

## Глава 15 ИНДУКЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ БЫСТРОИЗНАШИВАЮЩИХСЯ ДЕТАЛЕЙ УЗЛОВ ТРЕНИЯ ПОРОШКОВЫМИ ПОКРЫТИЯМИ

<sup>1</sup>Белявин К.Е., <sup>2</sup>Сосновский И.А., <sup>2</sup>Худолей А.Л.

1. Белорусский национальный технический университет,  
г. Минск, Республика Беларусь, dz-m@tut.by

2. Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси,  
г. Минск, Республика Беларусь, sos3@tut.by

Увеличение прочности и долговечности деталей механизмов и узлов трения, подвергающихся при эксплуатации повышенному воздействию тепловых и механических нагрузок, является актуальной проблемой современного машиностроения [1].

В последние годы активно ведутся работы по внедрению защитных покрытий, которые обеспечивают замену материала детали с дорогостоящих дефицитных сталей на более дешевые и распространенные – низко- и среднеуглеродистые стали. Большие перспективы в этом направлении открывают технологические процессы и оборудование для нанесения износостойких покрытий методами индукционной наплавки (рисунок 1) [2, 3].

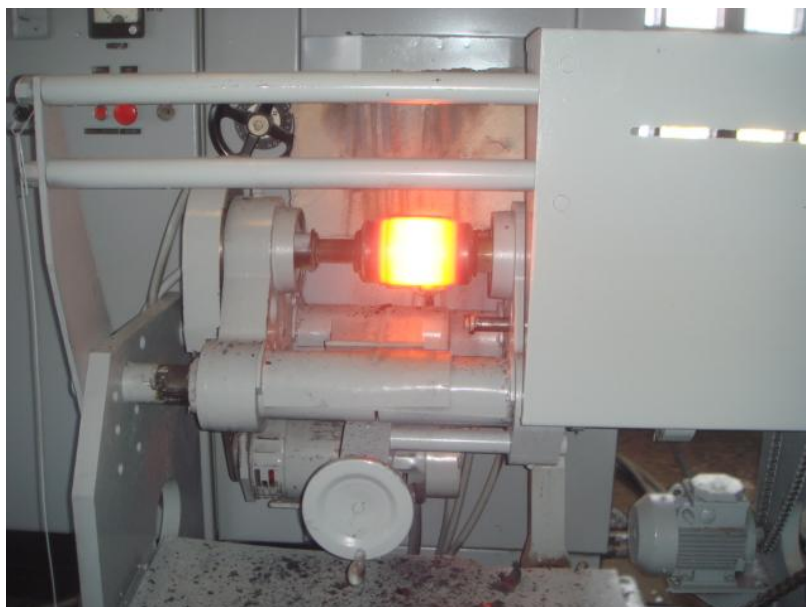


Рисунок 1 – Нанесение покрытий центробежной индукционной наплавкой

Порошковые сплавы на основе железа системы Fe–Cr–B–Si для получения защитных покрытий, обладают высокой твердостью и износостойкостью, однако имеют повышенную хрупкость и пониженную устойчивость к ударным нагрузкам. Такие материалы являются аналогами самофлюсующихся сплавов системы Ni–Cr–B–Si и также в большинстве случаев способны к самофлюсованию. Покрытия системы Fe–Cr–B–Si не уступают хромоникелевым, а часто превосходят их по твердости и износостойкости. При этом стоимость таких материалов в 3-4 раза ниже стоимости порошков на хромоникелевой и никелевой основах. В этой связи порошковые сплавы и смеси системы Fe–Cr–B–Si обычно используют для упрочнения широкой номенклатуры деталей машин и оборудования, работающих в том числе в условиях интенсивного абразивного и гидроабразивного износа.

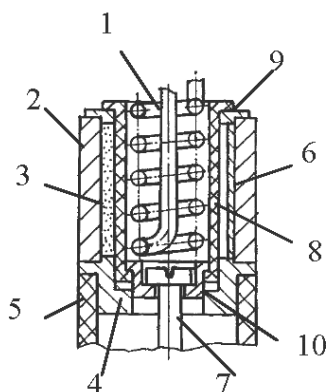
Среди наиболее перспективных материалов системы Fe–Cr–B–Si для износостойких покрытий следует отметить самофлюсующийся сплав на железной основе ПР-Х4Г2Р4С2Ф, изготавливаемый ОАО «Полема» (г. Тула, РФ) [5-6]. Покрытия из этого сплава обладают высокой твердостью (до HRC 65) и износостойкостью при

абразивном изнашивании, но в ряде случаев недостаточно устойчивы к ударным нагрузкам из-за несовершенства структурного состояния материала.

Целью настоящей работы являлась разработка способов и устройств для технологических процессов индукционного упрочнения быстроизнашивающихся деталей узлов трения порошковыми покрытиями, исследование локальных механических свойств покрытий, полученных из композиционных самофлюсующихся материалов, а также их обрабатываемости.

### Способы и устройства для индукционного упрочнения деталей износостойкими покрытиями.

Для нанесения покрытий с использованием внутреннего нагрева в [5,6] предлагается использовать шпиндельное устройство с упругим винтовым поджимом с наладкой, показанной на рисунке 2.

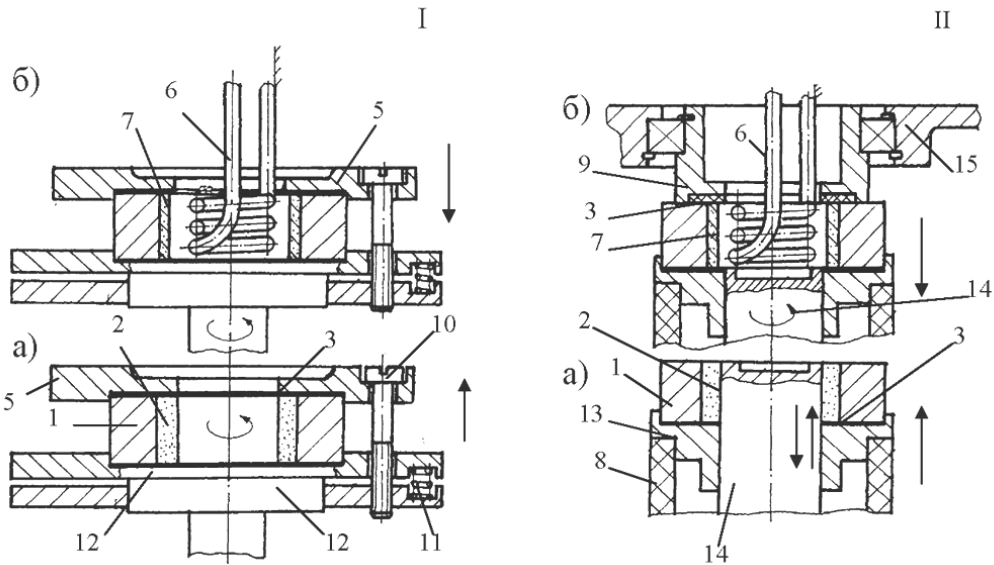


1 – индуктор; 2 - заготовка; 3 – порошковая засыпка; 4 – оправка с центральным стержнем; 5 – керамическая труба шпинделя; 6 – покрытие; 7 – винт; 8 - керамическая втулка; 9 – шайба; 10 – колпачок

Рисунок 2 – Наладка для внутреннего нагрева, предназначенная для работы со шпинделем, оснащенным упругим поджимом

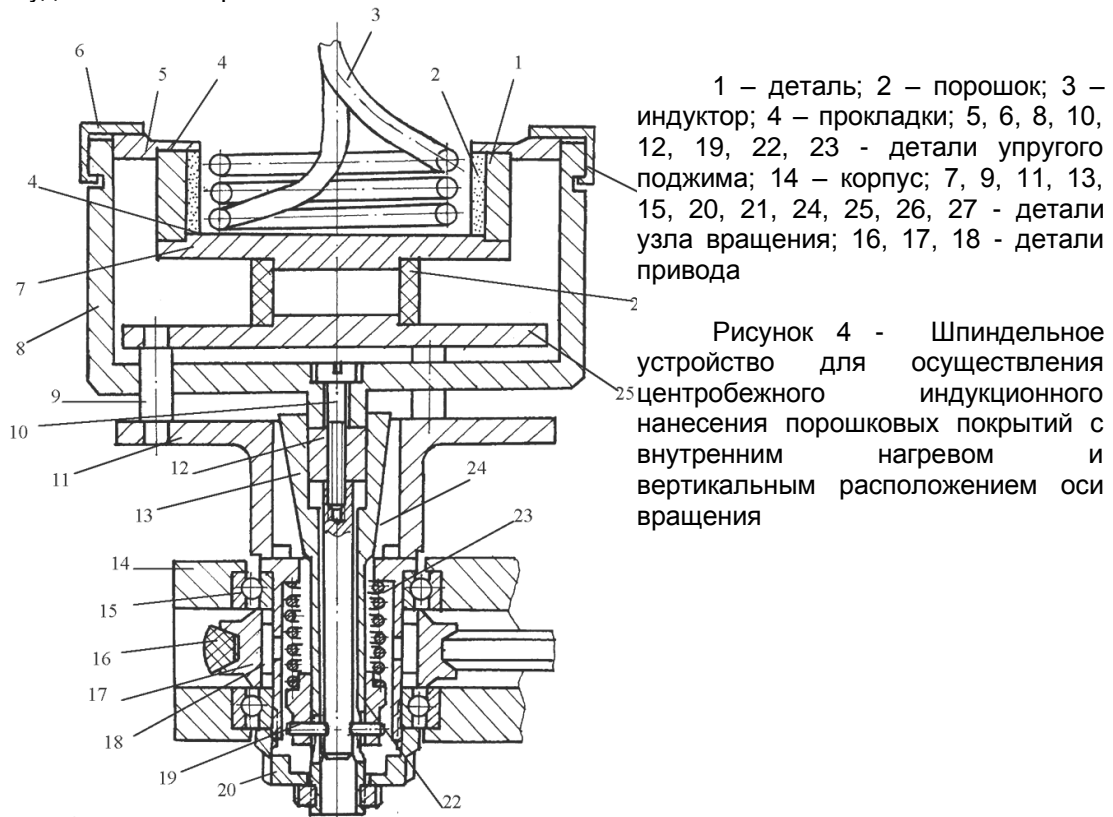
В наладке в качестве формующего стержня используется керамическая втулка, которой обеспечивается нагрев размещенного в зазоре закрытой формы порошка, в том числе и из ферромагнитных материалов.

Однако, внутренний нагрев в закрытой форме, выполненной по изображенной схеме, весьма непроизводителен, так как эффективный зазор между индуктором и ферромагнитной деталью увеличивается не только на толщину порошковой засыпки слоя, но и на толщину формующей керамической трубки. Поэтому, чтобы максимально приблизить поверхность индуктора к поверхности нагреваемой основы и порошка и повысить к.п.д. нагрева, внутренний нагрев при вертикальном формовании целесообразно осуществлять в открытых формах, исключающих необходимость присутствия формующих элементов в момент нагрева. Наиболее подходящим в этом смысле для вертикального исполнения технологии центробежного индукционного нанесения покрытий является применение удаляемого формующего элемента перед осуществлением операции нагрева (рисунок 3). Удаляемый элемент должен сначала обеспечить возможность засыпки порошка в зазор и тем самым равномерно распределить его по внутренней поверхности заготовки в статическом состоянии шпиндельного устройства и только затем, придав форме вращения, для того, чтобы уберечь сформованный слой от разрушения, его можно извлекать из вращающейся с формой детали. Для установок и шпиндельных устройств простейшего исполнения (схема I рисунок 3 и рисунок 4) оно может быть выполнено в виде отдельного от шпиндельного устройства вспомогательного стержня (рисунок 5 а, б, в) и в виде специальных (см. схему II рисунке 3) встроенных в шпиндель стержней, установленных с возможностью вертикальных перемещений.



( $\rightleftharpoons$ ,  $\curvearrowright$ ) - кинематика движений; 1 – заготовка; 2 - порошковая засыпка; 3 – прокладка; 4 - центрирующая оправка с формующим стержнем (не показана); 5 – крышка; 6 – индуктор; 7 – покрытие; 8 – шпиндель; 9 - вращаемый упор; 10 - винт крепления заготовки; 11 - упругий элемент; 12 - шпиндель; 13 - полая центрирующая оправка; 14 - перемещаемый формующий стержень; 15 - корпус вращаемого упора  
а - исходная и б - конечная позиции

Рисунок 3 - Принципиальные схемы исполнения устройств с вертикальным расположением оси вращения: I - с использованием обычной открытой формы и II - открытой формы с удаляемым стержнем



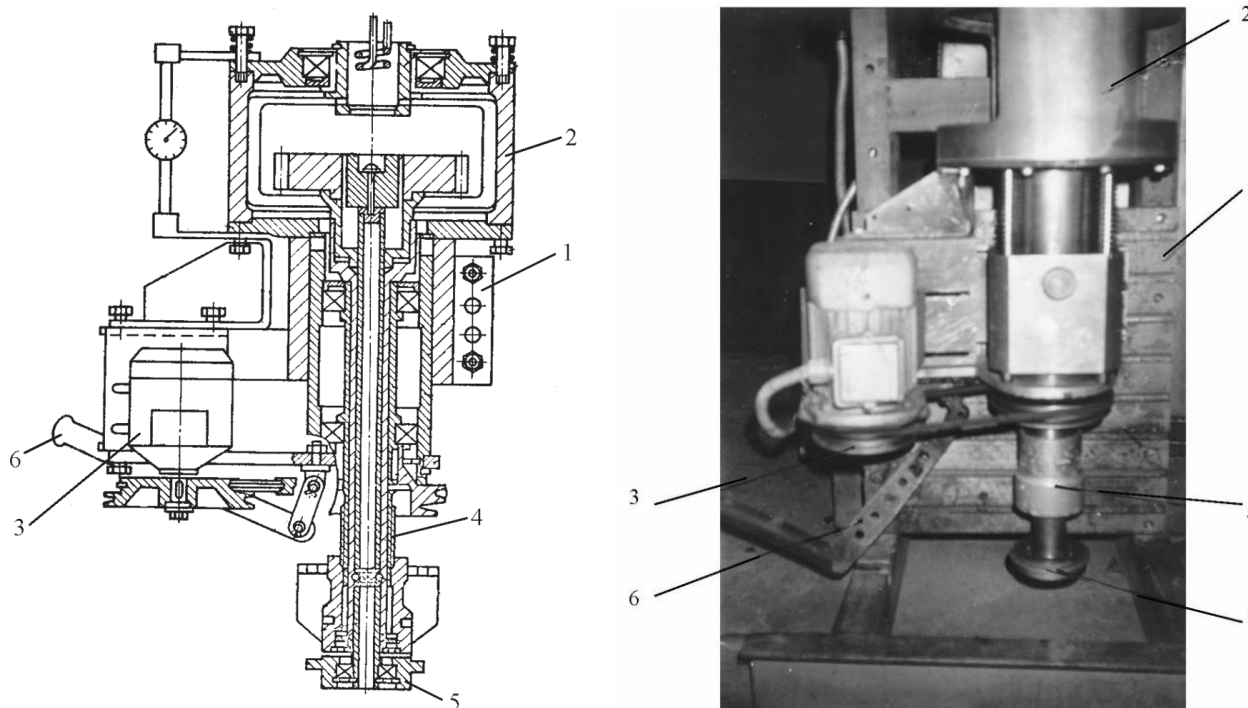
1 – деталь; 2 – порошок; 3 – индуктор; 4 – прокладки; 5, 6, 8, 10, 12, 19, 22, 23 - детали упругого поджима; 14 – корпус; 7, 9, 11, 13, 15, 20, 21, 24, 25, 26, 27 - детали узла вращения; 16, 17, 18 - детали привода

Рисунок 4 - Шпиндельное устройство для осуществления центробежного индукционного нанесения порошковых покрытий с внутренним нагревом и вертикальным расположением оси вращения

Формование порошковых слоев с использованием извлекаемого стержня во время вращения представлен на рисунке 4.

Аналогичный способ формования реализуется в специальных устройствах по нанесению покрытий, в которых формующий стержень встраивается в шпиндель (см. схему II рисунок 3 а,б). Обычно в установках этого типа предусматривается позиция (см. схему II рисунок 3) засыпки порошка между заготовкой 1 и выдвинутым стержнем 14 в статическом состоянии шпинделя, промежуточная позиция (на схеме II рисунке 3 не показана) поджима детали 1 к полуму корпусу вращаемого упора 9, на которой также обеспечивается вращение и удаление формующего стержня 14 из внутренней полости детали 1 для размещения в освободившемся внутреннем объеме индуктора, а также (см. схему II рисунке 3 б) - позиция нагрева, на которой индуктор 6 для внутреннего нагрева вводится через полый корпус вращаемого упора 15 при вертикальном перемещении с предыдущей позиции.

Подробное описание конструкции устройства для формования покрытий засыпкой порошка в зазор со встроенным и удаляемым во время вращения стержнем, выполненным по схеме II рисунке 3а,б, дано в работе [7]. Конструктивная схема установки приведена на рисунке 5а, а ее общий вид – на рисунке 5б.



1 – станина; 2 - корпус шпиндельного устройства; 3 - привод вращения шпинделя; 4 - винтовой привод перемещения штока стержня; 5 - шток стержня; 6 - рычаг привода вертикального перемещения шпинделя

Рисунок 5 – Конструктивная схема и общий вид, изготовленной в металле установки для внутреннего нагрева с используемым внутренним подогревом, встроенным и удаляемым при вращении формующим стержнем

Установка этого типа оказалась полезной при нанесении покрытий на внутренних поверхностях изношенных деталей, в которых в целях сохранения работоспособности наружных поверхностей (рисунок 6) требовалось применение только внутреннего нагрева [8].

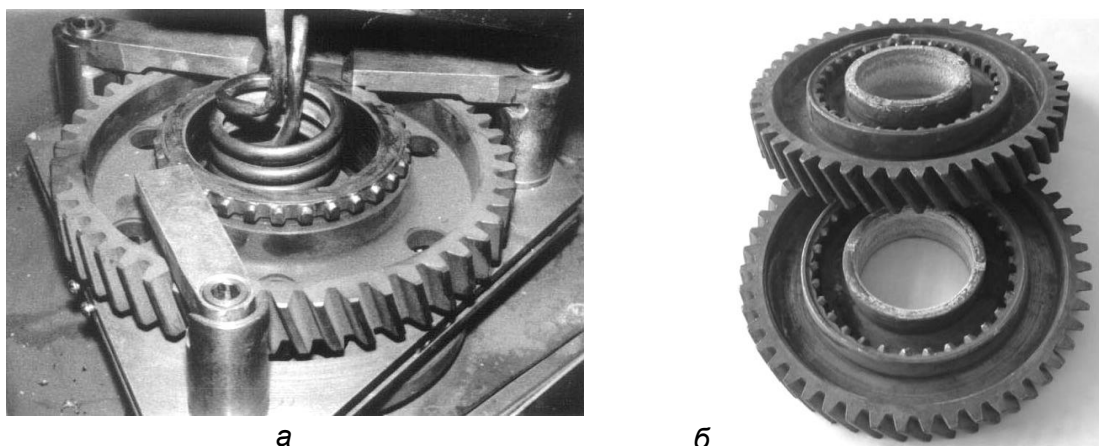
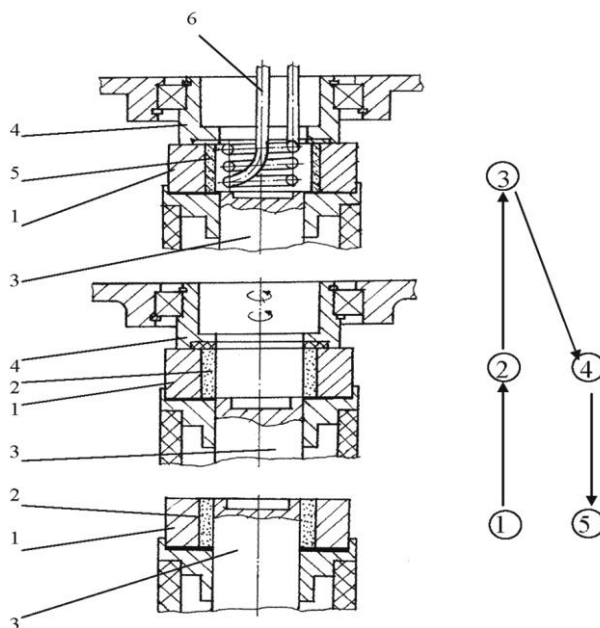


Рисунок 6 – Шестерня 2-й передачи вторичного вала коробки передач ЯМЗ №236-1701127 автомобиля КаМАЗ, нуждающаяся в восстановлении только внутренней поверхности:  
а) момент восстановления; б) после восстановления

Схема реализации типового технологического процесса нанесения покрытий с внутренним нагревом на установке вертикального типа со встроенным и удаляемым из внутренней полости заготовки формуящим стержнем для размещения в ней индуктора показана на рисунках 7-9.



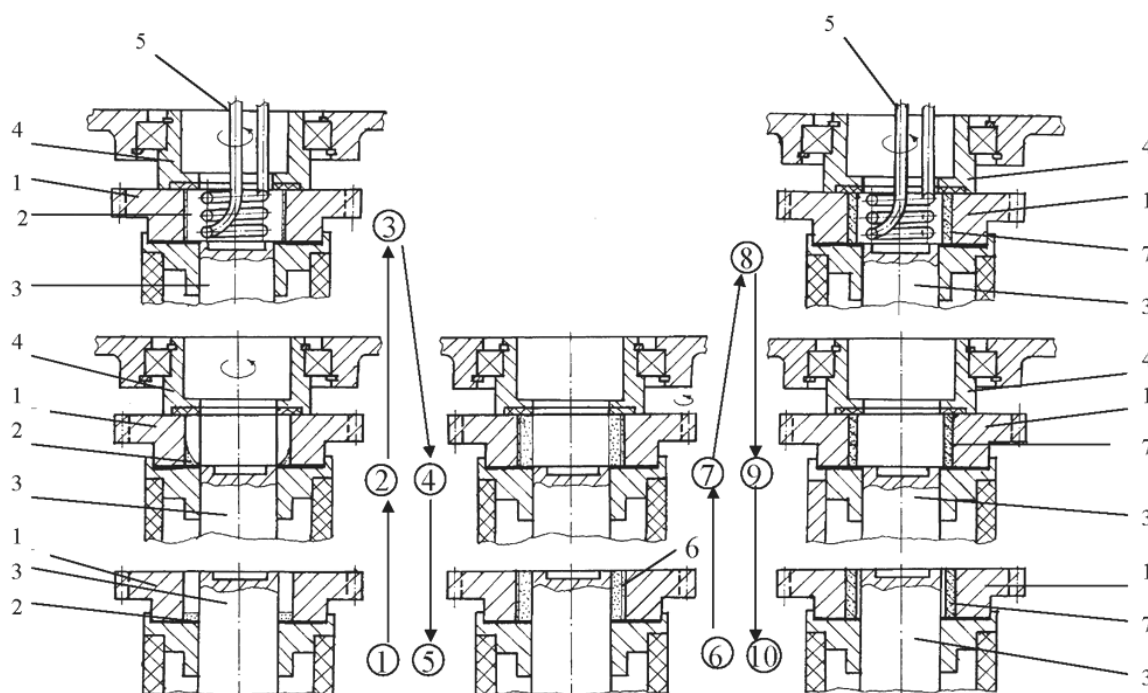
Технологические переходы: ТП1 – размещение на исходной позиции детали 1 и засыпка порошка 2 в зазор, образованный стержнем 3. ТП2 – перевод (→) детали с порошком 2 и стержнем 3 на промежуточную позицию крепления, обеспечивающей ее поджим к упору 4, включение вращения (↺) и удаление стержня из внутренней полости детали 1. ТП3 – перевод (→) закрепленной и вращаемой детали 1 с удерживаемым на внутренней поверхности порошком 2 и освобожденным от стержня 3 объемом на позиции нагрева, при котором обеспечивается размещение индуктора 6 в рабочей зоне, включение нагрева, выдержка под нагревом, получение нанесенного слоя 5 и отключение нагрева индуктора в рабочей зоне. ТП4 – возвращение (←) вращаемой детали 1 на промежуточную позицию, выдержка без нагрева для охлаждения, отключение вращения (↺). ТП5 – возвращение (←) детали 1 с нанесенным слоем 5 при одновременном раскреплении на исходную позицию и ее съем

1 – деталь; 2 – порошковая засыпка; 3 – формуящий стержень; 4 – поджимной вращающийся упор; 5 – порошковое покрытие; 6 – индуктор ТВЧ

Рисунок 7 – Схема реализации типового технологического процесса нанесения покрытий с внутренним нагревом на установке вертикального типа со встроенным и удаляемым из внутренней полости заготовки формуящим стержнем для размещения в ней индуктора

Основной недостаток приведенного технологического процесса состоит в том, что в данном исполнении процесса затрудняется, а иногда и вовсе исключается возможность нанесения ферромагнитных порошков и содержащих их в качестве основных компонентов шихтовых композиций из-за намагничивания и налипания их на индуктор. В результате для нанесения покрытий внутренним нагревом в открытых формах не используются самые дешевые и не менее износостойкие, чем хромоникелевые сплавы, самофлюсующие порошки на железной основе и шихтовые смеси на их основе.

Для устранения указанного недостатка предложены новые схемы формирования покрытий с использованием внутреннего нагрева и порошковых сплавов на железной основе.



1 – деталь; 2 - флюсовая присадка; 3 - формующий стержень; 4 - поджимной вращающийся упор; 5 - индуктор ТВЧ; 6 - засыпка порошкового сплава или порошковой композиции; 7 - порошковый слой, формируемый вращением и нагревом

Рисунок 8 – Схема восстановления внутренней поверхности ступицы зубчатого колеса нанесением слоя из ферромагнитного порошкового сплава на установке вертикального типа со встроенным и удаляемым из внутренней полости формообразующим стержнем для размещения индуктора и обеспечения внутреннего нагрева

Одна из схем приведена на рисунке 8. Она предлагается для восстановления внутренних поверхностей отверстий ступиц зубчатого колеса (рисунок 6). На специализированных предприятиях, ремонтирующих коробки передач автомобилей семейства МАЗ, имеются шестерни (в основном промежуточные), в которых зубчатый профиль практически не изнашивается, а в восстановлении нуждается только поверхность отверстия ступицы. Применяемый в настоящее время метод восстановления внутренних поверхностей электродуговой наплавкой является весьма трудоемким процессом и требует замены на более производительный, например, с использованием индукционного нагрева и нанесением покрытий одновременно на всю внутреннюю поверхность. Из экономических соображений целесообразно было наносить дешевые материалы на железной основе. Индукционный наружный нагрев в данном случае исключается, так как при его применении нарушились бы свойства



ранее обработанной наружной поверхности зубчатого профиля. Внутренний индуктор обеспечивает поверхностный нагрев ступицы с минимальной зоной термического влияния на глубинные объемы и в данном случае наиболее предпочтителен. Однако, чтобы осуществить технологию нанесения ферромагнитных материалов потребовался предварительный подогрев слоя до температуры потери его магнитных свойств. Необходимая для этого температура нагрева заготовки  $T_H$  рассчитывается по формуле [7]:

$$T_H \geq K \left[ \frac{m_n \cdot C_n (T_K - T_0)}{m_d C_d} + T_K \right], \quad (1)$$

где  $T_K$  – температура Кюри порошкового материала;  $T_0$  – начальная температура порошкового материала;  $m_n$  и  $m_d$  – соответственно, массы порошковой засыпки и детали;  $C_n$  и  $C_d$  – соответственно, удельная теплоемкость материала порошка и детали;  $K=1,1 \dots 1,2$  – коэффициент, учитывающий потери тепла в окружающую среду.

Приведем технологические переходы (ТП) осуществляемого процесса нанесения покрытий (см. рисунок 8): ТП1 - размещение на исходной позиции детали 1 и засыпки флюсовой присадки 2 в зазор, образованный стержнем 3. ТП2 - перевод ( $\rightarrow$ ) детали 1 с флюсовой присадкой 2 и стержнем 3 на промежуточную позицию крепления, обеспечивающей ее поджим к упору 4, включение вращения ( $\cup$ ) и удаление стержня из внутренней полости детали 1. ТП3 - перевод ( $\rightarrow$ ) закрепленной и вращаемой детали 1 с удерживаемой на внутренней поверхности флюсовой присадкой 2 и с освобожденным от стержня 3 объемом на позицию нагрева, при котором обеспечивается ввод индуктора 6 в рабочую зону, включение нагрева, выдержка под нагревом для расплавления и растекания флюса, достижения на внутренней поверхности заданной расчетной температуры, способной за счет теплопередачи нагревать порошковую массу сплава, размещаемую в объеме зазора, до температуры точки Кюри, отключение нагрева. ТП4 - возвращение ( $\rightarrow$ ) обработанной флюсом детали 1 на промежуточную позицию, отключение вращения ( $\cup$ ). ТП5 - возвращение ( $\rightarrow$ ) обработанной флюсом детали 1 при одновременном ее раскреплении на исходную позицию. ТП6 - засыпка порошкового сплава в зазор, образованный, формирующим стержнем 3 и нагретой деталью 1. ТП7 - повторение технологического перехода 2 с засыпанным и нагретым до температуры точки Кюри порошком 6 для закрепления включения вращения и удаления стержня 3. ТП8 - повторение технологического перехода 3 для обеспечения вторичного нагрева заготовки 1, слоя 6 и нанесения порошкового покрытия 7 из сплава. ТП9 - повторение технологического перехода 4 для отключения вращения ( $\cup$ ), раскрепления и возвращения ( $\rightarrow$ ) детали с покрытием 7 на исходную позицию. ТП10 - съем готовой детали 1 с покрытием 7.

Схема формования с предварительным подогревом внутренним или наружным индуктором приведены на рисунке 9. Как видим, использование одного и того же индуктора на операции предварительного нагрева заготовки и операции окончательного формования подогретого порошкового слоя не всегда целесообразно, так как в отсутствие порошкового слоя зазор может быть достаточно велик и вследствие этого эффективность нагрева не в состоянии обеспечивать требуемую производительность или темп выпуска заготовок. Поэтому для осуществления каждой из указанных операций необходим свой индуктор. Если имеется возможность, то для выполнения операции предварительного нагрева заготовки лучше применять индуктор для наружного нагрева. Реализация технологии в данном случае выполняется на установках [9], оснащенных двухсекционным индуктором. Каждая секция индуктора подключена к ТВЧ и переключается в зависимости от занимаемого положения детали.

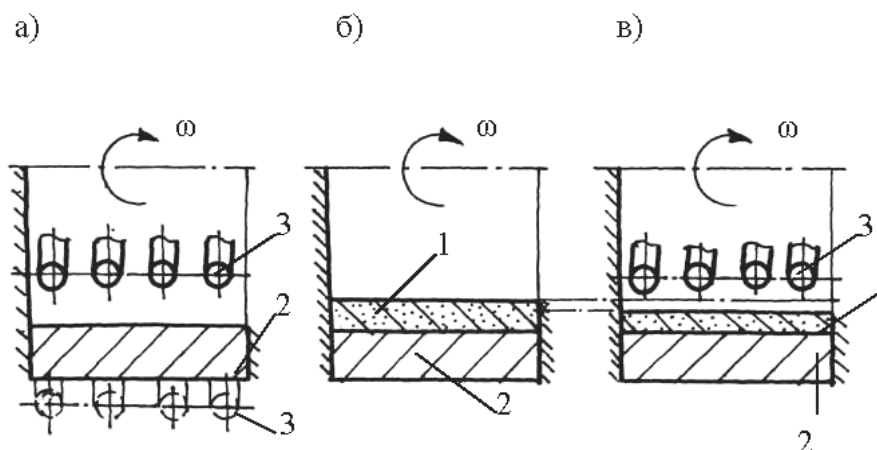


Рисунок 9 – Схема формования с предварительным подогревом внутренним или наружным индуктором: а) предварительный нагрев заготовки внутренним или наружным источником тепла 3; б) предварительное формование порошкового слоя 1 с одновременным его подогревом от заготовки 2; в) окончательное формование подогретого порошкового слоя 1 нагревом от внутреннего индуктора 3

Для реализации технологии нанесения покрытий из ферромагнитных материалов на внутренние поверхности толстостенных цилиндрических заготовок используют комбинированный нагрев наружным и внутренним индуктором [9], что существенно упрощает цикл процесса, представленного на рисунке 8, в результате чего достигается и обеспечивается требуемая температура нанесения для более тугоплавких ферромагнитных материалов.

Таким образом, разработанные технологические схемы, устройства и оснастка для осуществления процессов центробежного нанесения покрытий с использованием комбинированного индукционного нагрева позволяют получать качественные покрытия с высокими физико-механическими свойствами на внутренних поверхностях деталей.

#### **Изучение локальных механических свойств покрытий, полученных из композиционных самофлюсующихся материалов.**

Методика выполнения исследований. Изучение локальных механических свойств покрытий проводилось путем металлографического анализа с целью исследования процессов структурообразования покрытий в зависимости от термических режимов обработки и химического состава. Исследования проводились на образцах, полученных при различных температурах центробежной индукционной наплавки с предварительным подогревом заготовки и химического состава порошковых материалов. Общее время нагрева составляло 5 мин. Подготовка образцов проводилась по стандартной металлографической методике. Травление проводилось в насыщенном четырехпроцентном растворе азотной кислоты в этиловом спирте. В отдельных случаях для исследования микроструктур использовалось термическое травление. Изучение микроструктуры выполнялось на металлографическом микроскопе «POLYVAR-MET» при увеличении до 300 раз.

Для всех образцов изучалось распределение, количество и форма пор; состояние переходной зоны «покрытие – основной металл»; оценка равномерности распределения элементов покрытия по объему слоя.

Микротвердость определялась на приборе ПМТ-3. Рентгенофазовый анализ (РФА) проводился для определения фазового состава покрытия и его структуры на дифрактометре ДРОН-3.

#### **Исследования структуры порошковых покрытий из порошка ПР-Х4Г2Р4С2Ф.**

Металлографические исследования выполнялись для покрытий из состава ПР-Х4Г2Р4С2Ф, полученных центробежным индукционным методом при температурах,



равных: 1050°C – два образца; 1090°C – один образец, 1150°C – 2 образца и один образец, полученный при температуре 1100°C с закалкой в воду.

При нанесении состава до  $T=1050^{\circ}\text{C}$  наблюдается «рыхлое», пористое покрытие. Между покрытием и основой имеется зазор, четкой границы сплавления нет. При осуществлении операции шлифования наблюдалось отслоение покрытия, местами – «вырывы» частиц. Травлением выявлялась структура покрытия. Она состоит, в основном, из нерасплавленных частиц порошка преимущественно округлой формы (рисунок 10 а). Имеются светлые и темно-серые участки с выделениями различных форм и размеров как на некоторых участках, так и на отдельных частицах порошка. Также встречаются незначительные светлые участки покрытия, имеющие довольно высокую прочность сцепления с основой. Как правило, эти участки представляют собой соединенные между собой расплавленные частицы порошка. Между частицами порошка имеются большие поры-пустоты (рисунок 10 а). На некоторых частицах порошка встречаются темно-серые выделения правильной круглой формы различных размеров, предположительно данные выделения представляют собой окислы сложного состава, образовавшиеся в результате наплавки. Структура частиц порошка характерна для материала, полученного с большой скоростью охлаждения. РФА покрытий показывает наличие твердого раствора на основе  $\alpha\text{-Fe}$  с карбидными ( $\text{Me}_3\text{C}$ ) и боридными ( $\text{Me}_2\text{B}$ ) выделениями различных форм и размеров и эвтектики типа  $\text{Me}_3(\text{Si}, \text{B})$ . Он одинаков для обоих образцов (см. рисунок 10 а), полученных при одной температуре ( $T=1050^{\circ}\text{C}$ ). Однако интенсивность линий  $\alpha\text{-Fe}$  и  $\text{Me}_2\text{B}$  покрытия (рисунок 10 а) больше, что предположительно связано с изменением температурно-временной характеристики при наплавке. В покрытии микротвердость белых участков, образовавшихся из подплавленных частиц порошка, соответствует 8240...9740 МПа, а у отдельных частиц округлой и овальной форм колеблется в пределах 5920...7940 МПа, темно-серых участков, расположенных между частицами порошка - 6420...7620 МПа и темно-серых включений правильной круглой формы – 5920...6570 МПа. В покрытии (рисунок 10 а) микротвердость отдельных частиц порошка колеблется в пределах 5030...8580 МПа. Темно-серые участки имеют микротвердость 4120...4730 МПа. Не удалось обнаружить четких белых участков, образованных из расплавленных и слипшихся частиц порошка.

Исходя из того, что покрытие состоит в основном из нерасплавленных частиц порошка различных размеров и форм (округлых и немного "сплюснутых", подплавленных), можно говорить о низкой температуре наплавки, поэтому для получения качественного плотного покрытия необходимо повысить температуру наплавки.

Повышение температуры индукционного нагрева до 1090°C (рисунок 10 б) не привело (при внешнем осмотре) к получению монолитного (плотного покрытия). Оно, по-прежнему, пористое. По краям покрытия имеются раковины. В некоторых местах наблюдается отслоение покрытия от основы.

Проведенный РФА показал, что качественного изменения фазового состава нет (твердые растворы на основе, преимущественно,  $\alpha\text{-Fe} + \text{Me}_3\text{C} + \text{Me}_2\text{B} + \text{Me}_3\text{SiB}$ ). Однако, повышение температуры нагрева приводит к увеличению (по сравнению с покрытием, полученным при температуре 1050°C) не только интенсивности линий  $\alpha\text{-Fe}$  и  $\text{Me}_2\text{B}$ , но и интенсивности линий  $\text{Me}_3\text{SiB}$ ). Структура покрытия представляет собой твердый раствор, преимущественно на основе  $\alpha\text{-Fe}$  с выделениями боридов типа  $\text{Me}_2\text{B}$  (или карбобориды  $\text{Me}_2(\text{B},\text{C})$ ) в виде "табличек", ромбов, палок, карбидов типа  $\text{Me}_3\text{C}$  и веерообразной эвтектики –  $\text{Me}_3\text{Si-B}$ . Выделения карбидов и боридов отчетливо видны на фоне матрицы.

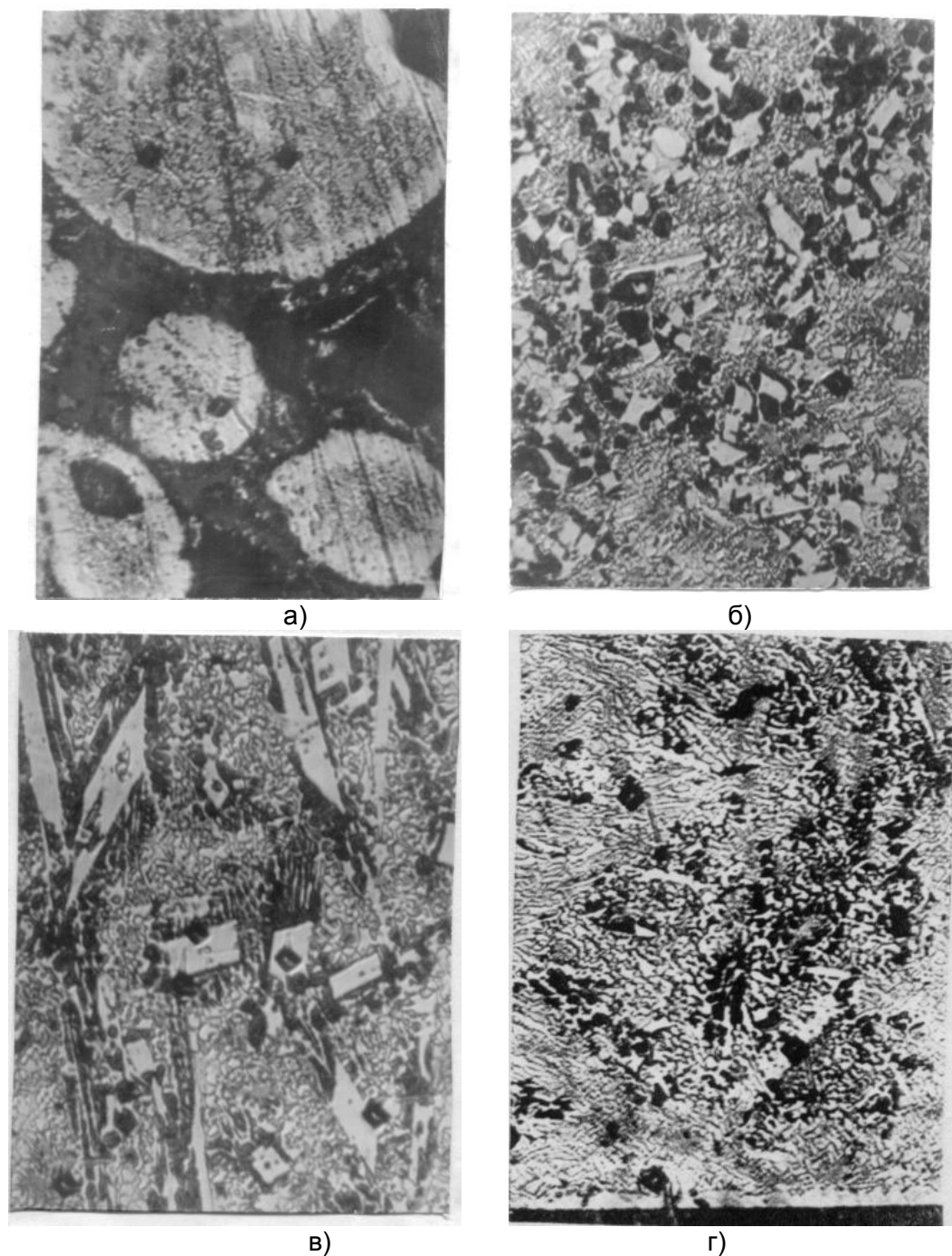


Рисунок 10 - Микроструктура (x300) покрытий из порошка ПР-Х4Г2Р4С2Ф, полученных при температурах: 1050°C (а); 1090°C (б); 1100°C с закалкой в воду (в); 1150°C (г)

Граница раздела «покрытие - основной металл», там, где произошло сплавление, - ровная, плотная: без пор, зазоров и раковин. Практически вдоль всей границы сплавления со стороны покрытия наблюдается полоса, представляющая собой легированный аустенит (рисунок 10 б). Изредка встречаются выделения темно-серого цвета разных форм и размеров. Микротвердость матрицы данного покрытия соответствует 6130...7070 МПа, боридов - 9460...12300 МПа, эвтектики - 6420...6570 МПа.

Таким образом, повышение температуры нагрева до 1090°C приводит к улучшению качества получаемого покрытия: исчезают крупные поры и раковины, отчетливо видны карбидные и боридные выделения и эвтектика. Наблюдается

хорошая прочность сцепления покрытия с основой. Происходит количественное изменение (увеличение) структурных составляющих покрытия. Такая плотная мелкодисперсная структура материала покрытия должна хорошо работать в условиях интенсивного абразивного износа и трения.

Закалка в воду от 1100°C порошкового покрытия приводит к образованию плотного, без пор, раковин и зазоров покрытия. Наблюдается четкая граница сплавления покрытие - основной металл.

Структура покрытия характерна для наплавов из борсодержащих сплавов, без пор и раковин. Однако, выделения боридов (карбоборидов), карбидов и веерообразной эвтектики более грубые, больших размеров. В структуре покрытия много веерообразной эвтектики, особенно у границы сплавления. Выделения боридов (карбоборидов) представлены в виде "ромбов" и "табличек". Много длинномерных боридов (карбоборидов), иглообразной формы. Четко зафиксированы границы выделений, ровные, прямые. У линии сплавления и у внешнего края покрытия выделения боридов (карбоборидов) имеют меньший размер, чем в середине. Это можно объяснить более быстрым теплоотводом внутрь основы и с поверхности покрытия.

Граница сплавления «основной металл-покрытие» ровная. Зазоры между основой и покрытием отсутствуют. Вдоль всей границы сплавления проходит протравленная полоса.

Фазовый состав покрытия аналогичен предыдущим образцам покрытия, т.е. качественного изменения фазового состава нет. Однако, имеются количественные изменения. По интенсивности линий на рентгенограмме данное покрытие очень похоже на покрытие, полученное при  $T = 1050^\circ\text{C}$  (рисунок 10 а). Это может быть связано с условиями кристаллизации покрытий. Покрытие (рисунок 10 а) состоит, в основном, из частиц порошка, сформированных при распылении расплава со сверхвысокими скоростями охлаждения. Покрытие, наплавленное при  $T = 1100^\circ\text{C}$ , получено закалкой в воду из состояния расплава.

Микротвердость матрицы соответствует 5920...7620 МПа, боридов - 8940...15900 МПа и веерообразной эвтектики - 6810...7620 МПа. Т.е. повышение температуры до 1100°C и закалка в воду практически не изменяет микротвердость структурных составляющих, что можно объяснить высокой устойчивостью мартенсита при легировании элементами Cr, Si и V.

Исходя из вышесказанного, можно предположить, что покрытие должно хорошо работать в условиях интенсивного абразивного износа и трения. Однако, из-за грубой структуры имеется склонность материала к охрупчиванию в условиях ударно-абразивного износа.

Дальнейшее повышение температуры нагрева до 1150°C приводит к качественному изменению покрытия. Структура покрытия хорошая и плотная. Имеется четкая граница сплавления покрытия с основным металлом. Вдоль всей границы сплавления со стороны нанесенного слоя проходит узкая светло-коричневая протравленная полоса (рисунок 10 г). Несколько изменилась структура по сравнению с предыдущим покрытием при  $T = 1100^\circ\text{C}$ , полученным с закалкой в воду (рисунок 10 в). Более медленное охлаждение и более высокая температура нанесения привели к образованию светло-коричневых, железо-хромистых выделений округлой формы. Вблизи границы сплавления встречаются довольно крупные дендритные образования, бороцементита и веерообразная эвтектика. По мере удаления от границы сплавления к середине слоя крупные выделения исчезают. Имеет место мелкодисперсная структура с четко видимыми выделениями боридов (или, скорее всего, карбоборидов) разных форм и размеров (рисунок 10 г). Ближе к внешнему краю нанесенного слоя наблюдается измельчение боридных (карбоборидных) выделений. Структура менее протравлена. Это можно объяснить более высокой скоростью охлаждения и большей степенью легирования.

Качественного изменения фазового состава покрытия, по сравнению с предыдущими, нет. Наблюдается количественное изменение покрытия. Так, например, интенсивность линий  $\alpha\text{-Fe}$ ,  $\text{Me}_2\text{B}$  и  $\text{Me}_3\text{SiB}$  покрытия, полученного при  $T = 1150^\circ\text{C}$

больше, чем в покрытии, полученном при  $T=1100^{\circ}\text{C}$  с закалкой в воду (рисунок 10 в) и аналогична интенсивности линий покрытия, полученного при температуре  $1090^{\circ}\text{C}$  (рисунок 10 б). А интенсивность линий  $\text{Me}_2\text{B}$  и  $\text{Me}_3\text{SiB}$  покрытия, полученного при температуре  $T=1150^{\circ}\text{C}$ , меньше, чем интенсивность данных линий покрытия, полученного при температуре  $1100^{\circ}\text{C}$  с закалкой в воду (рисунок 10 в). Это связано с различным количеством добавляемого флюса (буры).

Микротвердость матрицы покрытия, полученного при температуре  $1150^{\circ}\text{C}$  (рисунок 10 г), соответствует 7620...8940 МПа, светло-коричневых выделений - 6570...7240 МПа, боридов - 9740...10600 МПа и эвтектики - 7240 МПа. У покрытия, полученного при  $T=1150^{\circ}\text{C}$ , микротвердость матрицы соответствует 6130...6570 МПа, боридов 7620...10200 МПа, а отдельных боридов 9740...10200 МПа и эвтектики - 8580...9460 МПа. Такая разница в микротвердости структурных составляющих может быть объяснена различием в добавках буры при раскислении и температурно-временной характеристикой при нанесении.

Таким образом, проведенные исследования позволяют сделать вывод, что наиболее качественное покрытие из данного сплава получается при температуре от  $T=1150^{\circ}\text{C}$ .

#### **Исследования структуры покрытий из смеси порошка (70% ПР-Х4Г2Р4С2Ф + 30% ПГ-СР4)**

Выполняли металлографические исследования покрытий, полученных центробежным индукционным методом при температурах  $T=1050^{\circ}\text{C}$ ,  $T=1090^{\circ}\text{C}$ ,  $T=1120^{\circ}\text{C}$ ,  $T=1150^{\circ}\text{C}$  с закалкой в воду.

На внешней стороне покрытия, нанесенного при  $T=1050^{\circ}\text{C}$ , имеются раковины. Граница сплавления «покрытие - основа» - качественная, плотная, без раковин и зазоров. Проведенный РФА показал наличие твердых растворов на основе  $\gamma$  и  $\alpha$ -Fe (преимущественно на основе  $\gamma$ -Fe), боридов типа  $\text{Me}_2\text{B}$  (или карбоборидов  $\text{Me}_2(\text{B}, \text{C})$ ), карбидов типа  $\text{Me}_3\text{C}$  и эвтектики типа  $\text{Me}_3(\text{Si}, \text{B})$ . После электролитического травления удалось выявить структуру покрытия (рисунок 11 а). Она состоит из дендритов, скорее всего, бороцементита  $\text{Me}_3(\text{C}, \text{B})$  с карбидами хрома сложного состава  $(\text{Cr}, \text{V}, \text{Fe})_3\text{C}$  и карбоборидами  $\text{Me}_2(\text{B}, \text{C})$ . Имеется много "веерообразной" эвтектики  $\text{Me}_3(\text{SiB})$  с микротвердостью 4730...6570 МПа. Микротвердость белых участков находится в пределах 3300...3830 МПа, а темных участков - 4640...5720 МПа. Граница сплавления «покрытие - основной металл» хорошая, плотная: без раковин и зазоров. Вдоль всей границы сплавления проходит белая полоса, предположительно легированного аустенита.

Повышение температуры нагрева до  $1090^{\circ}\text{C}$  не привело к качественному изменению фазового состава покрытия. Интенсивность линий на рентгенограмме практически одинакова, за исключением линий  $\text{Me}_2\text{B}$  и  $\text{Me}_3\text{C}$ . Интенсивность этих линий в данном покрытии немного больше, чем в предыдущем. Это подтверждается и металлографическими исследованиями структуры покрытия (рисунок 11 б). Структура покрытия состоит из белых и темных участков разных размеров и форм. Ближе к середине покрытия отчетливо видны мелкие выделения боридов в виде параллелограммов, ромбов и "палок", много эвтектики. Встречаются темно-серые выделения разных размеров правильной круглой формы, предположительно, это окислы сложного состава. Микротвердость белых участков находится в пределах 2210...3380 МПа, темных участков - 4730...5360 МПа. Таким образом, повышение температуры нагрева до  $1090^{\circ}\text{C}$  привело к дополнительному выделению карбидов  $\text{Me}_3\text{C}$  и боридов  $\text{Me}_2\text{B}$  из матрицы, в результате чего микротвердость матрицы несколько понизилась. Кроме того, уменьшение микротвердости матрицы может быть связано с отпуском мартенсита, процессами диффузионного перераспределения легирующих элементов и коагуляцией карбидов. Микротвердость эвтектики в данном покрытии осталась практически без изменения - 5030...5920 МПа, карбидов - 5920...6810 МПа и боридов - 10600...11000 МПа.

Дальнейшее повышение температуры нагрева до  $1120^{\circ}\text{C}$  не привело к качественному изменению фазового состава материала покрытия. Однако, интенсивность линий  $\text{Me}_3(\text{SiB})$  и  $\text{Me}_3\text{C}$  уменьшилась по сравнению с покрытиями,

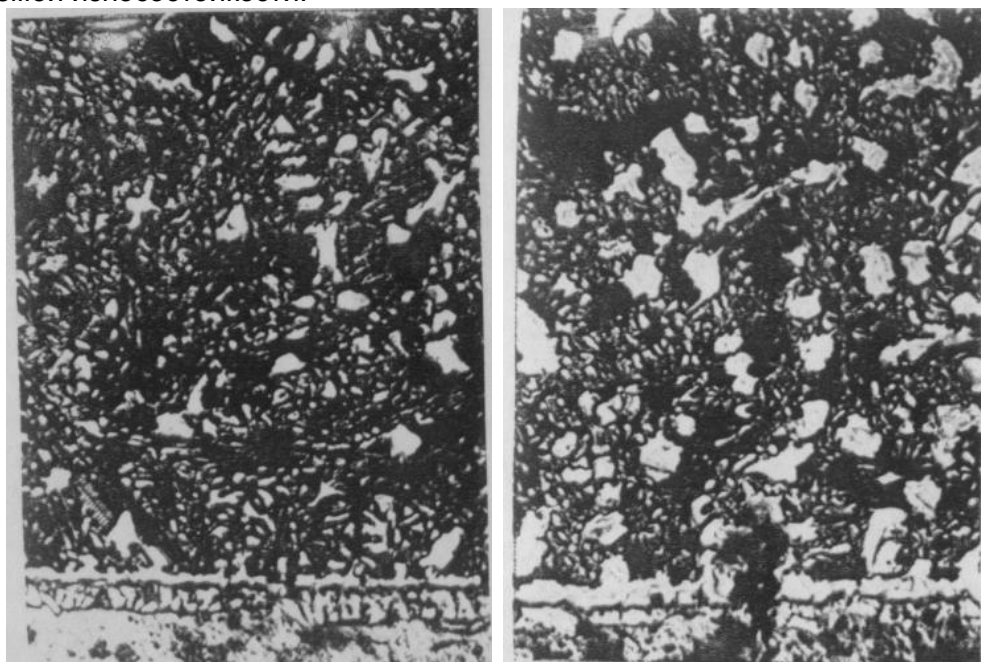
полученными при более низких температурах. Это, вероятно, связано с более полным растворением легирующих элементов в твердом растворе при более высокой температуре и их меньшим выделением при охлаждении.

Металлографические исследования показали, что покрытие хорошо нанеслось к основному металлу. Граница сплавления ровная, плотная: без раковин и зазоров. Вдоль всей границы сплавления, со стороны покрытия, проходит белая полоса легированного аустенита. Структура покрытия (рисунок 11 в) аналогична структуре покрытия, полученного при  $T = 1050^{\circ}\text{C}$ . Микротвердость эвтектики соответствует 4730...4880 МПа, а дендритов - 3560...4200 МПа.

Закалка в воду от  $T=1150^{\circ}\text{C}$  привела к отслоению покрытия от основы. Покрытие плотное, хорошее. Качественного изменения фазового состава покрытия нет. Однако, данное покрытие сильно отличается от предыдущих. Значительно уменьшилась интенсивность линий  $\gamma\text{-Fe}$ . Интенсивность других линий также меньше, чем в предыдущих. Наблюдается направленность структуры - текстурированность. Это, возможно, связано с подавлением диффузионных процессов в результате быстрого охлаждения. Металлографические исследования выявили четкую границу сплавления покрытия с основой. Вдоль всей границы сплавления, со стороны покрытия, проходит белая полоса легированного аустенита. Структура, в основном, состоит из дендритов с белыми округлыми зернами и "веерообразной" эвтектики. Также встречаются темно-серые выделения правильной круглой формы - окислы (рисунок 11 г). Дендритные выделения представляют собой, скорее всего, выделения бороцементита. Микротвердость дендритов - 2540...2740 МПа, эвтектики - 5030...5360 МПа и карбидных или карборидных выделений - 6810...7070 МПа. Микротвердость темных участков - 2330...3380 МПа. Таким образом, закалка в воду с  $T=1150^{\circ}\text{C}$  привела к уменьшению твердости матрицы и выделению упрочняющих карбидных и боридных фаз. Покрытие обладает мягкой матрицей и достаточно твердыми выделениями упрочняющих фаз. Все это говорит о том, что покрытие должно хорошо работать в условиях трения без ударных нагрузок.

С металлографической точки зрения наилучшей структурой обладает покрытие, полученное при температуре индукционного нагрева  $T=1120^{\circ}\text{C}$  (мягкая основа и мелкие и твердые выделения упрочняющих фаз).

Проведенные металлографические и рентгенофазовые исследования позволили установить рекомендуемые соотношения компонентов порошковых материалов и температурные режимы нанесения покрытий в зависимости от области их применения и требуемой износостойкости.



а)

б)

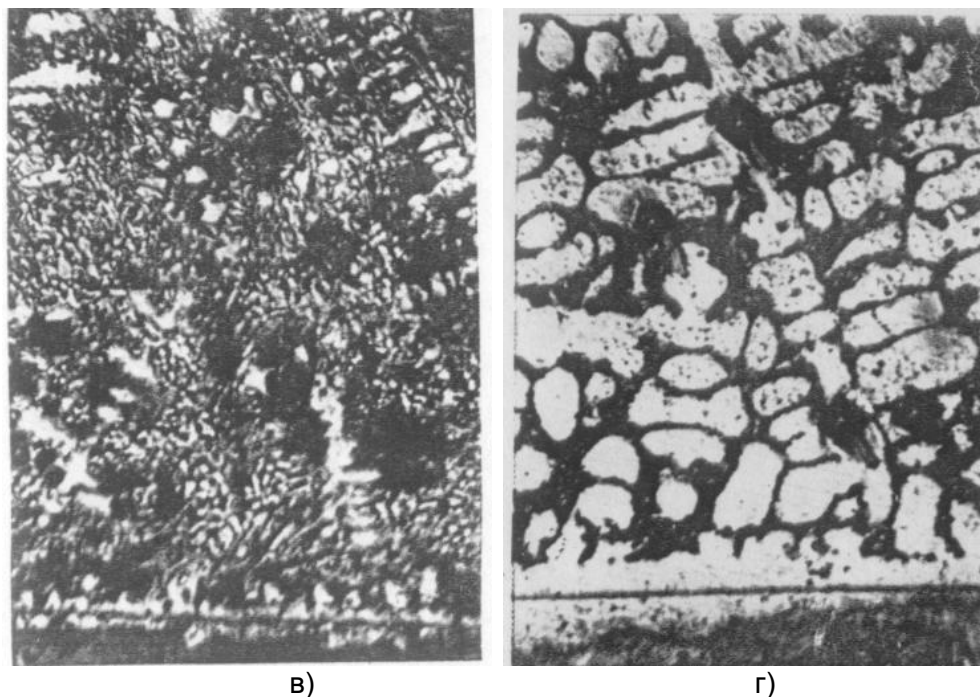


Рисунок 11 - Микроструктура (х300) покрытий состава 70% ПР-Х4Г2Р4С2Ф +30% ПГ-СР4 при температурах: 1050°С (а); 1090°С (б); 1120°С (в); 1150°С с закалкой в воду (г)

Исследования показали, что уменьшение температуры нанесения покрытия до 1050-1100°С нежелательно, так как приводит к образованию пористой структуры у покрытия и значительному (15-25%) снижению его прочности сцепления с основой детали. Напротив, увеличение температуры до 1200°С и выше, недопустимо вследствие возможного перегрева материала детали и образования грубой структуры у покрытия. Поэтому для получения высоконадежных покрытий температура наплавки порошка ПР-Х4Г2Р4С2Ф должна находиться в пределах 1150-1170°С.

#### **Исследование обрабатываемости наплавленных износостойких покрытий.**

Задачей этих исследований было получение эмпирической модели зависимости стойкости от режимов резания: скорости резания, подачи и глубины резания. Для сокращения затрат использовали статистические методы планирования экспериментов [10], которые дают не только способ обработки экспериментальных данных, но и позволяют также оптимально организовать эксперимент. Поэтому, предполагая, что в исследуемой области режимов резания искомая зависимость имеет линейный характер, а взаимодействие между факторами отсутствует или мало, был принят метод дробного факторного эксперимента (ДФЭ) типа  $2^{4-1}$ , по которому кроме влияния скорости резания, подачи и глубины резания на величину периода стойкости, также оценивалось и влияние растачиваемого диаметра.

Дробный факторный эксперимент является частью полного факторного эксперимента, при этом полный факторный эксперимент - это эксперимент, реализующий все возможные неповторяющиеся комбинации уровней независимых факторов, каждый из которых варьируется на двух уровнях. Число этих комбинаций  $N=2^k$ . Полный факторный эксперимент дает возможность найти отдельные оценки коэффициентов  $b$  в уравнении регрессии:

$$y = b_0 + \sum_{i=1}^k b_i x_i + \sum_{i,j} b_{i,j} x_i x_j + \dots \quad (2)$$

Нахождение модели методом полного факторного эксперимента состоит из: а) планирования эксперимента, б) собственно эксперимента, в) статистической обработки результатов и получения математической модели объекта. Используя кодированные значения факторов (+1, -1), условия эксперимента можно записать в виде таблицы или

матрицы планирования эксперимента, где строки соответствуют различным экспериментам, а столбцы – значениям факторов.

В таблице 1 приведена матрица планирования дробного факторного эксперимента типа  $2^{4-1}$ . В этой таблице первый столбец отведен для фиктивной переменной  $x_0$ , значение которой одинаково во всех строках и служит для оценки свободного члена  $b_0$  в уравнении регрессии. Последующие столбцы  $x_1, x_2, x_3$  соответствуют значениям основных независимых переменных ( $V, S, t$ ) и образуют матрицу плана. Для оценки коэффициента  $b_4$  при дополнительном факторе  $x_4$ , чтобы сократить число опытов, отводится вектор-столбец матрицы, соответствующий взаимодействию, которым можно пренебречь, т.е.  $x_4$  приравнивается к произведению  $x_1 x_2 x_3$ . Далее располагаются столбцы с возможными комбинациями двойных произведений факторов:  $x_1 x_2, x_1 x_3, x_2 x_3$ , которые позволяют оценить эффекты взаимодействия основных факторов. Кроме того, последний столбец отводится для средних значений результатов опытов, проведенных согласно плану ДФЭ.

В таблице 1 условия эксперимента приведены в закодированном виде. В действительности исследования проводились в широком диапазоне режимов резания. А абсолютные значения и кодировка приведены в таблице 2.

Таблица 1 – Матрица планирования  $2^{4-1}$  и результаты

№ точки плана	$x_0$	$x_1, V$	$x_2, S$	$x_3, t$	$x_4 = x_1 x_2 x_3, d$	$x_1 x_2$	$x_1 x_3$	$x_2 x_3$	T, мин.
1	+	-	-	-	-	+	+	+	601
2	+	+	-	-	+	-	-	+	218
3	+	-	+	-	+	-	+	-	207
4	+	+	+	-	-	+	-	-	8,8
5	+	-	-	+	+	+	-	-	459
6	+	+	-	+	-	-	+	-	19,8
7	+	-	+	+	-	-	-	+	100
8	+	+	+	+	+	+	+	+	5,6

Таблица 2 – Уровни факторов и интервалы варьирования

Уровни факторов	Обозначение	$x_1$	$x_2$	$x_3$	$x_4$
		м/мин	мм/об	мм	мм
Основной	0	100	0,1	0,25	70
Интервал варьирования	$\Delta x_i$	50	0,05	0,15	10
Верхний	+1	150	0,15	0,40	80
Нижний	-1	50	0,05	0,10	60

В каждой точке факторного пространства, при условиях обработки, приведенных в определенной строке матрицы планирования, эксперименты повторялись как минимум два раза.

Механическую обработку наплавленных покрытий из порошка ПР-Х4Г2Р4С2Ф системы Fe-Cr-B-Si экономически целесообразно проводить на универсальном токарном оборудовании с использованием специальных расточных резцов (рисунок 12), оснащенных универсальными резцовыми вставками с напаянной пластинкой из композита СТМ К02Д «Белбор» (рисунок 13).

Экспериментальные работы по изучению процесса механической обработки покрытий проводились на токарно-винторезном станке модели 1К62 (рисунок 14), а точение велось расточным резцом повышенной жесткости с механическим креплением резцовой вставки, оснащенной СТМ К02Д. Конструкция расточного резца с механическим креплением универсальной резцовой вставки и его общий вид представлены на рисунке 12. Конструкция универсальной резцовой вставки и ее общий вид с напаянной пластинкой СТМ К02Д «Белбор» представлены на рисунке 13.



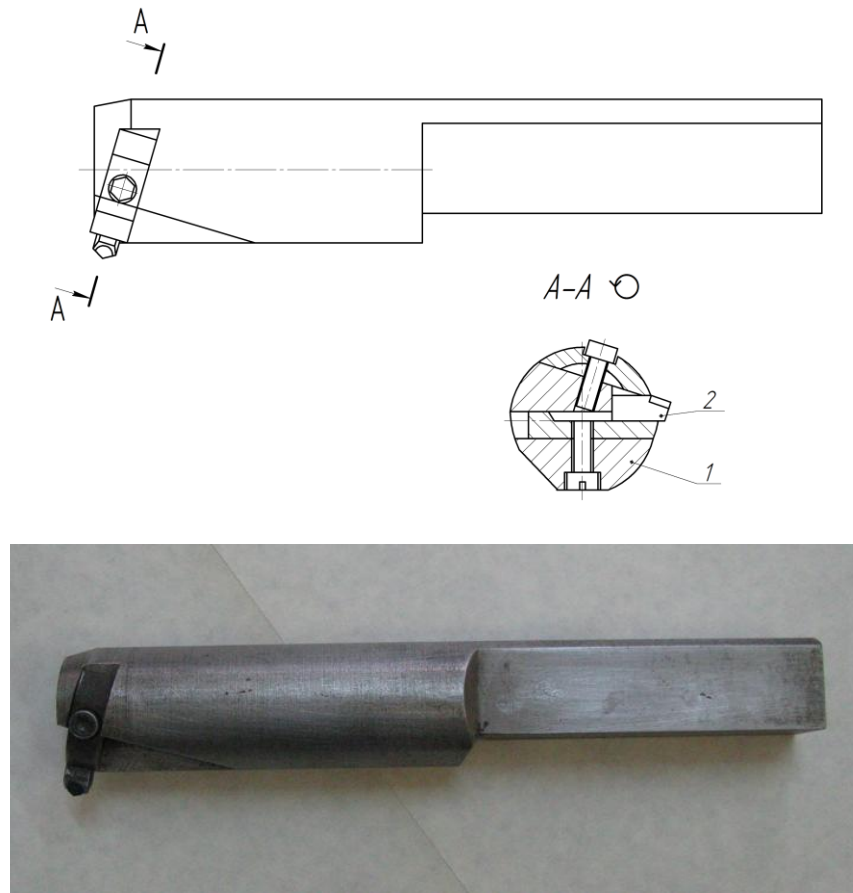


Рисунок 12 – Конструкция и общий вид расточного резца с механическим креплением универсальной резцовой вставки: 1 – державка; 2 – резцовая вставка

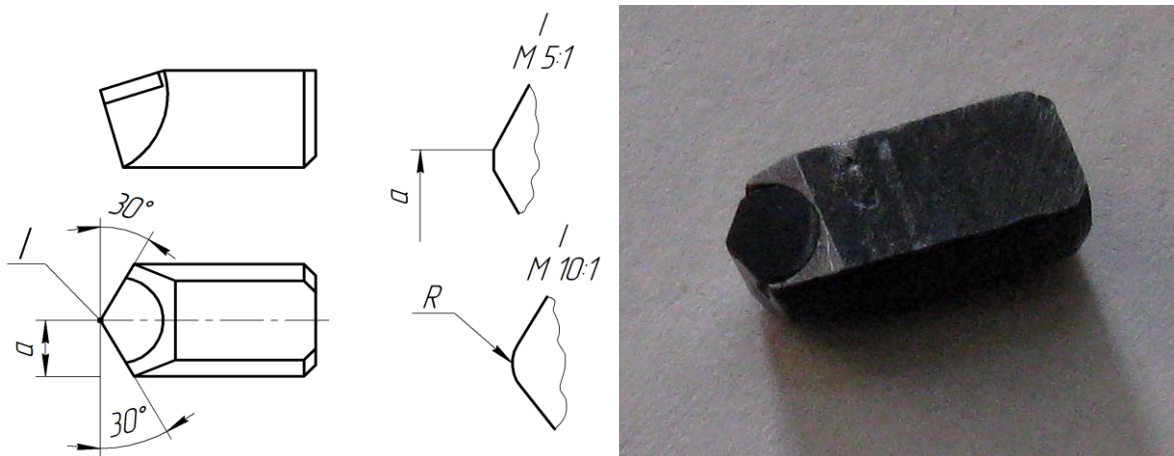


Рисунок 13 – Конструкция и общий вид универсальной резцовой вставки с напаянной пластинкой СТМ К02Д «Белбор»

Геометрические параметры резцовой вставки: главный угол в плане  $\varphi = 45^\circ$ , вспомогательный угол в плане  $\varphi_1 = 15^\circ$ , задние углы  $\alpha = \alpha_1 = 15^\circ$ , передний угол  $\gamma = -12^\circ$ , при закругленной вершине резца с радиусом  $\tau = 0,5$  мм.

Для определения оптимальных режимов резания проведен полный факторный эксперимент, в процессе которого изучалась скорость нарастания износа (рисунок 15) в зависимости от режимов резания при критерии затупления резца  $h_3 = 0,4$  мм. В

результате получена эмпирическая зависимость для определения значения скорости резания:

$$V = \left( \frac{4,54d^{2,1}}{Ts^{1,6}r^{0,7}} \right)^{2,32}, \quad (3)$$

где  $d$  – диаметр растачиваемой поверхности,  $T$  – период стойкости;  $s$  – подача;  $t$  – глубина резания.

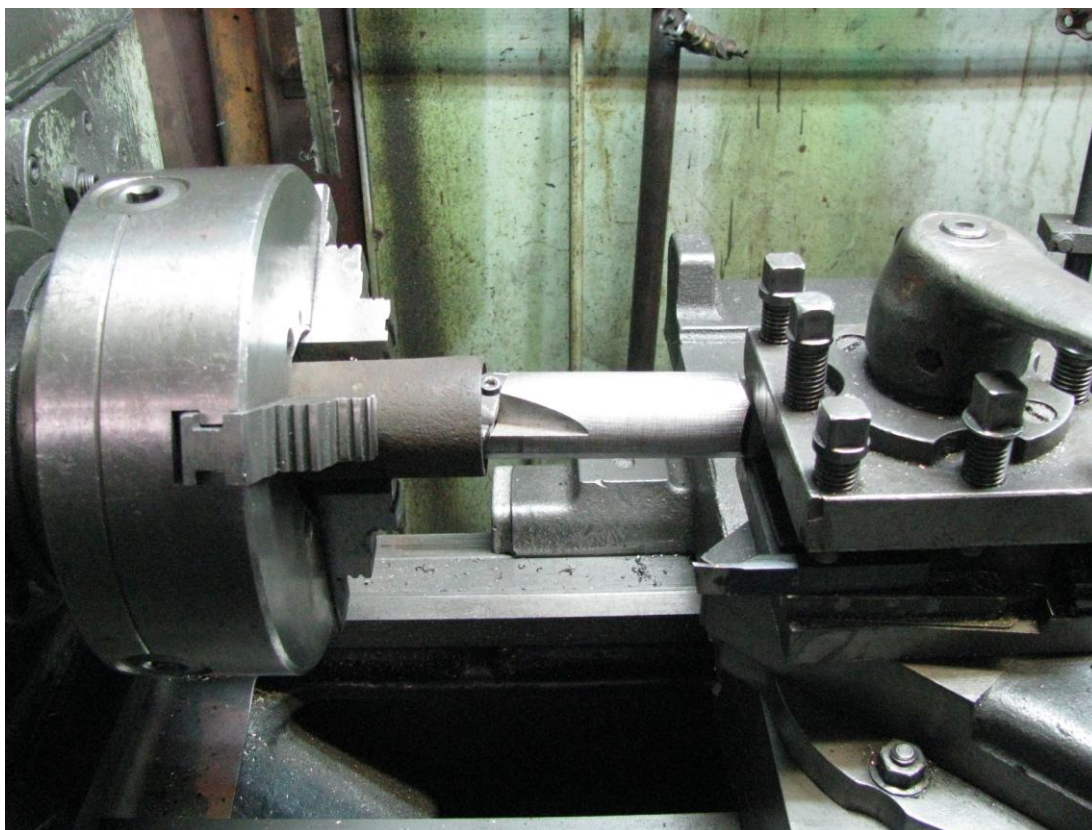


Рисунок 14 – Изучение обрабатываемости наплавленных покрытий

Учитывая неравномерность толщины наплавленного покрытия, а, следовательно, и снимаемого припуска для чернового растачивания необходимо использовать поправочный коэффициент  $K = 0,8$ .

Для обеспечения требуемой точности окончательного размера детали необходимо провести черновую и чистовую обработку ее внутреннего отверстия. При этом величина глубины резания при черновой обработке обусловлена необходимостью работы резца под корку, т.е. желательное отсутствие после черного растачивания на поверхности не обработанных пятен, и может достигать до 0,5-0,7 мм. А величина глубины резания при чистовом растачивании должна быть не менее 0,3-0,2 мм, т.к. при меньшей глубине резания повышается вероятность возбуждения автоколебаний, приводящих к вибрации инструмента и браку детали.

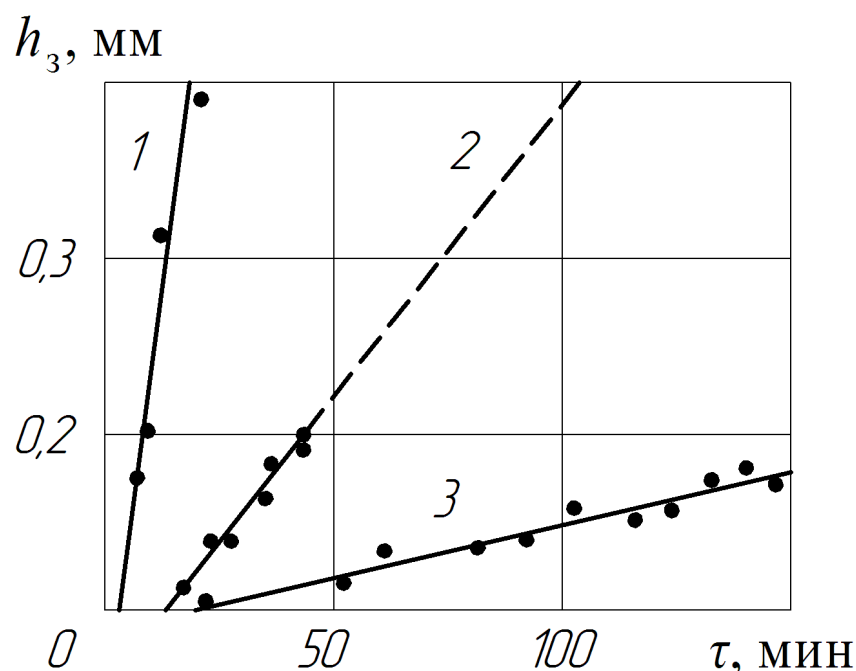


Рисунок 15 – Зависимость износа резца по задней поверхности от времени работы,  $d = 60$  мм: 1 –  $V = 150$  м/мин,  $S = 0,05$  мм/об,  $t = 0,4$  мм; 2 –  $V = 50$  м/мин,  $S = 0,15$  мм/об,  $t = 0,4$  мм; 3 –  $V = 50$  м/мин,  $S = 0,05$  мм/об,  $t = 0,1$  мм

В таблице 3 представлены рекомендуемые режимы токарной обработки наплавленных покрытий для различных размеров деталей.

Таблица 3 – Режимы расточки покрытий

Вид обработки	Диаметр отверстия $d$ , мм	Скорость резания $V$ , м/мин	Глубина резания $t$ , мм
черновое точение	60	60	до 0,7*
	80	80	
чистовое точение	60	95	0,3*
	80	115	

\* – подача  $s = 0,1$  мм/об

### Заключение

Разработаны и описаны технологические схемы, устройства и оснастка для осуществления процессов центробежного нанесения покрытий с использованием комбинированного индукционного нагрева, которые позволяют получать качественные покрытия с высокими физико-механическими свойствами на внутренних поверхностях деталей.

Проведенные металлографические и рентгенофазовые исследования позволили установить рекомендуемые соотношения компонентов порошковых материалов и температурные режимы нанесения покрытий в зависимости от области их применения и требуемой износостойкости.

Исследована обрабатываемость покрытий из износостойких порошковых самофлюсующихся сплавов на железной основе системы Fe- Cr -B-Si, получаемых методом центробежной индукционной наплавки. Определены оптимальные режимы резания с проведением полного факторного эксперимента. Получена эмпирическая зависимость стойкости инструмента от режимов резания: скорости резания, подачи и глубины резания.

**Список литературы:**

1. Современная трибология: Итоги и перспективы / под ред. К.В. Фролова. – М.: Издательство ЛКИ, 2008. – 480 с.
2. Белявин, К.Е. Индукционный нагрев в процессах центробежного нанесения покрытий / К.Е. Белявин, И.А. Сосновский, А.Л. Худолей // Вестник Фонда фундаментальных исследований, № 3 (65), 2013. – С. 68-85.
3. Белявин, К.Е. Теплофизические особенности и энергоэффективность индукционного нагрева при центробежном нанесении покрытий / К.Е. Белявин, И.А. Сосновский, А.Л. Худолей // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: Сб. научных трудов. В 3 кн. Кн. 2. Технологии и оборудование механической и физико-технической обработки / редколлегия: С.А. Астапчик (гл. ред.) [и др.]. – Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2013. – С. 484 – 493.
4. Белявин, К.Е. Использование индукционного нагрева для получения износостойких покрытий из порошков ферромагнитных сплавов / К.Е.Белявин, М.А. Белоцерковский, И.А. Сосновский // Металлургия: Республ. межведом. сб. научн. тр.: в 2 ч. – Минск: БНТУ, 2013. – Вып. 34, ч. 2. – С. 173 – 184.
5. Дорожкин, Н.Н., Получение покрытий из порошков на внутренних поверхностях цилиндрических деталей / Н.Н. Дорожкин, Л.П. Кашицин, И.М.Зуев // Весці АН БССР. Сер. физ.-техн. н.- 1972. - № 3.- С. 99-103.
6. Дорожкин, Н.Н. Методические рекомендации по получению покрытий виброударным припеканием / Н.Н. Дорожкин, С.Э. Завистовский, Л.П. Кашицин, В.К. Ярошевич // ИНДМАШ АНБ. - Минск, 1984. - 53 с.
7. Пат. 1713743 СССР / Н.Н.Дорожкин, Л.П.Кашицин, И.А.Сосновский и др.- № 4690639/02; Заявл. 15.05.89 // Открытия. Изобретения. - 1992 - № 7. - С. 42.
8. Кашицин, Л.П. Упрочнение внутренних поверхностей ступиц зубчатых колес при их восстановлении / Л.П. Кашицин, И.А. Сосновский, А.Л. Худолей // Современные материалы, оборудование и технологии упрочнения и восстановления деталей машин: Темат. сборник. Новополоцк: Полоцкий государственный университет, 1999. – С.157-159.
9. А.с. 1719161 СССР / Н.Н.Дорожкин, Л.П.Кашицин, И.А.Сосновский и др. (СССР) - № 4782587; Заявл. 21.11.89 // Открытия. Изобретения.- 1992.-№ 12.- С.60.
10. Кацев, П.Г. Статистические методы исследования режущего инструмента / П.Г.Кацев. – М.: Машиностроение, 1974. – 239 с.