

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«САРАТОВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ
ИМЕНИ ГАГАРИНА Ю.А.»

Институт Машиностроения, материаловедения

Кафедра «Сварка и металлургия»

Направление (специальность) 22.04.02 «Металлургия»
код, наименование

ЗАДАНИЕ
на выпускную квалификационную работу

Студенту (ке) Палканову Павлу Алексеевичу
фамилия, имя, отчество

Тема ВКР: Разработка технологии химико-термической обработки инструментальной стали и изучение
изменения ее свойств и структуры

утверждена на заседании кафедры, протокол № _____ от «___» _____ 20 г.

Дата защиты «___» _____ 20 г.

Оценка защиты _____

Секретарь ГЭК _____
ФИО, подпись

Саратов 2020 г

Содержание расчетно-пояснительной записки
(перечень вопросов, подлежащих разработке)

Реферат _____

Введение _____

Теоретическое исследование по способам химико-термической обработки и области применения инструментальной стали

Моделирование процессов электродинамики и теплопотерь в камере при азотировании

Методика и результаты экспериментальных исследований химико-термической обработки образцов из инструментальной стали

Технология проведения процесса химико-термической обработки образцов из инструментальной стали

Заключение _____

Список используемой литературы _____

Основная рекомендуемая литература

1. Галаевский Г.В. Основы металлургии: учеб. пособ./ Г.В. Галаевский, В.В. Руднев – Новокузнецк: СибГИУ, 2015 – 148 с.
2. Геллер Ю.А. Инструментальные стали: учеб. пособ. / Ю.А. Геллер - М.: Металлургия, 1975. – 584 с.
3. Гузанов Б.Н. Упрочняющие защитные покрытия в машиностроении: учеб. пособ. / Б.Н. Гузанов, С.В. Косицын, Н.Б. Пугачева. – Екатеринбург : УрО РАН, 2003. – 244 с.
4. Фомин А.А. Оборудование для индукционно-термической обработки малогабаритных металлических изделий / А.А. Фомин, И.В. Родионов, С.Г. Калганова // Индукционный нагрев. – 2013. – №2 (24). – С. 44 – 47.
5. Пат. 2620656 Российская Федерация, МПК C21D 9/22, C21D 1/09. Способ упрочнения инструмента из быстрорежущей стали / Афанасьева Л. Е., Барабанова И. А., Новоселова М. В., Раткевич Г. В., Румянцев А. А. ; патентообладатель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Тверской государственный технический университет". – № 2016106378 ; заявл. 24.02.17 ; опубл. 29.05.17, Бюл. № 16.
6. Daniel Tobała Improvement of wear resistance of some cold working tool steels / Daniel Tobała, Witold Brostow, Kazimierz Czechowski and Piotr Rusek // Wear. – 2017. – Vol. 382 – 383. – P. 29 – 39.
7. Ильин А.А. Покрытия различного назначения для металлических материалов: учебное пособие / А.А. Ильин, Г.Б. Строганов, С.В. Скворцова – М.: Альфа-М: ИНФРА-М, 2013. – 144 с.
8. Керимова Л.С. Упрочение деталей нанесением износостойких покрытий: учебное пособие / Л.С. Керимова – Баку: Азербайджанская нефтяная академия, 2007. – 70 с.
9. Соколов А.Г. Технологии формирования требуемых механических и физико-химических свойств поверхностей изделий машиностроения (покрытия в машиностроении): учебное пособие / А.Г. Соколов, В.В. Иосифов, А.Г. Схиртладзе. – Краснодар : Издательский Дом – Юг, 2016. – 212 с.

Руководитель

доцент, к.т.н. _____

должность, ученая степень, уч. звание

подпись, дата

В. А. Кошуро

Инициалы Фамилия

Задание принял к исполнению: _____

подпись, дата

П. А. Палканов

Инициалы Фамилия

УТВЕРЖДАЮ:

Руководитель ВКР Кошуро В.А.

« _____ » _____ 2020 г.

КАЛЕНДАРНЫЙ ГРАФИК
работы над ВКР

№	разделы, темы, их содержание	по плану		фактически		Отметка о выполнении
		дата	%	дата	%	
1.	Реферат	05.05.20	1	05.05.20	1	
2.	Введение	11.05.20	2	11.05.20	2	
3.	Теоретическое исследование по способам химико-термической обработки и области применения инструментальной стали	16.05.20	30	16.05.20	30	
4.	Моделирование процессов электродинамики и теплопотерь в камере при азотировании	20.05.20	9	20.05.20	30	
5.	Методика и результаты экспериментальных исследований химико-термической обработки образцов из инструментальной стали	25.05.20	15	25.05.20	19	
6.	Технология проведения процесса химико-термической обработки образцов из инструментальной стали	23.05.20	6	23.05.20	6	
7.	Заключение	01.06.20	2	01.06.20	2	
8.	Список литературы	18.05.20	34	18.05.20	9	
9.	Приложения	18.05.20	1	18.05.20	1	

Студент _____
подпись, дата

П. А. Палканов
инициалы, фамилия

РЕФЕРАТ

Работа имеет 131 стр. текста, 38 рис., 20 таблиц, список использованных источников из 123 наименований и приложения.

ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА, АЗОТИРОВАНИЕ, НАГРЕВ ТОКАМИ ВЫСОКОЙ ЧАСТОТЫ, ИНСТРУМЕНТАЛЬНАЯ СТАЛЬ.

В данной работе рассмотрен процесс термохимической обработки инструментальной стали в азотосодержащей среде. Также исследованы и сравнены физико-механические и структурные изменения поверхности, изделия из инструментальной стали после химико-термической обработки лабораторных и заводских условиях. Разработана технология химико-термической обработки изделия в лабораторных условиях, при использовании которой формируется износостойкое покрытие металлов с микротвердостью не менее 15 – 18 ГПа. С помощью метода численного моделирования удалось установить распределение температурных полей внутри камеры. Полученные решения задач электродинамики и теплопроводности описывают кинетику нагрева при операции химико-термической обработки образца из инструментальной стали с учетом таких влияющих факторов, как: сила тока на индукторе, изменения тепло- и электрофизических свойств стали и тепловых потерь конвекцией, излучением, процессом азотирования.

АННОТАЦИЯ

Выпускная квалификационная работа посвящена разработке технологии химико-термической обработки изделий из инструментальной стали с использованием токов высокой частоты. Цель работы заключается в установлении влияния химико-термической обработки изделий из инструментальной стали на физико-механические свойства поверхности.

В работе подробно рассмотрена конструкция камеры для проведения химико-термической обработки инструмента из инструментальной стали и индуктора для нагрева инструментов. Выявлены зависимости влияния химико-термической обработки на свойства и структуру поверхности изделий из инструментальной стали. Решены задачи электродинамики и нестационарной теплопередачи, которые позволили определить влияние токов высокой частоты на распределение температурных полей. Пояснительная записка приведена на 131 листах, включает 38 рисунков, 20 таблиц (презентация MS PowerPoint 20 слайдов), и 123 источника в качестве аналитического материала.

ABSTRACT

The final qualification work is devoted to the development of technology for chemical-thermal processing of products from tool steel using high-frequency currents. The purpose of the work is to establish the effect of chemical-thermal treatment of tool steel products on the physical and mechanical properties of the surface.

The paper describes in detail the design of the chamber for carrying out chemical-thermal treatment of tools made of tool steel and an inductor for heating tools. The dependences of the effect of chemical-thermal treatment on the properties and surface structure of tool steel products are revealed. The problems of electrodynamics and unsteady heat transfer are solved, which made it possible to determine the effect of high-frequency currents on the distribution of temperature fields. An explanatory note is given on 131 sheets, including 38 figures, 20 tables, drawing (MS PowerPoint presentation 20 slides), and 123 source as analytical material.

Содержание

ВВЕДЕНИЕ	10
1 ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПО СПОСОБАМ	12
ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ	12
ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ.....	12
1.1. Классификация инструментальных сталей.....	12
1.2. Свойства инструментальной стали.....	16
1.3. Термическая обработка инструментальной стали.....	30
1.3.1. Отжиг	31
1.3.2. Закалка	33
1.3.3. Обработка холодом.....	34
1.3.4. Отпуск	36
1.4. Химико-термическая обработка инструментальной стали	39
1.4.1. Алитирование.....	40
1.4.2. Хромирование	41
1.4.3. Цементация.....	44
1.4.4. Борирование	46
1.4.5. Сульфидирование	48
1.4.6. Азотирование	49
1.4.7. Нитроцементация.....	57
1.5. Патентное исследование методов химико-термического упрочнения изделий из инструментальной стали.....	58
Вывод.....	68
2 МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЭЛЕКТРОДИНАМИКИ И ТЕПЛОПОТЕРЬ В КАМЕРЕ ПРИ АЗОТИРОВАНИИ	71
2.1 Основные характеристики системы «индуктор – камера – образец»	71
2.2 Постановка задачи при моделировании процессов, происходящих при нагреве ТВЧ	74
2.3 Геометрическая модель системы «индуктор – камера – образец», граничные условия, характеристики материалов.....	76
2.4 Решение задачи электродинамики и теплопроводности для системы «индуктор - камера – образец» при обработке токами высокой частоты	80
Вывод.....	84
3 МЕТОДИКА И РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ ПРОЦЕССА ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ.....	86
3.1 Подготовка образцов, оснастки и осуществление процесса химико-термической обработки	86
3.2 Исследование влияния азотирования на физико-механические свойства образцов	93
Вывод.....	104
4 ТЕХНОЛОГИЯ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ОБРАЗЦОВ ИЗ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ.....	106
Вывод.....	111
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	112
СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ	114
ПРИЛОЖЕНИЕ	132

ВВЕДЕНИЕ

Обработкой металлов давлением подвергают примерно 90% стали и 60% цветных металлов. В процессе пластического деформирования металл приобретает не только требуемую форму, но и улучшенную структуру, а вместе с тем и повышенные механические свойства. Поэтому наиболее ответственные детали машин, подвергающиеся ударно-динамическим нагрузкам во время эксплуатации, изготавливают методами обработки давлением, которые являются основой машиностроения.

Способ обработки металлов давлением – штамповка – является высокопроизводительным процессом и обеспечивает высокую точность формообразования поковок. Прогрессивный технологический процесс широко применяется в условиях массового и серийного производства современного машиностроения.

В настоящее время технология изготовления штампов является неотъемлемой частью массовых и серийных производств различных отраслей машиностроения. Эксплуатационные показатели штампов зависят от типа упрочняющей обработки, например, термической (ТО) или химико-термической (ХТО), а также вида штамповки (листовой или объемной), качества отделки рабочих поверхностей пуансонов и матриц, режимов обработки (статического или динамического). Технология изготовления наряду с правильным выбором штамповой стали является одним из важнейших факторов, определяющих стойкость инструментов.

Необходимость повышения стойкости штампов привела к разработке новых методов металлообработки, к применению твердосплавных материалов (покрытий) для рабочих элементов штампов. В настоящее время в различных отраслях промышленности широко применяется поверхностная ТО с высокой скоростью нагрева. Из способов ХТО штамповых инструментов наиболее широкое распространение получили цементация, азотирование, цианирование, борирование и хромирование, позволяющие получить более высокую поверх-

ностную твердость, износостойкость, теплостойкость и усталостную прочность, прокаливаемость, а также физические и морфологические свойства обработанных изделий. Способы улучшения различны в зависимости от состава стали и типа инструментов. Из этого следует, что усовершенствование существующих методов ТО и ХТО поможет достичь высоких эксплуатационных свойств изделий.

Цель работы заключается в разработке и исследовании технологии поверхностного упрочнения образцов из инструментальной стали, для придания им высоких физико-механических свойств.

Задачи приведенные ниже обеспечивают достижение поставленной цели:

1. Анализ существующих технологий, улучшающих эксплуатационные свойства изделий;
2. Моделирование методом конечных элементов процесса химико-термической обработки образцов из инструментальной стали;
3. Разработка методики и плана проведения экспериментальных работ;
4. Исследование структуры и физико-механических свойств упрочненных образцов;
5. Разработка моделей изменения твердости в зависимости от температуры и продолжительности обработки токами высокой частоты, а также от содержания азота в поверхностном слое образцов.

1 ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПО СПОСОБАМ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ

В связи с ужесточением условий работы инструментов происходит увеличение расхода инструмента на единицу выпускаемой продукции, что ведет к значительному увеличению цены материала. Поэтому в настоящее время возрастает потребность в новых технологических процессах поверхностного упрочнения, позволяющих сократить применение дорогостоящих сталей, заменив их более дешевыми, но обладающими схожими эксплуатационными свойствами [17].

Для формирования нужных физико-механических свойств металла на практике используют термическую и химико-термическую обработку, порождающие в системе структурные и фазовые превращения.

В данной главе рассмотрены составы инструментальных сталей, дана их классификация по назначению применяемого изделия. Изучены свойства инструментальных сталей, а также способы улучшения их физико-механических свойств.

1.1. Классификация инструментальных сталей

Инструментальными сталями в узком смысле называются стали, которые обладают высокой твердостью, прочностью, износостойкостью и рядом других свойств, необходимых для обработки материалов резанием или давлением. Из-за этих свойств инструментальные стали широко используются также в различных областях техники: для изготовления измерительных инструментов, подшипников качения, топливной аппаратуры, многих пружин в приборостроении.

Количество инструментальных сталей весьма значительно, так как в зависимости от условий эксплуатации, а также и формы и размеров инструментов или деталей они различаются по отдельным эксплуатационным и технологическим свойствам и имеют, следовательно, разнообразный химический состав и структуру [12].

Наиболее характерными и многочисленными инструментальными сталями по структурному признаку являются стали заэвтектоидного и ледебуритного классов, имеющие после закалки твердую металлическую основу (мартенсит), и распределенные в ней еще более твердые карбиды (вторичные и эвтектические). Инструментальными являются также доэвтектоидные стали с повышенным содержанием углерода, получающие после закалки мартенситную структуру и высокую твердость. За последние годы для некоторых инструментов применяют, кроме того, аустенитные сплавы, сохраняющие свою прочность и твердость при повышенном нагреве.

Инструментальные стали целесообразно классифицировать по назначению, так как это позволяет характеризовать наиболее важные свойства, определяющие выбор их состава и условий обработки. Целесообразно различать следующие группы инструментальных сталей по их назначению [29]:

Группа 1. Режущие углеродистые и легированные стали (до 3 – 4 %). Они обладают высокой твердостью, прочностью и износостойкостью, но сохраняют эти свойства лишь при нагреве до невысоких температур (200 – 300° С). Их применяют для резания сравнительно мягких материалов с небольшой скоростью, т. е. в условиях, не вызывающих значительного разогрева режущей кромки. Для получения высокой твердости стали этой группы имеют повышенное содержание углерода (0,7 – 1,4%). Они содержат сравнительно небольшое количество легирующих элементов (до 3 – 4%). По структурному признаку большая часть этих сталей является заэвтектоидными.

Стали группы 1 пригодны, кроме того, для многих деталей машин.

Группа 2. Быстрорежущие стали. Быстрорежущие стали имеют высокую твердость, прочность и износостойкость, как и стали группы 1, но сохраняют эти свойства при температурах до 550 – 650° С (рис. 1.1), обладая, таким образом, высокой теплостойкостью. Они пригодны для инструментов, выполняющих резание с большой скоростью и, кроме того, для подшипников качения, пружин, деталей аппаратуры, работающих в условиях износа и нагрева.

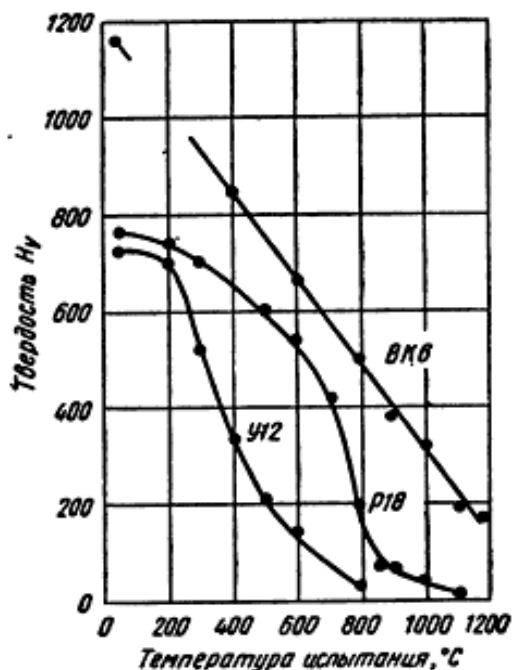


Рисунок 1.1. Твердость инструментальной углеродистой стали У12, быстрорежущей стали Р18 и твердого сплава ВК6 (94% WC и 6% Co) при нагреве

Для получения высокой теплостойкости быстрорежущие стали должны иметь повышенное содержание карбидообразующих элементов (10 – 25%), вследствие чего по структурному признаку они являются ледебуритными [30].

Группа 3. Штамповые стали для холодного деформирования. Эти стали наряду со свойствами, указанными для сталей группы 1, должны обладать рядом дополнительных свойств, так как многие штампы испытывают значительные динамические нагрузки и имеют большие размеры и сложную форму. Поэтому в группу штамповых сталей этого назначения включаются, кроме многих сталей группы 1, также высоколегированные стали с 6 – 12% Cr, обладающие повышенной прокаливаемостью и являющиеся по своей износостойкости промежуточными между сталями группы 1 и быстрорежущими, а также некоторые доэвтектоидные стали, обладающие меньшей твердостью и износостойкостью, но большей вязкостью.

Группа 4. Штамповые стали для горячего деформирования. Эти стали должны обладать высокими механическими свойствами (в том числе способностью воспринимать значительные динамические нагрузки), износостойкостью

при высоких температурах, большой прокаливаемостью и рядом специальных свойств, связанных с условиями работы при многократных нагревах и охлаждениях (разгаростойкостью, теплопроводностью). Для получения комплекса указанных свойств штамповые стали горячего деформирования являются почти единственными инструментальными сталями (кроме некоторых сталей группы 1, применяемых для деревообрабатывающих и слесарных инструментов), которые должны иметь меньшую твердость и сорбитную или троститную структуру. Для этого назначения применяют легированные стали: доэвтектоидные и близкие к эвтектоидным (с $3 - 0,6\% \text{ C}$) и реже заэвтектоидные. Особое место в этой группе занимают стали, применяемые для тяжелонагруженных штампов и имеющие аустенитную структуру [47].

Группа 5. Стали для измерительных инструментов. Эти стали, наряду с высокой твердостью и износостойкостью, должны обладать дополнительными свойствами, существенными для многих измерительных инструментов (но обычно не очень важными для режущих инструментов и штампов), а именно:

- а) коэффициентом теплового расширения, мало изменяющимся в условиях атмосферных колебаний температуры;
- б) очень чистой поверхностью после доводки;
- в) способностью сохранять неизменными размеры инструментов в течение длительного срока эксплуатации.

Для этих целей чаще используют легированные заэвтектоидные стали группы 1 и углеродистые стали, но подвергают их более сложной термической обработке.

Группа 6. Режущие и штамповые стали, устойчивые против коррозии. Эти стали должны сочетать высокую твердость, прочность и износостойкость с устойчивостью во многих агрессивных средах. Они имеют высокое содержание углерода и хрома и иногда дополнительно легированы другими элементами.

1.2. Свойства инструментальной стали

Твердость

Твердость – важнейшее свойство инструментальных сталей. Это – более мягкий способ нагружения, чем изгиб, кручение и особенно растяжение, выполняемый в условиях не равномерного всестороннего сжатия. Следовательно, твердость близко определяет сопротивление контактным напряжениям, возникающим в рабочей кромке инструмента.

Инструменты с недостаточной твердостью не могут резать или деформировать; под действием возникающих напряжений они слишком быстро теряют форму и размеры. Между твердостью и пределом текучести при сжатии существует прямолинейная зависимость, поэтому небольшое снижение твердости, даже в области ее высоких значений, сопровождается развитием пластической деформации при меньших напряжениях (рис. 1.2) [27].

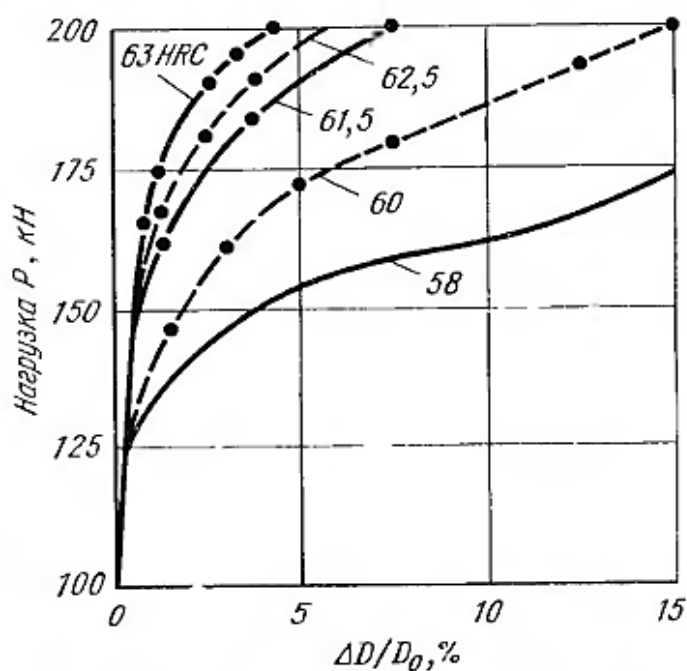


Рисунок 1.2. Деформация при нагружении образцов в зависимости от твердости (сталь 9ХС; закалка с 870 °С, масло). Изменение твердости достигнуто повышением температуры отпуска со 150 до 250°С

С увеличением твердости:

а) возрастает предел выносливости и износостойкость, но не по линейному закону (рис. 1.3), так как они зависят также от других свойств стали, поведения карбидных фаз и изменения прочности и вязкости;

б) улучшается чистота поверхности, получаемая при шлифовании и доводке;

в) уменьшаются налипание обрабатываемого металла на его поверхность и химическое взаимодействие с обрабатываемым материалом, в том числе с жидким металлом (при литье под давлением);

г) уменьшается коэффициент трения [14].

При повышении твердости улучшается также чистота поверхности обрабатываемого металла; шероховатость поверхности уменьшается при повышении твердости режущего инструмента с 62 – 63 *HRC* до 67 – 68 *HRC* для стали марок P18, P9, P6M5 [12].

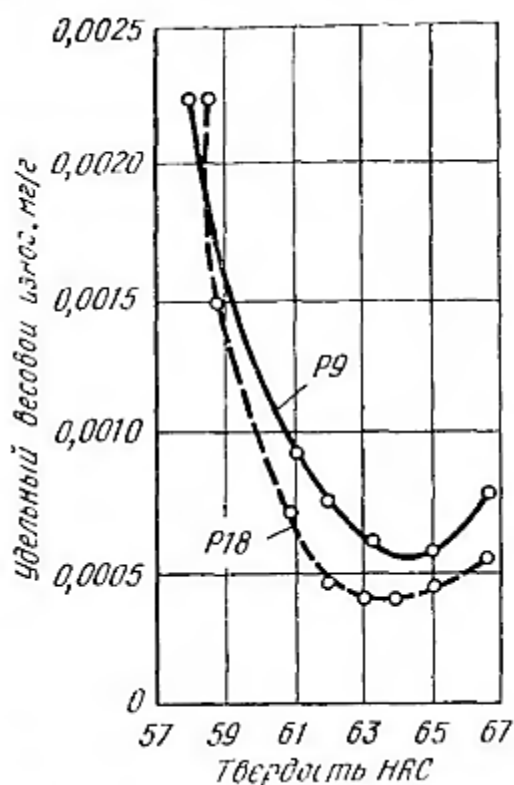


Рисунок 1.3. Удельный весовой износ (по массе) быстрорежущих сталей P18 и P9 в зависимости от твердости (резание стали 45 со скоростью 20 – 25 м/мин)

Теплостойкость

Под теплостойкостью понимают способность стали сохранять при нагреве рабочей кромки, возникающем в эксплуатации, структуру и свойства, необходимые для резания или деформирования. Теплостойкость наряду с твердостью – важнейшее свойство быстрорежущих и штамповых сталей для горячего деформирования (форм литья).

Теплостойкость нужна также для сталей, которые следует отпускать на вторичную твердость (при 500 – 550 °С) для повышения предела текучести. Кроме того, теплостойкость – важное технологическое свойство, определяющее способность стали сохранять свою структуру при нагреве, возникающем при шлифовании (заточке).

На рис. 1.4 показана твердость быстрорежущих сталей, измеренная при нагреве и после охлаждения с этих температур. Можно наблюдать две температурные области, сильно различающиеся в процессе изменения горячей холодной твердости [12].

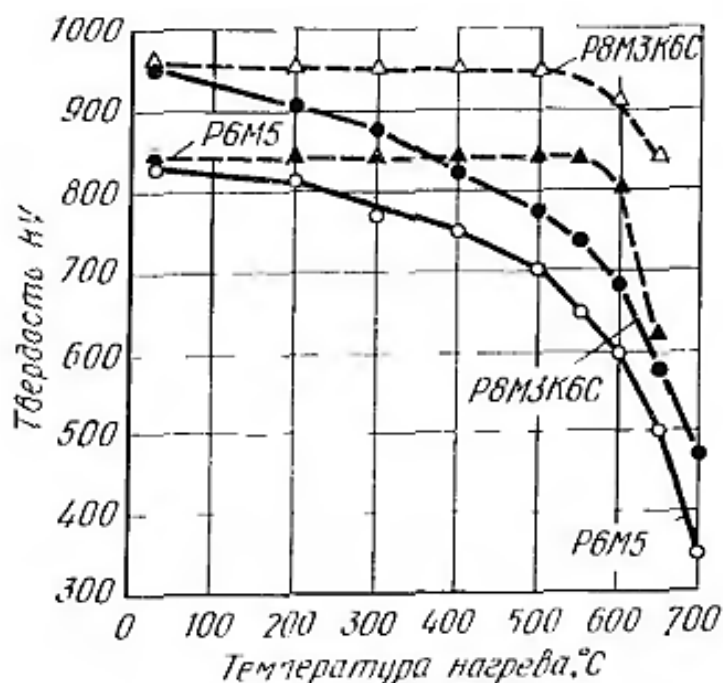


Рисунок 1.4. Влияние температуры нагрева на твердость быстрорежущей стали (закалка на мелкое зерно, тройной отпуск при 560°C); штриховые линии – при 20 °С (после нагрева), сплошные линии – во время нагрева

Первая область отвечает нагреву до 550 – 600 °С (в зависимости от состава стали). Холодная твердость после нагрева остается неизменной по сравнению с ее исходными значениями; это свидетельствует о том, что структура стали при указанных температурах не изменялась.

Горячая твердость при таком нагреве уменьшается, но еще незначительно и почти пропорционально повышению температуры. Снижение твердости при нагреве до 550 °С составляет 30 – 40 *HV* на каждые 100 °С. В связи с этим твердость, которую быстрорежущая сталь сохраняет при 500 °С, достаточно высокая: 750 *HV* (60 *HRC*) для стали P18. Поэтому и износостойкость стали почти не уменьшается [16].

Снижение горячей твердости при 200 – 550 °С вызвано разупрочнением при нагреве, являющимся обратимым процессом. Интенсивность разупрочнения почти не различается для быстрорежущих и штамповых сталей; она мало зависит от изменения состава твердого раствора и фаз – упрочнителей при условии закалки с температур, обеспечивающие необходимое насыщение твердого раствора легирующими элементами и теплостойкость стали. Горячая твердость в небольших пределах зависит от:

а) исходной твердости; поскольку разупрочнение развивается в прямолинейной зависимости от температуры, то сталь с большей исходной твердостью сохраняет и более высокую твердость при нагреве до 500 – 550 °С;

б) количества, размеров и распределения карбидов (интерметаллидов), так как их частицы немного задерживают обратимое снижение твердости.

Сталь с большим количеством карбидов, особенно мелких и равномерно распределенных, сохраняет немного более высокую твердость (на 30 – 50 *HV* при 500 °С) и имеет несколько лучше режущие свойства при таком нагреве, т. е. при резании с умеренной скоростью.

Вторая температурная область отвечает нагреву выше 550 – 600 °С. Она характерна резким снижением горячей (на 300 – 400 *HV* на каждые 100 °С) и холодной твердости, происходящим пропорционально с повышением темпера-

туры. При снижении твердости до 59 – 60 HRC происходит скачкообразное нарастание износа режущей кромки и почти полная потеря режущих свойств (так называемая «тепловая посадка»). Снижение твердости вызвано прежде всего развитием необратимых процессов, изменяющих структуру стали: распада твердого раствора – мартенсита и коагуляции дисперсных фаз-упрочнителей, выделившихся при предшествующем отпуске. При большем приближении к температурам фазового превращения наступает значительное разупрочнение металлической основы.

Теплостойкость сталей с карбидным упрочнением определяется главным образом свойствами основы, так как количество и тип выделяющихся карбидных частиц сравнительно мало различаются при изменении состава стали.

Обычно все инструментальные стали проходят испытания на теплостойкость. Для штамповых сталей применяемых для обработки металлов в холодном состоянии и быстрорежущих сталей, согласно ГОСТ 5950-2000 (ДСТУ 3953-2000) и ГОСТ 19265-73 теплостойкость определяют температурой дополнительного 4-х часового отпуска (после закалки и основного отпуска) – на твердость не ниже 58 HRC. Для штамповых сталей горячего деформирования, согласно ГОСТ 5950-2000 (ДСТУ 3953-2000), теплостойкость определяется также температурой дополнительного 4-х часового отпуска (после закалки и основного отпуска) - на твердость не ниже 40 HRC [27].

В настоящее время существует много марок сталей с одинаковой теплостойкостью. Например: стали для горячего деформирования марок 4X3BMФ, 4X4BMФС, 4X2B2MФС, 3X2B8, 4X2B5MФ и др. характеризуются теплостойкостью 650 – 660 °С; быстрорежущие стали: P18, P12, P9, P9Ф5, P6M5 характеризуются теплостойкостью 620 °С, а P6M5K5, P9M4K8, P9K5, P12Ф3, P18Ф2 характеризуются теплостойкостью 630 °С. Из этого следует, что выбор критерия оценки теплового разупрочнения требует качественно иного подхода к определению теплостойкости инструментальных сталей, обеспечивающего

возможность анализа вклада каждого легирующего элемента на этот показатель, а также способа производства инструментальной стали [30].

Следует отметить, что теплостойкость не есть свойство постоянно присущее данной марки стали, а характеризует лишь то состояние, в котором сталь находится при определенных сочетаниях внутренних и внешних факторов. Очевидно, поэтому до сих пор нет единого мнения о механизме и кинетике разупрочнения инструментальных сталей для режущих инструментов и для штампов горячего деформирования. Состав твердого раствора, карбидные превращения и обособление карбидов, могут служить только качественной характеристикой теплостойкости, так как они не учитывают основных свойств и характеристик таких как, прочностные, структурные и технологические, благодаря которым могут быть обеспечены заданные сроки службы инструментов [46].

Физические свойства

Из физических свойств главное значение для инструментальных сталей имеют теплопроводность, тепловое расширение, а также удельное электросопротивление.

Физические свойства, не влияют на поведение инструментов в эксплуатации, но их изменения используются для характеристики многих превращений и свойств, а также для контроля качества термической обработки изделий.

Вместе с тем данные свойства используют для уточнения оптимальных режимов термической обработки сталей и изучение процессов при последующем отпуске.

Теплопроводность. Температуры в рабочей кромке в одинаковых условиях резания или деформирования, естественно, меньше при повышенной теплопроводности из-за более интенсивного отвода тепла в нижележащие слои. Это повышает стойкость инструментов, уменьшает схватывание и позволяет форсировать режимы эксплуатации.

Различие в теплопроводности инструментальных сталей в зависимости от состава может достигать 30 – 50 % (табл. 1.1) [101].

Таблица 1.1. Теплопроводность инструментальных сталей (закалка с температур, сохраняющих мелкое зерно балла 10)

Сталь	Термическая обработка	Теплопроводность, Вт/(м×°С) при разных температурах °С				
		100	200	300	400	500
У12	Отжиг	44,0	-	-	-	-
	Закалка с 800°С	34,2	-	-	-	-
	Отпуск 150 °С	35,2	-	-	-	-
Р18	Отжиг	26,8	-	-	-	-
	Закалка с 1280°С	18,5	19,3	20,6	-	-
	Отпуск 560 °С	20,2	22,4	23,7	25,0	-
3Х2В8Ф	Закалка 1130°С	-	-	-	30,8	27,7
	Отпуск 650 °С	-	-	-	30,8	27,7
Р6М5	Отжиг	23	25	26	28	30
	Закалка 1180 – 1230°С	23	25	26	28	30
	Трехкратный отпуск	23	25	26	28	30

У большинства сталей, сохраняющих после отпуска легированный α -раствор, теплопроводность при 300 – 700 °С ниже, чем у углеродистых сталей. Она определяется главным образом составом металлической основы; упрочняющие фазы, распределенные в виде включений, т. е. в ковеной стали, мало изменяют теплопроводность.

Изменение состава α - раствора сильнее влияет на температурный коэффициент теплопроводности; поэтому теплопроводность разных сталей заметно различается при более высоких, чем при более низких температурах (см. табл. 1.1).

Для теплостойких сталей (в отличие от углеродистых и менее легированных) характерно возрастание теплопроводности с повышением температуры в пределах, не вызывающих значительного снижения легированности α -раствора. В связи с этим не наблюдается количественной зависимости между теплопроводностью и электропроводностью при изменении температуры. С ростом теплопроводности может наблюдаться снижение электропроводности, что не поз-

воляет оценивать теплопроводность этих сталей более простыми измерениями электропроводности [111].

Теплопроводность является важным свойством для материалов штампов, так как определяет абсолютный уровень и градиент возникающих при контакте с заготовкой температур и напряжений в рабочих поверхностях инструментов.

Тепловое расширение при нагреве и охлаждении. Коэффициент линейного расширения инструментальных сталей изменяется в зависимости от их состава в достаточно больших пределах: от $(9,5 - 10,2) \cdot 10^{-6}$ у многих теплостойких до $(14 - 14,2) \cdot 10^{-6}$ при $250 - 350$ °С у углеродистых и менее легированных (табл. 1.2). Это вызвано тем, что хром, вольфрам, молибден и особенно никель и кобальт, если они присутствуют в α -фазе, уменьшают коэффициент линейного расширения. Однако и у углеродистых сталей коэффициент линейного расширения значительно ниже, чем у аустенитных сплавов, у которых он достигает $(18 - 25) \cdot 10^{-6}$ [101].

Таблица 1.2. Коэффициент линейного расширения инструментальных сталей

Сталь	Коэффициент линейного расширения ($\times 10^{-6}$) в интервале температур, °С			
	100 – 250	250 – 350	350 – 600	600 – 700
5ХНМ	12,5	14,1	14,2	15
30Х2МФН	12,7	14,2	15,6	15,8
Х6ВФ	10,3	11,0	12,8	-
3Х2В8Ф	10,3	13,0	13,2	13,3
P18	-	11,3	12,6	12,7
P9K10	10,3	10,6	11,7	11,8
P6M5	11,5	11,7	12,2	12,9

Тепловое расширение и сжатие при нагреве и охлаждении рабочей кромки инструмента, возникающее в эксплуатации, усиливает напряжения и влияет на разгаростойкость, а происходящее при термической обработке способствует росту деформации, поэтому он является важной характеристикой сталей.

Интенсивность изменения линейных размеров металлических материалов при нагреве прямо связана с силами межатомных связей в металлической матрице и избыточных фазах.

Объемные изменения и возникающие напряжения у сталей с небольшим количеством карбидов определяются коэффициентом линейного расширения металлической основы.

У сталей с большим количеством карбидов они зависят, кроме того, от различии коэффициента теплового расширения металлической основы и карбидных фаз. Объемные изменения больше в температурной области $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Для карбида хрома они достигают 30 %; для карбида вольфрама (M_6C) это показано на рис. 1.5. Эти различия усиливают анизотропию деформации, создаваемую закалкой [121].

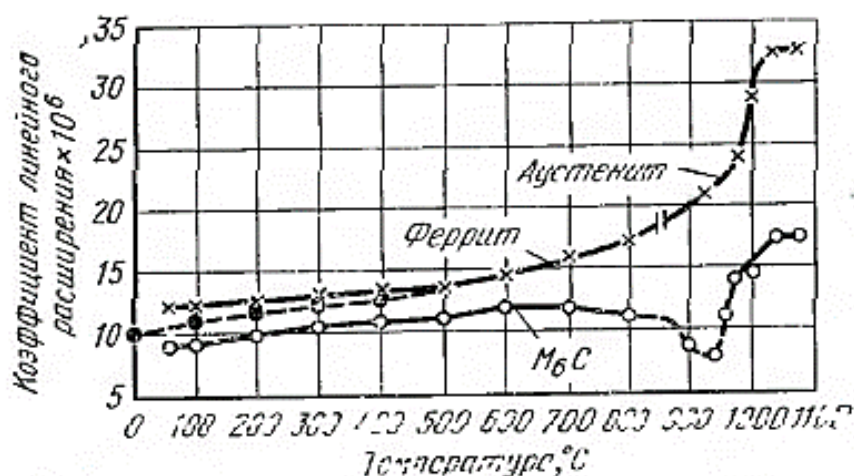


Рисунок 1.5. Коэффициент линейного расширения феррита, аустенита и карбида M_6C быстрорежущей стали P18 в зависимости от температуры нагрева

Таким образом, теплопроводность и коэффициент линейного расширения изменяются различным образом в зависимости от создаваемой структуры. Повышению концентрации легирующих элементов в α -фазе отвечает уменьшение теплопроводности и, наоборот, рост теплового расширения.

Коэффициент линейного расширения является также и технологическим свойством: его величину следует учитывать при выборе стали для инструментов; двухслойных и некоторых составных.

Удельное электросопротивление. Электросопротивление металлов, которое так же, как и коэрцитивную силу, относят к структурно-чувствительным свойствам, обусловлено рассеянием электронов проводимости при колебаниях атомов решетки. Так как при повышении температуры амплитуда этих колебаний возрастает, то соответствующую зависимость для электросопротивления с достаточным приближением можно выразить следующим уравнением:

$$\rho_t = \rho_0(1 + \alpha t) \quad (1.1)$$

где ρ_t и ρ_0 - удельные электросопротивления при температурах $t, ^\circ\text{C}$; α - термический коэффициент сопротивления [41].

Выражение (1.1) справедливо для тех случаев, когда в процессе нагрева не изменяется состав твердого раствора или плотность дефектов кристаллического строения (дислокации, вакансии) и не происходит фазовых превращений или формирования скоплений (зон) примесных атомов.

Легирование и изменение содержаний углерода оказывают большое влияние на электросопротивление, так как введение элементов в сплав воздействует на электронные концентрации и может приводить к образованию новых фаз. Это состояние можно увидеть при сравнении свойства электросопротивления различных марок стали (табл. 1.3) [30].

Таблица 1.3. Удельное электросопротивление инструментальных сталей

Сталь	Удельное электросопротивление ($\times 10^8$), Ом \times м в интервале температур, $^\circ\text{C}$					
	20	100	300	700	900	1300
У8	18	23,2	39,8	93,5	116,4	124,6
У12	19,6	25,2	43,0	96,4	119,6	128,7
4Х5МФ1С	55,3	59,1	71,5	107,7	122,9	138,3
4Х5МФС	48,0	-	-	-	-	-
3Х2В8Ф	-	25,0	17,0	12,0	-	-
Р18	36,0	41,7	60,0	102,0	112,6	118,4
Р6М5	41,9	47,9	62,7	108,7	117,3	124,2

Удельное электросопротивление «реагирует» на образование новых фаз в изделии, данное обстоятельство позволяет в ряде случаев довольно отчетливо фиксировать температурно-временные интервалы начальных стадий старения.

Данное свойство играет важную роль при обработке сталей с применением ТВЧ, с помощью него происходит подбор режимов для обработки сталей, так как при нагреве изделий с меньшим электросопротивлением требуется большая сила тока.

Износостойкость

Износостойкость является весьма важным показателем, определяющим срок службы многих изделий из инструментальной стали. Специфические особенности их эксплуатации, существенно отличающиеся от условий работы большинства подверженных повышенному износу деталей машин и механизмов, определяют сложный характер процессов, протекающих при взаимодействии штамповых инструментов с обрабатываемыми материалами. Применительно к холодному деформированию, наряду с абразивным истиранием происходит усталостное микровыкрашивание, скалывание, молекулярно-механическое взаимодействие (схватывание первого рода), дополняемые в случае горячей штамповки окислительным износом, адгезией (схватыванием второго рода) и пластическим течением в зонах действия максимальных сдвиговых напряжений. Износостойкость инструментальных сталей является в связи с этим комплексной характеристикой, зависящей от абсолютного уровня ряда свойств (прочность, пластичность, теплостойкость и др.)

Высокая износостойкость характерна для сталей с твердыми карбидами M_7C_3 и MC (табл. 1.4). Она определяется в большей степени количеством и типом карбидной фазы. Повышение твердости стали (мартенсита) с 58 до 63 – 64 *HRC* дополнительно улучшает износостойкость, но менее значительно, чем сталей с цементным карбидом.

При увеличении количества карбидов M_7C_3 с 11 – 12 % (сталь X6BF с 1 % C и 6 % Cr) до 14 – 15 % (сталь X12M с 1,6 % C и 12 % Cr) износостойкость

штампов вырубки возрастала в два раза. При увеличении количества этих карбидов до 18 – 19 % достигалось повышение износостойкости в тех же условиях испытания еще на 40 – 50 % [29].

Таблица 1.4. Относительная износостойкость сталей в зависимости от количества и типа карбидов

Сталь	Твердость, HRC	Количество карбидов % (объем)			Объем изношенной лунки, мм ²
		Общее	M ₇ C ₃	MC	
X12M	61	16 – 17	16 – 17	-	0,268
X12Ф4М	60	23 – 25	19 – 20	4 – 5	0,117
X6Ф4М	60	18	6	12	0,228
X3Ф12	62	31 – 33	12 – 13	19 – 20	0,138
P6M5	62	22 (19 % M ₆ C и M ₂₃ C ₆)	-	3	0,277

Увеличение количества карбидных фаз до 25 % и повышения износостойкости без ухудшения ковкости является созданием наряду с карбидами M₇C₃ карбидов MC, имеющих более высокую твердость (2000 HV). Кроме того, карбид MC из-за меньшей плотности занимает больший объем в стали.

Карбиды M₇C₃ распределяются менее равномерно и имеют большие размеры, чем карбиды MC. Поэтому увеличение количества карбидов M₇C₃ может и не улучшить износостойкость.

Таким образом, износостойкость сталей с мартенситной структурой в условиях эксплуатации, связанных с разогревом рабочей кромки, возрастает с повышением твердости, теплостойкости и прочности. Можно формулировать правило о том, что стали с одинаковой теплостойкостью, твердостью, прочностью и вязкостью имеют примерно одинаковую износостойкость [30].

Прокаливаемость

Прокаливаемость определяет распределение твердости по сечению инструмента, а следовательно, его сопротивление высоким давлениям (при получении закаленного слоя достаточной толщины) и динамическим нагрузкам (при сохранении вязкой сердцевины).

Прокаливаемость в одинаковых условиях охлаждения зависит от состава переохлажденного аустейтита, а следовательно, от его устойчивости в областях перлитного (бейнитного) превращения.

Она значительная у полутеплостойких и теплостойких сталей, как высоколегированных; инструменты, изготовленные из них, получают высокую твердость по всему сечению или на значительную глубину. Колебания в прокаливаемости разных плавков одной марки не очень значительны.

Прокаливаемость нетеплостойких сталей, особенно углеродистых и менее легированных, – очень чувствительное свойство. Она может заметно изменяться у разных плавков одной марки, имеющих одинаковые твердость и видимую в микроскоп структуру в исходном состоянии и закаленных в одних и тех же условиях, т. е. при небольших колебаниях состава аустенита.

Изменения в составе аустенита зависят от многих причин, которые трудно учесть заранее: небольших изменений формы, размера и состава карбидов (а следовательно, условия выполнения предшествовавших горячей механической обработки и отжига), незначительных колебаний температуры и условия охлаждения при закалке и ряда металлургических особенностей плавки. Марганец и кремний, присутствующие в стали, могут неодинаково растворяться в аустените в зависимости от того, в каком количестве они связаны в сульфидах и оксидах. В связи с этим больше различий в прокаливаемости сталей одной марки наблюдается в случаях, когда они выплавлены разными металлургическими заводами. Поэтому экспериментально определяют прокаливаемость нетеплостойких сталей, если в инструментах необходимо иметь заданное распределение твердости по сечению [28].

Колебания в прокаливаемости отдельных плавков в профилях, в которых они поставляются, меньше, если на металлургических заводах определяется прокаливаемость стали каждой плавки, на основании чего более глубоко прокаливающую сталь назначают для прокатки на крупный профиль, а менее глубоко прокаливающую – на мелкий.

Так как внутренние слои детали охлаждаются медленнее наружных, то в тех объемах, где скорость охлаждения будет меньше критической, будет образовываться тростит, сорбит и т. д. Если сердцевина будет охлаждаться со скоростью, большей критической, то по всему сечению детали будет мартенситная структура. В соответствии с изменением скорости охлаждения и структуры от края к сердцевине будет изменяться и твердость, следовательно, чем меньше критическая скорость закалки, тем больше прокаливаемость и, наоборот, чем больше критическая скорость закалки, тем меньше прокаливаемость.

Прокаливаемость можно определять по излому, измерением твердости по сечению образца и измерением твердости подлине образца (методом торцевой закалки).

Определение прокаливаемости по излому производится на образцах сечением 10×10 мм, длиной 55 мм с надрезом для излома. Образцы нагревают в печи до температуры закалки, после выдержки охлаждают (с соответствующей скоростью), ломают и по излому определяют глубину прокаливаемости. Этот метод применяется для определения прокаливаемости главным образом инструментальных сталей. Режимы определения прокаливаемости для некоторых сталей представлены в таблице 1.5 [29].

Характеристикой глубины прокаливаемости принято считать расстояние от поверхности до слоя с полумартенситной структурой (50% мартенсита и 50% тростита). Твердость полумартенситной структуры зависит от содержания углерода и повышается с повышением содержания углерода.

Таким образом можно сделать вывод, что прокаливаемостью называют способность стали закаливаться на определенную глубину. Если деталь больших размеров подвергать закалке, то поверхность ее довольно быстро охлаждается и аустенит превращается в мартенсит, однако у большей части деталей, особенно у сердцевины, охлаждение происходит менее быстро и аустенит превращается в смесь перлита с ферритом или с цементитом.

Таблица 1.5. Влияние скорости охлаждения при закалке на твердость и вязкость инструментальных сталей при комнатной температуре

Сталь	Закалка		Отпуск		σ , кгс м/см ²
	<i>t</i> , °С	Вид охлаждения	<i>t</i> , °С	Твердость, HRC	
4X5B2ФС	1040	I	580	47 – 49	4,5
		II		48 – 50	1,7
		III		49 – 50	1,5
4X5MФС	1000	I	560	47 – 49	5,5
		II		49 – 50	1,5
		III		50 – 51	1,2
4X3BMФ	1050	I	580	47 – 48	5,0
		II		46 – 47	1,5
		III		46 – 47	1,0
3X3M3Ф	1040	I	600	47 – 48	2,5
		II		47 – 48	0,7
		III		47 – 48	0,7
4X2B5ФМ	1080	I	680	45 – 46	3,0
		II		45 – 46	0,7
		III		45 – 46	0,7

Примечание: I – образцы 10×10×55 мм, охлажденные в масле; II – центр заготовки диаметром 200 мм, охлажденный в масле; III – центр заготовки диаметром 120 мм, охлажденный на воздухе

Прокаливаемость стали зависит от критической скорости закалки, с увеличением критической скорости закалки глубина закаленного слоя уменьшается и наоборот, с уменьшением деталь прокаливается насквозь. Следовательно, чем меньше критическая скорость закалки, тем глубже прокаливаемость.

1.3. Термическая обработка инструментальной стали

Термической обработкой называется совокупность операций нагрева, выдержки и охлаждения металлических сплавов, находящихся в твердом состоянии, с целью изменения их структуры и создания у них необходимых свойств: прочности, твердости, износостойкости, обрабатываемости или особых химических и физических свойств.

Для выполнений качественной термической обработки необходимо, применение средств нагрева и упаковочных материалов, гарантирующих высокое качество поверхности инструментов; точное соблюдение температур нагрева и условий охлаждения, а следовательно, получение одинаковых свойств в разных

партиях однотипных инструментов; применение наиболее рациональных закалочных сред, обеспечивающих наименьшую деформацию инструментов.

В данной главе рассмотрены основные операции термической обработки стали.

1.3.1. Отжиг

Структура и твердость стали, охлажденной непосредственно после горячей обработки, неоднородны, так как они зависят от возможных колебаний в условиях выполнения горячей обработки и охлаждения, а следовательно, от сечения поковки.

Задачей отжига является перекристаллизация стали для измельчения зерна и получение низкой твердости и структуры зернистого перлита как наиболее пригодной для последующей закалки. В некоторых сталях отжиг устраняет также карбидную сетку. Отжигу подвергают, кроме того, закаленные инструменты, если закалка была произведена неправильно или инструменты должны быть восстановлены после износа [27].

Температуры нагрева (табл. 1.6) должны быть лишь немного выше A_{c1} , чтобы сохранить не растворенными большую часть избыточных карбидов и получить структуру зернистого перлита. Поэтому более низкие температуры отжига имеют эвтектоидные и близкие к ним стали с небольшим содержанием избыточных карбидов. Легированные стали, карбиды которых растворяются при повышенном нагреве, получают структуру зернистого перлита с баллами 4 – 5 после отжига в более широком интервале температур. Температуры отжига этих сталей повышают на 10 – 20°C против указанных в табл. 1.6, если надо устранить карбидную сетку; но это усиливает обезуглероживание и окисление.

Таблица 1.6. Температура отжига некоторых инструментальных сталей

Марка стали	Температура отжига, °C
У7А – У9А	600 – 650
У10А	620 – 660
85ХФ	670 – 720
9ХС	670 – 720
ХГС	670 – 700
У7ХНФ	600 – 650

Еще более высокий нагрев недопустим; он вызывает рост зерна и образование все возрастающего количества участков пластинчатого перлита, а очень высокий нагрев и замедленное охлаждение – выделение карбидов в виде сетки.

Основные режимы отжига большинства инструментальных сталей близки к применяемым для конструкционных сталей. Большие отличия существуют для

а) сталей, легированных вольфрамом и имеющих вольфрамовый карбид M_6C . При температурах отжига карбид может дополнительно насыщаться из аустенита вольфрамом и углеродом. Это увеличивает период решетки карбида и снижает его растворимость в аустените. В результате ухудшается способность стали получать высокую твердость при закалке, а для быстрорежущих сталей – вторичная твердость и теплостойкость. Процесс усиливается при повышении температуры и длительности отжига и, наоборот, задерживается в присутствии хрома и молибдена. По этим причинам для вольфрамовых сталей и в меньшей степени для вольфрамомолибденовых не следует назначать повышенные температуры отжига, а выдержку при температурах выше 750 – 800°C ограничивать до 10 – 15 ч, соответственно регулируя величину садки в печи. Для вольфрамовых сталей, содержащих менее 1 – 1,5 % Cr, вместо отжига следует применять высокий отпуск;

б) быстрорежущих сталей с карбидным упрочнением; отжиг, кроме того, предупреждает своеобразный брак – нафталинистый излом, возникающий при последующей закалке у неотожженной стали;

в) сталей с интерметаллидным упрочнением; для сталей системы Fe – W(Mo) – Co необходимо ускоренное охлаждение с температур отжига [16].

Отжиг следует проводить в печах (методических или камерных) с защитной атмосферой.

При их отсутствии отжиг выполняют в закрытых ящиках с чугунной стружкой при нагреве до 825 °C и с отработанным карбюризатором (применившимся 2 – 3 раза для цементации) при нагреве выше 825 °C [14].

1.3.2. Закалка

Закалка является основной операцией, формирующей структуру и свойства, которые инструментальная сталь должна иметь в эксплуатации. Получение высоких свойств в закаленной стали и повышение производительности термических цехов достигаются, прежде всего, механизацией и автоматизацией операций закалки. Это обеспечивает возможность: а) точного соблюдения температур нагрева и условий охлаждения, следовательно, получения одинаковых свойств в разных партиях однотипных инструментов; б) применения более рациональных закалочных сред, например расплавленных щелочей для светлой закалки, а в ряде случаев и менее резких охладителей вместо воды; в) уменьшения деформации и «припусков на шлифование; г) понижения температур закалки, особенно для мелких инструментов, что в свою очередь уменьшает обезуглероживание и повышает прочность.

Фасонные инструменты следует предварительно подогреть в печи при 400 – 500 °С.

Для окончательного нагрева лучше применять расплавленные соли или защитные атмосферы. Чаще применяют нагрев в солях, так как он обеспечивает: а) почти полную защиту от окисления и обезуглероживания, б) большую скорость и в) возможность местного нагрева, т. е. закалки только рабочей части инструмента. Твердость стали, особенно углеродистой, имеющей низкую устойчивость переохлажденного аустенита, в результате нагрева в печах без защитной атмосферы может быть на 0,5 HRC меньше; образование даже тонкого слоя окалина замедляет охлаждение [32].

Продолжительность выдержки при нагреве надо устанавливать таким образом, чтобы обеспечить не только прогрев инструмента, но и растворение того количества углерода и легирующих элементов, которое может быть переведено в аустенит при температуре закалки. Более короткая выдержка не создает достаточной прокаливаемости и теплостойкости, а излишне длительная вызывает рост зерна и усиливает обезуглероживание.

Примерные нормы выдержки указаны в табл. 1.7 для образцов диаметром (толщиной) от 3 до 30 мм. Для инструментов большего сечения продолжительность выдержки применяется по нижнему пределу (или даже немного меньше), а для инструментов диаметром менее 3 мм 45 – 75 сек при нагреве в соли и соответственно больше при нагреве в печи [27].

Таблица 1.7. Примерные нормы выдержки изделий при нагреве для закалки

Среда нагрева	Выдержка на 1 мм сечения, сек	
	Углеродистых и низколегированных	легированных
Соляная ванна	20 – 25	25 – 30
Электрическая печь	50 – 80	70 – 90
Свинцовая ванна	6 – 8	8 – 10

Для легированных сталей, карбиды которых растворяются в течение более длительного времени, продолжительность выдержки должна быть больше, чем для углеродистых и низколегированных.

1.3.3. Обработка холодом

Охлаждение непосредственно после закалки до более низких температур, возобновляет мартенситное превращение оставшегося аустенита и представляет дальнейшее продолжение закалки (табл. 1.8) [42].

Таблица 1.8. Прирост количества мартенсита после охлаждения до температуры окончания мартенситного превращения (M_k)

Марка стали	Температура закалки, °С	Количество мартенсита при охлаждении до 20 °С, %	Прирост количества мартенсита, %				
			Без выдержки	1 час	24 часа	6 суток	14 суток
У8	780	98	1,2	0	0	-	-
У10	780	97,5	1,6	0,4	0	-	-
ШХ15	850	90	3	2	-	0,7	-
ХВГ	820	84	4,4	2,2	1	0,3	0

Охлаждение ниже $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ повышает твердость тем значительно, чем больше закаленная сталь сохранила остаточного аустенита при охлаждении до $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ и чем больше его превратилось при охлаждении до низких температур.

Превращение остаточного аустенита при обработке холодом имеет следующие особенности.

Температура окончания мартенситного превращения (M_k) зависит от состава аустенита, следовательно, от состава стали и температуры нагрева для закалки (табл. 1.9) и условий охлаждения [46].

Таблица 1.9. Температура окончания мартенситного превращения после закалки с нормальных температур и после закалки с $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$

Сталь	Температура закалки, $^{\circ}\text{C}$	Температура M_k , $^{\circ}\text{C}$	Температура M_k после закалки с $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$
У8А	780	0	-
У12А	780	-20	-100
ШХ15	850	-30	-90
ХВГ	820	-50	-110
9ХС	875	-30	-60

Превращение аустенита ниже $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ не происходит до конца и практически прекращается после охлаждения до температуры M_k . Поэтому в стали сохраняется некоторое количество аустенита даже после охлаждения ее до очень низких температур.

Выдержка вблизи M_k вызывает изотермическое превращение части аустенита, сохранившегося при охлаждении. Однако это превращение наблюдается в стали, имеющей низкие температуры M_k (вблизи $\pm 20 - 50\text{ }^{\circ}\text{C}$) и сохраняющей много аустенита после охлаждения до комнатной температуры. В заэвтектоидных сталях степень изотермического превращения аустенита при низких температурах незначительна.

Повышая твердость и способствуя превращению дополнительного количества мартенсита, обработка холодом увеличивает напряжения и понижает

прочность закаленной стали. Это усиливает деформацию и опасность образования трещин в инструментах сложной формы [12].

Последующий низкий отпуск устраняет указанное отрицательное влияние обработки холодом, если он производится до несколько более высоких температур, чем для стали, не обрабатывавшейся холодом. Однако в этом случае утрачивается преимущество в более высокой твердости стали, обработанной холодом, так как ее твердость снижается до уровня, получаемого при отпуске стали, не охлаждавшейся ниже 0 °С.

Обработка холодом необходима главным образом для предупреждения изменения размеров и повышения твердости:

1) деталей, работающих при отрицательных температурах; самопроизвольное превращение аустенита в эксплуатации влечет за собой изменение размеров и ухудшение прочности;

2) деталей высокой точности, работающих при повышенных температурах 150 – 200 °С (некоторые детали топливной аппаратуры и т. п.); превращение аустенита при нагреве вызывает изменение размеров;

3) измерительных инструментов высокой точности;

4) штампов из высокохромистых сталей, если они были закалены с повышенной температуры и сохранили много остаточного аустенита, понижающего твердость.

Кроме того, обработка холодом, уменьшая количество остаточного аустенита и повышая твердость, улучшает шлифуемость и способность получать высокую чистоту поверхности при доводке [111].

1.3.4. Отпуск

Технология отпуска более проста (по сравнению с принятой для закалки), несмотря на сложность процессов, протекающих в стали. Для большинства инструментов характерны следующие виды отпуска.

Отпуск при пониженных температурах: не выше 240 – 250 °С, а чаще при 150 – 200 °С. Его применяют для нетеплостойких и твердых полутеплостойких

сталей. Отпуск, уменьшая концентрацию углерода в мартенсите и напряжения, немного повышает прочность и вязкость. Верхний предел температур нагрева ограничивают, как указано, во избежание более интенсивного снижения твердости.

Эти процессы протекают в течение 30 – 40 мин, поэтому продолжительность отпуска составляет до 1 ч в зависимости от сечения инструмента. Кроме того, она зависит от легирования. При увеличении длительности отпуска даже до 10 – 12 ч вязкость и прочность дополнительно почти не повышаются.

Температуру отпуска снижают до 110 – 130 °С для сохранения максимальной твердости, но при меньшей прочности (для измерительных плиток, некоторых ножей, бритв); в этом случае значительно увеличивают длительность отпуска – до 20 – 24 ч (и больше) главным образом для стабилизации структурного состояния стали. Температуру отпуска повышают до 210 – 240 °С для улучшения вязкости при работе с повышенными ударными нагрузками (штампы вырубки и высадки мягких металлов); длительность такого отпуска может быть меньше 30 – 40 мин [111].

Отпуск при повышенных температурах для теплостойких сталей: 500 – 580 °С для быстрорежущих с карбидным упрочнением; 560 – 620 °С для быстрорежущих с интерметаллидным упрочнением; 500 – 650 °С для штамповых и 650 – 700 °С для штамповых и аустенитных.

Отпуск при 500 – 600 °С вызывает дисперсионное твердение, что создает максимальную твердость, а для сталей с карбидным упрочнением также и превращение остаточного аустенита, что повышает сопротивление пластической деформации. Однако одновременно снижается вязкость.

Для большинства режущих инструментов верхняя температура отпуска ограничена до 580 и реже до 600 °С, так как при меньшей твердости снижается износостойкость. Поскольку превращение аустенита не протекает полностью в результате одного отпуска, его повторяют 2 – 4 раза в зависимости от состава стали.

Интенсивность выделений из мартенсита и аустенита сильно зависит от температуры. Процесс при 540 – 570 °С протекает в течение 1 ч (с учетом времени на прогрев), а при 580 – 600 °С в течение 15 – 30 мин [113].

Для штамповых сталей, вязкость которых должна быть более высокой, температуры отпуска повышают для получения твердости чаще всего 45 – 50 *HRC*. Возможны два пути получения такой твердости: 1) закалкой с высокой температуры на зерно балла 9 – 10 и отпуском с более высоким нагревом (при котором выделяется больше карбидов из более легированного раствора) или 2) закалкой с пониженной температуры на зерно балла 11 и отпуском с более низким нагревом. Первый способ обеспечивает несколько лучшую теплостойкость, но меньшую вязкость, а второй способ – лучшую вязкость. В свою очередь при использовании второго способа обработки можно, понижая температуру отпуска, сохранить повышенную твердость (на 1 – 2 *HRC*). Различие в этих свойствах значительнее для более легированных сталей. Выбор способа зависит от условий работы штампа [103].

Поскольку температура отпуска остается во всех случаях более высокой, чем для быстрорежущих сталей, то остаточный аустенит превращается за один нагрев. Второй отпуск оправдывается для штампов сложной формы для уменьшения напряжений. Температура отпуска на 15 – 20 °С ниже, чем первого отпуска.

Длительность отпуска для завершения превращений аналогична указанной выше для быстрорежущих сталей. Однако для штампов крупных размеров выдержка должна быть больше для завершения превращения и улучшения вязкости в сердцевине.

В табл. 1.10 приведены некоторые примеры применения различных видов отпуска. Следует отметить, что чаще всего при закалке и отпуске получают непростые, а сложные структуры, как, например, троосто-мартенсит, троосто-сорбит и т. д [120].

Таблица 1.10. Примеры режимов отпуска стали

Сталь	Вид от-пуска	Температура, °С	Твердость	Структура после отпуска	Изделия, подвергаемые отпуску
	Низкий	150 – 200	Выше 60 HRC	Отпущенный мартенсит	Калибры и режущие инструменты
		200 – 220	Выше 58 HRC	Тросто-мартенсит	Шестерни
	Средний	350 – 450	35 – 45 HRC	Сорбит и тростит	Кузнечные штампы
	Средний	450 – 500	378 HB	Сорбит и тростит	Рессоры
	Высокий	600 – 650	207 – 281 HB	Сорбит	Кулачки, оси

1.4. Химико-термическая обработка инструментальной стали

Химико-термическая обработка, воздействующая на поверхностный слой и свойства металла, является одним из самых эффективных и широко применяемых методов повышения долговечности деталей.

С помощью химико-термической обработки металлов и сплавов можно достичь:

1. Повышение теплостойкости, поверхностной твердости, прочности и износостойкости;
2. Улучшения стойкости изделий от воздействия агрессивных сред при различных температурах.

Данный метод обработки состоит из нагрева и выдержки изделий при высоких температурах в рабочих жидких, газовых и твердых средах, в результате чего происходит изменение поверхностных свойств, структуры и химического состава изделий. Для улучшения свойств сердцевины и поверхностного слоя

изделия после некоторых методов химико-термической обработки проводят термическую обработку.

1.4.1. Алитирование

Алитирование (алюминирование) – это процесс поверхностного насыщения стали алюминием, придающий им повышенную окалинотойкость и сопротивление атмосферной коррозии. Алитированию подвергается чаще низкоуглеродистая сталь (Ст 15, 18Х1ПМФ, 18ХГТ и др.) и реже среднеуглеродистая сталь и серый чугун, также иногда обработке подвергают окалинотойкие и жаропрочные стали (СХ8, Х18Н9Т, 4Х14Н14В2М и др.). Алитированные сталь применяются в качестве заменителей высоколегированной окалинотойкой стали и сплавов, имеют высокую стойкость при нагреве до 800 – 900 °С, а в некоторых случаях даже до 950 – 1000 °С.

Алитирование производится при 700 – 1100 °С. Глубина алитированного слоя колеблется в пределах 0,02 – 0,8 мм.

Разработаны следующие методы диффузионного алитирования: 1) в порошкообразных смесях; 2) в ваннах с расплавленным алюминием; 3) металлизация стали алюминием с последующим диффузионным отжигом; 4) в аэрозолях; 5) электролизное – в ваннах с расплавленными солями алюминия; 6) газовое. Три первых метода применяют в промышленности, а остальные проверены лишь в лабораторных условиях [50].

Алитирование повышает окалинотойкость и эрозионную стойкость многих окалинотойких и жаропрочных аустенитных сталей. Однако применение алитирования для жаропрочных сталей ограничивается тем, что в результате такой обработки у многих из них понижаются предел ползучести и длительная прочность.

Алитированию можно подвергать изготовленные из перлитных сталей цилиндры высокого давления турбин, работающие при 560 – 585 °С, лопатки газовых турбин, направляющие дисков газовых турбин и валы газотурбинных установок из аустенитных жаропрочных сталей.

Преимущество алитирования стали:

1. высокая окалиностойкость обработанных изделий, связанная с образованием защитных пленок на поверхности изделия при нагреве;
2. защита от окислительных процессов;
3. за счет высоких антикоррозионных свойств, после алитирования изделие может использоваться в условиях воздействия морской воды;
4. после обработки на деталях получается поверхность с высокой адгезией к лакокрасочным изделиям;
5. низкая себестоимость покрытия позволяет использовать алитирование в качестве альтернативы дорогостоящим жаростойким покрытиям.

Несмотря на ряд преимуществ у процесса алитирования есть и недостатки:

1. относительно небольшая твердость, максимальный достигаемый показатель составляет, примерно, 500 HV ;
2. при воздействии высокой температуры происходит перестроение атомной решетки, вследствие чего поверхностный слой становится хрупким;
3. перед обработкой данным методом ответственные детали подвергают отжигу в течение нескольких часов, поэтому данный метод характеризуется большой продолжительностью;
4. высокая пористость и неравномерность защитного слоя [46].

1.4.2. Хромирование

Диффузионное насыщение поверхностного слоя инструментов хромом почти не применяется, так как его надо выполнять при высоком нагреве ($1000 - 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$), вызывающем рост зерна и ухудшающем прочность.

Более целесообразно для инструментов использовать электролитическое хромирование. Оно выполняется при низких температурах ($50 - 75\text{ }^{\circ}\text{C}$) и может быть использовано для сталей любой теплостойкости; хромированный слой хуже ложится лишь на поверхность высокохромистой стали.

Несмотря на получаемые высокие свойства, электролитическое хромирование применяют реже, чем химико-термическую обработку. Это связано с трудностью хромирования инструментов сложной формы. Электролиты хрома имеют плохую рассеивающую способность, вследствие чего хром осаждается неравномерно: более толстым слоем на выступающих частях инструмента и более тонким в углублениях и впадинах. Необходимо поэтому применять при хромировании специальные приспособления (экраны), в значительной мере предупреждающие этот дефект. Тем не менее, проще хромировать инструменты с ровными поверхностями [45].

Хромированный слой во избежание смятия надо наносить на твердую поверхность. Поэтому инструменты хромируют после термической обработки, обеспечивающей получение высокой твердости, т. е. после закалки и низкотемпературного отпуска.

Во время процесса необходимо получать покрытия блестящего хрома. Это покрытие, по сравнению с другими (серыми и «молочными»), имеет большую твердость – 900 – 1000 *HV* (65 – 67 *HRC*) – и износостойкость. Кроме того, покрытие хрома обладает следующими положительными свойствами:

1. Теплостойкостью; высокая твердость сохраняется при нагреве до 400 – 500 °С. Выше 500 °С она сильно снижается вследствие рекристаллизации (рис. 1.6).
2. Более низким коэффициентом трения, чем закаленная и низкоотпущенная сталь.
3. Химической устойчивостью против воздействия органических кислот, влаги, азотной кислоты и при нагреве до 500 °С. Хромированные инструменты обладают поэтому большей стойкостью при обработке многих пластмасс, кожи, резины.
4. Повышенной теплопроводностью; коэффициент теплопроводности составляет для хрома 0,65, для железа 0,10 – 0,16 и для быстрорежущей стали –

0,05 кал/град * см * сек. Это улучшает условия отвода тепла, возникающего в эксплуатации инструментов [44].

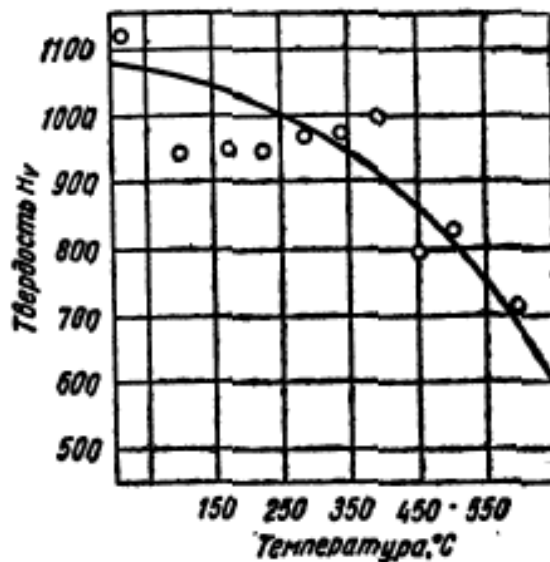


Рисунок 1.6. Твердость блестящего покрытия хрома в зависимости от температуры нагрева продолжительностью 1 час (нагрузка 100 г)

5. Меньшим налипанием обрабатываемого материала на инструмент, наблюдаемым чаще всего при обработке алюминиевых и магниевых сплавов.

По этим причинам хромирование превышает стойкость многих инструментов в 1,5 – 2 раза [45]. Целесообразно хромировать:

- 1) штампы холодного деформирования: вытяжные и обрабатывающие пластмассы и другие органические материалы и легкие цветные металлы;
- 2) многие измерительные инструменты;
- 3) режущие инструменты, если необходимо уменьшить налипание обрабатываемого металла;
- 4) штампы горячего деформирования алюминиевых и магниевых сплавов, работающие без ударных нагрузок.

Кроме того, хромирование применяют для восстановления размеров изношенных инструментов.

Однако хромирование сопровождается и рядом отрицательных свойств:

1. не следует хромировать сварные инструменты, так как это может усилить хрупкость шва;
2. наличие в хромовых покрытиях напряжений растяжения, которые прямо пропорционально возрастают с увеличением толщины слоя хрома. Наличие напряжений растяжения в слое хрома приводит к отслаиванию хрома в процессе эксплуатации и к снижению усталостной прочности деталей, покрытых хромом;
3. гладкий хром в слое плохо смачивается маслом, вследствие этого детали, покрытые гладким хромом, быстро изнашиваются;
4. относительная длительность и сложность процесса [39].

1.4.3. Цементация

Эта обработка обеспечивает получение высокой твердости и износостойкости (за счет резкого увеличения содержания карбидов), а также усталостной прочности вследствие возникновения в поверхностном слое сжимающих напряжений. Цементацию применяют преимущественно для штамповой стали холодной деформации (просечных, вытяжных матриц и пуансонов, вырубных, и др.) и осуществляют в твердых или газообразных карбюризаторах перед закалкой (или совмещают с ней в одну операцию).

Глубина цементованного слоя обычно находится в пределах 0,5 – 2,0 мм (иногда для мелких деталей в пределах 0,1 – 0,3 мм, а для крупных – более 2,0 мм). Цементацию стальных деталей осуществляют в твердых, газовых и жидких карбюризаторах. За последние годы все большее развитие получает газовая цементация.

Инструменты из заэвтектоидных сталей (Х, 9ХС, ХВГ) подвергают цементации в твердом карбюризаторе при 900 – 910 °С в течение 9 – 12 ч. После замедленного охлаждения их нагревают для закалки до 800 – 810°С. охлаждают под водовоздушным душем до 100 – 150 °С, а затем в масле. Отпуск осуществляют при 150 – 180 °С. Содержание углерода в поверхностных слоях после це-

ментации возрастает до 1,5 – 1,7% при глубине зоны, обогащенной карбидами 0,1 – 0,15 мм; твердость инструментов 63,5 – 65 *HRC* [28].

Штампы из высокохромистых сталей X12M, X12Ф1 цементируют в твердом карбюризаторе при 980 – 1025 °С в течение 2 – 5 ч, закаливают в масле и отпускают при 150 – 180 °С. Содержание углерода в поверхностных слоях после цементации увеличивается на 0,25 – 0,50 %, что повышает твердости. Однако прочностные характеристики и вязкость сталей при этом существенно (на 30 – 50 % и более) уменьшаются, что резко снижает эффективность такой обработки [11].

В последнее время находят все более широкое применение, в частности для инструментов холодного деформирования (вырубных, просечных, вытяжных и др.), цементированные высокохромистые стали типа 2X13. Их цементацию выполняют в твердом карбюризаторе (85 % древесного угля + 15 % кальцинированной соды) при 980 – 1000 °С в течение 6 – 8 ч. Последующая термическая обработка включает закалку с 940 – 960 °С и отпуск при 180 – 200 °С. После такой обработки образуется упрочненный слой толщиной 0,3 – 0,4 мм с твердостью 62 – 65 *HRC*, представляющий собой мартенсит с равномерно распределенными мелкими глобулярными карбидами при твердости сердцевины 38 – 41 *HRC*. Стойкость вырубных штампов из таких сталей в два – три раза превышает стойкость инструментов из заэвтектидных и высокохромистых сталей. Представляется также перспективной высокотемпературная (при 1050 – 1100 °С) цементация специальных «матричных» сталей, обеспечивающая равномерное распределение большого количества карбидов в поверхностной зоне, а также более высокие прочность и вязкость основы по сравнению со сталью 2X13 [50].

Цементацию теплостойких штамповых сталей применяют преимущественно при изготовлении прошивных пуансонов, матриц, работающих при небольших динамических нагрузках.

Рекомендована также цементация быстрорежущих сталей: обычного состава для повышения износостойкости крупных инструментов простой формы и сталей состава матрицы для сохранения вязкой сердцевины.

Преимущества и недостатки различных методов цементации:

1) Цементация в твердом карбюризаторе особенно целесообразна для достижения большой глубины науглероживания, а также при штучном производстве изделий из стали. Недостатком этого метода являются высокая трудоемкость и плохая варьированность условий науглероживания.

2) В серийном или массовом производстве целесообразно применять газовую цементацию, так как этот метод позволяет достаточно широко варьировать условия науглероживания. Единственным недостатком является высокая себестоимость.

3) Жидкостную цементацию применяют для получения небольшой глубины науглероживания, так как уже при незначительной продолжительности погружения заготовки в ванну происходит достаточно большое насыщение углеродом её поверхностного слоя. Поэтому слишком большая продолжительность погружения ведет к коррозии заготовки [26].

1.4.4. Борирование

Борирование – процесс, позволяющий получать более высокую по сравнению с другими рассмотренными способами химико термической обработки поверхностную микротвердость: 1600 – 1800 кгс/мм² у углеродистых и низколегированных сталей и до 2000 – 2200 кгс/мм² у высоколегированных. Борирование сталей можно осуществлять в жидких, твердых (порошкообразных) и газообразных средах перед закалкой или для некоторых сталей совмещать с ней в одну операцию.

В первом случае борирование чаще всего выполняют электролизом в расплаве буры ($\text{Na}_2\text{B}_2\text{O}_7$) при 850 – 950 °С в течение 3 – 4 ч; катодом при этом служит обрабатываемый инструмент, а анодом – угольный (графитовый) электрод; плотность тока на катоде 0,1 – 0,25 А/см², напряжение 2 – 14 В. Более

простым является борирование без электролиза в расплаве буры с добавлением в нее карбида бора (B_4C) или кремния (SiC). Однако процесс насыщения стали бором протекает медленнее, поэтому температуру его необходимо повышать до $950 - 1000$ °C [32].

Борирование целесообразно применять для штамповых сталей холодного и горячего деформирования, закаливаемых с температур, близких к температурам насыщения бором ($850 - 1050$ °C). Эти стали подвергаются минимальным объемным изменениям при закалке. К ним прежде всего относятся стали типа ХВГ, 9ХС, Х6ВФ, 7ХЗ, 5ХНМ. При борировании более теплостойких сталей с оптимальными температурами закалки $1100 - 1150$ °C (5ХЗВЗМФС, 3Х2В8Ф) их необходимо закаливать также с температур, не превышающих 1050 °C, так как при более высоком нагреве наблюдается оплавление боридного слоя с образованием очень хрупкой эвтектики. Во избежание образования трещин и сколов боридного слоя рекомендуется изотермическая закалка, хотя ее следует применять с большой осторожностью для многих видов инструментов, так как она может сопровождаться значительным снижением вязкости сталей [25].

Борирование применимо для штампов, работающих при повышенном износе без ударных нагрузок и имеющих относительно простую конфигурацию, в частности, вытяжных, гибочных и формующих штампов, пресс-форм для прессования металлокерзамических изделий, ковочных вальцев и т.д. Рекомендуемая толщина борированного слоя $0,05 - 0,15$ мм. Стойкость таких инструментов после борирования повышается в два – десять раз и др. Борированный инструмент для холодного деформирования, изготовленный из углеродистых или низколегированных сталей, в ряде случаев обеспечивает высокую стойкость в сравнении с штампами из легированных сталей. Это позволяет использовать дешевые и менее дефицитные инструментальные материалы.

Преимущества процесса борирования:

1. высокие механические свойства. Поверхностная твердость составляет $1350 - 1500$ HV.

2. высокая жаростойкость;
3. высокая коррозионностойкость.

Наряду с преимуществами боридные слои имеют и недостатки:

1. повышенная хрупкость и склонность к образованию трещин и сколов.
2. трудная обработка шлифованием [27].

1.4.5. Сульфидирование

Сульфидирование режущих инструментов предложено для повышения износостойкости и уменьшения коэффициента трения и заключается в насыщении поверхностного слоя серой. Сульфидирование выполняют после термической обработки и шлифования. Температуры процесса не должны превышать температур отпуска, сохраняющего высокую твердость; его продолжительность составляет от 45 мин. до 3 час. Сульфидирование при 450 – 560 °С проводят в жидких смесях, например 17% NaCl; 25% BaCl₂; 38% CaCl₂; 3 – 4% K₄Fe(CN)₆, в которые добавляют сернистые соединения: FeS, Na₂S₂O₄, KCNS.

Поверхность стали после сульфидирования имеет серый цвет. Ее твердость почти не изменяется. В поверхностном слое, главным образом по границам зерен, выделяются сернистые соединения, по-видимому, FeS. Толщина слоя достигает 0,1 мм.

Сульфидирование улучшает долговечность деталей машин. Однако в отношении его влияния на стойкость инструментов приводятся противоречивые сведения. Наиболее вероятно, что сульфидирование мало влияет на стойкость инструментов, так как оно не повышает твердости и износостойкости. Влияние его на коэффициент трения почти незначительно, поскольку при больших удельных давлениях, которые воспринимает рабочая кромка инструмента, сульфидированный слой как не обладающий износостойкостью не сохраняется уже в начале резания.

Сульфидированию подвергают технологическую оснастку и инструменты, изготовленные из быстрорежущих сталей всех марок и стали типа ХВГ 9ХС, с целью улучшения антифрикционных свойств поверхностей [39].

1.4.6. Азотирование

Азотированием стали называется процесс поверхностного насыщения стали азотом.

Структура, глубина и свойства азотированного слоя зависят как от химического фазового состава сталей, так и режимов азотирования, определяемых тремя основными параметрами: температурой процесса, степенью диссоциации аммиака и временем выдержки.

Азотированный слой вблизи поверхности чаще всего представляет собой хрупкую и нетравящуюся нитридную зону, которая состоит состоящую из ϵ – и γ – фаз (растворы повышенной твердости на основе нитридов Fe_3N и Fe_4N). Под этой зоной находится основная зона (повышенной травимости) азотированного слон: твердый раствор азота в γ – фазе и светлые нитриды иногда присутствующие в виде тонких прожилок [4].

Значительное повышение твердости азотированного слоя и одновременное уменьшение его глубину получается за счет легирующих элементов в стали (алюминии, хром, молибден, вольфрам и др.), которые образуют мелкодисперсные нитриды.

Для выполнения азотирования могут использоваться различные типы рабочих сред. Наиболее распространенной из них является газовая среда, состоящая на 50% из аммиака и на 50% из пропана или из аммиака и эндогаза, взятых в таких же пропорциях. Азотированный слой, создаваемый при использовании такой рабочей среды, имеет небольшую толщину, но высокую прочность и износостойкость.

С повышением температуры азотирования увеличивается и диффузионная скорость азота. Это позволяет получить глубокий слой за одинаковое время. Не смотря на это наблюдается снижение твердости и прочности поверхностного слоя, вследствие слипания нитридов и появлении сетчатых грубых нитридных прожилок. Для штамповых сталей температуру азотирования обычно выбирают в пределах 500 – 580 °С. Для сокращения продолжительности

процесса применяют двухступенчатый (в отдельных случаях трехступенчатый) режим азотирования. Первая ступень (температур 510 – 530°С) позволяет получить неглубокий слой хорошо насыщенный азотом. Вторая ступень – температура повышается до 560 – 580 °С, вследствие чего ускоряется диффузия азота и быстрее обеспечивается требуемая глубина слоя [26].

Насыщаемость железа молекулярным азотом при атмосферном давлении и температуре до 1500 °С невелика (рис. 1.7), однако ее можно увеличить, создав в печи высокое давление (несколько сот атмосфер) [27].

Для насыщения целесообразнее использовать атомарный азот, образующийся в момент разложения соединений, содержащих этот элемент. В качестве такого соединения обычно применяют аммиак, диссоциация которого сопровождается выделением азота в атомарном активном состоянии, который, однако, вскоре переходит в молекулярное состояние и теряет свою активность:

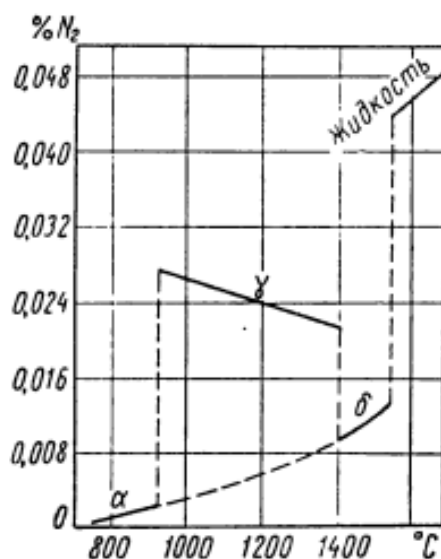


Рисунок 1.7. Растворимость азота в железе при парциальном давлении азота 1 ат ($1,013 \cdot 10^5$ н/м²).

Поэтому азотирование интенсивно протекает лишь в том случае, когда диссоциация аммиака происходит в непосредственной близости от азотируемой поверхности. Степень диссоциации аммиака зависит от температуры, давления, скорости протекания аммиака через печь и площади поверхности азотируемых

деталей и муфеля печи (так как сталь является катализатором, ускоряющим эту реакцию). При данной температуре в муфеле печи должна поддерживаться определенная степень диссоциации аммиака, от которой зависит количество поглощаемого сталью азота (рис. 1.8) [19].

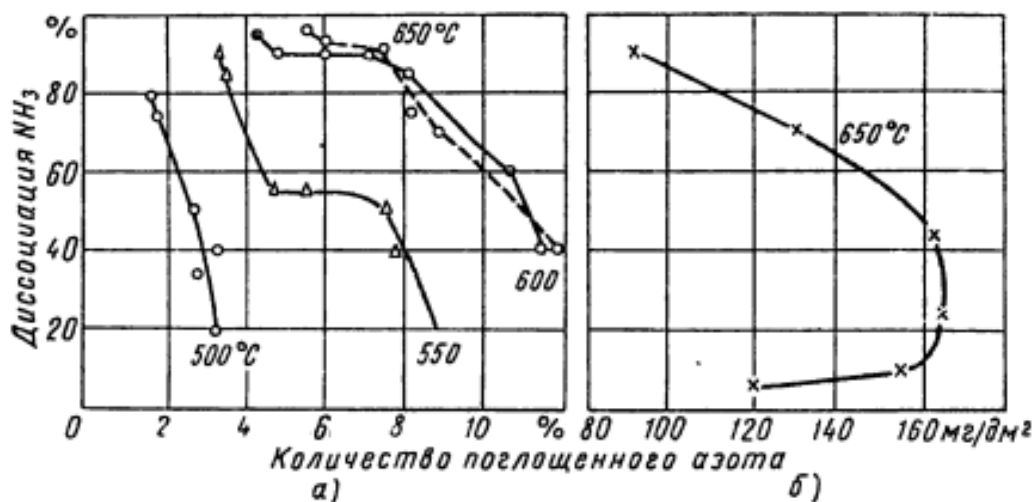


Рисунок 1.8. Зависимость количества поглощенного железом азота от степени диссоциации аммиака: *а* – железный порошок; *б* – железные образцы

При малой степени диссоциации аммиака поглощение азота уменьшается вследствие недостаточного количества атомарного азота, контактирующего с поверхностью стали. При высокой степени диссоциации аммиака в газовой фазе присутствует много водорода, который абсорбируется поверхностью стали и тормозит поглощение сталью азота. В связи с этим при азотировании при 500 °С степень диссоциации аммиака стремятся поддерживать около 15 – 30%, при 550 °С – около 35 – 45%, при 600 °С – около 45 – 60 % и т. д.

Водород, образующийся при диссоциации аммиака, вызывает обезуглероживание стали любых составов (табл. 1.11, рис. 1.9) [17].

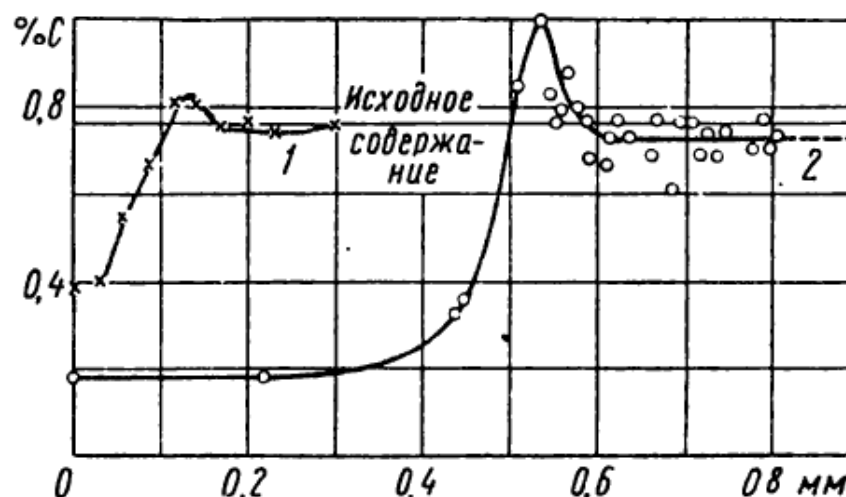


Рисунок 1.9. Распределение углерода по глубине диффузионного слоя стали У8, азотированной по режиму: 510 °С, 12 ч + 540 °С, 42 ч: 1 – один цикл азотирования; 2 – два цикла азотирования

Таблица 1.11. Изменение содержания углерода при азотировании стружки

Количество циклов азотирования	Содержание углерода в %			
	10	У8	38ХМЮА	4Х13
Исходное состояние	0,13	1,01	0,38	0,38
1	0,08	0,17	0,12	0,1
2	0,033	0,18	0,11	0,09
3	0,05	-	0,055	0,06
4	0,02	0,04	0,051	0,06
5	0,05	0,03	0,07	-

Весьма эффективным является тенифер-процесс – азотирование в жидкости, который проходит в расплавленном цианистом слое при 570 °С в течение 30 – 180 минут. Однако данный метод применяется довольно редко из-за трудоемкости в подготовке рабочего раствора.

Большое распространение в последнее время получает метод ионно-плазменного азотирования, выполняемого в азотосодержащей разряженной среде.

Отличительной особенностью ионно-плазменного азотирования, которое также называют обработкой при тлеющем разряде, является то, что обрабатываемую деталь и муфель подключают к источнику электрического тока, при этом изделие выступает в качестве отрицательно заряженного электрода, а муфель – в роли положительно заряженного. В результате между деталью и муфелем

лем формируется поток ионов – своего рода плазма, состоящая из N_2 или NH_3 , за счет которой происходят и нагрев обрабатываемой поверхности, и ее насыщение необходимым количеством азота.

Азотирование применимо для теплостойких и полутеплостойких сталей. Присутствие вольфрама, молибдена и хрома в α - растворе этих сталей способствует образованию дисперсных нитридных фаз большей твердости и устойчивости против коагуляции (табл. 1.12) [12].

Хром, особенно вольфрам и молибден, а также и кремний затрудняют диффузию азота. Эти элементы увеличивают твердость, но уменьшают толщину азотированного слоя. В этом же направлении влияют карбидные частицы, особенно дисперсные, выделившиеся при отпуске.

По этой причине строение и свойства азотированного слоя зависят не только от режима азотирования, но и от состава стали и ее предварительной термической обработки [5].

Таблица 1.12. Твердость и толщина азотированного слоя в зависимости от состава стали и температуры закалки

Сталь	Температура, °С		Твердость, <i>HV</i>	Толщина азотированного слоя, мм
	закалки	отпуска		
P18	1280	560	1300 – 1340	0,1 – 0,11
P6M5	1200	560	1300 – 1340	0,1 – 0,12
3X2B8Ф	1150	620	1100 – 1160	0,1 – 0,12
4X5B2ФС	1050	600	1160 – 1240	0,06 – 0,07
X12M	1060	520	1150 – 1240	0,06 – 0,07
XBG	850	200	600 – 700	0,14 – 0,15
9XC	875	200	590 – 630	0,07 – 0,08

Азотирование целесообразно применять для штампов холодного деформирования, изготавливаемых из высокохромистых сталей (X12Ф1, X12M и др.), штампов горячего деформирования и прессформ (3X2B8, 4X8B2, 4X5MФС и

др.) и для измерительных инструментов (З8ХВФЮА, ХГС, 9ХС и др.), в частности крупных колец, получающих повышенную деформацию при закалке.

Для азотирования используются разнообразные конструкции печей. Печи периодического и непрерывного действия. К печам периодического действия относятся шахтные муфельные и безмуфельные печи, а также камерные печи. К печам, работающим по непрерывному циклу, относятся толкательные и карусельные печи.

Шахтные печи получили наибольшее распространение для азотирования. В муфельных печах рабочий газ поступает в герметизированный муфель и не соприкасается с нагревателями и футеровкой. В безмуфельных печах насыщающий газ непосредственно контактирует с нагревателями и кладкой печи, поэтому к конструкционным материалам безмуфельных печей предъявляются более жесткие требования.

Во всех шахтных печах осуществляется принудительная циркуляция газа в рабочем пространстве и разделение электрической мощности по зонам, что обеспечивает высокую равномерность температурного поля (± 5 °С) и состава атмосферы по сечению и высоте рабочего пространства.

Камерные печи могут применяться для основных видов термической обработки в контролируемых атмосферах (азотировании, закалки и т. д.). Эти печи представляют собой механизированные агрегаты, состоящие из печной и закалочной камер. Печная безмуфельная камера предназначена для нагрева изделий в интервале температур 500 – 950 °С в контролируемых атмосферах, циркуляция которых производится осевыми вентиляторами.

Наибольшее распространение для азотирования получили печи с передвижной камерой полунепрерывного действия.

Оборудование для ионного азотирования должно обеспечивать регулирование и стабильное поддержание электрических и вакуумных характеристик разряда. Установка для азотирования в тлеющем разряде (рис. 1.10) состоит из

четырёх функциональных систем: электропитания, вакуума, газораспределения и автоматического регулирования параметрами процесса [16].

Электропитание установки осуществляется переменным или постоянным током высокого напряжения. Электрическая мощность установки определяется формой и размерами обрабатываемых изделий.

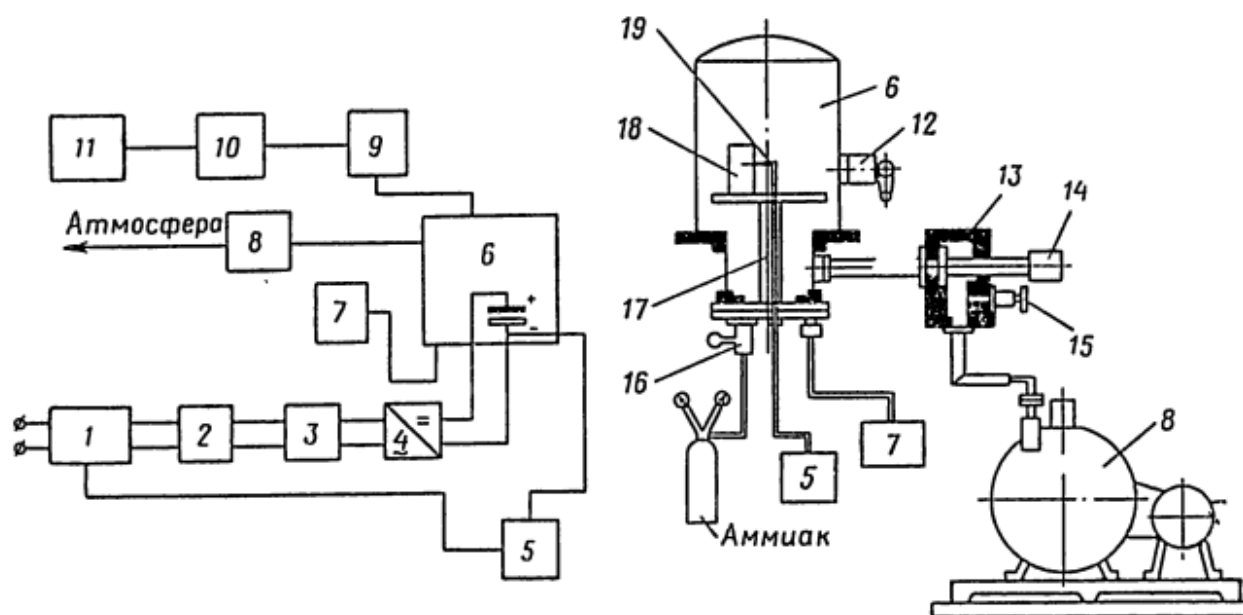


Рисунок 1.10. Принципиальная схема установки для ионного азотирования мощностью 10 кВт: 1 – регулировочный трансформатор; 2 – дугогасящее устройство; 3 – высоковольтный трансформатор; 4 – высоковольтный выпрямитель; 5 – автоматический потенциометр; 6 – камера; 7 – вакуумметр; 8 – форвакуумный механический насос; 9 – дозирующее устройство; 10 – фильтр; 11 – источник газа; 12 – натекатель напуска воздуха; 13 – клапанная коробка; 14 – рукоятка клапана; 15 – магнитный натекатель; 16 – игольчатый натекатель; 17 – рабочий стол; 18 – азотируемая деталь; 19 – термопара

Оборудование для жидкого азотирования состоит из комплекта ванн для предварительного подогрева, азотирования, охлаждения и промывки деталей (рис. 1.11). Выпускаются установки открытого и закрытого типа. В установках закрытого типа все ванны размещены под общим вентилируемым кожухом, который защищает обслуживающий персонал от теплового излучения и токсичных паров цианидных солей. Такие установки легко автоматизируются при оснащении автоматическими загрузочными устройствами и могут встраиваться в поточные линии механической обработки [25].

Установки открытого типа монтируются в специальных помещениях термических цехов. В этих установках закрываются только закалочные ванны, в которых при охлаждении деталей происходит интенсивное парообразование.

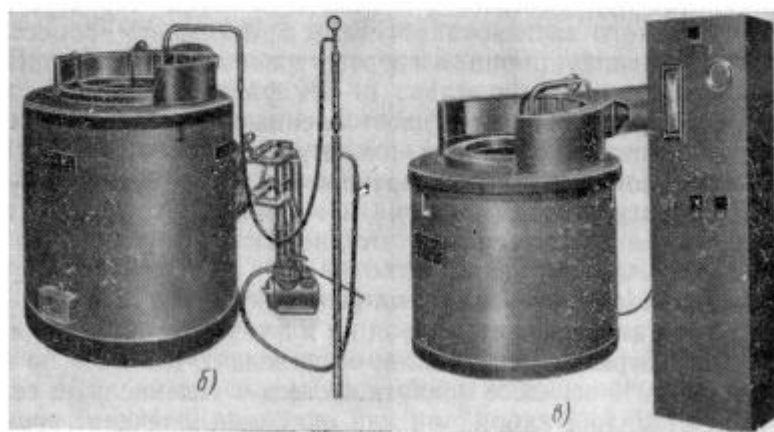
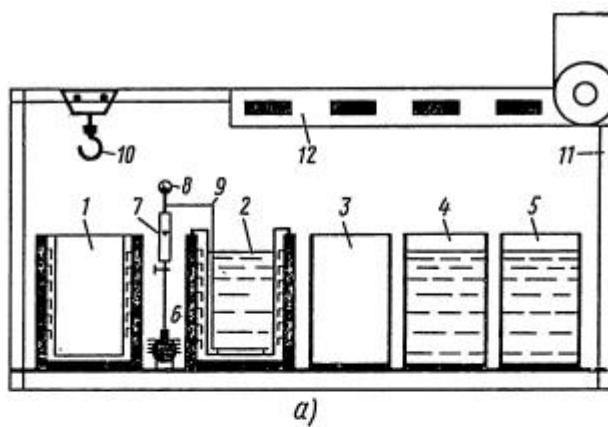


Рисунок 1.11. Схема установки «Тенифер» (а) и ванна «Тенифер» с газовым (б) и электрическим (в) обогревом: 1 – печь предварительного подогрева; 2 – ванна азотирования; 3 – резервуар для охлаждения на воздухе; 4 – ванна с холодной водой; 5 – ванна с горячей водой; 6 – компрессор; 7 – ротаметр; 8 – манометр; 9 – аэрационная труба; 10 – подъемник; 11 – кожух; 12 – вытяжная вентиляция

Азотирование с применением индукционного нагрева проводят в герметичном контейнере, который помещается в многовитковый индуктор. Для азотирования могут использоваться ламповые и машинные генераторы.

Процесс азотирования имеет ряд преимуществ:

1. Азотирование придает поверхности детали особо высокую твердость и износостойкость, которые сохраняются при нагреве до $550 - 600\text{ }^{\circ}\text{C}$. Это важное преимущество азотированных деталей перед цементированными, которые могут сохранять высокую твердость лишь до $200 - 250\text{ }^{\circ}\text{C}$.

2. Азотирование повышает устойчивость стали к коррозии.

3. После азотирования не требуется закалка, температура процесса на 350 – 400 °С ниже, чем при цементации. В результате коробление деталей при азотировании получается меньшим.

4. Размер обрабатываемой детали остается практически неизменным.

Недостаток данного процесса:

1. Большая длительность процесса (от двух до семи суток).

2. Для азотирования применяют дорогие легированные стали, азотированные детали получаются в 2 – 3 раза дороже, чем обычные [26].

1.4.7. Нитроцементация

Поверхностное насыщение стали одновременно углеродом и азотом в газовой среде называется нитроцементацией.

В качестве газовой среды при нитроцементации применяют смесь, состоящую из 2 – 10% аммиака и 90 – 98% науглероживающих газов, обычно используемых при газовой цементации.

Нитроцементации подвергают при температуре 820 – 950 °С конструкционную низкоуглеродистую сталь, среднеуглеродистую (легированную и нелегированную), а также нержавеющей для повышения их поверхностной твердости, износостойкости и предела выносливости. Улучшенную среднеуглеродистую (легированную и нелегированную) сталь обрабатывают при 570 – 600 °С («мягкое азотирование») для повышения износостойкости и предела выносливости, а быстрорежущую при 550 – 560 °С для повышения поверхностной твердости, износостойкости и теплостойкости. Свойства некоторых сталей после нитроцементации представлены в таблице 1.13.

Нитроцементация широко применяется для среднеуглеродистой (20X, 40X, 15XН, 50XФ и т.д.), нержавеющей (10X13Н17М3Т, 08X18Н10, 12X18Н9 и т.д.) и быстрорежущей стали (Р6М5, Р9, Р18 и т.д.) [14].

Таблица 1.13. Твердость и толщина нитроцементированного слоя в зависимости от времени обработки

Сталь	Время процесса, ч	Толщина слоя насыщения, мм	Твердость, HRC	
			на поверхности	В сердцевине
20X	4	0,5	61	36 – 46
20X	9	0,8	61	40 – 42
20XН3А	4	0,6	61	46
20XН3А	5	0,75	61	44
P18	4	0,56	63	36 – 44
P18	7	0,9	63	40 – 47

Нитроцементация имеет следующие преимущества:

1. не выделяется сажа на поверхности нитроцементуемых деталей, стенках печи и нагревателях;
2. повышенная износостойкость деталей благодаря дополнительному насыщению стали азотом;
3. меньше коробление деталей;
4. повышенная коррозионная стойкость;
5. сокращение времени производства с минимальным риском отрицательного воздействия на геометрию деталей.

Среди множества преимуществ нельзя забывать, что подобный метод обработки металла имеет и недостатки:

1. высокая токсичность компонентов производства;
2. несколько повышенная хрупкость [25].

1.5. Патентное исследование методов химико-термического упрочнения изделий из инструментальной стали

В патентном исследовании (табл. 1.14) приведены методы упрочнения поверхностного слоя инструментальных сталей; оборудование, применяемое для химико-термической обработки с помощью индукционного нагрева, а также с применением других методов нагрева.

Таблица 1.14. Патентное исследование [52 – 77]

№ п.п.	Название; автор(ы); номер патента	Реферат
1	2	3
1.	Состав ванны для азотирования деталей из конструкционных и инструментальных сталей; Костин Н.А., Костин Н.Н., Трусова Е.В.; №2714271	Состав ванны для азотирования деталей из конструкционных и инструментальных сталей содержит расплав компонентов при следующем соотношении, мас. %: карбамид $(\text{NH}_2)_2\text{CO}$ 32-35, натрий углеродистый Na_2CO_3 28-30, натрий хлористый NaCl 6, кальций хлористый CaCl_2 6, барий хлористый BaCl_2 8, едкий натр NaOH – остальное. Обеспечивается повышение экологической безопасности и эксплуатационной стойкости деталей машин и инструментов.
2.	Способ нанесения упрочняющего покрытия; Сизов В. И., Мосенз И. И., Ильичев Л.Л.; № 2545858	Осуществление наплавки на задние поверхности осевых режущих инструментов слоя твердого сплава методом электроискрового легирования, при котором создают слой из карбида титана или вольфрама, или борида титана или вольфрама с кобальтовой или никелевой связкой толщиной 80-90 мкм. Проводят заточку задних поверхностей инструмента с припуском на обработку 20-30 мкм и шероховатостью R_a 0,8 мкм и дополнительно наносят методом финишного плазменного упрочнения алмазоподобное покрытие на основе оксикарбонитрида кремния толщиной 1,5-2 мкм твердостью 53-54 ГПа. Происходит улучшение стойкости инструмента и ресурса его работы.
3.	Способ упрочнения инструмента из быстрорежущей стали; Афанасьева Л. Е., Барабанова И. А., Новоселова М. В., Раткевич Г.В., Румянцев А.А.; №2620656	Способ упрочнения инструмента из быстрорежущей стали включает объемную термообработку, состоящую из закалки и низкотемпературного отпуска, упрочнение рабочих поверхностей инструмента лазерной закалкой, кратковременный отпуск путем нагрева инструмента в печи в течение от 3 до 5 минут при температуре от 550 до 560°C и чистовую механическую обработку оплавленных поверхностей. В результате повышается износостойкость быстрорежущей стали и уменьшается время выполнения отпуска.
4.	Способ обработки инструмента из стали или твердосплавного инструмента; Соколов А.Г., Мансиа С.; №2451108	Способ обработки инструмента из стали или твердого сплава включает нанесение диффузионного покрытия путем насыщения инструмента из стали или твердого сплава в эвтектическом расплаве свинец-литий с добавлением меди и никеля с получением покрытия. После нанесения покрытия осуществляют упрочнение инструмента путем его приработки на материале твердостью от 10 до 18 HRC, при величине контактных напряжений от 2000 до 5000 МПа в течение 2-5 минут. Полученное покрытие, обладает высокой стойкостью к адгезионному схватыванию, механическому истиранию и деформированию при сохранении положительных эксплуатационных свойств никель-медного покрытия.

1	2	3
5.	Способ ионного азотирования режущего инструмента из легированной стали; Насыров В. Ф., Мингажев А.Д., Хуснимарданов Р.Н., Галимова И. Ф., Измайлова Н. Ф., Бабенко Н.С.; № 2634400	Способ ионного азотирования режущего инструмента из легированной стали включает размещение режущего инструмента в рабочей камере, активирование его поверхности перед ионным азотированием, подачу в камеру рабочей насыщающей среды, нагрев режущего инструмента до температуры азотирования и его выдержку при этой температуре до формирования необходимой толщины диффузионного слоя. Перед ионным азотированием проводят активирование поверхности режущего инструмента путем ионно-имплантационной обработки режущих кромок инструмента с помощью ионов иттербия или ионов иттербия и азота при энергии ионов от 20 до 25 кэВ, дозе облучения от $1,2 \cdot 10^{17}$ см ⁻² до $2,0 \cdot 10^{17}$ см ⁻² . В частных случаях осуществления ионное азотирование проводят до получения толщины азотированного слоя в диапазоне от 12 мкм до 30 мкм. После ионного азотирования наносят многослойное покрытие из чередующихся слоев титана и нитрида титана или титана и нитрида титан-алюминия при толщине слоя титана 0,3...0,4 мкм и толщине слоя нитрида титана или нитрида титан-алюминия 1,0...2,0 мкм, при общей толщине многослойного покрытия от 10 мкм до 16 мкм. Ионное азотирование и нанесение многослойного покрытия осуществляют в вакуумной установки. Происходит улучшение износостойкости режущего инструмента.
6.	Ванна расплавленных солей для азотирования механических деталей из стали и способ осуществления; ШАВАНН Эрве, МОРЭН-ПЕРРЬЕ Филипп; № 2590752	Солевой расплав для азотирования механических деталей из стали, по существу состоящий из (содержания выражены по весу): от 25% до 60% хлоридов щелочного металла; от 10% до 40% карбонатов щелочного металла; от 20% до 50% цианатов щелочного металла; максимум 3% цианидных ионов, причем сумма указанных содержаний составляет 100%. Способ азотирования механических деталей из стали включает погружение детали в вышеупомянутый солевой расплав при температуре между 530°C и 650°C не более чем на 4 ч. Азотированная механическая деталь из стали обработана указанным способом азотирования. Обеспечивается получение деталей, обладающих коррозионной стойкостью при одновременном улучшении шероховатости поверхности.
7.	Способ циклического газового азотирования штампов из сталей для горячего деформирования; Александров В. А., Петрова Л. Г.,	Проводят нагрев в интервале температур $T=550-590^\circ\text{C}$, затем осуществляют попеременную подачу воздуха и аммиака при времени подачи воздуха, большем времени подачи аммиака, в течение цикла с образованием в течение каждого цикла паров воды, обеспечивающих получение на поверхности

Продолжение таблицы 1.14

1	2	3
	<p>Барабанов С. И.; № 2519356</p>	<p>упомянутых штампов оксидных пленок, имеющих электрический заряд, и обеспечивающих формирование структуры, состоящей из слоя наночастиц нитридов железа и монолитного слоя металлокерамики в виде оксикарбонитридов. Затем осуществляют выдержку и последующее охлаждение вместе с печью. В частных случаях осуществления изобретения при объеме печи 0,5 л время цикла составляет 50 с. Обеспечивается снижение теплопроводности поверхности штампов из сталей для горячего деформирования и повышение их разгаростойкости и теплостойкости.</p>
8.	<p>Способ азотирования оксидных соединений, находящихся в твердой фазе; Буташин А.В., Гаджиев М. Х., Каневский В. М., Муслимов А. Э., Тюфтяев А. С.; № 2713008</p>	<p>Способ плазменного азотирования оксида кремния в твердой фазе в контролируемой среде включает воздействие на упомянутый оксид кремния низкотемпературной азотной плазмой при атмосферном давлении в течение 7-10 секунд. Низкотемпературную азотную плазму генерируют плазмотроном постоянного тока со среднемассовой температурой плазменного потока $7 \div 10$ кК. Обеспечивается значительное уменьшение, примерно на 3 порядка, времени азотирования оксида цинка в твердой фазе и получение высоких эксплуатационных характеристик оксидных соединений.</p>
9.	<p>Способ термоциклической обработки сталей; Комоликов А. С., Калинин С. А., Козырь И. Г., Кузенков С. Е.; № 2646180</p>	<p>Для повышения срока службы деталей машин и инструмента, изготовленных из легированных, низколегированных и углеродистых сталей, выполняют по меньшей мере два цикла нагрева под закалку до температуры гомогенизации аустенита и охлаждения со скоростью, обеспечивающей мартенситное превращение, и отпуск с нагревом со скоростью выше $50^\circ\text{C}/\text{сек}$ до температуры не выше A_{c1}, причем в первом цикле нагрев осуществляется до температуры аустенизации с выдержкой до полной гомогенизации аустенита, во втором и последующих циклах осуществляется высокоскоростной нагрев под закалку со скоростью $50^\circ\text{C}/\text{сек}$ без выдержки до температуры, обеспечивающей гомогенизацию аустенита, температура отпуска в каждом последующем цикле ниже, чем предыдущем. Последний отпуск проводится при температуре, обеспечивающей требуемые свойства</p>
10.	<p>Способ циклического газового азотирования штампов из сталей для горячего деформирования; Александров В. А., Петрова Л. Г., Барабанов С. И.; № 2519356</p>	<p>Проводят нагрев в интервале температур $T=550-590^\circ\text{C}$, затем осуществляют попеременную подачу воздуха и аммиака при времени подачи воздуха, большем времени подачи аммиака, в течение цикла с образованием в течение каждого цикла паров воды, обеспечивающих получение на поверхности упомянутых штампов оксидных пленок, имеющих электрический заряд, и обеспечивающих формирование структуры, состоящей из слоя наночастиц нитридов железа и монолитного слоя металлокерамики в виде окси</p>

Продолжение таблицы 1.14

1	2	3
		карбонитридов. Затем осуществляют выдержку и последующее охлаждение вместе с печью. В частных случаях осуществления изобретения при объеме печи 0,5 л время цикла составляет 50 с. Обеспечивается снижение теплопроводности поверхности штампов из сталей для горячего деформирования и повышение их разгаростойкости и теплостойкости.
11.	Способ термической обработки изделий с металлическим покрытием; Кокорин Н. А., Данилов И. А., Кондратенков М. С.; № 2623929	Для повышения износостойкости изделий и увеличения эксплуатационной стойкости проводят предварительные закалку, отпуск и нанесение металлического покрытия на изделие методом вакуумного напыления, осуществляют криогенную обработку изделия в среде газообразного азота при температуре от -153 до -196°C более 24 ч с последующим нагревом в ней до комнатной температуры, затем проводят низкий отпуск при температуре от 150 до 180°C с последующим охлаждением на воздухе.
12.	Способ скоростного борирования стальной детали; Кривочуров Н.Т., Иванайский В.В., Ишков А.В., Иванайский А.А., Сухинин А.С.; 2622502	Способ борирования стальной детали включает предварительную подготовку порошковой смеси, нанесение ее на упрочняемую поверхность, нагрев и насыщение поверхности бором в защитной среде аргона при избыточном давлении ($P_{\text{изб.}}$), составляющем $100 \div 200$ Па. Порошковая смесь имеет следующий состав, мас. %: карбид бора $80 \div 85$, силицид кальция $3 \div 5$, бура $5 \div 7$, криолит остальное. Нагрев детали с нанесенной порошковой смесью осуществляют токами высокой частоты до температуры $1200 \div 1300^{\circ}\text{C}$ в течение $90 \div 120$ с. Обеспечивается интенсифицирование и упрощение процесса борирования, увеличение толщины покрытия до $250-350$ мкм, микротвердости - до $2400-2800$ НВ и его относительной износостойкости в $7,5-10$ раз.
13.	Индуктор для нагрева внутренних поверхностей сквозных отверстий диаметром $20 \dots 30$ мм; Великолуг А. М., Постернак П. И., Кустова В. П., Постернак И. П.; № 2509454	Индуктор состоит из индуктирующего провода 1, токоподводящих шин 2, трубок 3 для подвода охлаждения, магнитопровода 4, изоляции 5. Изобретение обеспечивает возможность нагрева на воздухе отверстий различных деталей.
14.	Индуктор установки индукционного нагрева; Уральский А.П.; № 2187215	Технический результат, заключающийся в сигнализации расхода электроэнергии и потребляемой мощности, достигается тем, что в индукторе установки индукционного нагрева, содержащем полый индуктирующий провод, охлаждаемый изнутри хладагентом, поперечное сечение которого выполнено составным, при этом по меньшей мере одна часть выполнена из материала с удельной электрической проводимостью, равной $(20-55) \cdot 10^6 \cdot 1/\text{Ом} \cdot \text{м}$, и

1	2	3
		относительной магнитной проницаемостью, равной 1-3, например из меди, а также токоподводящие к проводу шины и башмаки, согласно изобретению индуктирующий провод выполнен биметаллическим по всей длине его активной части, при этом часть провода, обращенная к нагреваемой поверхности нагреваемого тела, выполнена из меди, а другая часть провода – из материала с относительной магнитной проницаемостью, равной или большей 150, например из низкоуглеродистой конструкционной стали.
15.	Способ нанесения износостойкого композиционного покрытия на изнашиваемые поверхности стальных изделий; Марцинковский В.С., Тарельник В.Б., № 2598738	В способе изнашиваемую поверхность изделия покрывают слоем индия методом электроэрозионного легирования при энергии импульса $W_p=0,01-0,03$ Дж, после чего на покрытую индием поверхность методом электроэрозионного легирования наносят износостойкий композитный материал при энергии импульса $W_p=0,35-0,42$ Дж, при этом используют электрод, предварительно изготовленный из износостойкого композитного материала следующего состава: >10-30 вес. % смеси 1М и 70-<90 вес. % смеси ВК6, причем 1М включает 70 вес. % Ni, 20 вес. % Cr, 5 вес. % Si, 5 вес. % В. Изобретение обеспечивает защиту стальных изделий от абразивного и других видов износа за счет нанесения на их изнашиваемые поверхности износостойких композитных покрытий, повышающих качество деталей, способность сопротивляться изнашиванию, гарантирующих надежность и долговечность их работы.
16.	Способ комбинированного упрочнения режущего инструмента; Метель А. С., Григорьев С. Н., Волосова М.А., Мельник Ю. А.; № 2708024	Способ комбинированного упрочнения режущего инструмента включает заполнение газовой плазмой рабочей вакуумной камеры с установленным внутри нее режущим инструментом, нагрев и выдержку режущего инструмента в азотной плазме и синтез на его поверхности из плазмы износостойкого покрытия. Сначала режущий инструмент нагревают и затачивают посредством бомбардировки пучком быстрых атомов аргона в аргоновой плазме, затем в рабочую вакуумную камеру подают азот и нагрев и выдержку режущего инструмента проводят в азотной плазме при температуре эффективной термодиффузии азота 500°С, поддерживаемой посредством бомбардировки пучком быстрых молекул азота. Затем в рабочую вакуумную камеру подают смесь аргона и азота и с помощью магнетронного распылительного устройства в плазме титана, азота и аргона синтезируют на поверхности режущего инструмента износостойкое покрытие из нитрида титана при бомбардировке его в процессе синтеза импульсными пучками быстрых атомов аргона и быстрых молекул азота.

1	2	3
17.	Способ получения покрытия на основе сложных нитридов; Анциферов В. Н., Каменева А. Л.; № 2429311	Согласно способу помещают подложку в вакуумную камеру установки, оснащенную магнетронным распылителем, электродуговым испарителем и резистивным нагревателем, проводят очистку поверхности подложки в тлеющем разряде при бесконтактном нагреве поверхности резистивным нагревателем до 100°С и ионную очистку электродуговым испарителем в среде инертного газа при нагреве поверхности до температуры 300...350°С. Затем на подложку наносят нижний слой титана электродуговым испарителем титанового катода в среде инертного газа и чередующиеся слои из двухкомпонентного нитрида титана и трехкомпонентного нитрида титана и алюминия в газовой смеси инертного и реакционного газов. Первым наносят слой нитрида титана, а последним - слой нитрида титана и алюминия. Слои нитрида титана получают магнетронным распылением титановой мишени, а слои нитрида титана и алюминия получают при одновременном электродуговом испарении алюминиевого катода и магнетронном распылении титановой мишени. Технический результат - повышение износо-, ударо-, тепло-, трещино- и коррозионностойкости обрабатываемой поверхности.
18.	Способ упрочнения деталей; Чернов П. П., Ларин Ю. И., Поляков М. Ю., Ветер В. В., Фаустов А. Н., Белкин Г. А., Кузнецов Е. М.; № 2201855	Задача изобретения - обеспечение равномерной высокой твердости упрочненного слоя при одновременном снижении затрат на упрочнение деталей, а также утилизация отходов металлургического производства. Данный способ включает нанесение на поверхность детали присадки и нагрев присадки и упрочняемого места. Присадку берут со следующим соотношением компонентов, мас. %: FeO, и/или Fe ₂ O ₃ , и/или Fe ₃ O ₄ 1,0-91,6, примеси 0,01 - 8,0, графит и/или сажа - остальное. Нагрев упрочняемого места ведут до 700-1500°С и выдерживают в течение 2-300 с. Нагрев в процессе упрочнения может производиться токами высокой или промышленной частоты, электрической дугой, плазмой и газовыми горелками. Техническим результатом изобретения является обеспечение равномерной высокой твердости упрочненного места, снижение затрат на упрочнение деталей, а также утилизация отходов металлургического производства.
19.	Способ нанесения полимерного покрытия; Васильева М. А., Кускильдин Р. Б., Колобова З. А.; № 2717271	Способ нанесения полимерного покрытия, при котором на внутреннюю поверхность металлической трубы наносят слой полимера, нагревают с наружной стороны трубу и протягивают через внутреннее отверстие трубы калибрующий инструмент цилиндрической формы с формующим конусом. Далее проводят нагрев токами высокой частоты участка

Продолжение таблицы 1.14

1	2	3
		<p>полимера, а затем производят калибровку магнито-жестким материалом, силовые линии которого направлены вдоль оси трубы, при этом происходит формирование внутренней структуры полимера и ориентация полимерных цепей по направлению силовых линий вдоль оси трубопровода. Техническим результатом является повышение качества поверхности и износостойкости футерованного слоя полимерного покрытия, которое нанесено на внутреннюю поверхность металлической трубы.</p>
20.	<p>Способ получения упрочненного сплава при помощи плазменного азотирования; ДЕ КАР-ЛАН Йянн, РАТТИ Маттье; № 2569438</p>	<p>Способу получения упрочненного сплава, имеющего металлическую основу, в объеме которой диспергированы наночастицы, из которых по меньшей мере 80% имеют средний размер от 0,5 нм до 50 нм. Указанные наночастицы содержат по меньшей мере один нитрид, выбранный из нитридов по меньшей мере одного элемента-металла М, выбранного из группы, содержащей Ti, Zr, Hf и Ta. Способ включает следующие последовательные этапы, на которых а) осуществляют плазменное азотирование основного сплава при температуре от 200°C до 700°C для введения в него внедренного азота, причем указанный основной сплав содержит от 0,1% до 1% по весу элемента-металла М и выбран из аустенитного, ферритного, ферритно-мартенситного сплава или сплава на основе никеля, б) проводят диффундирование внедренного азота в указанном основном сплаве при температуре от 350°C до 650°C и с) осуществляют выделение нитрида при температуре от 600°C до 900°C в течение от 10 минут до 10 часов с образованием указанных наночастиц, диспергированных в упрочненном сплаве. Обеспечивается получение сплава, упрочненного частицами нитрида.</p>
21.	<p>Способ упрочнения штамповых сталей; Субботин А.В., Занозин А.А., Салманов Н.С., Бутыгин В.Б., Салманов М.Н.; № 2179200;</p>	<p>Способ упрочнения штамповых сталей включает приготовление пасты путем смешивания порошков, содержащих, мас. %: (40В₄С+60Na₂В₄О₇) - 40-60, В₂О₃ - 25-35 и Na₂S - 15-25, и заполненную наполнителем - карбамидом, нанесение пасты и последующее одновременное борирование и карбонитрирование при нагреве под закалку, при этом в процессе нагрева под закалку осуществляют изотермическую выдержку при 540-580°C. После изотермической выдержки возможно проведение охлаждения в масле и отпуск при 560-580°C. Повышение стойкости штампа достигается за счет повышения пластичности, уменьшения микротвердости и микровыкрашиваний диффузионных слоев, а также уменьшения коэффициента трения.</p>

Продолжение таблицы 1.14

1	2	3
22.	Способ плазменного азотирования изделия из стали или из цветного сплава; Гаврилов Н. В., Мамаев А. С.; № 2413033	Осуществляют нагрев изделия до рабочих температур, обеспечивающих диффузию атомов азота в объем изделия, путем повышения напряжения между анодом и заземленными стенками плазменной камеры и тока разряда между анодом и катодом и проводят диффузию атомов азота в объем изделия при значениях отрицательного напряжения смещения на изделии 0-150 В относительно заземленных стенок плазменной камеры или при плавающем потенциале изделия. Обеспечивается увеличение поверхностной твердости изделия, отсутствие деформации изделия после обработки, повышение предела выносливости и увеличение износостойкости обработанного изделия.
23.	Способ получения азотсодержащего сплава для легирования стали и азотсодержащий сплав для легирования стали; Бирюков Ю. А., Богданов Л. Н., Обьедков А. Ю., Знатдинов М. Х.; № 2341578	Исходный материал измельчают в порошок с размером частиц менее 2,5 мм, порошок засыпают в цилиндрический тигель, тигель с засыпкой помещают в атмосферу азота при давлении 0,15-12,0 МПа, инициируют экзотермическую реакцию образования нитридов титана, кремния, алюминия путем локального нагрева части исходного сплава до температуры начала реакции и поддерживают эту температуру и давление до окончания реакции в послойном режиме горения с последующим доазотированием в режиме объемного горения при давлении 0,15-10 МПа в течение 0,1-1,5 часа.
24.	Способ низкотемпературного азотирования сталей; Чудин О. В., Петрова Л.Г.; № 98112418	Способ низкотемпературного азотирования сталей, заключающийся в поверхностном легировании стальных деталей нитридообразующими элементами с помощью лазерного нагрева и последующем азотировании в печи в среде аммиака при $T=540^{\circ}\text{C}$, отличающийся тем, что после азотирования проводят отжиг при $T=600^{\circ}\text{C}$ в течение 20-40 мин.
25.	Установка для газового азотирования сталей и сплавов; Максимов Ю. И.; № 93010141	Установка содержит электропечь с муфелем, соединенную магистралью подвода газа с емкостью для аммиака, и емкость для нейтрального газа. Емкость соединена с магистралью через устройство для регулирования давления аммиака, электромагнитный клапан, устройство для регулирования расхода аммиака и устройство для контроля расхода аммиака. Емкость соединена с магистралью через устройство для регулирования давления нейтрального газа, электромагнитный клапан, устройство для регулирования расхода нейтрального газа и устройство для контроля расхода нейтрального газа. Магистраль отвода отработанных газов соединена с разделителем газов, представляющим собой двухкамерную емкость. В нижней камере расположены холодильник и

Продолжение таблицы 1.14

1	2	3
		гидрозатвор в виде трубы с фланцем. Под фланцем установлена воронка, соединенная через циркуляционный насос с верхней камерой разделителя газов, выполненной в виде полого тора. В верхней камере имеются спиральный желоб и на дне - нагреватель и сливной патрубок, направленный в полость нижней камеры. Камеры соответственно соединены магистралями с электромагнитными клапанами через накопителя аммиака и нейтрального газа.
26.	Способ упрочнения инструмента из быстрорежущей стали; Данилов Ю.П., Морозов Н.Д., Белавенцев А.В., Богданова Н.А., Виноградов А.В., Смирнов А.Н., Чикина В.Е., Савченко Н.Н., Роик Ю.Г., Полохов В.Н., Смоленский Б.Л.; № 1195656	Способ упрочнения инструмента из быстрорежущей стали, включающий азотирование путем нагрева в тлеющем разряде в атмосфере аммиака до температуры насыщения, выдержки и охлаждения, отличающийся тем, что, с целью повышения износостойкости материалов, нагрев производят до 330-370°С со скоростью, не превышающей 320°С/ч, и выдерживают при этой температуре 15-30 мин.
27.	Установка для каталитического газового азотирования сталей и сплавов; Сыропятов В. Я.; № 64632	Сокращение времени азотирования достигается тем, что установка для каталитического газового азотирования сталей и сплавов, содержит нагревательную печь с муфелем или без муфеля, расположенный в печи узел каталитического воздействия на технологические газы, средства подачи, смешения, порционирования и отвода технологических газов и устройство косвенного контроля и управления азотного потенциала печной атмосферы, согласно полезной модели, устройство косвенного контроля и управления азотного потенциала печной атмосферы выполнено в виде кислородного сенсора, вторичного преобразователя с индикацией азотного потенциала в весовых единицах содержания азота в железе и исполнительного органа, а узел каталитического воздействия на технологические газы расположен в печи на линии подачи технологических газов.

В патентах [78 – 100] рассматривается различное оборудование для проведения химико-термической обработки инструментальных сталей в различных состояниях рабочей среды (жидкое, твердое, газообразное).

Вывод: с помощью анализа литературы были рассмотрены классификация и основные свойства инструментальных сталей и установлены основные химико-термические процессы упрочнения сталей используемых в производстве инструментов.

Целесообразность применения того или иного способа упрочнения определяется назначением, условиями работы и основными причинами снятия инструментов с эксплуатации.

Химико-термическую обработку (цементацию, азотирование, цианирование и т.д.) используют чаще, чем другие методы упрочнения.

В патентном исследовании были анализированы передовые методы и способы повышения физико-механических и эксплуатационных качеств, как поверхности инструментов, так и структуры, различных сталей инструментального класса. Большинство методов характеризуется дороговизной и сложностью проведения обработки.

Вывод

Непосредственное использование тугоплавких металлоподобных и неметаллических соединений (типа карбидов, боридов, нитридов, силицидов, алюминидов, бериллидов, окислов и сульфидов) для производства деталей машин и механизмов часто сталкиваются с технологическими трудностями, высокой хрупкостью, невысокими прочностными качествами при динамических нагрузках, а также довольно высокой стоимостью.

Применение разных типов износостойких и антифрикционных покрытий дает возможность увеличить срок службы и надежность работы различных деталей машин и инструментов.

Существенное значение оказывает избирательное формирование определенных фаз в насыщаемой поверхности. Хотя возможные фазы и хорошо известны, получение именно требуемых фаз делает часто решение данных задач нелегкими. В системах металлов и неметаллов с углеродом, а также с азотом получают ограниченное число существенно различных по свойствам и поэтому легче поддающихся выборочному образованию фаз, в отличие от насыщения бором, кремнием, алюминием, бериллием, где следует учитывать возможность образования при насыщении значительного числа фаз, также с существенно отличающимися свойствами, не схожими между собой по составам и

условиям образования. По этому для термодиффузионных покрытий в традиционной ХТО и применяют сперва нанесение карбидных и нитридных покрытий.

Диффузионные слои, полученные с помощью азотирования, имеют большой интерес с точки зрения технологичности процесса. Данный метод ХТО может проводиться в различных агрегатных состояниях рабочей среды, а так же изделия после азотирования не требуют дополнительной термической обработки. Процесс азотирования позволяет получать покрытия с высокими физико-механическими свойствами [14].

В результате патентного исследования было принято решения о проведении упрочняющей обработки инструментальной стали методом азотирования. С помощью произведенного анализа было установлено, что азотирование позволяет повысить твердость изделий и износостойкость в 1,5 – 4 раза выше, по сравнению с цементацией, нитроцементацией и борированием. Также, анализируя способы азотирования сталей, было решено использовать метод газового азотирования, который отличается простотой выполнения, легкость регулирования строения и состава диффузионного слоя, возможность автоматизации процесса.

Основной недостаток газового азотирования – большая длительность процесса. Однако данный недостаток можно избежать, применяя нагрев токами высокой частоты (ТВЧ), сокращающий продолжительность процесса в 5 – 6 раз за счет быстрого нагрева и охлаждения обрабатываемых деталей. Так же индукционный нагрев уменьшает расход газов, используемых в качестве рабочей среды процесса, и позволяет проводить локальное упрочнение.

Однако газовое азотирование с применением индукционного нагрева проводят в герметичной неметаллической камере, помещенной в индуктор. Это связано с тем, что увеличение производительности процесса заключается в образовании активных атомов азота. При высокочастотном нагреве газовая фаза нагревается только от азотируемой детали, поэтому активация атомарного азота

происходит не во всем объеме камеры, а локализуется у обрабатываемой поверхности.

Максимальное количество активных атомов азота образуется на поверхности деталей и постоянно обновляется вследствие поступления в зону реакции свежих порций газообразного азота. Кроме того, активация азота ускоряется под действием высокочастотного электромагнитного поля, что также способствует образованию на азотируемых поверхностях большого количества атомов азота.

Температурные режимы для пароведения процесса азотирования подбирались исходя из следующих факторов:

1. При высокотемпературном азотировании с нагревом ТВЧ максимальное поглощение азота сталью происходит при 850 – 950 °С;
2. Формирование диффузионного слоя, состоящего из поверхностной нитридной зоны и расположенной под ней зоны азотистого мартенсита, азотистого аустенита и дисперсных нитридов происходит при температуре 900 – 1020 °С.

Из всего выше сказанного, следует вывод, что для проведения процесса газового азотирования с применением высокочастотного нагрева при температуре 900 – 1100 °С потребуется разработать герметичную камеру, в которую будет подаваться рабочая среда.

2 МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЭЛЕКТРОДИНАМИКИ И ТЕПЛОПOTЕРЬ В КАМЕРЕ ПРИ АЗОТИРОВАНИИ

Для подтверждения правильности подобранных температурных режимов (900 – 1100 °С) азотирования было решено провести моделирование методом конечных элементов.

Также моделирование распределения физических полей позволит установить:

1. Оптимальную силу тока индуктора, с помощью которого будут соблюдаться подобранные тепловые режимы;
2. Визуальное представление локального прогрева изделия для обработки рабочей зоны инструмента.

2.1 Основные характеристики системы «индуктор – камера – образец»

При нагреве ТВЧ металлоизделий происходят сложные процессы, зависящие и не зависящие от времени. Суть индукционного нагрева состоит в проникновении переменного магнитного поля заданной частоты в материал изделия на определенную глубину, называемую «скин-слоем». Источником магнитного поля при этом является индуктор. Этот процесс сопровождается выделением в данном поверхностном скин-слое изделия внутренних источников тепла, которые, в свою очередь, приводят к его нагреву. Скорость и равномерность нагрева до требуемой температуры, зависит от большого количества переменных факторов, основными из которых являются электрические, электро- и теплофизические, а также пространственно-временные [10].

1. Параметры электрической цепи:

- сила электрического тока на индукторе, или величина напряженности электрического поля;
- количество витков индуктора и тип их соединения (последовательный или параллельный), также может быть несколько слоев витков;
- взаимная индуктивность, определяемая геометрией системы «индуктор – изделие» и, в частности, величиной зазора между ними;

– диэлектрические потери в изоляционных материалах, например воздухе, воде, охлаждающей индуктор, и материалах футеровки (или муфеля) индуктора, в котором располагается нагреваемый образец, а также держателя образца и электроизоляции токоведущих металлических частей при их наличии.

Последние из указанных параметров электрической цепи при моделировании можно не учитывать, т.к. например конвективная теплоотдача или потери на излучение, существенно превышают их.

2. Электрофизические характеристики применяемых материалов:

– электропроводность индуктора и нагреваемой заготовки;

– относительная магнитная проницаемость, исходя из которой материалы разделяют на магнитные и немагнитные, т.е. у которых величина относительной магнитной проницаемости $\mu \gg 1$ и $\mu = 1$ соответственно.

Последний из указанных параметров играет большую роль при нагреве ферромагнитных сплавов, например железоуглеродистых сплавов и прочих сплавов на основе железа, кобальта, никеля и других редкоземельных металлов. Многие металлы из перечисленных металлов характеризуются наличием точки Кюри. При достижении данной температуры магнитные свойства изменяются (относительная магнитная проницаемость резко падает до ≈ 1), что отражается на эффективности нагрева ТВЧ.

3. Теплофизические параметры применяемых материалов:

– коэффициент теплопроводности;

– удельная теплоемкость;

– плотность;

– объемная плотность тепловыделения, которая учитывается при существовании внутренних источников тепла;

– коэффициенты теплоотдачи при кондуктивном и конвективном теплообмене, а также коэффициент излучения (коэффициент излучающей способности).

Некоторые из перечисленных характеристик изменяются в зависимости от температуры, поэтому для быстроизменяющихся процессов, в том числе нагрева ТВЧ, можно задать их среднюю величину в рассматриваемом температурном диапазоне. Необходимо также учитывать фазовые переходы в твердом состоянии, которые влияют на электро- и теплофизические параметры стали. Например для быстрорежущих сталей изменение типа кристаллической решетки из α -модификации (гексагональная плотноупакованная решетка) в γ -модификацию (гранцентрированная решетка) происходит при температуре 1250 – 1300 °С. Также в структуре быстрорежущих сталей содержатся вторичные карбиды, растворяющиеся в α -модификации в широком интервале температур. Растворение карбидов определяется не только температурой процесса, но и их типом.

При более низких температурах 950 – 1000 °С растворяется карбид $M_{23}C_6$, что насыщает аустенит хромом, углеродом и частично ванадием, а также повышается твердость.

Растворение основного карбида M_6C протекает при более высоком нагреве 1050 – 1300 °С. Это позволяет перевести в аустенит до 6 – 7 % W, дополнительно 0,5 – 0,8 % Cr и некоторое количество ванадия (1 %), присутствующих в карбиде.

Отличительной чертой нагрева ТВЧ быстрорежущей стали является также и то, что при нагреве в среде азота происходит взаимодействие газа с поверхностью металла. В результате чего точка перехода фазы α -Fe в γ -Fe смещается в область более высоких температур [12].

Объемная плотность тепловыделения при воздействии ТВЧ представляет собой источник джоулевого тепла, однако его распределение неоднородно по сечению нагреваемого изделия. Локализация источника тепла является приповерхностной, из-за особенности процесса возникновения вихревых токов в ходе проникновения электромагнитной волны по сечению проводника, и имеет связь с плотностью тока, которая снижается вглубь металла по экспоненциальному

закону (плотность тока на глубине скин-слоя спадает на 36,8 %) [13, 20]. Мощность тепловыделения в приведенном слое составляет около 71 %.

2.2 Постановка задачи при моделировании процессов, происходящих при нагреве ТВЧ

Основной задачей моделирования методом конечных элементов (МКЭ) является определение температурного поля в зоне нахождения азотосодержащей среды, так как в эксперименте технически невозможно определить данную температуру, с дальнейшим сопоставлением экспериментальных данных (кинетика нагрева и изменение температурных полей на поверхности камеры) с результатами моделирования. В результате моделирования были получены графические зависимости, показывающие электродинамические процессы (Задача № 1) и нестационарной теплопередачи (Задача № 2) системы «индуктор – камера – образец».

Полученные графические результаты представляли собой:

1.1. Картины распределения полей плотности тока и объемной плотности тепловыделения в приведенной системе.

Величина тепловыделения в камере представляет интерес в решении задачи теплопроводности при определении температурных полей:

2.1. Картины распределения температурных полей в системе «индуктор – камера – образец» зависимости от силы тока.

2.2. Графики распределения температуры в характерных точках системы «индуктор – камера – образец» в зависимости от силы тока.

Моделирование распределения физических полей позволит установить оптимальную силу тока индуктора, с помощью которого будет нагреваться камера с заготовкой при различных режимах.

С помощью токоизмерительных клещей UNI – T UT202A был произведен ряд замеров электро-термических характеристик (рис. 2.1, 2.2), исходя из которых были выбраны оптимальные (сила тока на индукторе составляла 3,2 кА, а частота тока 109000 Гц).

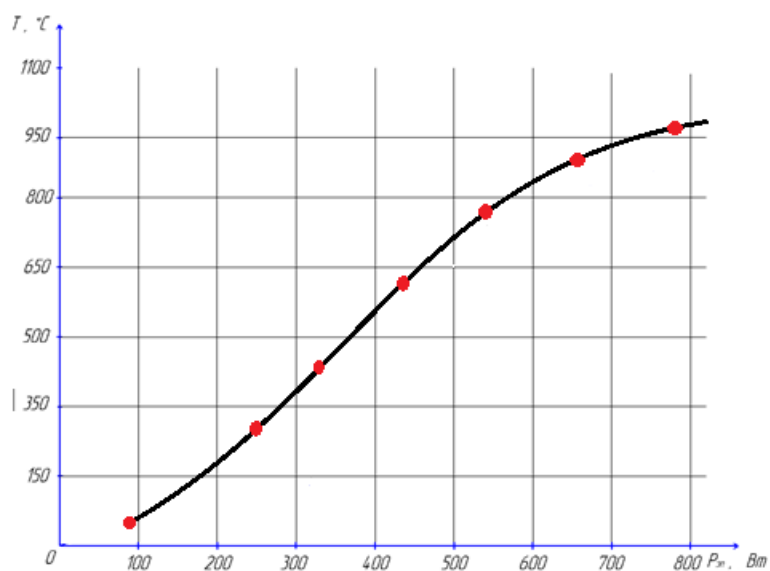


Рисунок 2.1. Электро-термические параметры процесса термообработки

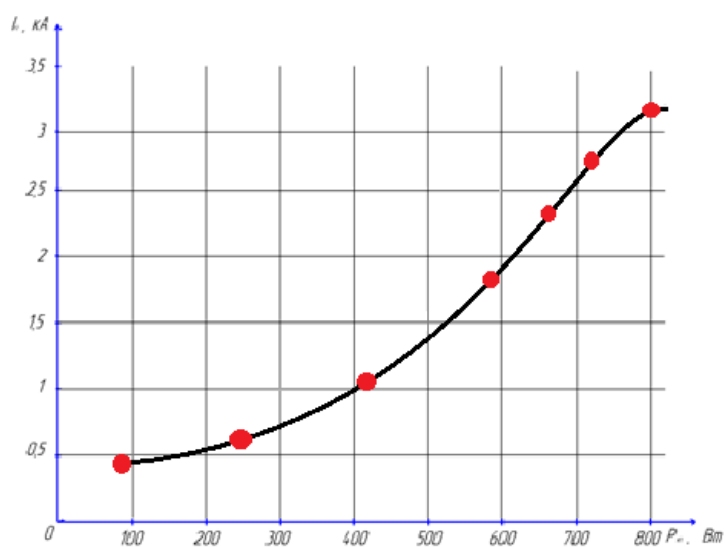
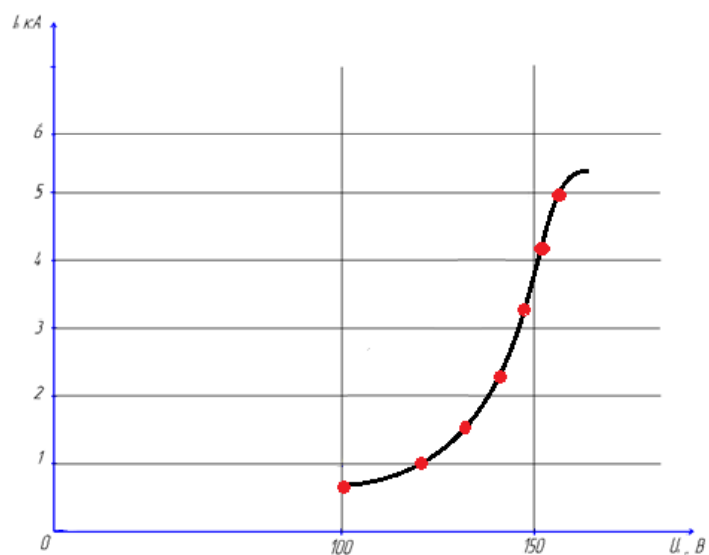


Рисунок 2.2. Электро-термические характеристики устройства термообработки

Исходными данными для моделирования являются:

- геометрические размеры нагреваемой заготовки;
- температура химико-термической обработки;
- программное обеспечение и методика для расчета температурных и электромагнитных полей.

С помощью камеры планируется проводить процесс азотирования инструментальной стали при температуре до 900 – 1100 °С. Данный инструмент изготавливается в виде цилиндра и располагается в камере. Главное требование к результату моделирования полей – установление температурной области с эффективной диффузией азота в инструмент [44].

2.3 Геометрическая модель системы «индуктор – камера – образец», граничные условия, характеристики материалов

Для моделирования была построена упрощенная геометрическая модель, с целью более точного определения тепловыделения в азотосодержащей среде, за счет уменьшения количества контактирующих металлических поверхностей в описываемой системе.

Форма и размер индуктора выбирается из условия равномерного распределения магнитного поля переменного тока по поверхности нагреваемого изделия. Для нагрева камеры используется спиральный индуктор. Конструктивные решения электротехнического инструмента – индуктора базируются на общеизвестных основах, подробно описанных в специальной литературе [111]. Таким образом, модель индуктора имеет три витка; внешний диаметр медной трубки 6,4 мм при толщине стенки 0,7 мм. Индуктор имеет принудительное жидкостное охлаждение, при этом циркуляция жидкости обеспечивает поддержание постоянной температуры индуктора, исключая перегрев. В качестве охлаждающей жидкости используется дистиллированная вода.

В рассматриваемой системе, также имеется кварцевая камера трубчатого типа, служащая муфелем и электроизоляционным материалом между индукто-

ром и изделием. Его внутренний диаметр превышает диаметр изделия и составляет 20 мм при толщине стенки 1,5 мм; длина 180 мм.

Таким образом, полученный индуктор имеет внутренний диаметр 20 мм. Металлическое изделие располагается в центре всей системы (рис.2.3).

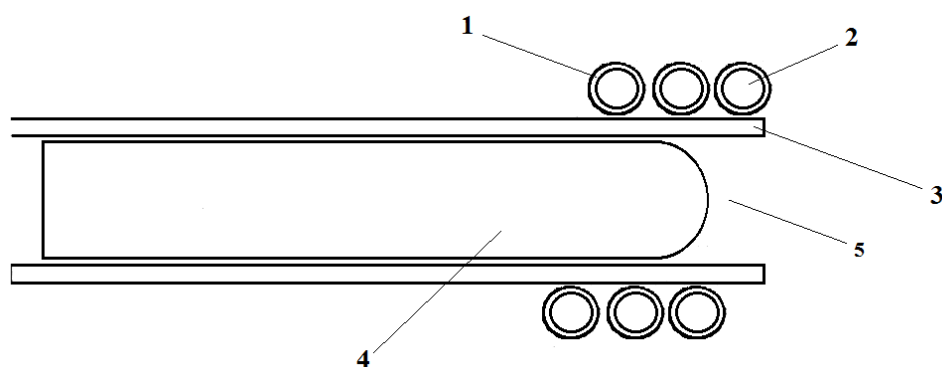


Рисунок 2.3. Геометрическая модель камеры для химико-термической обработки, помещенной в индуктор: 1 – индуктор; 2 – вода; 3 – кварцевая трубка; 4 – инструмент из быстрорежущей стали; 5 – азотосодержащая среда

Далее геометрическую модель разбиваем на сетку конечных элементов (рис. 2.4). По этой сетке программой будут автоматически рассчитываться выходные параметры: температура, тепловыделение, плотность тока [29].

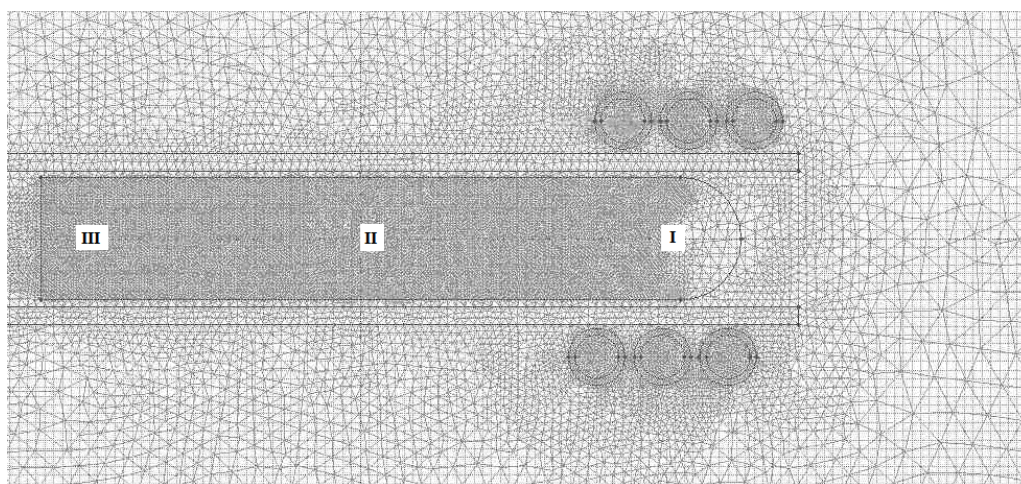


Рисунок 2.4. Модель камеры для химико-термической обработки с созданной сеткой конечных элементов: I – рабочая зона изделия; II – середина хвостовика изделия; III – хвостовик изделия

Полученная модель включает в себя основные блоки: индуктор (1), воду (2), кварцевую камеру (3), образец (4), азотосодержащая среда (5) (рис. 2.3).

Для правильности математических расчетов, необходимо также учитывать процессы, происходящие на границах участков системы, граница области расчета, которая включает в себя все элементы системы; граница внутренней поверхности индуктора; граница внешней поверхности изделия.

Для используемой математической модели вводимыми данными являются электро- и теплофизические свойства материалов. В задаче электродинамики задавались следующие свойства (табл. 2.1) электрического сопротивления; сила тока на индукторе; частота тока на индукторе; тип соединения токоведущих элементов системы, т.е. параллельное или последовательное соединение витков индуктора [51]. При использовании спирального индуктора витки имеют последовательный тип соединения. Граничные условия задачи электродинамики:

1. Требуется задать начальную величину касательного напряжения магнитного поля на токопроводящих поверхностях

В рассматриваемой задаче необходимо было привести нулевую величину касательного напряжения на внешней поверхности металлического изделия и внутренней поверхности трубчатого индуктора.

2. Требуется задать начальное значение потенциала векторного магнитного поля на границе расчетной области.

В данном случае переменное поле распространяется в воздушной среде (с нулевой электропроводностью) без учета каких-либо сторонних проводников, расположенных близко к источнику поля. Таким образом, на границе расчета потенциала вектор магнитного поля и фазовый сдвиг равен нулю.

Для задачи теплопроводности (нестационарной теплопередачи) данными являются такие показатели как: коэффициент теплопроводности; удельная теплоемкость; плотность материала. Следует учитывать, что коэффициент теплопроводности и удельная теплоемкость зависят от температуры, поэтому для метки «Инструментальная сталь» необходимо учитывать зависимость коэффициента теплопроводности и удельной теплоемкости [43].

Изменением плотности можно пренебречь и считать плотность стали неизменной. Данные по теплофизическим свойствам материалов модели представлены в табл. 2.2 [41].

Таблица 2.1. Значения коэффициентов для электрофизических свойств материалов системы «индуктор – камера – образец»

№ позиции	Материал компонента	Относительная магнитная проницаемость μ , Гн/м	Коэффициент электропроводности σ , Ом/м
1	Медь (1)	1	58×10^6
2	Вода (2)	1	0
3	Кварц (3)	1	0
4	Инструментальная сталь (4)	1	$4,2 \times 10^6$
5	Азот (5)	1	0

Примечание: 1 – электротехническая медь, из которой изготавливается индуктор; 2 – дистиллированная вода (электрические потери в охладителе не учитываются); 3 – кварцевое стекло; 4 – инструментальная сталь марки Р6М5; 5 – азот [36]

Таблица 2.2. Значения коэффициентов для теплофизических свойств материалов системы «индуктор – камера – образец»

№ позиции	Материал компонента	Коэффициент теплопроводности λ , Вт/К·м	Удельная теплоемкость C , Дж/кг·К	Плотность материала ρ , кг/м ³
1	Медь (1)	387	390	8940
2	Вода (2)	0,64	4178	996
3	Кварц (3)	1,38	1052	2201
4	Инструментальная сталь (4)	26	440	8200
5	Азот (5)	0,055	1050	1,21

Важным параметром, устанавливаемым при решении задачи теплопроводности, является также продолжительность компьютерного моделирования. Она равнялась времени эксперименту, и составляла 400 с. Шаг расчетных точек 10 с. Определив момент времени, начиная с которого температура выходит на стационарный режим, можно утверждать, что найденная величина силы тока будет достаточным для нагрева изделия до заданной температуры.

2.4 Решение задачи электродинамики и теплопроводности для системы «индуктор - камера – образец» при обработке токами высокой частоты

Для решения задачи электродинамики необходимо указать входные параметры, подобранные экспериментальным путем. Сила тока на индукторе составляла 3,2 кА, а частота тока 109000 Гц. Требуется определить характер распределения и графическое решение в виде карт линий плотности токов и объемной плотности тепловыделения.

При указанных параметрах, в полученных моделях, наибольшая плотность тока, (показано темным цветом) достигает на внешней части индуктора, которая находится ближе к нагреваемой камере (рис. 2.5). Тонкими линиями на изображении показаны изотермы уровня магнитного потенциала (изотермы приведены и на других графических решениях задачи электродинамики).

Ранее было указано, проводимость азота, дистиллированной воды и кварца в расчетах не учитывается, поэтому в рассматриваемых компонентах системы имеем нулевое значение плотности тока. На поверхности изделия наблюдается повышенная плотность тока, что объясняется скин-эффектом, и при проникновении переменного магнитного поля вглубь изделия.

Высокая плотность токов существует на индукторе и достигает значения $0,7 \cdot 10^8 \text{ А/м}^2$, исходя из модели распределения электромагнитных полей. Наибольшая плотность тока в камере наблюдается в участках где находится штамповое изделие, и составляет оно около $2 \cdot 10^8 \text{ А/м}^2$. Таким образом, можно предположить, что под действием вихревых токов, изделие, находящееся в центральной части камеры будет сильно нагреваться [32].

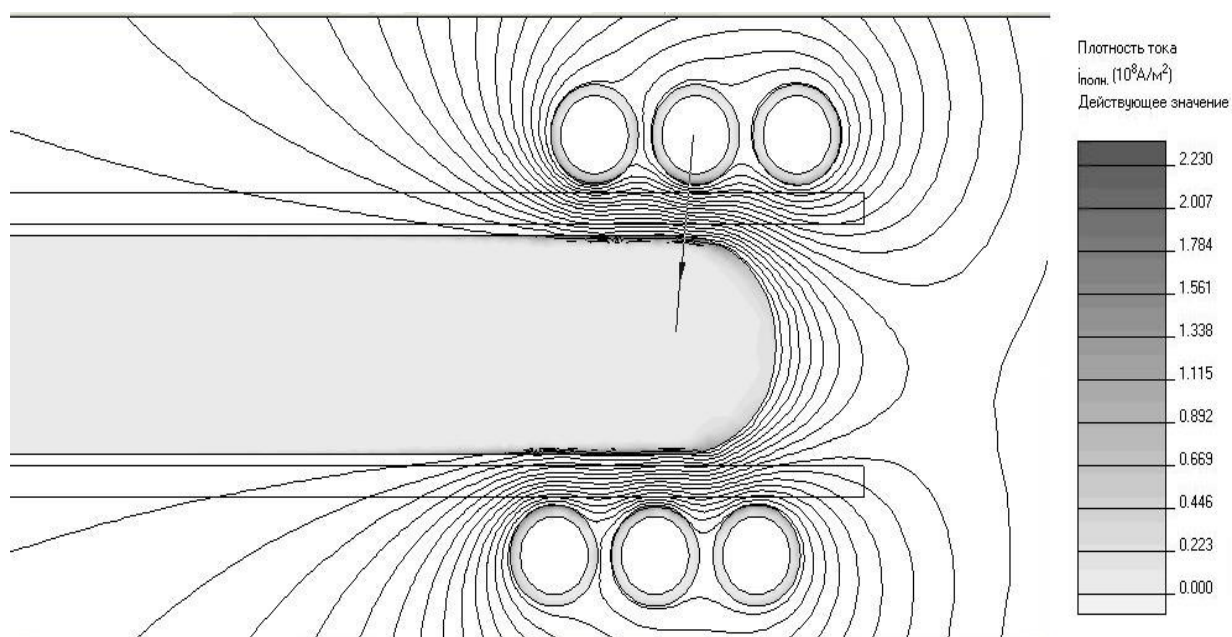


Рисунок 2.5. Распределение плотности тока при силе тока 3,2 кА в системе «индуктор – камера – образец» в конечный момент времени

Цель теплового расчета – определение объемной плотности тепловыделения. Распределение тепловых полей имеет несколько иную картину полей (рис. 2.6).

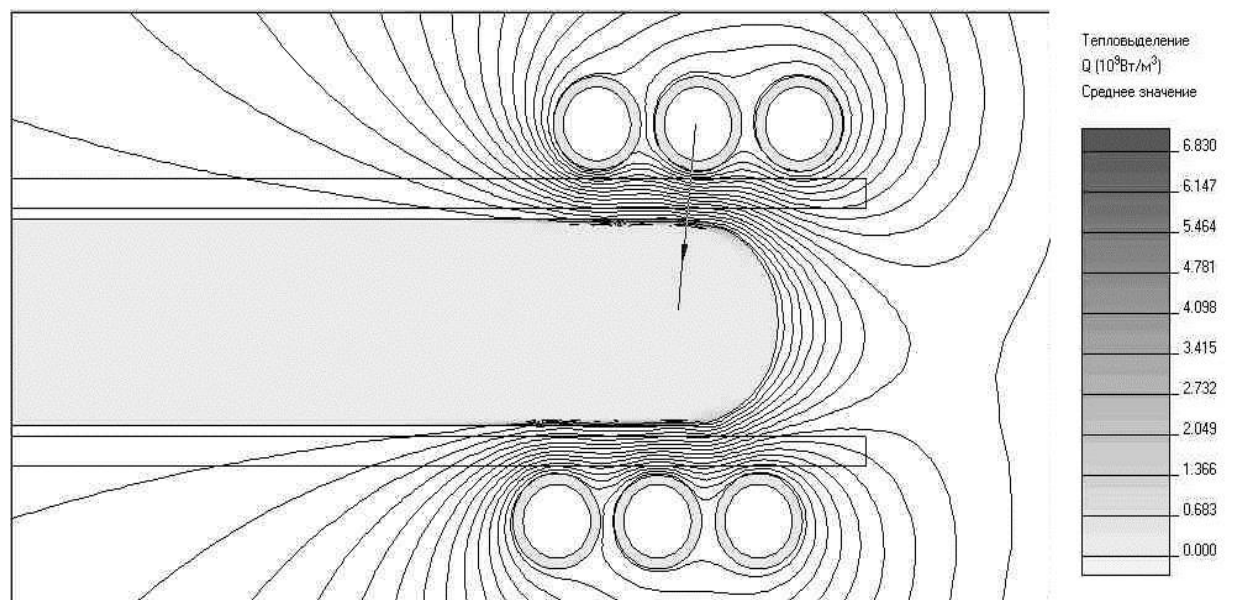


Рисунок 2.6. Модель плотности тепловыделения в системе «индуктор – камера – образец» в конечный момент времени при силе тока 3,2 кА

Моделирование показало, что наибольшее количество тепла в камере выделяется в центральной зоне, где содержится изделие, и оно составляет около $6,3 \cdot 10^9 \text{Вт/м}^3$. Линиями на модели показаны поля распространения тепла. На поверхности образца наблюдается учащение линий тепловыделений, что говорит о возникновении скин-слоя.

Моделирование тепловых полей показало, что наибольшее тепло будет выделяться во внутренней части камеры а азотосодержащей среде, где находится инструмент.

На модели видно, что количество тепловыделения на поверхностном слое образца на порядок выше, чем внутри камеры. Такая неравномерность тепловыделения связана с особенностью процесса индукционного нагрева на высоких частотах (свыше 100 кГц). По всей видимости, высокое тепловыделение в азотосодержащей среде связано с переизлучением переменного поля во внутрь нагреваемой системы.

Решением задачи теплопроводности является определение характера распределения и графическое решение в виде карт линий уровня температур в конечный момент времени.

При выбранных значениях силы тока и фиксированной частоте на индукторе, а также указанных начальных и граничных условиях учетом тепловых потерь на конвекцию и излучение решения представляют собой карты распределения температуры в конечный момент времени (рис. 2.7).

Полученные модели распределения температур имеют схожие картины с тепловыделением, и характеризуются повышенной температурой в области образца.

Решение задачи теплопроводности для рассматриваемой системы при заданных силах тока индуктора показывает, что температура поверхностного слоя образца превышает температуру плавления. Однако в эксперименте данного явления не наблюдалось. Таким образом, при нагреве материала помимо известных тепловых потерь на конвекцию и излучение действовал тепловой

сток иной природы. Вероятно, что при нагреве образца происходили процессы образования новых фаз (химических соединений – оксидов, нитридов и твердых растворов внедрения кислорода в металл) и изменение структуры (рост кристаллических зерен) [43].

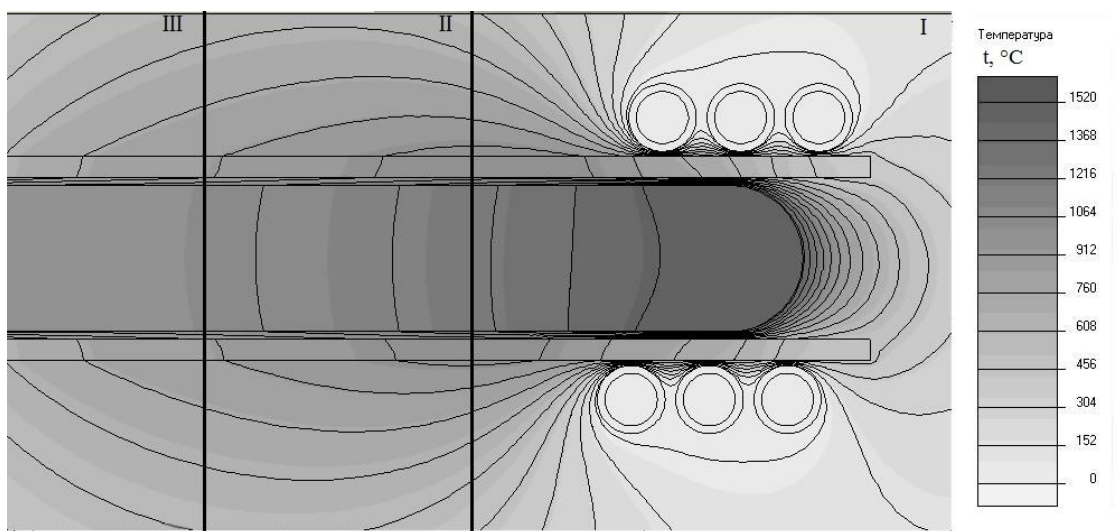


Рисунок 2.7. Модель распределения температуры в системе «индуктор – камера – образец» при силе тока 3,2 кА в конечный момент времени

Решение задачи тепловыделения с учетом тепловых потерь на процессы ХТО, имело вид параболических кривых с участками насыщения. Наибольший интерес представляли графики для периферии образца в области максимальной напряженности поля (в центре катушки индуктора).

Рассмотрим решение на примере кинетики нагрева при силе тока 3,2 кА (кривые I, II, III). Для корректного решения, построим реальные кинетические кривые нагрева. Кривая I соответствовала температуре на участке поверхности рабочей зоны образца в зоне влияния индуктора, кривая II температуре в середине образца (рис. 2.8). Экспериментальная кривая III характеризовалась значительно меньшей скоростью нагрева до максимальной температуры около 1000 °С. Разность температур существенно увеличивалась при нагреве свыше 30 с, а разность стационарной температуры между кривыми моделирования и эксперимента не превышала 30-50 °С [51].

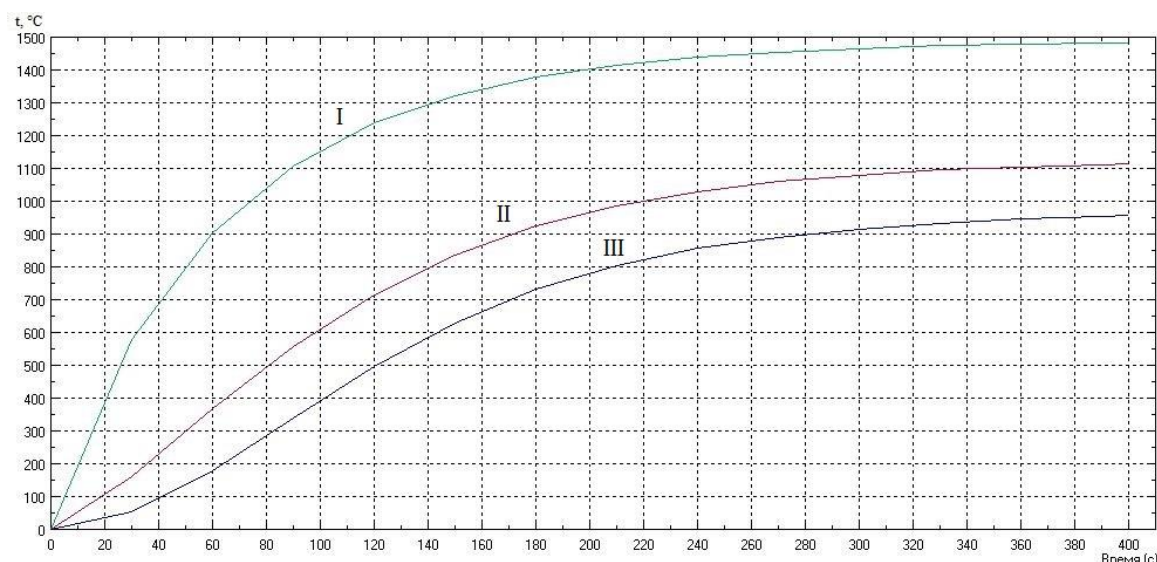


Рисунок 2.8. График кинетики нагрева системы «индуктор – камера – образец» при силе тока 3,2 кА : I – кривая зависимости в рабочей зоне инструмента; II – кривая зависимости в середине хвостовика инструмента; III – кривая зависимости на конце хвостовика

Вывод

Использование МКЭ моделирования и решения самосогласованной краевой задачи электродинамики и теплопроводности в системе «индуктор – камера – образец» способствует наглядному представлению и адекватному анализу стационарных и динамических состояний изучаемого объекта. Данные моделирования также во многом опираются на эмпирические закономерности и после проведенной расчетов сопоставлены с экспериментальными данными. Основной проблемой при реальном эксперименте является точное определение температуры на всех участках исследуемой системы. В ходе ХТО материал образца, в частности быстрорежущая сталь, изменяет свои физические свойства, а именно излучающую способность, параметр, который используется при бесконтактном измерении температуры.

Таким образом, в ходе моделирования МКЭ были получены решения задач электродинамики и теплопроводности для системы «индуктор – камера – образец», которые описывают кинетику нагрева при операции ХТО образца из быстрорежущей стали. Влияющими факторами при этом являлись сила тока на индукторе, изменения тепло- и электрофизических свойств стали и тепловых

потерь, вызванных конвекцией, излучением, процессом азотирования стального образца.

Полученные результаты тепловых и температурных полей показывают, что при нагреве, максимальная температура обрабатываемого изделия $1470\text{ }^{\circ}\text{C}$ достигается при токе $3,2\text{ кА}$. Полученные кинетики нагрева моделирования и реального эксперимента, показывают, что скорости выхода температур на квазистационарный режим имеют расхождение уже на начальном этапе эксперимента. Так скорость выхода на стационарный режим, при моделировании, быстрее на $20\text{-}30\text{ с}$. Наибольший градиент скорости нагрева участков образца в моделировании составляет $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, а при выходе на режим выдержки разница температур не превышала $200\text{ }^{\circ}\text{C}$.

3 МЕТОДИКА И РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ ПРОЦЕССА ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ

3.1 Подготовка образцов, оснастки и осуществление процесса химико-термической обработки

Подготовленные образцы для эксперимента, изготавливаются из быстрорежущей стали марки Р6М5 [33], диаметром 14 мм (рис. 3.1). Исходя из размеров образца; внутреннего диаметра индуктора и полученных данных моделирования конструируется камера, в котором будет производиться ХТО.

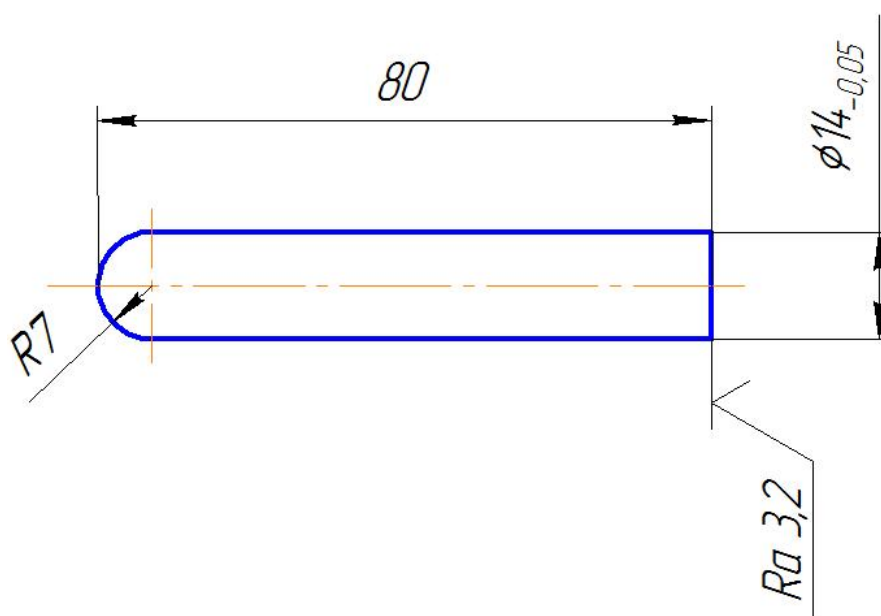


Рисунок 3.1. Чертеж образца подвергаемого ХТО

Поскольку ХТО образца из быстрорежущей стали будет производиться в азотосодержащей среде то, высока вероятность того, что на внутренние стенки камеры будут действовать высокое давление газов. Во избежание разрыва корпуса камеры стенки должны быть достаточно толстыми. Также для предотвращения разрыва на камеру устанавливается редукционный клапан для регулировки давления. Корпус камеры изготавливается из кварцевой трубки (ОСТ 2142 – 90) [34].

На рис. 3.2 представлен сборочный чертеж камеры. Для проведения ХТО в камеру подается газообразный азот, повышая плотность рабочей среды, тем самым вытесняя из внутренней части камеры воздух и предотвращая его проникновение во внутрь.

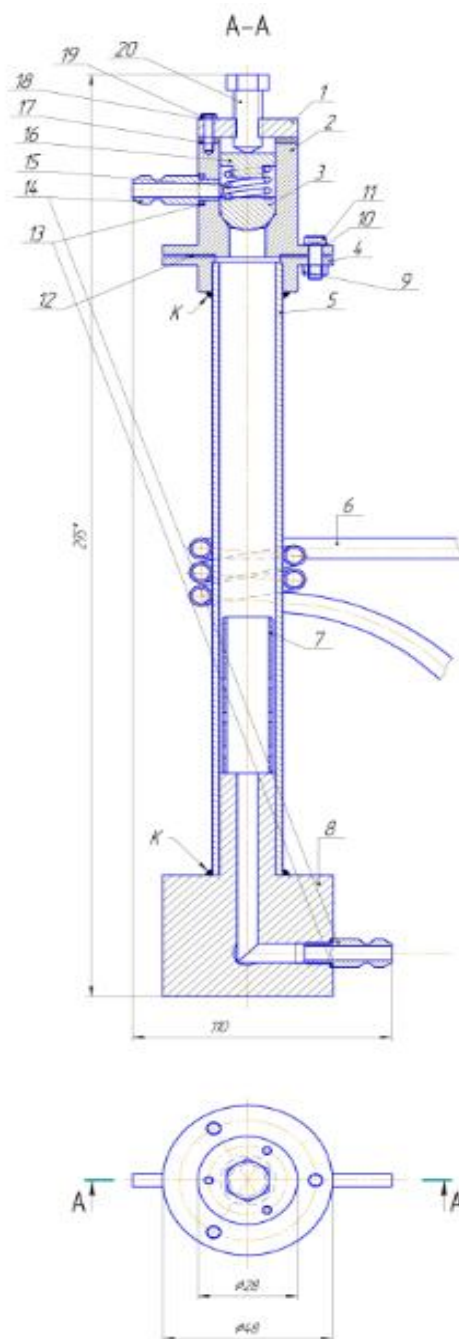


Рисунок 3.2. Камера для химико-термической обработки образца из быстрорежущей стали

Образец помещался в кварцевую камеру, находящуюся в водоохлаждаемом индукторе (рис. 3.3). При нагреве образца появляется тепловое поле с высокой температурой. Не смотря на постоянное циркулирование воды, индуктор сильно нагревается под действием тепловых полей [44].

Индуктор выполняется из медной трубки в форме спирали с правым направлением намотки. Материал для изготовления индуктора должен обладать высокой электропроводностью, для этого была выбрана трубка из меди марки М1 [35].

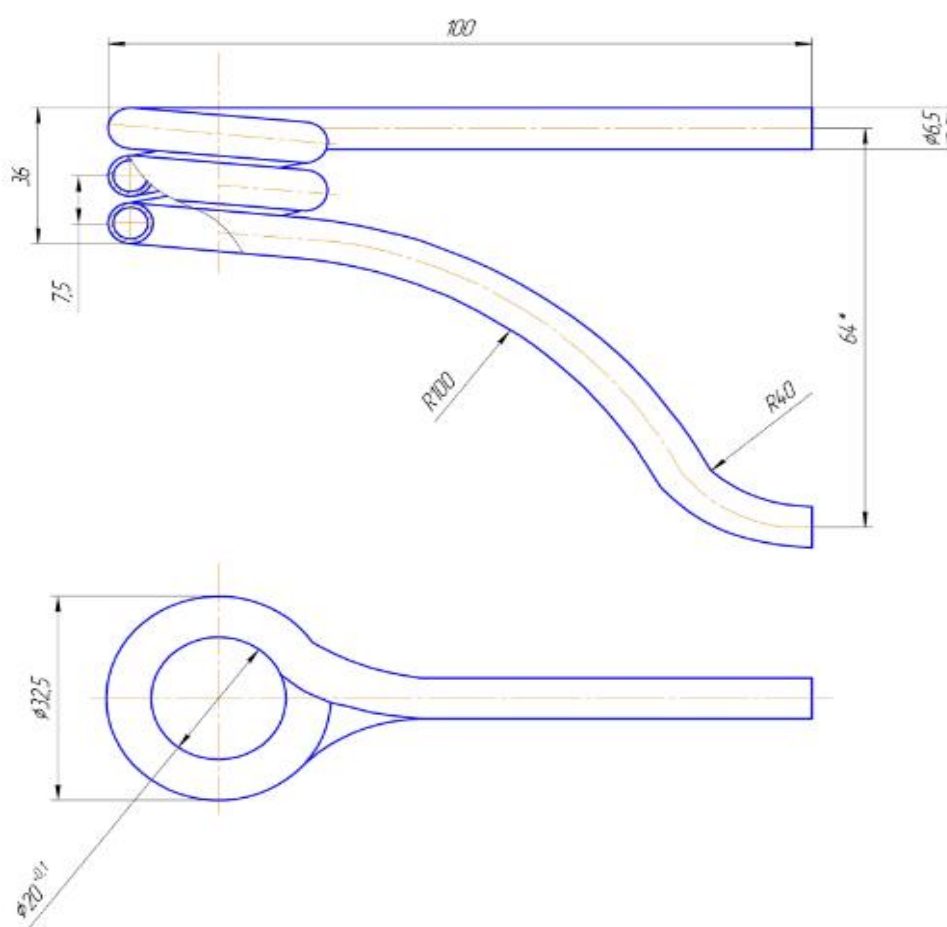


Рисунок 3.3. Конструируемый индуктор для нагрева образца

Индуктор также характеризовался неразъемным соединением с массивной медной частью – клемм. Концы индуктора запаиваются в торцевые части медных клемм. Внешний диаметр клемм изготавливается из условия достижения равномерного пятна контакта с токовой шиной, для наилучшей

электропроводности и теплоотвода. Внутри клемников имеется технологическое отверстие, обеспечивающее непрерывное циркулирование воды в индукторе.

Позиционирование образца в камере выбиралось таким образом, чтобы рабочая часть образца находилась на уровне первого витка индуктора. Для этого использовался диэлектрический стойка (держатель) (рис. 3.4), на которую устанавливался образец

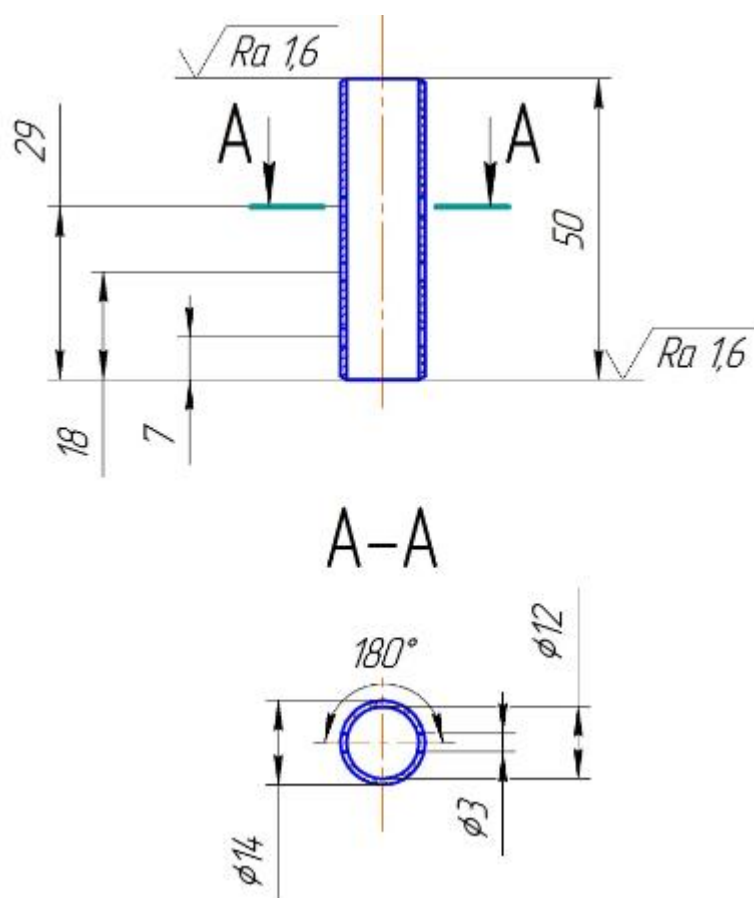


Рисунок. 3.4. Диэлектрический держатель образца

Так как верхняя часть держателя будет находиться близко к виткам индуктора, то она будет подвержена воздействию вихревых токов, изготовить ее необходимо будет из кварца, так как он относится к диэлектрикам.

Для проведения операции ХТО в лабораторных условиях использовалась лабораторная установка индукционного нагрева (рис. 3.5). Данная установка

имеет такие элементы как: колебательный контур, генератор высоких частот, компрессор с емкостью для воды, а также лабораторного автотрансформатора (ЛАТР). Генератор, ЛАТР, компрессор с емкостью для воды относится к специальным оборудованьям.

Для процесса азотирования использовалась лабораторная установка индукционного нагрева. Оснастка помещалась в кварцевую камеру внутри индуктора. Затем включался электродвигатель подачи воды в контур индуктора, а после запускался лабораторный автотрансформатор (ЛАТР) и генератор. Регулируя входное напряжение на ЛАТРе и выходной ток в генераторе задавался требуемая сила тока на индукторе. Для эксперимента было выбрано значение силы тока на индукторе 3,2 кА. Данный выбор объясняется температурными диапазонами, которые были выбраны для высокотемпературного азотирования быстрорежущей стали.

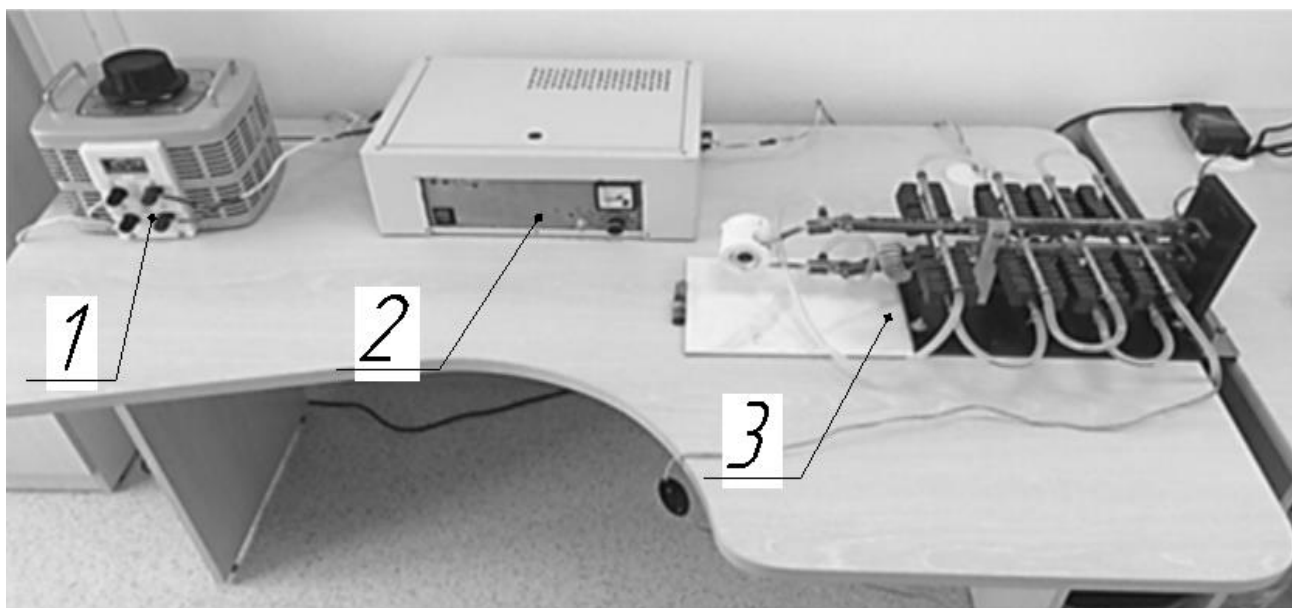


Рисунок 3.5. Лабораторная установка индукционного нагрева: 1 – лабораторный автотрансформатор (ЛАТР); 2 – генератор; 3 – колебательный контур

При введении заданных параметров тока, происходил нагрев системы «индуктор – камера – образец». Скорость нагрева в экспериментах увеличивалась при повышении силы тока. Определение температуры образца проводились

лась визуально (путем сопоставления цветной картины каления быстрорежущей стали), а также с помощью инфракрасного (ИК) пирометра. Время потраченное на разогрев образца до стационарной температуры не учитывался. Во время нагрева в камеру производился напуск рабочей среды (газообразного азота). При достижении требуемой температуры, начиналась выдержка при данной температуре в течении 400 с.

По окончанию времени выдержки установка отключалась, образец оставался в камере до полного остывания и затем проводился демонтаж.

В заводских условиях процесс азотирования осуществляется в вакуумной ретортной печи для термообработки с системой газового азотирования «ZeroFlow» (рис. 3.6).



Рисунок 3.6. Вакуумная ретортная печь для термообработки с системой газового азотирования «ZeroFlow»

ZeroFlow – это современная, энергосберегающая и экологически чистая технология газового азотирования, применяемая в печах типа HRN/VRN, позволяющая точно формировать заданный состав азотируемого слоя, состоящего исключительно из фазы альфа, альфа + гамма' или альфа+гамма'+эпсилон, при минимальном расходе аммиака, а значит и минимальных производственных выбросах.

ZeroFlow является уникальной технологией, обеспечивающей:

1. Полный контроль процесса азотирования с использованием только аммиака в качестве технологического газа (отсутствует необходимость использовать диссоциатор);
2. Постоянную визуализацию и автоматический контроль азотирующего потенциала внутри печи;
3. Возможность точного контроля толщины азотированного слоя;
4. Постоянный контроль уровня водорода внутри печи;
5. Инновационная технология ZeroFlow позволяет значительно снизить расход технологических газов во время продолжительных процессов азотирования.

Длительность процесса составляла 90 часов, что видно из диаграммы процесса (рис. 3.7).

Процесс азотирования проходил при температуре 520 – 540 °С. С подачей аммиака через каждые 3 часа при температуре 520 °С и через каждые 2 часа при температуре 540 °С.

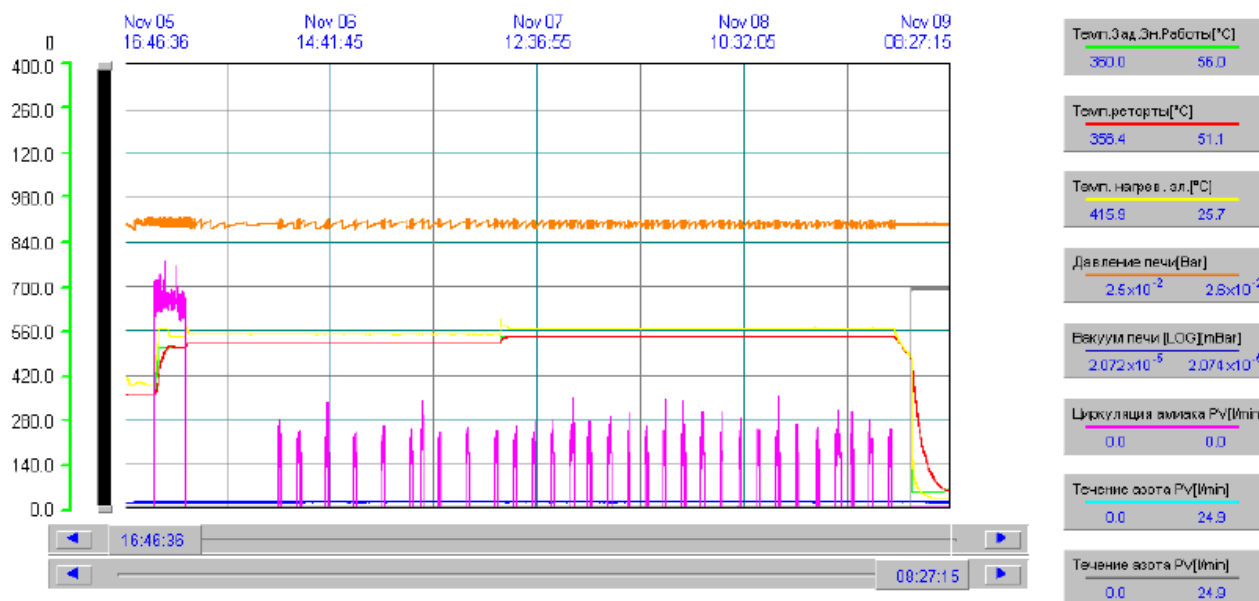


Рисунок 3.7. Диаграмма процесса азотирования по технологии «ZeroFlow»

После окончания процесса поверхность образца подготавливается для изучения физико-механических свойств.

3.2 Исследование влияния азотирования на физико-механические свойства образцов

Извлеченные из камеры образцы имели на поверхности незначительный слой окалины. Для удаления с поверхности загрязнения использовали промывку в ультразвуковой ванне «STEGLER 22DT» (рис.3.8). Промывочным раствором являлся 70 % спиртовой раствор. Очистка в ультразвуковой ванне проводилась при частоте ультразвуковых колебаний около 40 кГц, температуре рабочей среды 30 °С, и длительности обработки 3 мин.



Рисунок 3.8. Ультразвуковая ванна STEGLER 22DT

Следующим этапом работы было приготовление поперечного шлифа имеющегося образца после ХТО. Поперечные шлифы получали путем поперечного распиливания образца и запрессовки одной части в фенольную смолу. По окончании процесса запрессовки выполнялась последовательная шлифовка образца с использованием влагостойких наждачных дисков зернистостью от Р600 до Р3000 (ИСО-6344) [38]. После шлифования и полирования поверхность шлифа обезжировали этиловым спиртом и травили в спиртовом растворе и HNO_3 .

Поверхность образца шлифуют для подготовки шлифа для металлографического исследования. Для этого используется шлифовально-полировальный станок TegraPol-15 (рис. 3.9) с скоростью вращения абразивных кругов 40 – 600 об/мин.

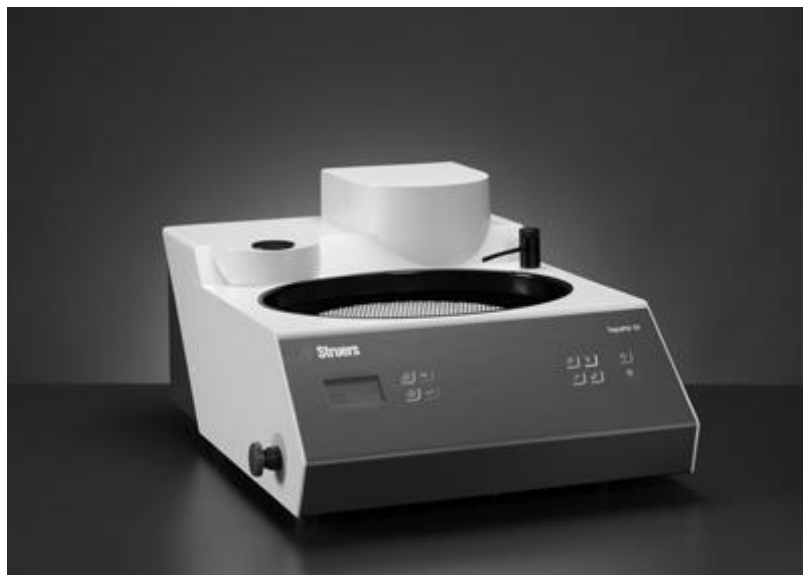


Рисунок 3.9. Шлифовально-полировальный станок TegraPol-15

Для изготовления шлифа полированные образцы запрессовываются в эпоксидную смолу с помощью автоматического электрогидравлического прессы для горячей запрессовки образцов «CitoPress-1» (рис. 3.10). CitoPress - это мощное устройство для легкой и быстрой запрессовки. Результат - высокая скорость запрессовки и повышенная производительность. CitoPress оснащен гидравлической системой с высокоточным контролем давления, что позволяет сохранить неповрежденными хрупкие образцы. Технические характеристики электрогидравлического прессы представлены в таблице 3.1.



Рисунок 3.10. Автоматический электрогидравлический пресс для горячей запрессовки образцов «CitoPress-1»

Таблица 3.1. Технические характеристики автоматического электрогидравлического пресса для горячей запрессовки образцов «CitoPress-1»

Параметры	Описание
Диаметр запрессовочного блока	50 мм
Давление прессования	50 – 250 бар
Температура прессования	120 – 180 °С
Время нагрева	1 – 15 мин
Время охлаждения	1 – 15 мин

Прессование производилось в специальной порошкообразной смоле (рис. 3.11). После прессования шлифы снова шлифовались до зеркальной поверхности образцов.



Рисунок 3.11. Фенольная смола «ПОЛИЛАБ – PRO»

Для исследования морфологии макроструктуры поверхности подготовленных шлифов использовали микроскоп «Olympus BX-51» с увеличением $\times 1500$ (рис. 3.12).



Рисунок 3.12. Микроскоп «Olympus BX-51»

Азотированные образцы имели характерный серо-матовый цвет покрытия по всей поверхности образцов. Полученное покрытие имело толщину до 0,4 мкм при проведении ХТО в лабораторных условиях и до 0,4 – 0,6 мкм при проведении процесса в заводских условиях без наличия трещин, сколов с средней степенью шероховатостью.

Исследование влияния ХТО на свойства образцов из быстрорежущей стали проводилась с помощью определения твердости полученных покрытий. на микротвердомере «Durascan-20» согласно ГОСТ 9450-76 (рис. 3.13) [37].

При измерении твердости полученных покрытий подбором нагрузок (от 5 до 500 гс) выбрана нагрузка 100 гс, так как при меньших нагрузках на индентор размер отпечатков весьма мал, и не позволял достоверно измерить его размеры. При более высоких нагрузках происходило разрушение покрытий. Время выдержки под нагрузкой составляло 15 с. Нанесения уколов проводилось от края образцов к их центру. Каждое последующее измерение твердости проводилось на расстоянии не менее чем 40 мкм, что соответствует около 5 наибольших длин диагоналей предыдущего отпечатка.



Рисунок. 3.13. Прибор для измерения микротвердости материалов «Durascan-20»: 1 – стойка устройства; 2 – испытательный узел; 3 – турель с индентором и объективами; 4 – испытательный столик; 5 – блок управления; 6 – кнопка аварийного выключения

По полученным результатам твердости определена регрессионная зависимость и построена ее график, который показывает зависимость твердости покрытий от глубины измерения. По полученным результатам лабораторного процесса ХТО можно заключить, что наименьшая твердость наблюдается на глубине 880 мкм (примерно 1 мм), что соответствует 450 HV. Увеличение твердости происходит при движении к краю образца, на глубине 40 мкм (0,04 мм) получено максимальное значение твердости, что составляет 1370 HV (рис. 3.14). Исходя из полученных данных можно сделать вывод, что резкое снижение твердости происходит на участке 40 – 240 мкм, вероятно это связано с фазовыми превращениями внутри образца. Из этого следует, что полученный упрочненный слой имеет толщину 0,05 – 0,1 мм

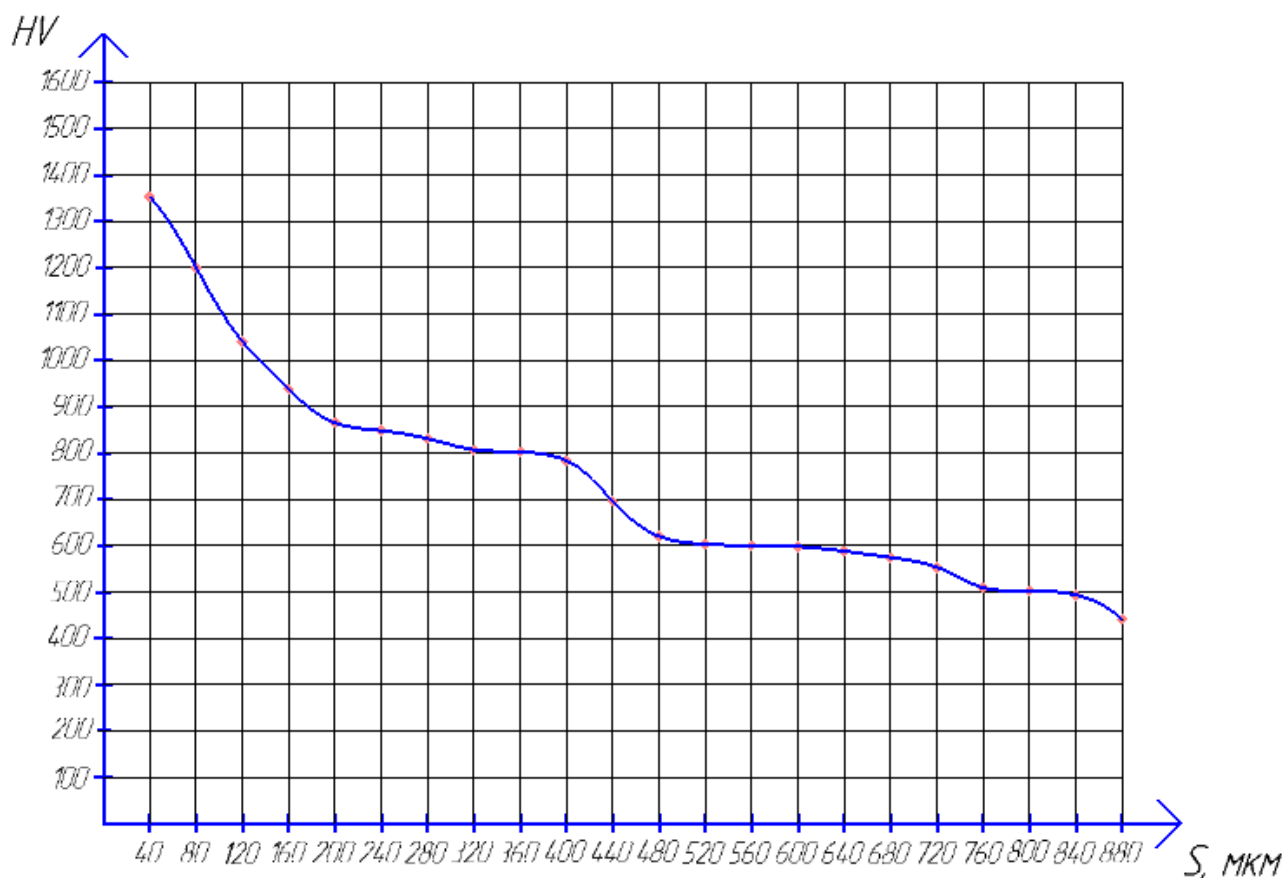


Рисунок 3.14. График зависимости твердости образцов, полученных в лабораторных условиях, от глубины измерения (нагрузка на индентор Виккерса составила 100гс)

По полученным результатам заводского процесса ХТО по технологии ZeroFlow можно заключить, что наименьшая твердость наблюдается на глубине 880 мкм (0,88 мм), что соответствует 430 HV. Увеличение твердости происходит при движении к краю образца, на глубине 40 мкм (0,04 мм) получено максимальное значение твердости, что составляет 1700 HV (рис. 3.15). Исходя из полученных данных можно сделать вывод, что резкое снижение твердости происходит на участке 40 – 360 мкм, вероятно это связано с фазовыми превращениями внутри образца. Из этого следует, что полученный упрочненный слой имеет толщину 0,05 – 0,1 мм

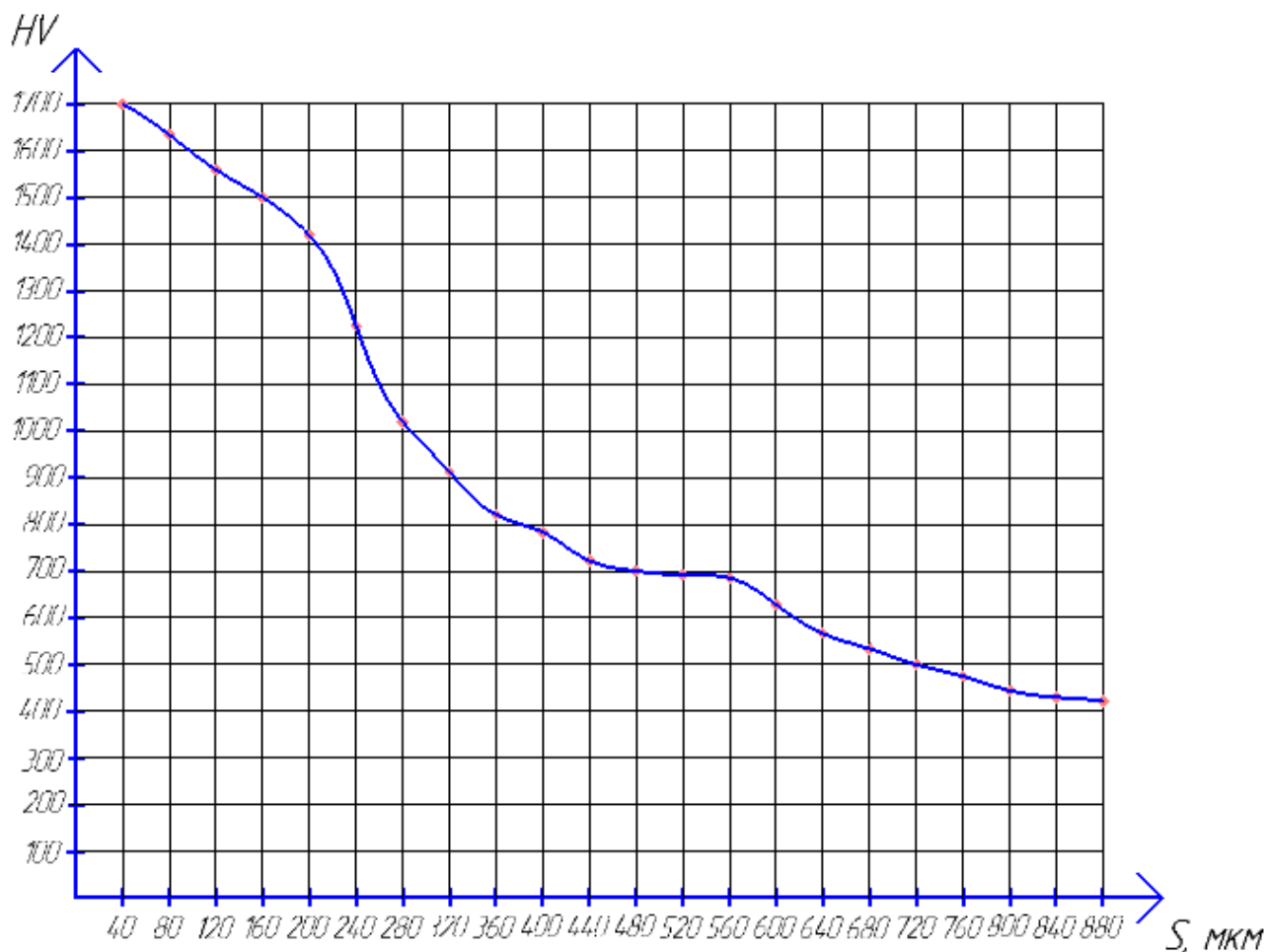


Рисунок 3.15. График зависимости твердости образцов, полученных в заводских условиях, от глубины измерения (нагрузка на индентор Вickers составила 100гс)

Морфология и элементарный состав полученных покрытий изучали методами растровой электронной микроскопии (РЭМ) и энергодисперсионного рентгенофлуоресцентного анализа (ЭДРФА) (погрешность концентрации $\pm 0,5$ ат. %) на электронном микроскопе «MIRA II LMU» с детектором «INCA PentafET x3» при увеличении $\times 10^3$ (рис. 3.16). Из представленной фотографии структуры, можно судить о равномерности структуры (рис. 3.17 – 3.18).

Анализ химического состава выполнялся в местах обозначенными цифрами на рис. 3.17 – 3.18. Результатом анализа было построение таблицы с числовыми значениями концентрации элементов в выбранных участках покрытия (табл. 3.2 – 3.3)



Рисунок 3.16. Электронный микроскоп «MIRA II LMU»

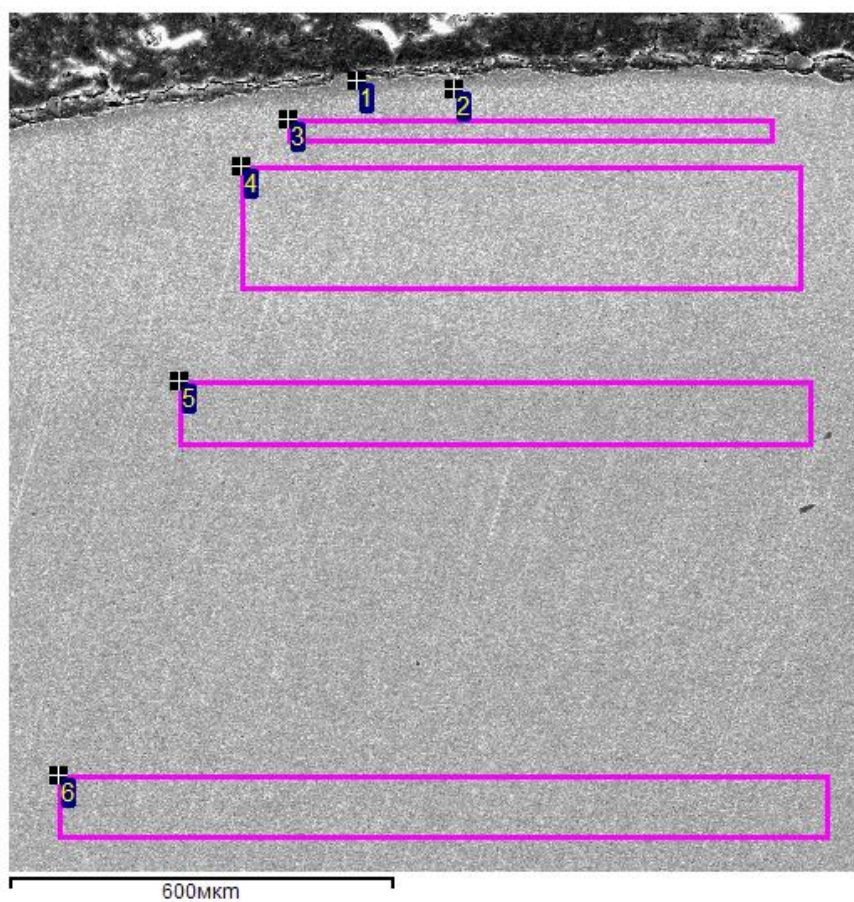


Рисунок 3.17. Данные ЭДРФА поверхности образца (ЛУ), полученные с помощью растрового электронного микроскопа «MIRA II LMU», цифрами обозначены участки, где анализировался химический состав покрытия

Таблица 3.2. Состав покрытия образца из быстрорежущей стали, полученный в лабораторных условиях, в атомных процентах после ХТО

Спектр	N	O	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	W
1	5,68	7,94	1,38	3,15	-	63,79	-	3,15	3,97
2	4,02	10,23	1,65	3,77	0,32	65,80	-	2,60	4,22
3	3,12	3,06	2,01	3,78	0,32	71,49	-	3,50	6,20
4	2,56	2,39	2,36	3,98	0,42	72,66	0,29	4,48	6,39
5	2,71	3,95	2,47	3,96	-	70,53	0,32	4,61	6,47
6	2,09	2,51	2,69	3,90	0,32	71,01	0,33	4,93	6,85
Макс.	5,68	10,23	2,69	3,98	0,42	72,66	0,33	4,93	6,85
Мин.	2,09	2,39	1,38	3,15	0,32	63,79	0,29	2,60	3,97

Приведенные в табл. 3.2 значения показывают, что на участках 1 – 3 имеется высокая концентрация железа и азота. Это показывает то, что железо вступил в химическую реакцию с азотом. На участке 5 – 6 видно низкое содержание азота и железа, но высокое содержание ванадия, хрома, никеля это указывает на, что в участке, где исследовался химический состав, скопилось органическое загрязнение, которое не полностью удалились при ультразвуковой очистке. На участке 1, видна высокая концентрация азота, скорее всего в этом участке имеется скопление азота, не вступивший в реакцию с железом. По данным, приведенным в таблице, можно судить о появлении на поверхности изделия нитридов Fe_2N , оксинитридов железа (можно лишь условно именовать, т.к. в них, несомненно, будут примеси соединений с кислородом и другими металлами (Cr, Ni, Mn и тд.)).

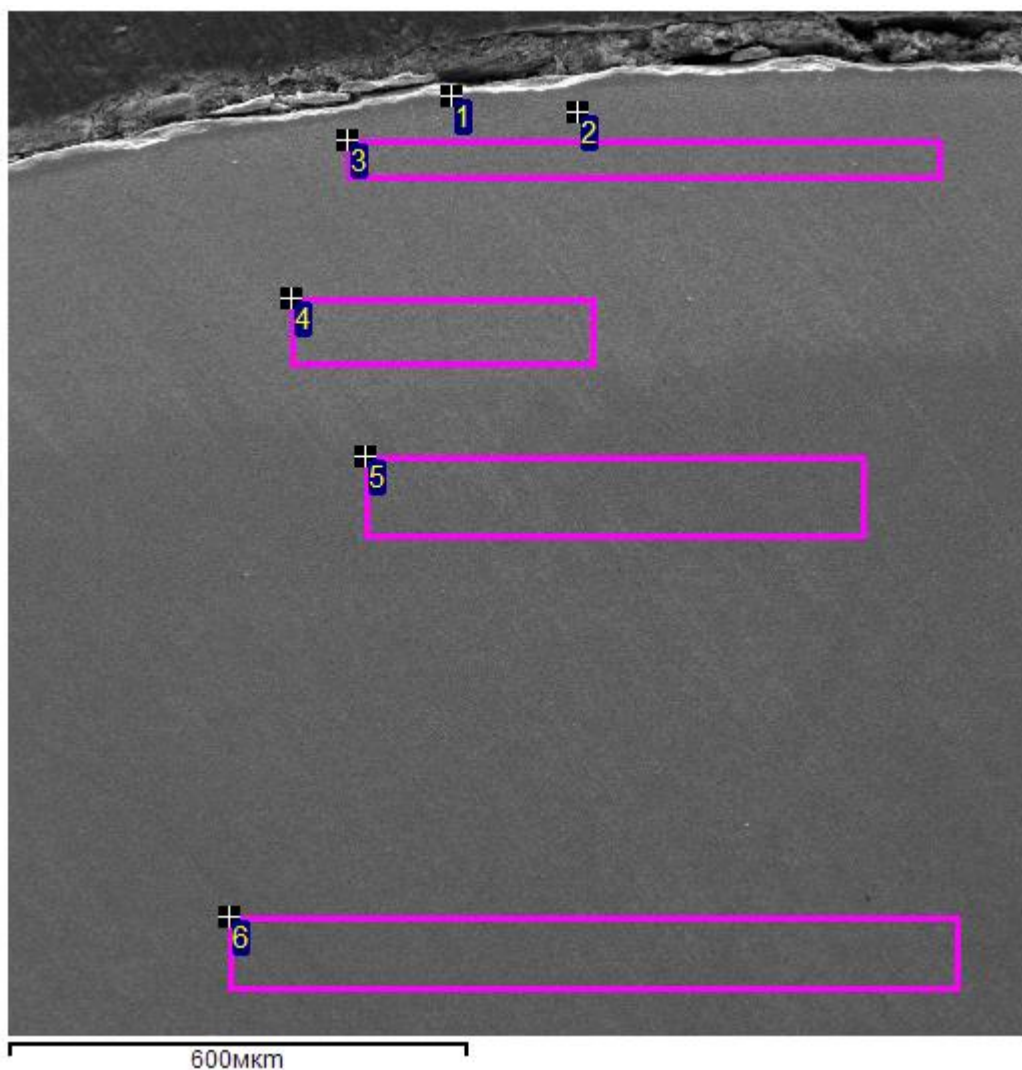


Рисунок 3.18. Данные ЭДРФА поверхности образца (ЗУ), полученные с помощью растрового электронного микроскопа «MIRA II LMU», цифрами обозначены участки, где анализировался химический состав покрытия

Анализ химического состава шлифов производился в участках обозначенными цифрами на рис. 3.18. В результате анализа была составлена табл. 3.3.

Представленные в табл. 3.3 значения показывают, что в покрытии (рис. 3.18, спектры 1 – 6) формируется высокая концентрация железа и азота, без присутствия кислорода. На основании высокой концентрации выше указанных элементов, можно судить о том, что покрытие состоит из нитридов Fe_2N , а также нитридов остальных металлов.

Таблица 3.3. Состав покрытия образца из быстрорежущей стали, полученный в заводских условиях, в атомных процентах после ХТО

Спектр	N	O	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	W
1	6,19	10,1	2,49	4,14	0,41	77,47	0,38	2,89	6,03
2	5,30	4,72	1,74	4,09	0,38	81,41	0,38	2,35	6,36
3	3,15	1,95	2,40	4,33	0,29	78,70	0,44	3,14	7,55
4	2,92	5,40	2,44	4,40	0,39	77,98	0,32	3,70	7,83
5	3,84	3,87	2,68	4,31	0,32	76,52	0,31	3,77	8,24
6	2,55	1,63	2,84	4,29	0,33	77,15	0,47	4,07	8,30
Макс.	6,19	10,1	2,84	4,40	0,41	81,41	0,47	4,07	8,30
Мин.	2,55	1,63	1,74	4,09	0,29	76,52	0,31	2,35	6,03

По мере отдаления от покрытия (рис. 3.18, участки 3–6), концентрация азота в основе образца начинает снижаться, и начинает увеличиваться концентрация железа, а также основных легирующих элементов данной марки материала (Mo, W), это свидетельствует о том, что в поверхностном слое основные карбиды металла распались и прошли фазу превращения в нитриды металлов. К центру образца процентное содержание легирующих элементов увеличивается, из этого следует, что основные карбиды прошли неполный распад – это значит, что проникновения азота на данную глубину было гораздо меньше, чем в приповерхностном слое. Эти данные подтверждает и химический анализ образца процентное содержание азота уменьшается от 6% до 2%.

Вывод

Стоит отметить, что присутствие кислорода на всех участках покрытия, полученного в лабораторных условиях, может говорить о том, что во внутренней части камеры остались остатки окружающей атмосферы или недостаточной герметичности камеры, в связи с этим при нагреве присутствующие элементы вступили в реакцию.

Таким образом, разработанная конструкция камеры для проведения ХТО позволяет проводить процесс азотирования изделий из стали. Структура по-

верхности образцов из быстрорежущей стали после ХТО характеризовалась высокой морфологической однородностью поверхностного слоя и механическими свойствами. Оптимальные параметры морфологии и высокая твердость (> 1200 HV) обеспечивалась при силе тока 3,2 кА и температуре около 1000 °С. В результате предлагаемой технологии удалось значительно улучшить механические свойства образцов.

На основе полученных результатов исследования, можно сделать вывод, что предлагаемый метод отличается высокой эффективностью в отличие от заводского метода. Данный метод несильно отличается по физико-механическим и морфологическим свойствам, полученных заводским методом, но можно считать, что он гораздо эффективнее за счет сокращения времени, потраченного на процесс и расходного материала [51].

4 ТЕХНОЛОГИЯ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ОБРАЗЦОВ ИЗ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ

В технологической части рассмотрены операции применяемые для подготовки и проведения процесса ХТО образцов из быстрорежущей стали. Технология проведения эксперимента включала следующие этапы: заготовительная; механическая обработка; загрузка образца в камеру; нагрев ТВЧ, контроль параметров покрытий (табл. 4.1).

Таблица 4.1 – Технологический процесс получения образца из быстрорежущей стали и его ХТО с последующими операциями контроля механических свойств

Номер операции	Тип операции	Цели операции	Рабочий переход	Оборудование, инструмент, материалы, режимы
1	2	3	4	5
005	Заготовительная	Подбор сортамента	1. Измерение габаритных размеров прутков.	Визуальный осмотр. Инструменты: линейка, штангенциркуль; материал: Р6М5.
010	Токарно-винторезная	Получение образца заданной формы и размера	1. Закрепление заготовки в патроне; 2. Проточка заготовки до диаметра 14 мм; 3. Подрезание торца Ra=0,63; 4. Вырезка радиального размера; 5. Освобождение образца из патрона; 6. Закрепление образца в патроне обратной стороной; 7. Подрезание торца Ra=0,63; 8. Снятие фаски; 9. Освобождение.	Оборудование: настольный токарно-винторезный станок «Stalex SBD – X7». Инструменты: токарный резец (проходной); токарный резец (подрезной); токарный резец (отрезной); надфиль; токарный резец (отрезной). Режимы: скорость резания 15-30 мм/мин; глубина резания: 0,4-0,5 мм (черновая), 0,01-0,02 мм (чистовая).

Продолжение таблицы 4.1

1	2	3	4	5
015 (лабораторные условия)	Монтажная	Установка образца из быстрорежущей стали в камеру	1. Установка камеры в индуктор; 2. Разогрев до заданной температуры и подача рабочей среды; 3. Выдержка при заданной температуре; 4. Охлаждение до комнатной температуры; 5. Извлечение камеры из индуктора.	Кварцевая камера, индуктор.
015 (заводские условия)	Монтажная	Установка образца из быстрорежущей стали в рабочую камеру реторты	1. Установка образца в камеру; 2. Разогрев до заданной температуры и подача рабочей среды; 3. Выдержка при заданной температуре; 4. Охлаждение до 50 °С; 5. Извлечение образца из камеры.	Печь HRNE – 60.60.90 – 650 – 6ZF
020 (лабораторные условия)	Химико-термическая обработка	Нагрев в рабочей атмосфере металлического образца токами высокой частоты	1. Разогрев до заданной температуры и подача рабочей атмосферы; 2. Выдержка при заданной температуре; 3. Охлаждение до комнатной температуры; 5. Извлечение контейнера из индуктора.	Оборудование: индукционная установка; тепловизор "Fluke Ti-400".

Продолжение таблицы 4.1

1	2	3	4	5
020 (заводские условия)	Химико-термическая обработка	Нагрев в рабочей атмосфере металлического образца	1. Разогрев до заданной температуры и подача рабочей атмосферы; 2. Выдержка при заданной температуре; 3. Охлаждение до 50 °С; 5. Извлечение образца из рабочей камеры печи.	Печь HRNE – 60.60.90 – 650 – 6ZF
025	Демонтажная	Извлечение образца из камеры	1. Извлечение образца из камеры;	-
030 (лабораторные условия)	Промышленная	Удаление с поверхности изделия остатков окалины, загрязнений	1. Помещение изделия в ультразвуковую ванну; 2. Заливка изделия спиртовым раствором; 3. Запуск установки; 4. Выключение установки; 5. Извлечение титанового изделия;	Оборудование: ванна ультразвуковая «STEGLER 22DT». 70 % спиртовой раствор. Режимы: частота ультразвукового колебания – 40 кГц; температура среды – 30°С; продолжительность – 3 мин.
035	Контроль	Измерение параметров структуры, твердости	1. Анализ структуры образцов; 2. Измерение микро-твердости.	Микроскоп «Olympus BX-51», растровый электронный микроскоп «MIRA II LMU», микро-твердомер «Durascan-20».

005. Заготовительная. Первый этап работы заключался в выборе прутка заданной марки и размера, исходя из габаритных размеров вытачиваемых образцов. Пруток выбирался по следующим параметрам: он должен быть в диаметре 14 – 16 мм, и не иметь глубоких видимых дефектов на поверхности. Выбор данных требований объясняется тем, что выход металла в отходы должен быть минимален. Исходя из описанных требований, выбран материал с диаметром 16 мм.

010. Токарно-винторезная. Токарно-винторезная операция проводилась на токарно-винторезном станке «Stalex SBD – X7» (рис. 4.1). Пруток помещался в шпиндель токарного станка и зажимался трех-кулачковым механизмом. Скорость резания составляла 15–30 мм/мин, глубина резания 0,4–0,5 мм для черновой и 0,01–0,02 для чистовой. После проточки прутка проходным резцом до диаметра $14 \pm 0,1$ мм подрезалась торцевая сторона заготовки с помощью подрезного резца. Поскольку после точения остаются острые углы, для этого с помощью надфиля снимаются фаски с торцевой стороны. Создание радиального закругления на образце. С помощью отрезного резца отрезалась часть прутка длиной $80 \pm 0,1$ мм.



Рисунок 4.1 – Токарно-винторезный станок «Stalex SBD – X7»

015. Монтажная (лабораторные условия). После изготовления образца из быстрорежущей стали марки P6M5, он помещается в камеру, находящуюся в

индукторе. После установки всех элементов в камеру, она прижимается к основанию для герметизации системы.

015. Монтажная (заводские условия). После изготовления образца из быстрорежущей стали марки P6M5, он помещается в рабочую камеру печи. После установки образца дверь камеры плотно закрывается и происходит герметизация рабочей зоны камеры.

020. Химико-термическая обработка (лабораторные условия). Нагрев металлического образца в азотосодержащей среде с применением ТВЧ проводилась с применением лабораторной установки индукционного нагрева. Образец, подготовленный к нагреву, устанавливался в кварцевую камеру индуктора. Затем запускался электродвигатель подачи воды в контур, а после запускался ЛАТР и генератор. Во время нагрева во внутрь камеры подавалась рабочая азотосодержащая среда. После того как провели нагрев образца при заданных режимах, выключается ЛАТР и генератор, а после – электродвигатель подачи воды.

020. Химико-термическая обработка (заводские условия). Нагрев металлического образца в азотосодержащей среде с применением технологии ZeroFlow проводился в вакуумной ретортной печи для термообработки с системой газового азотирования «HRNE – 60.60.90 – 650 – 6ZF». Образец, подготовленный к нагреву, устанавливался в рабочую камеру (реторту) печи. После этого дверь печи закрывается и герметизируется, после этого выбирают рецепт программы азотирования. Затем происходит откачивание камеры до $2,6 \times 10^{-3}$ бар и подача рабочей атмосферы (сжиженный аммиак), которая образует атомарный азот после диссоциации. Длительность процесса составляла 90 часов.

Процесс азотирования проходил при температуре 520 – 540 °С. С подачей аммиака через каждые 3 часа при температуре 520 °С и через каждые 2 часа при температуре 540 °С.

025. Демонтажная. После остывания камеры из нее извлекается образец.

030. Промывочная (лабораторные условия). Образец после ХТО помещается в ультразвуковую ванну для промывки от остатков окалины, загрязнений. Промывка велась в 70 % спиртовом растворе. Обработка в ультразвуковой ванне велась при частоте ультразвуковых колебаний 40 кГц, температуре рабочей среды 30 °С, и продолжительности обработки 3 мин.

035. Контроль. Проводится контроль поверхности образца, заключающийся в частичном анализе морфологических и механических свойств. Для оценки морфологии использовали микроскоп «Olympus BX-51», электронный микроскоп «MIRA II LMU». Механические свойства исследуются с помощью микротвердомера «Durascan-20».

Вывод

Разработанная технология проведения термохимической обработки изделий из быстрорежущей стали является эффективной. Экспериментальные работы по азотированию образцов показали высокие механические свойства получаемых покрытий. Подтверждением этого являются результаты численного моделирования и экспериментального исследования.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Разработка новых и совершенствование существующих методов упрочнения инструментальной стали, является одним из ряда актуальных направлений в области материаловедения. Проведенный литературный обзор, указывает о том, что процесс ХТО позволяет в значительной мере повысить эксплуатационные характеристики изделий. Однако многие технологии по повышению физико-механических свойств требуют огромных затрат на специальное оборудование и разработку технологии по их достижению.

Предложенный вариант направлен на повышение физико-механических свойств и попутное снижение затрат на процесс азотирования. Предложенный способ не требует больших затрат на дорогостоящее оборудование и материалы, что существенно удешевляет стоимость технологии.

Результатом выполнения данной исследовательской работы являются результаты:

1. Моделирование МКЭ и решение самосогласованной краевой задачи электродинамики и теплопроводности в системе «индуктор – камера – образец» способствует наглядному представлению и адекватному анализу стационарных и динамических состояний изучаемого объекта. Были получены решения задач электродинамики и теплопроводности для системы «индуктор – камера – образец», которые описывают кинетику нагрева при операции ХТО образца из быстрорежущей стали. Было установлено, что относительно поверхности изделия в участках рабочей части образца наблюдается повышенная температура, и она выше температуры остальной поверхности на 200 – 300 °С, что подтверждается реальными экспериментами. При значении тока 3,2 кА, наибольший градиент скорости нагрева образцов в моделировании и в реальном эксперименте составляла 400 °С, а при выходе на режим выдержки разница температур не превышала 200 °С.

Поправка, введенная с целью учета тепловых потерь, показала, что она имеет зависимость от силы тока и температуры, т.е. чем выше температура, тем

выше потери возникают в нагреваемой системе. Начиная с начального момента нагрева, тепловые потери быстро увеличиваются до 1500 °С, после этой точки наблюдается незначительный рост тепловых потерь.

Установленная закономерность в градиентах температур очень важна, т.к. при реальном эксперименте не представляется возможным определить истинную температуру в рабочей зоне камеры.

2. В ходе выполненной данной исследовательской работы, было установлено, что процесс термохимической обработки образцов из быстрорежущей стали в камере приводит к заметному упрочнению поверхностного слоя образцов. Также было установлено, что в результате термохимической обработки на поверхности изделия образуются нитриды металлов, имеющие высокую твердость. На твердость поверхностного слоя оказывало влияние температура и продолжительность выдержки образцов. Диапазон температур для ХТО составлял от 1100 °С до 1400 °С при неизменном времени выдержки при заданной температуре. По полученным данным твердости можно, заключить, что высокая твердость (> 20 ГПа) наблюдается при температурном диапазоне 1250–1400 °С. Данная температура является оптимальной для повышения физико-механических свойств быстрорежущей стали марки Р6М5.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. A. F. Rousseau Carbon evolution during vacuum heat treatment of High Speed Steel / A. F. Rousseau , J. G. Partridge, Y. M. Gözükar, S. Gulizia, D. G. McCulloch // Vacuum – 2016. – Vol. 124. P. 85 – 88.
2. Daniel Tobała Improvement of wear resistance of some cold working tool steels / Daniel Tobała, Witold Brostow, Kazimierz Czechowski, Piotr Rusek // Wear. – 2017. – Vol. 382 – 383. P. 29 – 39.
3. Derzija Begic-Hajdarevic Experimental Study on the High Speed Machining of Hardened Steel / Derzija Begic-Hajdarevic, Ahmet Cekic, Malik Kulenovic // Procedia Engineering. – 2014. – Vol. 69. P. 291 – 295.
4. Mingjia Wang Sun semi-high speed steel containing nitrogen / Mingjia Wang, Yan Wang // Materials Science and Engineering: A – 2006. – Vol. 438 – 440. P. 1139 – 1142.
5. Mingjia Wang, Effect of nitrogen on the austenite cooling transformation kinetics of a high-speed steel / Mingjia Wang, Yan Wang, Yuchun Xing, Lei Chen // Materials Science and Engineering: A – 2006. – Vol. 438 – 440. P. 1143 – 1145.
6. N. F. Garza-Montes-de-Oca On the damage of a work roll grade high speed steel by thermal cycling / N. F. Garza-Montes-de-Oca, R. Colás, W. M. Rainforth // Engineering Failure Analysis – 2011. – Vol. 18. P. 1576 – 1583.
7. V.Yu. Skeebe Numerical Simulation of Temperature Field in Steel under Action of Electron Beam Heating Source / V.Yu. Skeebe, V.V. Ivancivsky, N.V. Martyushev, D.V. Lobanov, N.V. Vakhrushev, A.K. Zhigulev // Key Engineering Materials. – 2016. – Vol. 712. – P. 105–111.
8. Zhecheva, A., Malinov, S., Sha, W. Surface gas nitriding of Ti-6Al-4V and Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.08Si alloys. Z. Metallkd. – 2003. - № 7. – P. 19–24.
9. Азотирование титана BT1-0 в несамостоятельном тлеющем разряде низкого давления в различных газовых средах / Ю. Х. Ахмадеев [и др.] // По-

верхность. Рентгеновские, синхронные и нейтронные исследования. - 2008. - № 2. С 108-112.

10. Алиферов, А.И. Индукционный и электроконтактный нагрев металлов: учеб. / А.И. Алиферов, С. Луци – Новосибирск: НГТУ, 2011. – 409 с

11. Аникина, В.И. Фрактография в материаловедении: учебное пособие / В.И. Аникина, А.А. Ковалева. – Красноярск: Сибирский федеральный университет, 2014. – 143 с.

12. Арзамасов, В.Б. Материаловедение и технология конструкционных материалов : учебник / В.Б. Арзамасов, А.Н. Волчков. – М. : Академия, 2009. – 448 с.

13. Бабат, Г. И. Индукционный нагрев металлов и его промышленное применение: учеб. / Г. И. Бабат. - 2-е изд., перераб. и доп. – М.-Л.: Изд-во «Энергия», 1965. – 552 с.

14. Богодухов, С.И. Материаловедение: учебник / С.И. Богодухов, Е.С. Козик. – М.: Машиностроение, 2015. – 504 с.

15. Бокштейн, Б.С. Диффузия атомов и ионов в твердых телах / Б.С. Бокштейн, А.Б. Ярославцев. – М.: МИСИС, 2005. - 362 с.

16. Болховитинов, Н.Ф. Металловедение и термическая обработка: учеб. пособ. / Н.Ф. Болховитинов – М.: Машгиз, 1952. – 427 с.

17. Бородий, Ю.П. Повышение стойкости режущих элементов разделительных штампов поверхностным упрочнением / Ю.П. Бородий // Вестник национального технического университета Украины «Киевский политехнический институт» – 2009. – № 60. – С. 60 – 63.

18. Брокмайер, К. Индукционные плавильные печи: учеб. / К. Брокмайер – М.: «Энергия», 1972. – 303 с.

19. Бурханов, Г.С. Физико-химический анализ в материаловедении/ Г.С. Бурханов // Журнал неорганической химии. - 2010. -т.5. -№11. - С. 1803-1815.

20. Бындин, В.М. Индукционный нагрев при производстве особо чистых материалов: учеб. пособ. / В.М. Бындин, В.И. Добровольская, Д.Г. Ратников – Л.: Машиностроение. Ленинградское отделение, 1980. – 64 с.
21. Вайнберг, А. М. Индукционные плавильные печи: учеб. / А. М. Вайнберг – М.: «Энергия», 1967. – 415 с.
22. Водин, Д. В. Поверхностная закалка токами высокой частоты (ТВЧ) как перспективный метод повышения износостойкости металлорежущего инструмента / Д. В. Водин // Технические науки: теория и практика: материалы III Междунар. науч. конф. (г. Чита, апрель 2016 г.). — Чита: Издательство Молодой ученый, 2016. — С. 96-98.
23. Вологдин, В. П. Поверхностная индукционная закалка: учеб. / В. П. Вологдин – М.: Оборонгиз, 1947. – 291с.
24. Вологдин, В.П. Поверхностная закалка индукционным способом: учеб. / В.П. Вологдин. – М.: Металлургиздат, 1939. – 244 с.
25. Ворошнин, Л.Г. Теория и технология химико-термической обработки: учебное пособие / Л.Г. Ворошнин, О.Л. Менделеева, В.А. Сметкин. - М.: Новое знание; Минск: Новое знание, 2010. - 304 с.
26. Ворошнин, Л.Г. Химико-термическая обработка микрообъектов / Л.Г. Ворошнин, О.Л. Менделеева // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2008. – № 1. – С. 15–19.
27. Воскобойников, В.Г. Общая металлургия: учебное пособие / В.Г. Воскобойников, В.А. Кудрин, А.М. Якушев. – М: Академкнига, 2005. – 768 с.
28. Галаевский, Г.В. Основы металлургии: учеб.пособ. / Г.В. Галаевский, В.В. Руднев – Новокузнецк: СибГИУ, 2015. – 148 с.
29. Геллер, Ю.А. Инструментальные стали: учеб. пособ. / Ю.А. Геллер - М.: Металлургия, 1975. - 584с
30. Геллер, Ю.А. Инструментальные стали: учебное пособие-справочник / Ю.А. Геллер – М.: Металлургия, 1983. – 527 с.

31. Гнусов, С.Ф. Структура и абразивная износостойкость композиционных покрытий «сталь Р6М5 – карбид вольфрама» // Письма в журнал технической физики. – 2012. – Т. 28. – № 18. – С. 100–104.
32. Головин, Г.Ф., Высоочастотная термическая обработка. Вопросы металловедения и технологии / Г.Ф. Головин, М.М. Замятнин. – 3-е изд., перераб. и доп. – Л.: Машиностроение. Ленигр. отд-ние, 1990. – 239 с.
33. **ГОСТ 19265 – 73. Прутки и полосы из быстрорежущей стали. Технические условия.** Введ. 1975–01–01. – М.: Изд-во стандартов, 1990. – 21 с.
34. **ГОСТ 22551-77. Песок кварцевый, молотые песчаник, кварцит и жильный кварц для стекольной промышленности.** – Введ. 1979–01–01. – М.: Изд-во стандартов, 1979. – 11 с.
35. **ГОСТ 859-2001. Медь. Марки.** – Введ. 2002–03–01. – М.: Изд-во стандартов, 2002. – 7 с.
36. **ГОСТ 9293 – 74. Азот газообразный и жидкий. Технические условия.** Введ. 1976–01–01. – М.: Изд-во стандартов, 1974. – 17 с.
37. **ГОСТ 9450-76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников.** – Введ. 1977–01–01. – М.: Изд-во стандартов, 1993.
38. **ГОСТ Р 52381-2005 (ИСО 8486-1:1996, ИСО 6344-2:1998, ИСО 9138:1993, ИСО 9284:1992) Материалы абразивные. Зернистость и зерновой состав шлифовальных порошков. Контроль зернового состава.** Введ. 2006–07–01. – М.: Изд-во стандартов, 2005. – 15 с.
39. Гузанов, Б.Н. Упрочняющие защитные покрытия в машиностроении: учеб. пособие / Б.Н. Гузанов, С.В. Косицын, Н.Б. Пугачева. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 244 с.
40. Защитные покрытия: учеб. пособие / М. Л. Лобанов [и др.] - Екатеринбург: Урал. Ун-та, 2014. – 200 с.
41. Зиновьев, В. Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах: справ, изд. / В. Е. Зиновьев. – М.: Металлургия, 1989. - 384 с.

42. Зоткин, В.Е. Методология выбора материалов и упрочняющих технологий в машиностроении : учеб. пособие / В.Е. Зоткин. – 3-е изд., перераб. и доп. – М. : Высш. шк., 2004. – 264с

43. Иванцовский, В.В. Численное моделирование температурных полей в материалах при упрочнении с использованием концентрированных объемных источников нагрева / В.В. Иванцовский // Научный вестник Новосибирского государственного технического университета. – 2004. – № 2. – С. 161-172.

44. Ильин, А.А. Покрyтия различного назначения для металлических материалов: учебное пособие / А.А. Ильин, Г.Б. Строганов, С.В. Скворцова – М.: Альфа-М: ИНФРА-М, 2013. – 144 с.

45. Керимова, Л.С. Упрочение деталей нанесением износостойких покрытий: учебное пособие / Л.С. Керимова – Баку: Азербайджанская нефтяная академия, 2007. – 70 с.

46. Колачев, Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учеб. / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. – М.: МИСИС, 2005 – 432 с.

47. Корсаков, В.Д. Справочник мастера по штампам: справочник / В.Д. Корсаков. – М.: Машиностроение, 1972. – 191 с.

48. Линчевский, В. П. Нагревательные печи: учеб. / В. П. Линчевский – М.: ГОНГИ, 1948. – 690 с.

49. Лозинский, М. Г. Промышленное применение индукционного нагрева: учеб. / М. Г. Лозинский – М.: Изд-во АН СССР. 1958. – 171 с.

50. Мурасов, А. Ш. Металлосберегающие малозатратные технологии листовой штамповки/ А. Ш. Мурасов, В. Ф. Макаров // Заготовительные производства в машиностроении. – 2005. – №3 – С. 34-37.

51. Палканов, П.А. Разработка технологии изготовления и упрочнения поверхности стального штампового инструмента с применением токов высокой частоты / П.А. Палканов, А.А. Фомин // Математические методы в технике и технологиях – ММТТ. – 2017. – Том 2. – № 3-2. – С. 76 – 81.

52. Пат. **1195656** Российская Федерация, МПК⁷ C21D 9/22, C23C 8/24. Способ упрочнения инструмента из быстрорежущей стали / Данилов Ю.П., Морозов Н.Д., Белавенцев А.В., Богданова Н.А., Виноградов А.В., Смирнов А.Н., Чикина В.Е., Савченко Н.Н., Роик Ю.Г., Полохов В.Н., Смоленский Б.Л.; патентообладатель Данилов Ю.П. – № 3734457/02; заявл. 07.02.1984; опубл. 10.06.2006, Бюл. № 16.

53. Пат. **2179200** Российская Федерация, МПК⁷ C23F 17/00, C23C 8/72. Способ упрочнения штамповых сталей / Субботин А.В., Занозин А.А., Салманов Н.С., Бутыгин В.Б., Салманов М.Н.; патентообладатель Открытое акционерное общество "Алтайский трактор" – № 99124643/02; заявл. 22.11.1999; опубл. 10.02.2002, Бюл. № 4.

54. Пат. **2187215** Российская Федерация, МПК⁷ H05B 6/36. Индуктор установки индукционного нагрева / Уральский А.П.; патентообладатель Уральский А.П. – № 2000122062/09; заявл. 22.08.2000; опубл. 10.08.2002, Бюл. № 22.

55. Пат. **2201855** Российская Федерация, МПК⁷ B23K 35/36, C23C 8/72. Способ упрочнения деталей / Чернов П. П., Ларин Ю. И., Поляков М. Ю., Ветер В. В., Фаустов А. Н., Белкин Г. А., Кузнецов Е. М.; патентообладатель Открытое акционерное общество "Новолипецкий металлургический комбинат" – № 2001109485/02; заявл. 09.04.2001; опубл. 10.04.2003, Бюл. № 10.

56. Пат. **2341578** Российская Федерация, МПК⁷ C23C 35/00, C22C 29/00. Способ получения азотсодержащего сплава для легирования стали и азотсодержащий сплав для легирования стали / Бирюков Ю. А., Богданов Л. Н., Обьедков А. Ю., Знатдинов М. Х.; патентообладатель ООО "Научно-производственное общество "МИПОР", Федеральное государственное научное учреждение "Научный центр порошкового материаловедения" – № 2006105290/02; заявл. 20.02.2006; опубл. 20.12.2008, Бюл. № 35.

57. Пат. **2413033** Российская Федерация, МПК⁷ C23F 8/36. Способ плазменного азотирования изделия из стали или из цветного сплава / Гаврилов

Н. В., Мамаев А. С.; патентообладатель Государственное учреждение Институт электрофизики Уральского отделения Российской академии наук – № 2009100619/02; заявл. 11.01.2009; опубл. 27.02.2011, **Бюл. № 6.**

58. Пат. **2451108 Российская Федерация, МПК⁷ С23С 10/26, С23С 26/02.** Способ обработки инструмента из стали или твердосплавного инструмента / Соколов А.Г., Мансиа С.; патентообладатель Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Кубанский государственный технологический университет" (ГОУ ВПО "КубГТУ") – № 2010140572/02; заявл. 04.10.2010; опубл. 20.05.2012, **Бюл. № 14.**

59. Пат. **2519356 Российская Федерация, МПК⁷ С23С 8/26, С23С 8/34.** Способ циклического газового азотирования штампов из сталей для горячего деформирования / Александров В. А., Петрова Л. Г., Барабанов С. И.; патентообладатель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ)" – № 2012121436/02; заявл. 24.05.2012; опубл. 10.06.2014, **Бюл. № 16.**

60. Пат. **2545858 Российская Федерация, МПК⁷ С23С 28/04, В23Н 9/00, С23С 4/10.** Способ нанесения упрочняющего покрытия / Сизов В. И., Мосенз И. И., Ильичев Л.Л.; патентообладатель Открытое акционерное общество Производственное объединение "Стрела" – № 2013158263/02; заявл. 26.12.2013; опубл. 10.04.2015, **Бюл. № 10.**

61. Пат. **2569438 Российская Федерация, МПК⁷ С23С 8/36, С23С 8/38, С22С 29/16.** Способ получения упрочненного сплава при помощи плазменного азотирования / ДЕ КАРЛАН Йяни, РАТТИ Матье; патентообладатель КОММИССАРИА А Л'ЭНЕРЖИ АТОМИК Э ОЗ ЭНЕРЖИ АЛЬТЕРНАТИВ – № 2013132869/02; заявл. 22.12.2011; опубл. 27.11.2015, **Бюл. № 33.**

62. Пат. **2590752 Российская Федерация, МПК⁷ С23С 8/50.** Ванна расплавленных солей для азотирования механических деталей из стали и спо-

соб осуществления / ШАВАНН Эрве, МОРЭН-ПЕРРЬЕ Филипп; патентообладатель Х.Е.Ф. – № 2013145569/02; заявл. 07.03.2012; опубл. 10.07.2016, **Бюл. № 19.**

63. Пат. **2598738** Российская Федерация, МПК⁷ **B23H 9/00, B23H 1/06.** Способ нанесения износостойкого композиционного покрытия на изнашиваемые поверхности стальных изделий / Марцинковский В.С., Тарельник В.Б.; патентообладатель Марцинковский В.С. – № 2014136694/02; заявл. 09.09.2014; опубл. 27.09.2016, **Бюл. № 27.**

64. Пат. **2620656** Российская Федерация, МПК⁷ **C21D 9/22, C21D 1/09.** Способ упрочнения инструмента из быстрорежущей стали / Афанасьева Л. Е., Барабанова И. А., Новоселова М. В., Раткевич Г.В., Румянцев А.А.; патентообладатель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Тверской государственный технический университет" – № 2016106378; заявл. 24.02.2016; опубл. 29.05.2017, **Бюл. № 16.**

65. Пат. **2622502** Российская Федерация, МПК⁷ **C23C 8/70.** Способ скоростного борирования стальной детали / Кривочуров Н.Т., Иванайский В.В., Ишков А.В., Иванайский А.А., Сухинин А.С.; патентообладатель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Алтайский государственный аграрный университет" (ФГБОУ ВО Алтайский ГАУ) – № 2016108338; заявл. 09.03.2016; опубл. 16.06.2017, **Бюл. № 17.**

66. Пат. **2622502** Российская Федерация, МПК⁷ **H05B 6/36.** Индуктор для нагрева внутренних поверхностей сквозных отверстий диаметром 20...30 мм / Великолуг А. М., Постернак П. И., Кустова В. П., Постернак И. П.; патентообладатель Открытое акционерное общество "Завод им. В.А. Дегтярева" – № 2012135198/07; заявл. 16.08.2012; опубл. 10.03.2014, **Бюл. № 7.**

67. Пат. **2623929** Российская Федерация, МПК⁷ **C21D 6/04, C23C 14/00, C21D 9/22.** Способ термической обработки изделий с металлическим по-

крытием / Кокорин Н. А., Данилов И. А., Кондратенков М. С.; патентообладатель Общество с ограниченной ответственностью "Научно-производственный центр "Криогенная технология повышения ресурса" – № 2016140819; заявл. 18.10.2016; опубл. 29.06.2017, **Бюл. № 19.**

68. **Пат. 2634400 Российская Федерация, МПК⁷ C23C 8/38, C23C 14/48.** Способ ионного азотирования режущего инструмента из легированной стали / Насыров В. Ф., Мингажев А.Д., Хуснимарданов Р.Н., Галимова И. Ф., Измайлова Н. Ф., Бабенко Н.С.; патентообладатель Научно-производственная Ассоциация "Технопарк авиационных технологий" (НПА "Технопарк АТ") – № 2016138267; заявл. 26.09.2016; опубл. 26.10.2017, **Бюл. № 30.**

69. **Пат. 2646180 Российская Федерация, МПК⁷ C21D 1/25, C23D 1/06, C12D 1/42.** Способ термоциклической обработки сталей / Комоликов А. С., Калинин С. А., Козырь И. Г., Кузенков С. Е.; патентообладатель Общество с ограниченной ответственностью "Лаборатория технологий" – № 2017106373; заявл. 27.02.2017; опубл. 01.03.2018, **Бюл. № 7.**

70. **Пат. 2708024 Российская Федерация, МПК⁷ C23C 14/06, C23C 14/24, C23C 14/35.** Способ получения покрытия на основе сложных нитридов / Анциферов В. Н., Каменева А. Л.; патентообладатель Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Пермский государственный технический университет" – № 2010100449/02; заявл. 11.01.2010; опубл. 20.09.2011, **Бюл. № 26.**

71. **Пат. 2708024 Российская Федерация, МПК⁷ C23C 14/35, C23C 8/36.** Способ комбинированного упрочнения режущего инструмента / Метель А. С., Григорьев С. Н., Волосова М.А., Мельник Ю. А.; патентообладатель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Московский государственный технологический университет "СТАНКИН" (ФГБОУ ВО "МГТУ "СТАНКИН") – № 2018145828; заявл. 24.12.2018; опубл. 03.12.2019, **Бюл. № 34.**

72. Пат. 2713008 Российская Федерация, МПК⁷ C23C 8/36, C23C 4/04. Способ азотирования оксидных соединений, находящихся в твердой фазе / Буташин А.В., Гаджиев М. Х., Каневский В. М., Муслимов А. Э., Тюфтяев А. С.; патентообладатель Общество с ограниченной ответственностью "АГНИ-К" – № 2019132757; заявл. 16.10.2019; опубл. 03.02.2020, Бюл. № 4.

73. Пат. 2714271 Российская Федерация, МПК⁷ C23C 14/48. Состав ванны для азотирования деталей из конструкционных и инструментальных сталей / Костин Н.А., Костин Н.Н., Трусова Е.В.; патентообладатель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Курский государственный университет" – № 2019138040; заявл. 25.11.19; опубл. 13.02.20, Бюл. № 5.

74. Пат. 2717271 Российская Федерация, МПК⁷ B29C 63/46, F16L 58/00. Способ нанесения полимерного покрытия / Васильева М. А., Кускильдин Р. Б., Колобова З. А.; патентообладатель федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Санкт-Петербургский горный университет" – № 2019124363; заявл. 29.07.2019; опубл. 19.03.2020, Бюл. № 8.

75. Пат. 64632 Российская Федерация, МПК⁷ C23C 8/24. Установка для каталитического газового азотирования сталей и сплавов / Сыропятов В. Я.; патентообладатель ООО "СОЛНЕЧНОГОРСКИЙ ЗТО "НАКАЛ" – № 2006142210/22; заявл. 30.11.2006; опубл. 10.07.2007, Бюл. № 19.

76. Пат. 93010141 Российская Федерация, МПК⁷ C23C 8/02. Установка для газового азотирования сталей и сплавов / Максимов Ю. И.; патентообладатель Максимов Ю. И. – № 93010141/02; заявл. 26.02.1993; опубл. 10.05.1995.

77. Пат. 98112418 Российская Федерация, МПК⁷ C23C 8/26, C23F 17/00. Способ низкотемпературного азотирования сталей / Чудин О. В., Петрова Л.Г.; патентообладатель Московский государственный автомобильно-

дорожный институт (технический университет) – № 98112418/02; заявл. 26.06.1998; опубл. 27.02.2000.

78. Пат. **2615752** Российская Федерация, МПК⁷ **C23C 8/38, C23C 14/06, C23C 14/56, C23C 14/24**. Устройство и способ азотирования листа из текстурированной электротехнической стали / Мацуда Хироси, Ямагути Хирой, Тэрасима Такаси; патентообладатель ДжФЕ СТИЛ КОРПОРЕЙШН – № 2015139697; заявл. 18.02.2014; опубл. 11.04.2017, Бюл. № 11.

79. Пат. **2179200** Российская Федерация, МПК **C23F 17/00, C23C 8/72**. Способ упрочнения штамповых сталей / Субботин А.В., Занозин А.А., Салманов Н.С., Бутыгин В.Б., Салманов М.Н.; патентообладатель: Открытое акционерное общество "Алтайский трактор" – № 99124643/02; заявл. 22.11.1999; опубл. 10.02.2002, Бюл. № 4.

80. Пат. **2274673** Российская Федерация, МПК **C22C 38/52**. Инструментальная штамповая сталь / Зубкова Е. Н., Водопьянова В. П., Зубков Н. С., Марков М. В.; патентообладатель: Тверской государственный технический университет – № 2004119538/02; заявл. 29.06.2004; опубл. 20.04.2006, Бюл. № 11.

81. Пат. **2345175** Российская Федерация, МПК **C23C 12/02, C21D 4/78**. Способ упрочнения деталей из конструкционных и инструментальных сталей / Гурьев А. М., Иванов С. Г., Лыгденов Б. Д., Земляков С. А., Власова О. А., Кошелева Е. А., Гурьев М.А.; патентообладатель: Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова" (АлтГТУ) – № 2007112368/02; заявл. 03.04.2007; опубл. 27.01.2009, Бюл. № 3.

82. Пат. **2354718** Российская Федерация, МПК **C21D 9/22, C21D 6/04**. Способ упрочнения инструмента из быстрорежущей стали / Галиахметов Т. Ш., Фадеев В.В., Кургузов С.А.; патентообладатель Открытое акционерное

общество "Белебеевский завод "Автономаль" – № 2007108102/02; заявл. 05.03.2007; опубл. 10.05.2009, **Бюл. № 13.**

83. **Пат. 2407635 Российская Федерация, МПК В29С 33/06, В29С 35/08.** Устройство для обработки материалов с использованием индукционного нагрева / ФЕЖЕНБЛЮМ Жозе, ГИШАР Александр; патентообладатель: РОКТУЛ – № 2008107739/12; заявл. 07.07.2006; опубл. 27.12.2010, **Бюл. № 36.**

84. **Пат. 2430192 Российская Федерация, МПК С23С 4/02, С23С 4/04, С23С 4/18.** Способ нанесения покрытий / Фомин А.А., Штейнгауэр А.Б.; патентообладатель: Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Саратовский государственный технический университет" (СГТУ) – № 2009145195/02; заявл. 08.12.2009; опубл. 27.09.2011, **Бюл. № 27.**

85. **Пат. 2501884 Российская Федерация, МПК С23С 8/76.** Способ нитроцементации деталей из штамповых сталей / Костин Н. А., Трусова Е. В., Колмыков В. И., Колмыков Д. В.; патентообладатель: Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Курский государственный университет" – № 2011149311/02; заявл. 02.12.2011; опубл. 20.12.2013, **Бюл. № 35.**

86. **Пат. 2507027 Российская Федерация, МПК В22D 19/10, В23Р 6/00.** Способ индукционного упрочнения и восстановления деталей / Иванов С. Г., Гурьев А. М., Гармаева И. А., Гурьев М. А., Малькова Н. Ю., Иванова С. А.; патентообладатель: Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова" (АлтГТУ) – № 2012140663/02; заявл. 21.09.2012; опубл. 20.02.2014, **Бюл. № 5.**

87. **Пат. 2519356 Российская Федерация, МПК С23С 8/26, С23С 8/34, В82У 30/00.** Способ циклического газового азотирования штампов из сталей для горячего деформирования / Александров В. А., Петрова Л. Г., Бара-

банов С. И.; патентообладатель: Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ)" – № 2012121436/02; заявл. 24.05.2012; опубл. 10.06.2014, **Бюл. № 16.**

88. Пат. **2520879** Российская Федерация, МПК **C23C 26/00, B23K 13/00**. Способ индукционной наплавки твердого сплава на стальную деталь / Иवानайский В. В., Ишков А. В., Кривочуров Н. Т., Шанчуров С. М., Шайхудинов А. С.; патентообладатель: Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Алтайский государственный аграрный университет" (ФГБОУ ВПО АГАУ) – № 2012150001/02; заявл. 22.11.2012; опубл. 27.06.2014, **Бюл. № 18.**

89. Пат. **2595180** Российская Федерация, МПК **B23K 35/30, B23K 13/01**. Паста для индукционной наплавки / Сейдуров М. Н., Алилуев А. Ю.; патентообладатель: Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова" (АлтГТУ) – № 2015111549/02; заявл. 30.03.2015; опубл. 20.08.2016, **Бюл. № 23.**

90. Пат. **2620233** Российская Федерация, МПК **C21D 9/22, C21D 6/04**. Инструментальная сталь с интерметаллидным упрочнением / Собачкина Л. Д., Бутыгин В. Б., Околович Г. А., Демидов А. С.; патентообладатель: Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова" (АлтГТУ) – № 2015154935; заявл. 21.12.2015; опубл. 23.05.2017, **Бюл. № 15.**

91. Пат. **2620656** Российская Федерация, МПК **C21D 9/22, C21D 1/09**. Способ упрочнения инструмента из быстрорежущей стали / Афанасьева Л. Е., Барабанова И. А., Новоселова М. В., Раткевич Г. В., Румянцев А. А.; патентообладатель Федеральное государственное бюджетное образовательное

учреждение высшего образования "Тверской государственный технический университет" – № 2016106378; заявл. 24.02.17; опубл. 29.05.17, **Бюл. № 16**.

92. Пат. **2623929** Российская Федерация, МПК **C21D 6/04, C23C 14/00, C21D 9/22**. Способ термической обработки изделий с металлическим покрытием / Кокорин Н. А., Данилов И. А., Кондратенков М. С.; патентообладатель: Общество с ограниченной ответственностью "Научно-производственный центр "Криогенная технология повышения ресурса" – № 2016140819; заявл. 18.10.2016; опубл. 29.06.2017, **Бюл. № 19**.

93. Пат. **2640703** Российская Федерация, МПК **C23C 8/36**. Способ локальной обработки стального изделия при ионном азотировании в магнитном поле / Будилов В. В., Рамазанов К. Н., Хусаинов Ю. Г., Есипов Р. С., Золотов И. В., Агзамов Р. Д.; патентообладатель: Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Уфимский государственный авиационный технический университет" – № 2016110289; заявл. 21.03.2016; опубл. 11.01.2018, **Бюл. № 2**.

94. Пат. **2646180** Российская Федерация, МПК **C21D 1/25, C21D 4/06, C21D 1/42**. Способ термоциклической обработки сталей / Комоликов А. С., Калинин С. А., Козырь И. Г., Кузенков С. Е.; патентообладатель: Общество с ограниченной ответственностью "Лаборатория технологий" – № 2017106373; заявл. 27.02.2017; опубл. 01.03.2018, **Бюл. № 7**.

95. Пат. **2647962** Российская Федерация, МПК **B22D 19/02, B22D 27/02**. Способ упрочнения литой оснастки штампа / Глущенко В. А., Черников Д. Г.; патентообладатель: Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования "Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева" – № 2016124095; заявл. 16.06.2016; опубл. 21.03.2018, **Бюл. № 9**.

96. Пат. **2688787** Российская Федерация, МПК **C23C 8/34, C23C 8/38, B23H 5/14**. Способ упрочнения поверхностей термообработанных стальных деталей / Тарельник В. Б., Марцинковский В. С., Белоус А. В.; патенто-

обладатель: Марцинковский В. С. – № 2017116136; заявл. 05.05.2017; опубл. 22.05.2019, **Бюл. № 15.**

97. Пат. **2711067 Российская Федерация, МПК С23С 8/36, С23С 14/06.** Способ ионного азотирования в скрещенных электрических и магнитных полях / Вафин Р. К., Асылбаев А. В., Николаев А.А.; патентообладатель: федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Уфимский государственный авиационный технический университет" – № 2019103185; заявл. 05.02.2019; опубл. 15.01.2020, **Бюл. № 2.**

98. Пат. **2717124 Российская Федерация, МПК С23С 8/36, С22F 1/18.** Способ интенсификации процесса низкотемпературного ионного азотирования изделий из титановых сплавов /Рамазанов К.Н., Тагиров А.Ф., Николаев А.А., Хусаинов Ю.Г.; патентообладатель: федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Уфимский государственный авиационный технический университет" – № 2019136706; заявл. 14.11.2019; опубл. 18.03.2020, **Бюл. № 8.**

99. Пат. **2696992 Российская Федерация, МПК С23С 28/00, С23С 8/56.** Способ поверхностной обработки стальной детали азотированием или азотонауглероживанием, оксидированием, а затем пропиткой / Магдинье Пьер – Луи, Дебуш-Жанни Мари-Ноэльль; патентообладатель: Х.Е.Ф. – № 2017126188; заявл. 15.12.2015; опубл. 08.08.2019, **Бюл. № 22.**

100. Пат. **2687616 Российская Федерация, МПК С23С 8/36.** Способ низкотемпературного ионного азотирования титановых сплавов с постоянной прокачкой газовой смеси / Рамазанов К.Н., Тагиров А.Ф., Николаев А.А., Хусаинов Ю.Г., Есипов Р.С.; патентообладатель: федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Уфимский государственный авиационный технический университет"– № 2018112729; заявл. 09.04.2018; опубл. 15.05.2019, **Бюл. № 14.**

101. Ржевская, С.В. Материаловедение: учеб. / С.В. Ржевская – М.: Логос, 2004. - 424 с.
102. Родигин, Н. М. Индукционный нагрев стальных изделий: учеб. / Н.М. Родигин – Свердловск: Metallurgizdat, 1950. – 246 с.
103. Ромашков, Е.В. Разработка режимов термической обработки для упрочнения легированных сталей инструментального класса / Е.В. Ромашков, С.Е. Крылова, О.А. Ромашкова // Компьютерная интеграция производства и ИПИ-технологии материалы VIII Всероссийской научно-практической конференции – 2017. – С. 652 – 655.
104. Рудаков, В. И. Физические методы изучения состава и структуры материалов: учеб. пособие для вузов / В. И. Рудаков, А. В. Попов. - Оренбург: ГОУ ОГУ, 2007. - 578 с
105. Самсонов, Г. В. Покрывтия из тугоплавких соединений: учеб. / Г. В. Самсонов, А. П. Эпик. М.: Металлургия, 1964 – 107 с.
106. Свенчанский, А.Д. Электротехнологические промышленные установки: учеб. / А.Д. Свенчанский – М.: Энергоиздат, 1982. – 400 с.
107. Семенов, Е.И. Ковка и штамповка: учеб. / Е.И. Семенов – М.: Машиностроение, 1987. – 234 с.
108. Сидоренко, В. Д. Применение индукционного нагрева в машиностроении: учеб. пособ. / В. Д. Сидоренко – Л.: Машиностроение, 1980. – 230 с.
109. Слухоцкий, А. Е. Индукторы для индукционного нагрева машиностроительных деталей: учеб. / А. Е. Слухоцкий, С. Е. Рыскин М.; Л.: Энергии, 1974. – 263 с.
110. Слухоцкий, А. Е. Индукторы: учеб. / А. Е. Слухоцкий; под ред. А. Н. Шамова. – 5-е изд., перераб. и доп. – Л.: Машиностроение. Ленинград, отделение, 1989. – 69 с
111. Смирнов, М.А. Основы термической обработки стали: учеб. / М.А. Смирнов, В.М. Счастливец, Л.Г. Журавлёв. – М.: Наука и технологии, 2002. – 519 с.

112. Соколов, А.Г. Повышение работоспособности инструмента методами диффузионной металлизации: учеб. пособие / А.Г. Соколов, В.П. Артемьев. – Ростов н/Д.: Изд-во СКНЦ ВШ, 2006. – 228 с.

113. Соколов, А.Г. Технологии формирования требуемых механических и физико-химических свойств поверхностей изделий машиностроения (покрытия в машиностроении): учебное пособие / А.Г. Соколов, В.В. Иосифов, А.Г. Схиртладзе. – Краснодар : Издательский Дом – Юг, 2016. – 212 с.

114. Трофимов, М.Г. Футеровка индукционных печей: учеб. / М.Г. Трофимов – М.: Металлургия, 1968. – 288 с.

115. Упрочняющая обработка штампов для глубокой вытяжки / Н.А. Галынская [и др.] // Вестник Белорусского национального технического университета: научно-технический журнал – 2010. – №4. – С. 30 – 34.

116. Федулов, А. П. Упрочнение и восстановление штампов электроискровым методом: учеб. / А. П. Федулов, Е. Н. Слесарев // Молодой ученый. – 2015. – №12.1. – С. 88-90.

117. Филоненко, Б.А. Комплексные диффузионные покрытия: учеб. / Б.А. Филоненко. - М.: Машиностроение, 1981. - 136 с.

118. Фомин, А. А. Научные основы термических процессов получения оксидных покрытий на титановых медицинских изделиях с применением токов высокой частоты [Текст] : дис. док. техн. наук : 05.09.10, 05.16.01 / Александр Александрович Фомин; науч. рук. И. В. Родионов. – Саратов, 2017. – 421 с.

119. Фомин, А. А. Физико-химические и технологические основы нанотехнологии металлооксидных и оксидно-керамических покрытий на металлах и сплавах медицинского назначения: учеб. монография / А. А. Фомин, И. В. Родионов, Е. Ю. Пошивалова; под общ. ред. И. В. Родионова. – Саратов. 2014. – 302 с.

120. Хрущев, М.М. Повышение износостойкости сталей путем поверхностных упрочнений за счет термических, химико-термических обработок,

нанесения покрытий и наплавов / М.М. Хрущев // Трение и смазка в машинах и механизмах – 2010. – № 5. – С. 44–48.

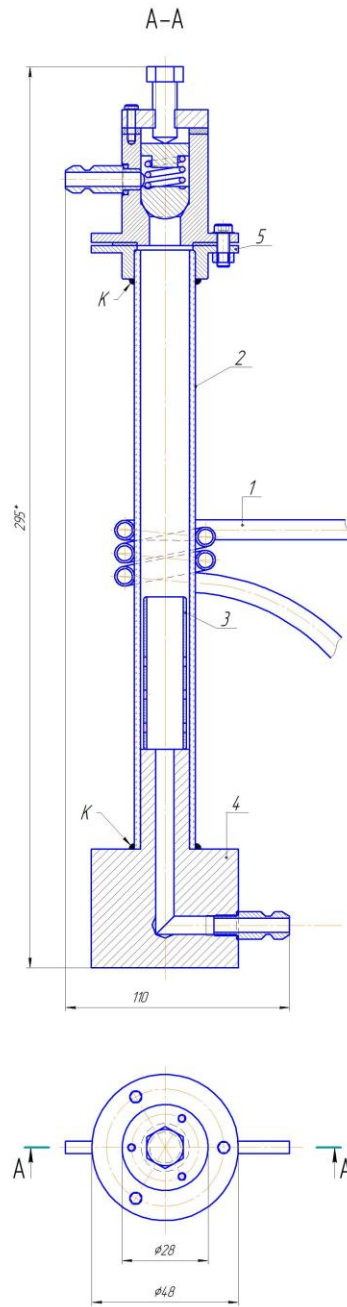
121. Царевский, В.В. Физические основы электронагрева: Учеб. пособие/ В.В. Царевский, С.А. Галунин, М.В. Злобина – Спб.: Изд-во СПбГЭТУ «ЛЭТИ», 2011. – 108 с.

122. Цесарский, Б. И. Конструирование и производство штампов: учеб. / Б. И. Цесарский – М.: Машгиз, 1951. – 200 с.

123. Шухов, Ю. В. Холодная штамповка: Учебник / Ю. В. Шухов – М.: Высшая школа, 1977. – 208 с.

ПРИЛОЖЕНИЕ

КФБН.181313.0100.00 СБ



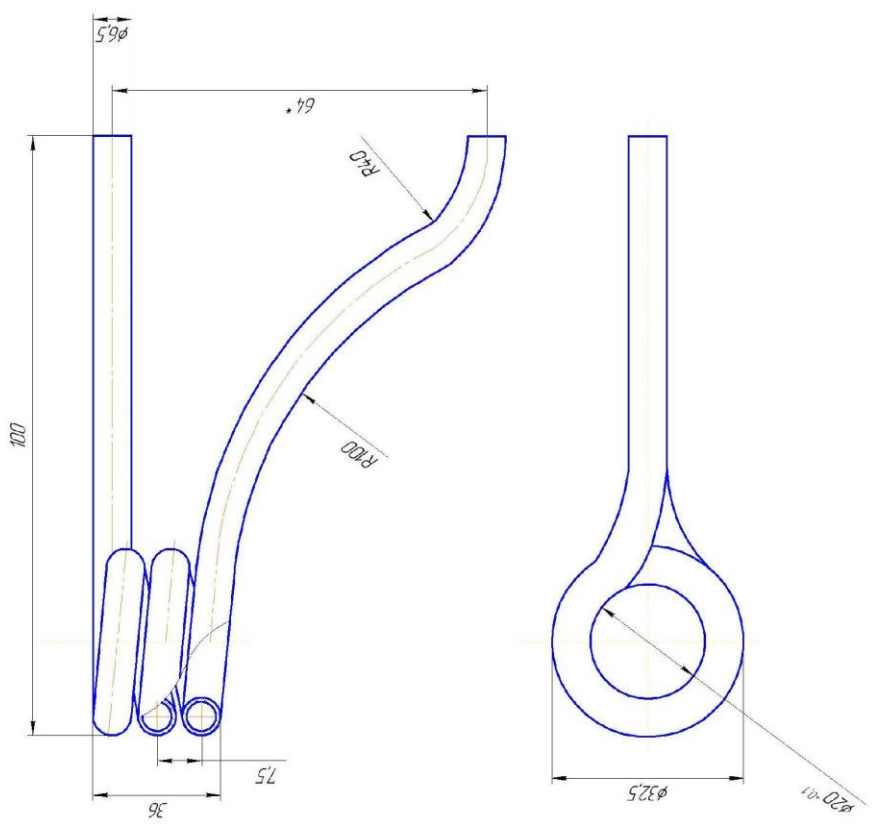
- 1 * - размеры для справок
 2. К - клеевое соединение эпоксидной смолы марки Эпал-ПТЗ-040

				КФБН.181313.0100.00 СБ		
Исполн.	К. Провер.	Утвер.	Дата	Контроль для термо-технической обработки	Диаг.	Измерит.
Сварщик	Ковыко В.А.	Ковыко В.А.	07.01.21	В.К.Р.	0.7	1.1
Инженер	Ковыко В.А.	Ковыко В.А.		Сварочный чертёж		
Мастер	Ковыко В.А.	Ковыко В.А.		СТПЗ-010001 Сварочные ДА		
Мастер	Ковыко В.А.	Ковыко В.А.		№МЕТ/Л-21		
				Алюминий	Феррит А1	

Лист 1 из 1
 Дата: 07.01.21
 Сварщик: Ковыко В.А.
 Инженер: Ковыко В.А.
 Мастер: Ковыко В.А.

√ Ra 0,6 (√/√)

КФБН.181313.010100



1. Число вилок -3
2. Направление надбыки - левое
3. Концы трубки зачищаются до √ Ra 1,2
4. Предельные отклонения вылет и отбортовки Н14, н14, ± IT14
5. Расстояние между вилками 15 мм
6. * - размеры для справок

КФБН.181313.010100		Лист	Масса	Масштаб
Индуктор		В К Р	0,055	1:1
Исполн.	Провер.	Лист	Листов	Т
Исполн.	Провер.	СТТУ им.С.Горохова В.А.		
Исполн.	Провер.	№ КЭТ/1-21		
Исполн.	Провер.	Формат А3		

ИПС № проекта	ИПС № детали	ИПС № сборки	ИПС № чертежа	ИПС № документа
ИПС № проекта	ИПС № детали	ИПС № сборки	ИПС № чертежа	ИПС № документа

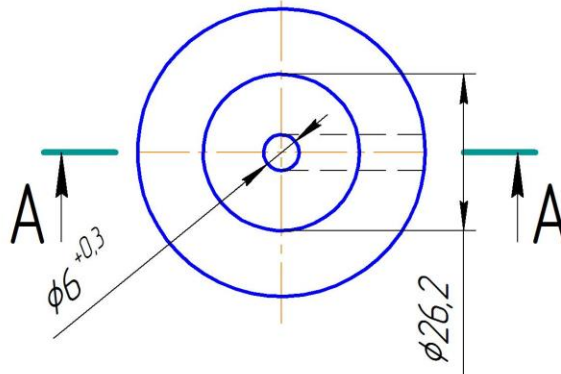
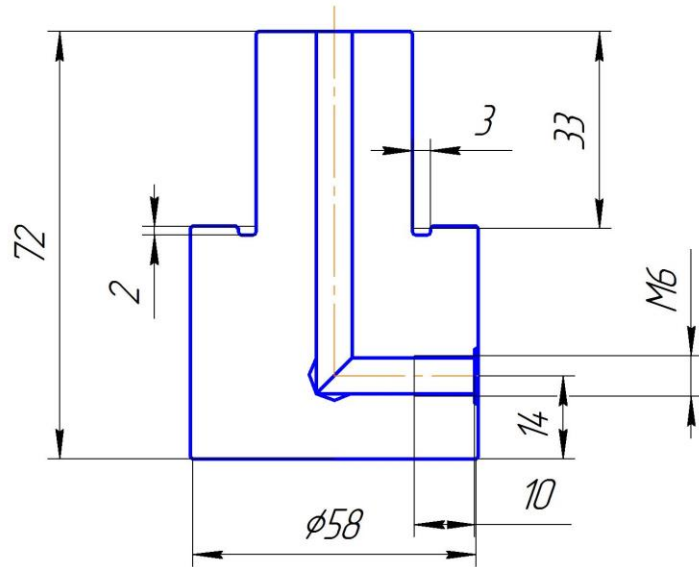
Перв. примен.	КФБН.181313.01.02.00				√ Ra 0,63 (√)						
Справ. №											
Подп. и дата	<p>1. Предельные отклонения валов и отверстий H14, h14, ± $\frac{IT14}{2}$.</p> <p>2. Фаски кругом 0,5x45°</p>										
Инв. № дробл.	КФБН.181313.01.02.00				Лит.	Масса	Масштаб				
Взам. инв. №	Изм.	Лист	№ докум.	Подп.	Дата	В	К	Р	0,03	1:2	
Подп. и дата	Кварцевая трубка				Лист		Листов 1				
Инв. № подл.	Кварцевая трубка диаметром 20 мм ОСТ 2142 - 90				СГТУ имени Гагарина Ю.А. ММЕТ/1-21						
Утв.	Копировал				Формат А4						

Перв. примен.	КФБН.181313.01.03.00			$\sqrt{Ra\ 0,63\ (\checkmark)}$							
Справ. №											
Подп. и дата	A-A										
Инв. № дудл.											
Взам. инв. №	<p>1. Предельные отклонения валов и отверстий H14, h14, $\pm \frac{IT14}{2}$.</p> <p>2. Фаски кругом 0,5x45°</p>										
Подп. и дата	КФБН.181313.01.03.00										
Инв. № подл.	Изм.	Лист	№ докум.	Подп.	Дата	Кварцевая упорная трубка	Лит.	Масса	Масштаб		
	Разраб.	Полканов П.А.	11.05.20				В	К	Р	0,002	1:1
	Пров.	Кошуро В.А.	11.05.20				Лист		Листов		1
	Т.контр.	Кошуро В.А.					СГТУ имени Гагарина Ю.А.				
	Н.контр.	Кошуро В.А.					ММЕТЛ-21				
	Утв.	Радионон И.В.				Кварцевая трубка диаметром 14 мм ОСТ 2142 - 90					
Копировал						Формат А4					

КФБН.181313.01.04.00

$\sqrt{Ra\ 1,6\ (\checkmark)}$

A-A



1. Предельные отклонения валов и отверстий H14, h14, $\pm \frac{IT14}{2}$.
2. Фаски кругом 0,5x45°
3. Радиусы скругления 0,6

Перв. примен.				КФБН.181313.01.04.00											
Справ. №				<p style="font-size: 2em; font-weight: bold;">Основание</p> <p>Круг диаметром 48 мм Ст. 45 ГОСТ 7417-75</p>											
Подп. и дата															
Инв. № дробл.				<table border="1" style="width: 100%; border-collapse: collapse;"> <tr> <td>Лит.</td> <td>Масса</td> <td>Масштаб</td> </tr> <tr> <td>B K P</td> <td>0,35</td> <td>1:1</td> </tr> <tr> <td colspan="2">Лист</td> <td>Листов 1</td> </tr> </table>			Лит.	Масса	Масштаб	B K P	0,35	1:1	Лист		Листов 1
Лит.	Масса	Масштаб													
B K P	0,35	1:1													
Лист		Листов 1													
Взам. инв. №				<p>СГТУ им. Гагарина Ю.А.</p> <p>ММЕТЛ-21</p>											
Подп. и дата															
Инв. № подл.				<p>Формат A4</p>											
Изм. Лист	№ докум.	Подп.	Дата												
Разраб.	Палканов П.А.		28.05.20												
Пров.	Кошуро В.А.		28.05.20												
Т.контр.	Кошуро В.А.														
И.контр.	Кошуро В.А.														
Утв.	Радионой И.В.														

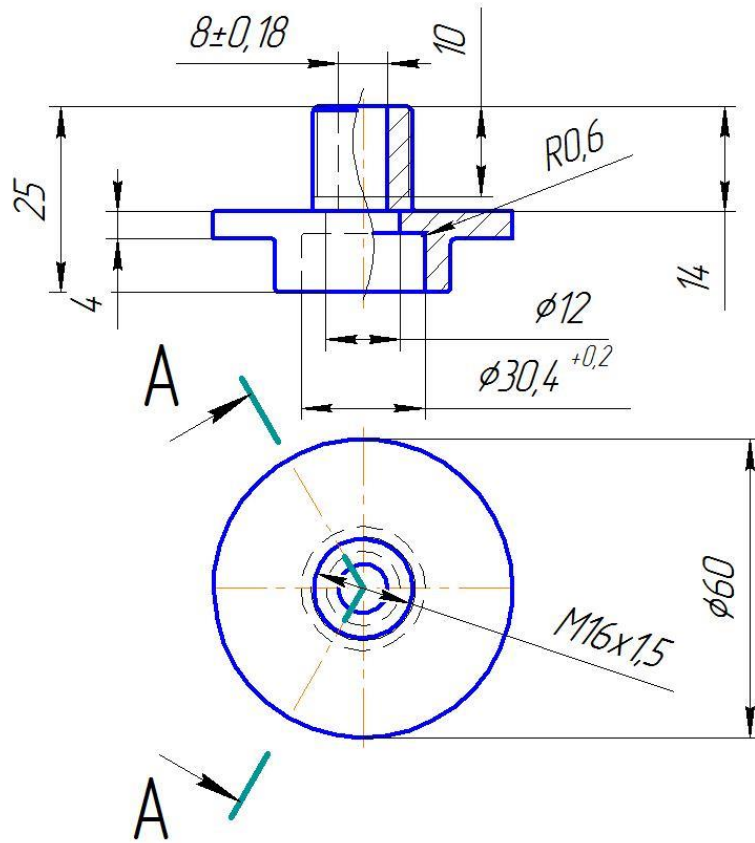
Копировал

Формат A4

КФБН.181313.01.05.00

$\sqrt{Ra\ 1,6\ (\checkmark)}$

A-A



1. Предельные отклонения валов и отверстий H14, h14, $\pm \frac{IT14}{2}$.
2. Фаски кругом 0,5x45°
3. Радиусы скругления 0,6

Перв. примен.	Справ. №	Подп. и дата	Инв. № дробл.	Взам. инв. №	Подп. и дата	Инв. № подл.
---------------	----------	--------------	---------------	--------------	--------------	--------------

Изм.	Лист	№ докум.	Подп.	Дата
Разраб.		Палканов П.А.		28.05.20
Проб.		Кашуро В.А.		28.05.20
Т.контр.		Кашуро В.А.		
Н.контр.		Кашуро В.А.		
Утв.		Радионой И.В.		

КФБН.181313.01.05.00

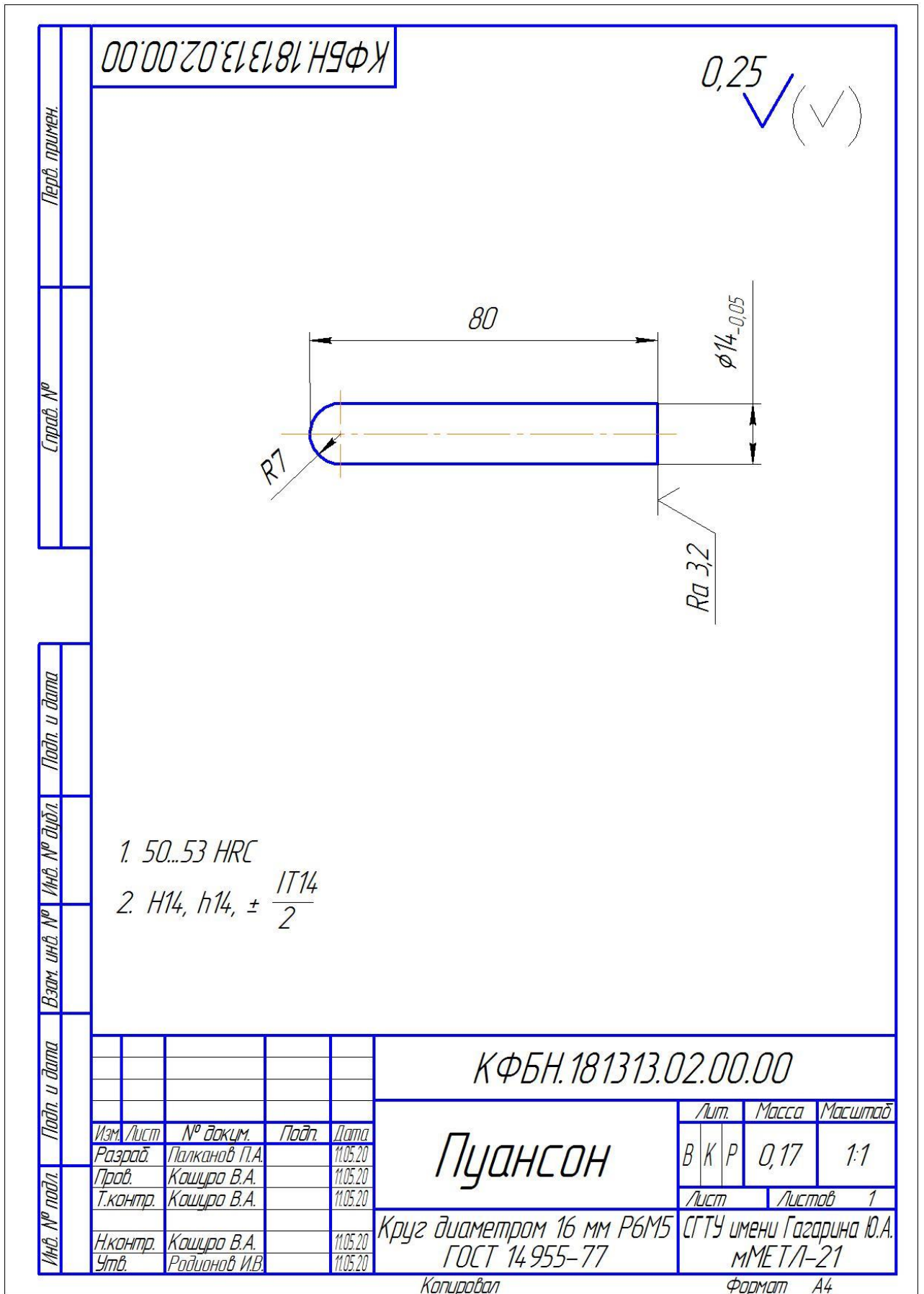
Соединительны фланец

Круг диаметром 60 мм Ст 45 ГОСТ 7417-75

Лит.	Масса	Масштаб
В К Р	0,2	1:1
Лист		Листов 1
СГТУ им. Гагарина Ю.А. ММЕТ/1-21		

Копировал

Формат А4



- 1. 50...53 HRC
- 2. H14, h14, $\pm \frac{IT14}{2}$

Перв. примен.		Справ. №	
Взам. инв. №	Инв. № дубл.	Подп. и дата	Подп. и дата
Инв. № подл.	Изм. Лист	№ докум.	Подп.
И.контр.	Контр.	Контр.	Дата
Утв.	Утв.	Утв.	Дата

КФБН.181313.02.00.00			
Пуансон		Лит.	Масса
В	К	Р	0,17
Лист		Листов	
1		1	
Круг диаметром 16 мм Р6М5		СТГУ имени Гагарина Ю.А.	
ГОСТ 14.955-77		ММЕТЛ-21	
Копировал		Формат А4	

Данные микро- и макроструктуры образцов, подвергнутых химико-термической обработке

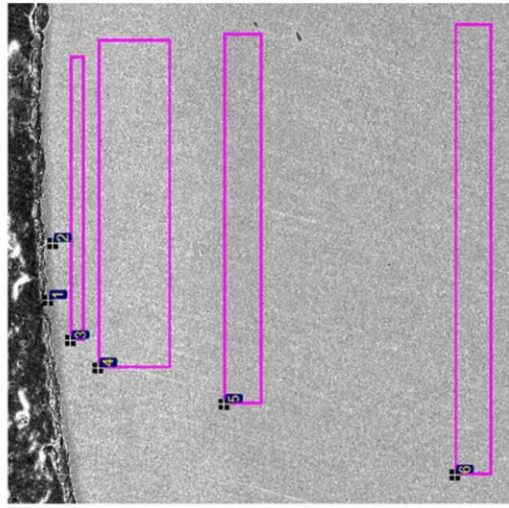


Рисунок 1. Данные ЭДРФА поверхности образца (1/5), полученные с помощью распределенного электронного микроскопа «МРА II ПМЪ», цифрами обозначены участки, где анализировался химический состав покрытия



Рисунок 3. Электронный микроскоп «МРА II ПМЪ»

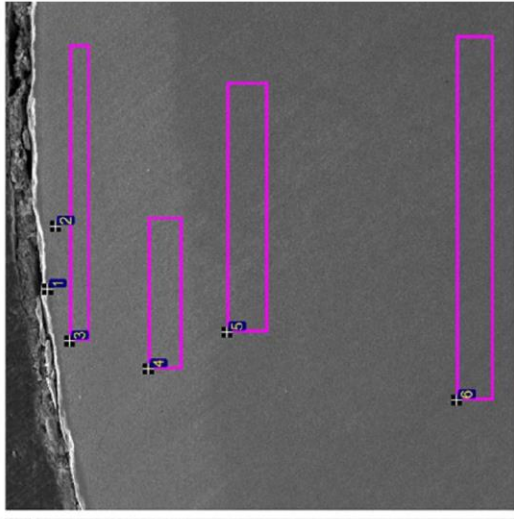


Рисунок 2. Данные ЭДРФА поверхности образца (3/4), полученные с помощью распределенного электронного микроскопа «МРА II ПМЪ», цифрами обозначены участки, где анализировался химический состав покрытия

Таблица 1. Состав покрытия образца из быстрорежущей стали, полученный в лабораторных условиях, в отпущенных прокатках после ХТО

Спектр	N	O	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	W
1	5,68	7,94	1,38	3,15	-	63,79	-	3,15	3,97
2	4,02	10,23	1,65	3,77	0,32	65,80	-	2,60	4,22
3	3,12	3,06	2,01	3,78	0,32	71,49	-	3,50	6,20
4	2,56	2,39	2,36	3,98	0,42	72,66	0,29	4,48	6,39
5	2,71	3,95	2,47	3,96	-	70,53	0,32	4,61	6,47
6	2,09	2,51	2,69	3,90	0,32	71,01	0,33	4,93	6,85
Макс.	5,68	10,23	2,69	3,98	0,42	72,66	0,33	4,93	6,85
Мин.	2,09	2,39	1,38	3,15	0,32	63,79	0,29	2,60	3,97

Таблица 2. Состав покрытия образца из быстрорежущей стали, полученный в заводских условиях, в отпущенных прокатках после ХТО

Спектр	N	O	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	W
1	6,19	10,1	2,49	4,14	0,41	77,47	0,38	2,89	6,03
2	5,30	4,72	1,74	4,09	0,38	81,41	0,38	2,35	6,36
3	3,15	1,95	2,40	4,33	0,29	78,70	0,44	3,14	7,55
4	2,92	5,40	2,44	4,40	0,39	77,98	0,32	3,70	7,83
5	3,84	3,87	2,68	4,31	0,32	76,52	0,31	3,77	8,24
6	2,55	1,63	2,84	4,29	0,33	77,15	0,47	4,07	8,30
Макс.	6,19	10,1	2,84	4,40	0,41	81,41	0,47	4,07	8,30
Мин.	2,55	1,63	1,74	4,09	0,29	76,52	0,31	2,35	6,03

Выполнил:
 студент гр. ММЕТ-1-21 Паконов П.А.
 Проверил:
 Кашура В.А. — доцент
 Утвердил:
 Рабинович И.В. — д.т.н., профессор

Зависимость твердости образцов от режимов химико-термической обработки

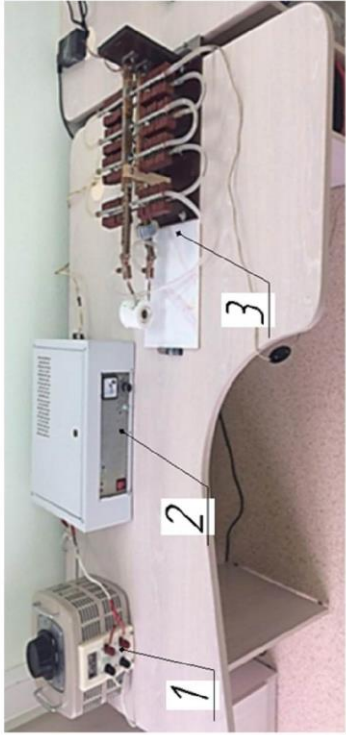


Рисунок 1. Лабораторная установка ультразвуковой индукционной закалки: 1-лабораторный электропитатель (ЛАП), 2-закалочник, 3-компьютерный компьютер

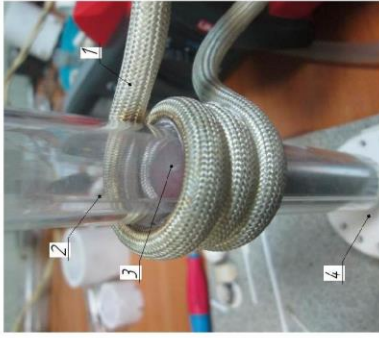


Рисунок 2. Процесс ХТО (ЛЗ) 1-индуктор, 2-отражающее покрытие, 3-печь, 4-панель управления



Рисунок 3. Вакуумная печь для термообработки с системой газовой азотирования «ЛазерТонк»

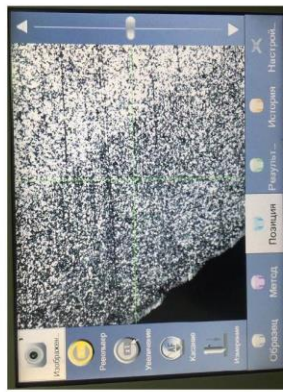


Рисунок 5. Процесс измерения твердости на «Digscope-20s»

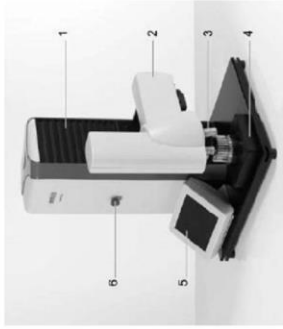


Рисунок 4. Прибор для измерения микротвердости материал «Digscope-20s»: 1-объектив, 2-окуляр, 3-стеклянная пластина, 4-объектив, 5-объектив, 6-объектив

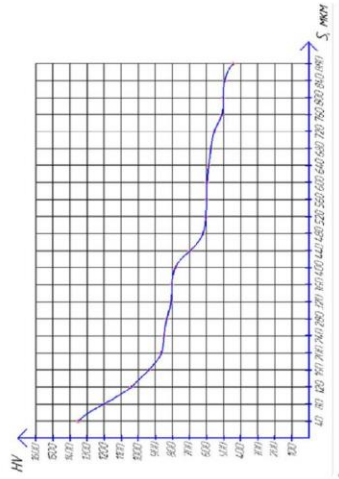


Рисунок 6. График зависимости твердости образцов, полученных в лабораторных условиях, от глубины измерения (измеряла на индикатор Виккерса с погрешностью 10%)

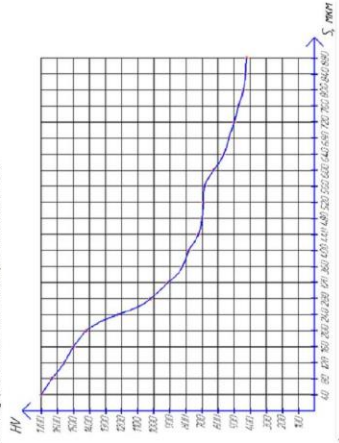


Рисунок 7. График зависимости твердости образцов, полученных в заводских условиях, от глубины измерения (измеряла на индикатор Виккерса с погрешностью 10%)

Выполнил:
студент гр. ММЕТ-1-21 Паканов П.А.
Проверил:
Кашуров В.А.
Удобрский И.В.
Д.т.н., профессор
К.т.н., доцент
Д.т.н., профессор

Результаты решения задач электродинамики и теплопроводности при индукционном нагреве

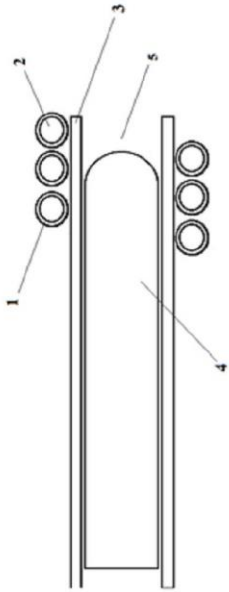


Рисунок 1. Генеративная модель камеры для химико-термической обработки, помещенной в индуктор: 1-индуктор, 2-вода, 3-катушка пружина, 4-инструмент из диспергирующей стали, 5-статосопершающая среда

Таблица 1. Значения коэффициентов для электрофизических свойств материалов системы «индуктор-камера-образец»

№ позиции	Материал компонента	Относительная диэлектрическая проницаемость, ϵ/ϵ_0	Удельная проводимость, $10^4/\text{М}$	Коэффициент температурности, $1/\text{K}$	Модуль упругости, $\text{Дж}/\text{м}^2$
1	Медь (1)	1	1	0	$58 \cdot 10^6$
2	Вода (2)	1	1	0	0
3	Купрум (3)	1	1	0	0
4	Инструментальная сталь (4)	1	1	0	$4,2 \cdot 10^6$
5	Азот (5)	1	1	0	0

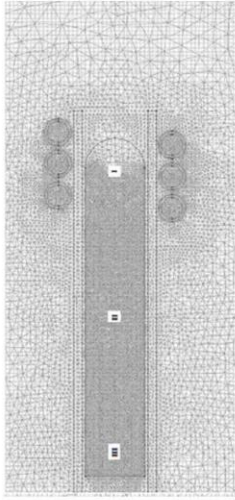


Рисунок 2. Модель камеры для химико-термической обработки с свободной сеткой конечных элементов: I-рабочая зона изделия, II-средняя область изделия, III-область изделия

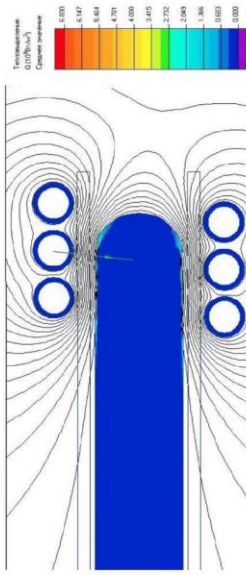


Рисунок 4. Модель распределения температуры в системе «индуктор-камера-образец» в конечный момент времени при силе тока 3,2кА

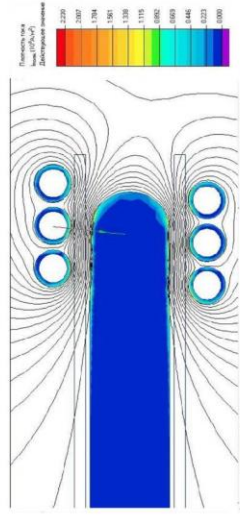


Рисунок 3. Распределение плотности тока при силе тока 3,2 кА в системе «индуктор-камера-образец» в конечный момент времени

Таблица 2. Значения коэффициентов для теплофизических свойств материалов системы «индуктор-камера-образец»

№ позиции	Материал компонента	Коэффициент температурности, $1/\text{K}$	Удельная теплоемкость, $\text{Дж}/\text{кг}\cdot\text{K}$	Плотность материала, $\text{кг}/\text{м}^3$
1	Медь (1)	0,387	390	8940
2	Вода (2)	0,64	4178	996
3	Купрум (3)	1,38	252	2207
4	Инструментальная сталь (4)	26	440	8200
5	Азот (5)	0,055	250	121

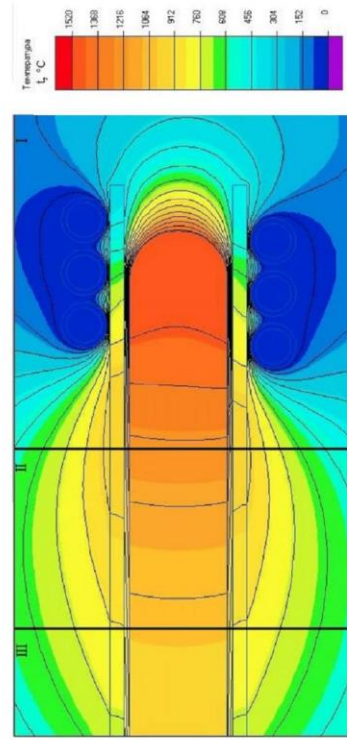


Рисунок 5. Модель распределения температуры в системе «индуктор-камера-образец» при силе тока 3,2кА в конечный момент времени

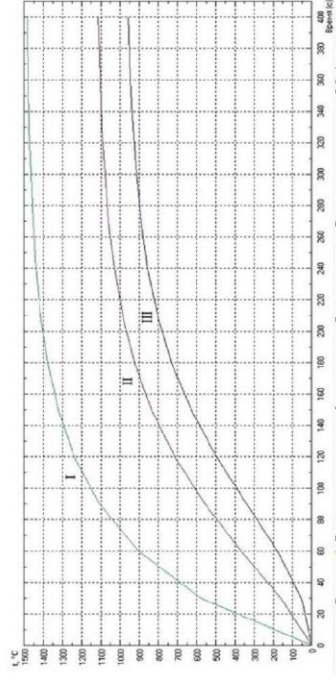


Рисунок 6. График кривых изотерм системы «индуктор-камера-образец» при силе тока 3,2кА: I-крайняя область изделия, II-средняя область изделия, III-крайняя область изделия на конце изделия

Выполнил:
 студент гр. МЭТ-1-21 Палканов П.А.
 Проверил:
 Кошуров В.А.
 Утвердил:
 Родионов И.В.
 д.т.н., профессор