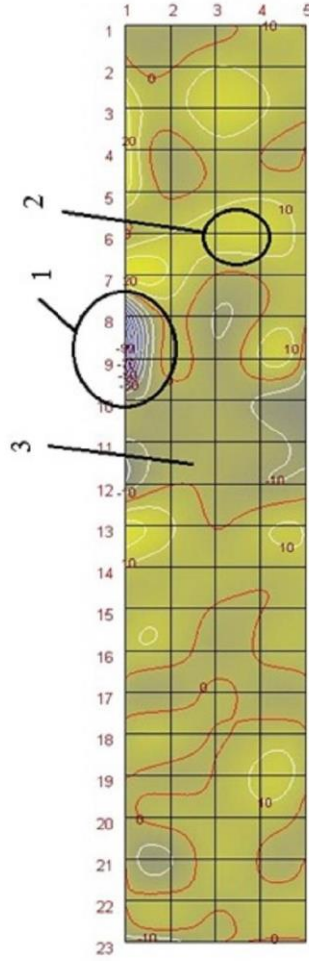
Таблица 2 – Механические свойства 5ХНМ после термической обработки

Температура испытаний	Условный предел текучести, кгс/мм ²	Временное сопротивление, кгс/мм ²	Отн. удлинение, %	Отн. сужение, %	Ударная вязкость КСУ, кгс·м/см ²
+20 °С	68	85	13	42	5,5

Визуализация распределения остаточных напряжений



Рисунок 1 - Образец после лазерной закалки, с нанесенной сеткой для измерений



1 - зона краевого эффекта, 2 - зона растягивающих напряжений, 3 - компенсационная зона

Рисунок 2 - Карта распределения РГМН

Таблица 3 - Распределение РГМН зоны образца после лазерной закалки.

Максимальное РГМН (сжатие)	Минимальное РГМН (растяжение)	Среднее РГМН	Среднеквадратичное отклонение	Дисперсия	Асимметрия	Экцент
29,31	-92,32	1,47	8,95	80,02	-2,49	20,63

Публикации по теме исследования

- Курноскин И.А. Влияние технологических параметров лазерной закалки на структурообразование поверхностного слоя среднеуглеродистых легированных сталей/ Крылова С.Е., Завьялов В.А., Плесовских А.Ю., // Актуальные проблемы физического материаловедения сталей и сплавов материалы XXIV Уральской школы металлургов-термистов -2018. С. 71-73.
- Курноскин И.А. Разработка технологии лазерной закалки поверхностного слоя тел вращения из среднеуглеродистых сталей./ Крылова С.Е., Оплеснин С.П., Завьялов В.А.,// Студенческие научные общества - Эпономики регионов Сборник материалов Международной молодежной научной конференции.- 2018. С. 299-306.

Имя: М.А.М.		Фамилия: П.А.П.		ОГУ 15.04.01.1220.645
Адрес: Уралов А.А.		Город: Уралов С.К.		Металлические характеристики
Почта: Иванова Л.Л.		Юрид. адрес: Юридический		стали 5ХНМ после термической обработки
Специализация: Металловедение		Специальность: Металловедение		5ХНМ
Сем. состав: 1-1-1		Сем. состав: 1-1-1		кавалер

Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата