

На правах рукописи

НОСКОВ
Федор Михайлович

**РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ
НА ОСНОВЕ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ДЛЯ РЕЖУЩЕГО
ИНСТРУМЕНТА**

05.16.06 – порошковая металлургия и композиционные материалы

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Красноярск – 2006

Работа выполнена в Красноярском государственном техническом университете

Научный руководитель:

кандидат технических наук, доцент

Токмин

Александр Михайлович

Официальные оппоненты:

доктор технических наук, профессор

Крушенко

Генрих Гаврилович

доктор технических наук, профессор

Лепешев

Анатолий Александрович

Ведущая организация:

ЦКБ «Геофизика»

(г. Красноярск)

Защита состоится 25 мая 2006 г. в 15³⁰ на заседании диссертационного совета Д 212.098.01 при Красноярском государственном техническом университете по адресу:

660074, г. Красноярск, ул. Киренского, 26.

Тел. (8-3912), 49-79-90, 91-21-02, факс 91-21-98.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Красноярского государственного технического университета.

Отзывы на автореферат в 2-х экземплярах, с подписью составителя заверенной печатью организации, просим направлять в адрес диссертационного совета.

Автореферат разослан 25 апреля 2006 г.

Ученый секретарь
д.т.н., профессор



П. Н. Сильченко

2006 А
9132

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность. Разнообразный спектр обрабатываемых материалов, обладающих различными физико-химическими и прочностными характеристиками, требует создания соответствующих материалов для изготовления (восстановления) инструментов, имеющих высокие эксплуатационные и технологические свойства.

Одним из способов получения инструментальных материалов на базе порошковых композиций является индукционная наплавка, позволяющая управлять процессами плавления и кристаллизации, что является одним из важнейших факторов, дающим возможность создавать инструменты с требуемыми физико-механическими и технологическими свойствами. Возможность получения инструмента с наплавленным рабочим слоем позволяет существенно снизить расход дорогих высоколегированных материалов и уменьшить трудоемкость их изготовления.

В этом случае, определяющее влияние на структуру материала и последующую термическую обработку инструмента оказывают условия его получения и исходное состояние порошков, в результате этого и в связи с исключением горячей пластической деформации из технологической цепи производства инструмента, становится возможным формирование заданной структуры и фазового состава. Поэтому применением порошковых композиций на основе быстрорежущей стали с карбидными и оксидными добавками для получения инструментов, позволяет совместить преимущества порошковой металлургии с достоинствами классической металлургии, что является актуальной задачей.

Работа проводилась согласно плану НИР КГТУ и поддержана грантом Красноярского краевого фонда науки по теме 15G235.

Целью работы является получение композиционного материала с разработкой технологии изготовления рабочей части инструмента путем наплавки порошка быстрорежущей стали 10P6M5 с добавками WC, TiC и Al₂O₃.

Для достижения цели сформулированы следующие задачи:

1. Выбор порошковой композиции для получения инструмента, сочетающего высокую твердость и теплостойкость с повышенной прочностью (инструмента с расширенной областью применения).

РОС. НАЦИОНАЛЬНАЯ
БИБЛИОТЕКА

3

С.Петербург
09 июл 2006 г.

366

2. Разработка технологии наплавки рабочей части инструмента порошковыми композициями для формирования структурного состояния, характерного для ускоренного охлаждения, обеспечивающего получение высококонцентрированного твердого раствора и формирование более дисперсной структуры.

3. Определение температурных режимов термической обработки, обеспечивающих получение наибольшей твердости и теплостойкости, за счет выделения карбидов из пересыщенных мартенсита и остаточного аустенита при дисперсионном твердении.

4. Экспериментально-промышленные испытания полученного инструмента.

Научная новизна и положения, выносимые на защиту:

1. Установлено, что при введении добавок WC, TiC и Al₂O₃, в порошковую композицию в зависимости от времени нахождения их в расплаве, становится возможным осуществление требуемого распределения концентрации компонентов для создания структуры с заданным комплексом свойств.

2. Установлено, что при индукционной наплавке, за счет контроля времени нахождения компонентов в жидком состоянии, возможно оказывать воздействие на строение ледебурита, который может изменяться от развитого «скелетного» до дисперсного, с соответствующим изменением физико-механических характеристик слоев.

3. Показано, что искусственно созданное распределение порошковой быстрорежущей стали и добавок, входящих в состав порошковой композиции, удается сохранить при индукционной наплавке с удельной мощностью до 2 кВт/см².

4. Установлено, что при охлаждении наплавляемого материала со скоростью до 100 °С/с, формируется структурное состояние, позволяющее реализовать эффект дисперсионного твердения в процессе трехкратного отпуска при температуре 560 °С.

Практическая значимость работы.

Предложенные составы порошковых композиций, разработанная технология наплавки и последующей термической обработки позволяют производить режущие и другие инструменты, на основе порошков быстрорежущей стали 10P6M5

с добавками WC, TiC и Al₂O₃, с твердостью более 70 HRC и теплостойкостью до 640 °С, что обеспечивает повышение стойкости режущего инструмента более чем в 1,5 раза по сравнению со стойкостью инструмента из стандартной стали Р6М5.

Достоверность полученных результатов подтверждается повторением опытов в сходных условиях, использованием различных методик исследования полученных композиционных материалов и непротиворечивостью исследованиям других авторов.

Личный вклад автора заключается в проведении основной части экспериментальных исследований по разработке технологии, получению и изучению наплавленных слоев. Автору принадлежит обоснование и разработка положений определяющих научную новизну и практическую ценность работы. В совместных публикациях, вклад авторов был примерно равным.

Апробация работы и публикация.

Основные результаты диссертации докладывались и обсуждались на следующих конференциях: «Достижения науки и техники – развитию Сибирских регионов» (Красноярск, 2003), «Новые перспективные материалы и технологии их получения» (Пенза 2004), «Материалы и технологии XXI века» (Пенза, 2004), «Инновационное развитие регионов Сибири» (Красноярск, 2006) и на научно-техническом семинаре механико-технологического факультета КГТУ.

Основное содержание диссертации опубликовано в 7 статьях, одном тезисе конференций и одной депонированной работе.

Объем и структура работы.

Материалы диссертации изложены на 127 страницах основного текста, включающего 48 рисунков и 16 таблиц. Работа состоит из введения, пяти разделов, заключения, списка литературы и двух приложений.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** дана общая характеристика работы, обоснована актуальность проблемы, поставлена цель и определены задачи исследования. Сформулированы научная новизна и основные положения, выносимые на защиту,

практическая значимость полученных результатов. Приведено краткое изложение основного содержания работы.

Первый раздел посвящен анализу существующих инструментальных материалов и методов их получения. Приведены данные о достижениях в области инструментального материаловедения последних лет. Дана характеристика карбидосталей как материалов, представляющих значительный интерес для изготовления инструмента. Сделан обзор технологий, применяемых для получения композиционных материалов на основе сталей с упрочнением карбидными фазами и дан их сравнительный анализ. Рассмотрены технологии наплавки, в том числе индукционная и плазменная наплавки, как наиболее перспективные для получения указанных материалов. Дан обзор существующих вариантов индукционной наплавки для получения наплавленных слоев.

По результатам литературного обзора сделаны выводы, и на их основании конкретизированы цели диссертационной работы.

Во втором разделе описан процесс выбора материалов примененных для получения наплавленных слоев и дан обзор важнейших свойств некоторых из них.

Осуществлен выбор материала связующего, сделанный на основании обзора применяемых для этой цели материалов. В качестве связующего, предложена быстрорежущая сталь марки 10P6M5, обладающая высоким комплексом физико-механических и технологических свойств. Рассмотрен механизм упрочнения быстрорежущих сталей, их основные фазы, и особенности формирования фазового состава стали под воздействием различных факторов, таких как условия их получения, химический состав и термическая обработка.

Приведена характеристика примененных упрочняющих материалов с обоснованием их выбора. В качестве упрочнителей применены карбид вольфрама (WC) и карбид титана (TiC). Поскольку в качестве источника карбида вольфрама применялась порошковая заготовка твердого сплава марки ВК-6, содержащая 6 % кобальта, то дано описание возможного влияния кобальта на свойства полученных слоев. Дан обзор различных свойств карбидов титана и

вольфрама, в том числе их механические свойства, данные по их растворимости в железе и др.

Индукционная наплавка в силу технологических особенностей позволяет значительно упростить процесс введения добавок в состав наплавляемой шихты, оказывающих модифицирующее воздействие на наплавляемую композицию. В виду этого, кроме карбидных фаз, было принято решение применить в качестве добавки к наплавляемой шихте оксид алюминия (Al_2O_3).

Соотношение в композите карбидной и стальной составляющей варьируют в зависимости от назначений и требований, предъявляемых к получаемому материалу. Чем выше содержание карбидной фазы, тем больше его твердость и износостойкость, но тем меньше вязкость. Обычно содержание карбидной фазы в подобных материалах изменяется от 30 до 70%. На основании литературных данных составлена таблица применяемых составов композиционных материалов на основе железа с карбидным упрочнением. В эксперименте количество вносимой карбидной составляющей изменялось от 5 до 70 %.

Для материала подложки использовались стали марок 40, 45, 40X, 45X. Формы подложек зависели от применяемого оборудования.

В связи с отсутствием защитной атмосферы при индукционной наплавке необходимо было подобрать и применить защитные флюсы-шлаки. При подборе были опробованы следующие флюсы: сварочные АН-348, АН-20, АН-30, широко распространенные и обладающие удовлетворительными физико-химическими свойствами, помимо этих флюсов была опробована обезвоженная плавленая бура ($Na_2B_4O_7$), и смеси в различных пропорциях с добавлениями плавикового шпата и ферросилиция. В результате экспериментов подобран наплавочный флюс, состоящий из обезвоженной буры и сварочного флюса АН-20.

В третьем разделе описано оборудование и оснастка, применённые для наплавки, технология и методика наплавки, а так же оборудование и методики исследования полученного композиционного материала.

Наплавку производили на двух индукционных установках: установка модели ЛГЗ-10А представляет собой ламповую индукционную машину снабжен-

ную двухвитковым индуктором и установка типа УВГ 2-25, разработанная в центральном конструкторском бюро (ЦКБ) «Геофизика» г. Красноярск снабженная четырехвитковым индуктором с ферритовым концентратором.

На основе анализа кинетики индукционного нагрева легированных сталей была разработана технология индукционной наплавки для различных составов шихты и указанного выпле оборудования. Для сравнения были осуществлены наплавки аналогичных образцов плазменно-порошковым методом.

В общем виде, технология включала составление порошковых композиций, смешение в смесителях пальцевого типа, подготовку флюса, применение связующего представляющего собой раствор каучука в бензине, сушку или предварительное прессование шихты в металлическую пресс-форму в зависимости от формы подложки и примененного оборудования, подготовку подложки и другие операции, завершившиеся индукционным нагревом удельной мощностью до 2 кВт/см² подготовленного участка подложки с внесенной шихтой.

Данные по наиболее типичным образцам сведены в таблицу 1.

Таблица 1 – Метод получения и состав типичных образцов

Номер образца	Метод получения образца	Объемное содержание стали 10P6M5, %	Тип и объемное содержание внесенных упрочнителей, %
1	Индукционный	100	–
2	Плазменный	100	–
3	Индукционный	80	(WC-94 % + Co-6 %) – 20
4	Плазменный	85	(WC-94 % + Co-6 %) – 15
5	Индукционный	80	TiC – 20
6	Индукционный	80	TiC – 10; (WC-94 % + Co-6 %) – 10
7	Плазменный	85	SiC – 15
8	Индукционный	80	Al ₂ O ₃ – 20
9	Плазменный	80	Al ₂ O ₃ – 20

В четвертом разделе представлены результаты исследований полученных композиционных материалов.

Исследование **микроструктуры** слоя наплавленного порошком стали 10P6M5 без добавок (см. образец № 1, таблица 1) указывает, что при индукционной наплавке по всему сечению слоя формируется структура, которая имеет ячеистое строение. Основу слоя составляет мартенсит и остаточный аустенит, с включениями карбидов.

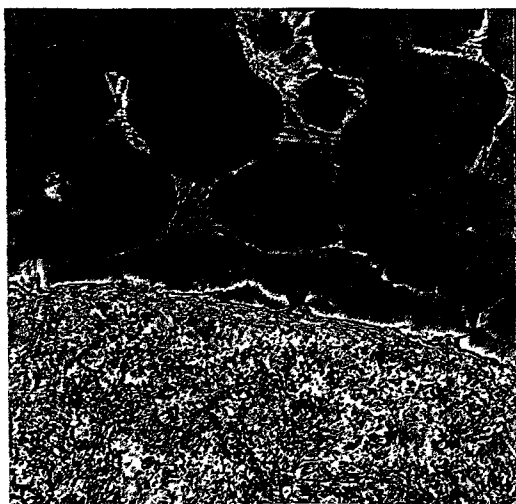
Среди преимуществ индукционного метода для получения наплавленных слоев можно назвать малую степень взаимодействия между металлом подложки и наплавляемой шпихтой. Взаимодействие материала подложки с наплавляемым сплавом происходит за счет процессов диффузии и растворения.

Это приводит к формированию минимальной толщины переходной зоны, которая фактически вырождена в линию (рисунок 1). Таким образом, исключается один из важнейших факторов неоднородности, возникающей обычно при других способах наплавки, приводящий к существенному уменьшению концентрации легирующих элементов в переходной зоне за счет расплавления нелегированной подложки.

Для сравнения выполнена наплавка образцов стали 10P6M5 без добавок плазменно-порошковым методом (см. образец № 2, таблица 1). Исследование наплавленных слоев указывает, что при плазменной наплавке по всему сечению слоя формируется ячеистая структура, основу которой составляют мартенсит и остаточный аустенит. Однако размер ячеек больше, чем у образца такого же состава, полученного индукционной наплавкой.

Это очевидно связано со скоростью теплоотвода, которая значительно ниже в случае плазменной наплавки. С особенностью метода плазменной наплавки связана и обнаруженная по сечению образцов типа № 2, неоднородность, вызванная расплавлением металла подложки в процессе наплавки. По мере приближения к переходной зоне подложка-наплавка количество эвтектических карбидов непрерывно уменьшается, так же как и их размер.

Значительное влияние на свойства инструментального материала, оказывает тип, структура, форма и объемное содержание карбидной фазы.



КГТУ * РЭМ-100У * 30 kv x 1500 ———15 мк *

Рисунок 1 – Переходная зона подложка-наплавка; образец № 1

Исследование показывает, что, несмотря на высокую скорость охлаждения образцов в процессе наплавки, она не достаточна для полного подавления эвтектического превращения, о чем свидетельствуют включения ледебурита в структуре образцов. Его наличие указывает на развитие процессов ликвации, которые происходили при охлаждении в интервале температур ликвидуса и солидуса. Ликвация в условиях наплавки будет во многом определять характер микроструктуры, т.к. в процессе кристаллизации ее условия далеки от равновесных. Это приводит к подавлению диффузионных потоков, которые должны обеспечивать полноту перераспределения компонентов между фазами и внутри каждой из фаз. Формирование такой структуры по сравнению с равновесными условиями приводит к существенным изменениям свойств, в том числе и к пересыщению аустенита, что неизбежно должно сказаться в процессе дальнейшей термообработки.

В образцах типа № 1 ледебурит имеет характерную для стали 10P6M5 веерообразную форму (рисунок 2). Размеры карбидов, входящих в эвтектику небольшие, они меньше, чем в эвтектике сталей, полученной традиционными



Рисунок 2 – Ледебуритное включение в наплавленном слое; образец № 1

способами даже в слитках небольших сечений (40-50 мм). Средний диаметр первичных карбидов равен 3,1 мкм. Это является подтверждением достаточно высокой скорости кристаллизации за счет интенсивного теплоотвода внутрь подложки.

В образце № 2, полученном плазменным методом, морфология карбидной фазы идентична полученной в случае индукционной наплавки, в образце № 1, однако размер ячеек и включений карбидной фазы существенно больше. Средний диаметр первичных карбидов в образце № 2 равен 6,5 мкм.

В объеме образцов, полученных индукционным способом из стали 10P6M5 с добавлением карбида вольфрама (образец типа № 3, таблица 1), в основе, представляющей собой мартенсит и остаточный аустенит, выявляются зоны в виде локальных скоплений дисперсной фазы, распределенные по площади шлифа. Их можно идентифицировать как внесенные в состав шихты карбиды вольфрама, имеющие характерную угловатую морфологию, хорошо выявляемую при больших увеличениях. Ледеburит скелетного типа формируется на границе этих областей. Присутствие скоплений угловатых карбидов, свидетельствует о неполном растворении в процессе наплавки внесенных карбидов вольфрама, так

как формирование угловатых карбидов в обычных условиях требуют значительного времени, что не соответствует условиям получения образцов.

По-видимому, в процессе наплавки, происходит только оплавление поверхностных слоев частиц быстрорежущей стали. Внесенные карбиды вольфрама, обладающие хорошей растворимостью в жидкой стали, частично растворяются в ней. В процессе охлаждения, не расплавившиеся сердцевинные частицы стали, формируют области с ячеистым строением, характерным для стали 10P6M5, с соответственным содержанием и морфологией карбидов. Участки жидкой стали, заполнившей пространство между частицами стали и внесенными карбидами вольфрама, и насыщенные этими карбидами, при кристаллизации формируют зону с большим количеством разветвленного ледебурита имеющего скелетное строение характерное для быстрорежущей стали с повышенным содержанием вольфрама (типа P18). А не расплавившиеся внесенные карбиды образовали скопления угловатых карбидов. Средний диаметр первичных карбидов в образцах № 3 равен 5,9 мкм.

Важно, что при изменении режима наплавки, главным образом длительности нагрева в большую сторону, что приводит к увеличению продолжительности существования жидкой фазы, можно добиться того, что размер скоплений внесенной карбидной фазы будет уменьшаться, что соответственно приведет к уменьшению количества угловатых карбидов и увеличению количества скелетного ледебурита. Это неизбежно приводит к росту среднего диаметра первичных карбидов (рисунок 3). В этом случае средний размер карбидной фазы равен 18,6 мкм, что сравнимо с размером карбидов формирующихся в литой быстрорежущей стали.

При наплавке образцов типа № 4 (таблица 1), формируется микроструктура с повышенным количеством ледебурита, в основе, состоящей из мартенсита и аустенита остаточного. Однако морфология ледебурита не имеет принципиальных отличий от классического веерного ледебурита характерного для стали 10P6M5 без добавок. Размер первичных карбидов большой, сравнимый с размером карбидной фазы в литой стали и равен 9,2 мкм.



КГТУ * РЭМ-100У * 30 kv x 1500 — 15 мк *

Рисунок 3 – Ледебуритная эвтектика, имеющая скелетное строение; образец № 3 с увеличенным временем индукционного нагрева

В микроструктуре образцов типа № 5, полученных индукционным методом распределение карбидной фазы в мартенситно-аустенитной основе, достаточно равномерно, без явного выделения каких-либо областей. При добавлении к наплавляемой индукционным способом шихте карбида титана, происходят изменения количества, а так же формы ледеburита, которая претерпевает изменения, по сравнению со слоем стали 10P6M5 без добавок. Форма выделений ледебуритной эвтектики не характерна ни для стали 10P6M5, в которой эвтектика имеет веерообразное строение, ни для стали с повышенным содержанием вольфрама, например P18, в которой ледеburит имеет скелетное строение. В образцах этого типа размер ячеек мал, что очевидно вызвано влиянием карбида титана, кроме того, средний размер карбидной фазы равен 4,1 мкм.

Совместное введение двух типов карбидных фаз, например, в соотношении указанном для образца № 6 приводит к формированию в структуре образца эвтектических колоний двух типов. Одновременно, наряду с ледеburитом скелетного типа, выявляется ледеburит, по своему строению аналогичный полу-

ченному в образцах типа № 5. Средний диаметр первичных карбидов в образцах типа № 6 равен 5,3 мкм. Карбидная фаза находится в слое, основу которого составляют мартенсит и остаточный аустенит.

Анализ микроструктуры основы наплавленного слоя, полученного индукционной наплавкой с добавкой оксида алюминия (см. образец № 8, таблица 1), показывает, что в этом случае принципиального изменения строения слоя, в сравнении со сталью 10P6M5 без добавок, не происходит и структура характеризуется мелкоячеистым строением. При небольших увеличениях можно выделить несколько характерных областей присущих образцам только этого типа.

Одна область характеризуется ячеистым строением, и локализуется в зоне прилегающей к подложке, в целом структура этой зоны аналогична полученной в образце, наплавленном сталью 10P6M5 без добавок.

На удалении от переходной зоны выявляется область микронеоднородности, имеющей очень характерную морфологию (рисунок 4). Очевидно, что овалы, протравившиеся на шлифе, являются участками микроструктуры, унаследовавшими ее, от частиц быстрорежущей стали. Области, лежащие между частицами, были заполнены металлом в процессе наплавки, и представляют собой перераспределившийся металл с поверхностных слоев частиц. Этот процесс, вероятно, протекал аналогично процессам идущим при спекании порошковых композиций традиционными способами порошковой металлургии.

При небольших увеличениях можно отчетливо наблюдать, что «межчастичные» области обогащены карбидной фазой в большей степени, чем области внутри «частиц». Карбидная фаза в областях «частиц», является слаборазвитой и не выявляет структур характерных для какого-либо типа ледебурита. Даже при значительном увеличении в структуре карбидной фазы не выявляется неоднородности, что связано с исходной микроструктурой порошка стали 10P6M5. В других областях формируется структура явно выраженного ледебуритного типа. Несмотря на это, средний диаметр карбидной фазы в образцах № 8 оказывается меньше, чем в образцах типа № 1 наплавленных без добавок и равен 2,6 мкм. Основу слоя составляют мартенсит, выявляемый при исследовании на электронном микроскопе, и остаточный аустенит.



Рисунок 4 – Строение верхней части наплавленного слоя; образец № 8 ×200

В образце № 9, полученном плазменной наплавкой, формируется крупно-ячеистая структура. Микроструктура этого образца сформирована в результате активного протекания процессов дендритной ликвации. Основу слоя составляют мартенсит и остаточный аустенит, с относительно небольшим количеством карбидной фазы.

Нагрев конструкционных сталей из которых изготовлены подложки, до температур близких к температурам наплавки, в процессе охлаждения приводит к структуре подобной той, что формируется после нормализации.

Анализ полученных рентгенограмм при исследовании фазового состава показывает, что в составе образцов присутствует мартенсит, остаточный аустенит и карбид типа M_6C с формулой Fe_3W_3C .

Микрорентгеноспектральное исследование переходной зоны подложка-наплавка, позволяют судить о степени легированности наплавленного слоя, непосредственно прилегающего к подложке и соответственно о глубине ее проплавления. Полученные данные свидетельствуют, что степень легированности резко возрастает при переходе через границу. Глубина переходной зоны подложка-наплавка очень мала и находится в пределах 1-2 мкм. Это свидетельствует о малой степени взаимодействия между наплавляемой шихтой и подложкой в процессе наплавки, что является очевидным технологическим преимуществом индукционного метода.

Исследование **твердости** образцов представлено в Таблице 2.

Обычно **термическая обработка** быстрорежущей стали включает в себя закалику и двух- или трехкратный отпуск. Однако в данном случае, после индукционной наплавки, охлаждение проходило за счет интенсивного теплоотвода в ненагретую часть подложки со скоростью до 100 °C/с, что приводило к закалке образцов и тем самым к исключению этой технологической операции при получении композиционного материала.

Это положение подтверждается и микроструктурным и рентгенофазовым исследованиями. В связи с этим, было предложено в качестве термической обработки, непосредственно следующей за наплавкой, применить трехкратный отпуск. В результате подобной термической обработки, происходят процессы дисперсионного твердения, связанные с выделением вторичных карбидных фаз из мартенсита и остаточного аустенита, пересыщенных легирующими элементами.

Для определения оптимальной **температуры отпуска**, проводилось специальное исследование характерных образцов типа № 3, 5 и 8. Наплавленные образцы соответствующих составов подвергали последовательно отпуску по одному часу при температурах 150, 200, 300, 400, 500, 560, 600 °C с последующим

Таблица 2 – Твердость исследованных образцов

Номер образца	Твердость после наплавки, HRC	Твердость HRC после трехкратного отпуска при 560 °C
1	62	66
2	62	65
3	65	70
4	64	68
5	64	69
6	63	66
7	62	66
8	63	67
9	63	66

охлаждением на воздухе. После каждого отпуска и непосредственно после наплавки фиксировалась твердость образца.

Результаты измерения твердости приведены на рисунке 6. У всех сталей при отпуске 150-300 °С наблюдается падение твердости в результате уменьшения внутренних напряжений и выделения карбидов цементитного типа. Явление вторичной твердости обнаруживается у всех исследованных образцов и находится в области 560 °С. Из приведенных данных (рисунок 6) следует признать оптимальной температурой отпуска для всех образцов 560 °С.

Для определения степени повышения твердости после полной термической обработки производили ее измерения для образцов, не подвергнутых термической обработки, непосредственно после наплавки, и твердость тех же образцов после трехкратного отпуска (таблица 2).

Из таблицы 2 следует, что для всех исследованных образцов характерно повышение твердости после трехкратного отпуска. Максимальное значение твердости после термической обработки, демонстрируют образцы с добавлением карбидных фаз, полученные как индукционным, так и плазменным методами.

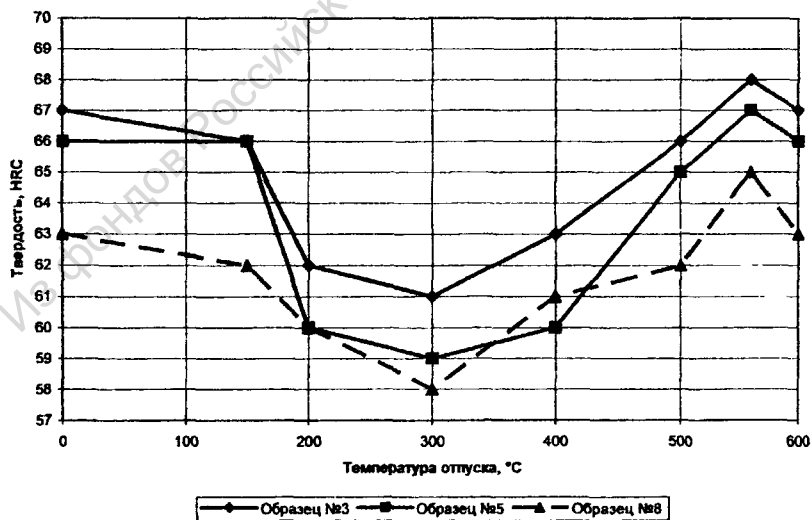


Рисунок 6 – Влияние температуры отпуска на твердость наплавленного слоя

Кроме того, для исследования изменения свойств в результате термической обработки, проводились измерения микротвердости по сечению наплавленного слоя, после каждого проведенного отпуска. Средняя микротвердость слоя возрастает от отпуска к отпуску, что свидетельствуют о ее повышении после термической обработки.

Для исследования технологических свойств образцов было проведено изучение их теплостойкости как важнейшей характеристики режущего инструмента.

Теплостойкость исследовали для характерных образцов № 1, 3 и 8. Теплостойкость образцов определяли по ГОСТ 19265-73 по результатам измерения твердости (HRC) после дополнительного нагрева (следовавшего за стандартным трехкратным отпуском при 560 °С по 1 часу) при 600, 620, 640 и 660 °С с выдержкой 4 часа.

Результаты исследования теплостойкости представлены на рисунке 7. Из представленного рисунка видно, что наилучшей теплостойкостью обладают образцы, наплавленные с добавлением карбида вольфрама, они сохраняют

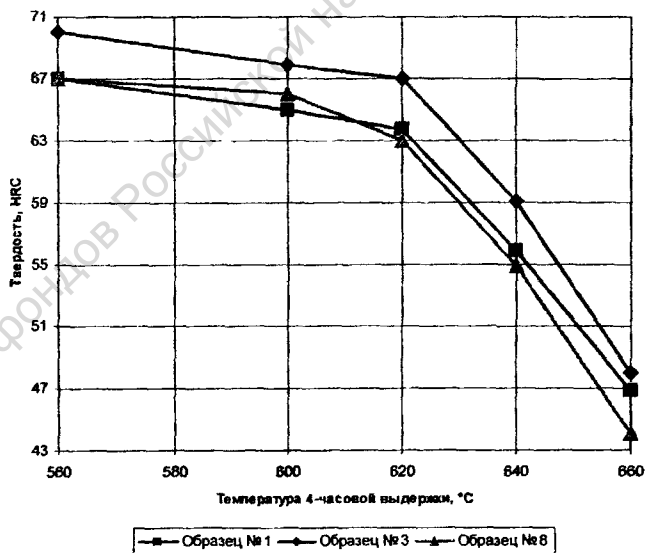


Рисунок 7 – Твердость образцов после четырехчасового нагрева

твердость 59 HRC до температуры 640°C. У остальных исследованных образцов теплостойкость несколько меньше и равна примерно 630 °C. При дальнейшем повышении температуры выдержки, твердость всех образцов существенно падает.

Результаты проведенных испытаний стойкости проходных резцов и перовых сверл с рабочей частью, полученной индукционной наплавкой порошковых композиций, состоящих из стали 10P6M5 с добавками карбида вольфрама и оксида алюминия представлены на рисунке 8.

Испытания проходных резцов проводили при продольном точении заготовок из стали 45 на станке МК6056 со скоростью резания 55 м/мин, подачей 0,21 мм/об и глубиной резания 2,5 мм. Испытания перовых сверл проводили на станке 2М55 при сверлении отверстия диаметром 50 мм, глубиной 25 мм в заготовках из стали 45 со скоростью резания 28,6 м/мин, подачей 0,4 мм/об.

Можно видеть, что средняя стойкость инструмента с наплавками из композиционного материала более чем в 1,5 раза выше по сравнению со стойкостью аналогичного инструмента из стали P6M5.

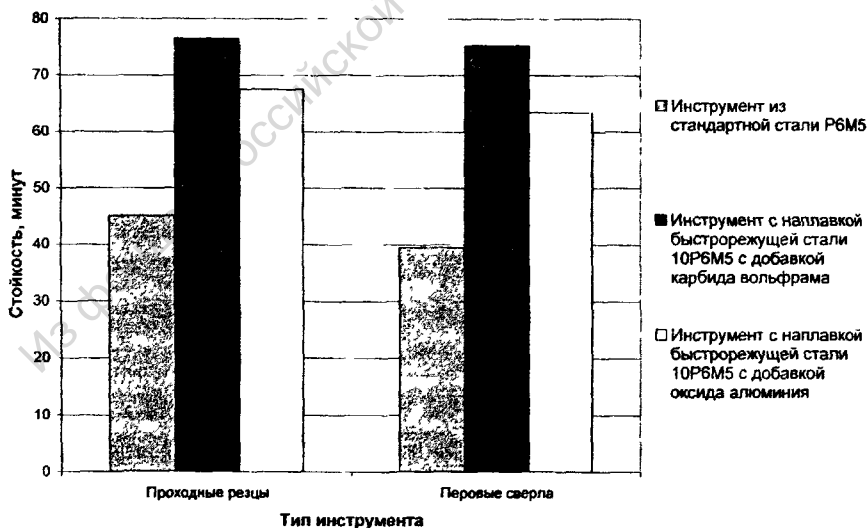


Рисунок 8 – Стойкость стандартного инструмента и инструмента с наплавками из композиционного материала

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Выбранные порошковые композиции и технология индукционной наплавки позволяют получать материалы с заданным строением и легированностью, так добавка: карбида вольфрама приводит к формированию ледебуритных карбидов скелетного типа; карбида титана приводит к образованию карбидов ледебуритного происхождения, имеющих дисперсное строение; оксида алюминия повышает дисперсность наплавленного слоя, что в совокупности позволяет расширить номенклатуру обрабатываемых материалов.

2. Разработанная технология наплавки инструментов, предлагаемыми порошковыми композициями с применением индукционного нагрева удельной мощностью 1-2 кВт/см², позволяет реализовать эффект закалки за счет теплоотвода в подложку со скоростью до 100 °С/с.

3. Применение индукционной технологии наплавки дает возможность получения структур с различной легированностью и дисперсностью, при глубине переходной зоны не превышающей 2 мкм, что дает возможность получать наплавленные слои толщиной 1-6 мм за один проход индуктора.

4. Трехкратный отпуск при температуре 560 °С, позволяет получать твердость наплавов более 70 HRC с теплостойкостью до 640 °С за счет эффекта дисперсионного твердения.

4. Стойкость инструмента с наплавками из композиционного материала более чем в 1,5 раза выше по сравнению со стойкостью аналогичного инструмента из стали Р6М5.

ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ:

1. **Носков, Ф. М.** Исследование структуры и свойств композитов с карбидным и оксидным упрочнением, полученных индукционной наплавкой / **Ф. М. Носков, А. М. Токмин** // Материалы межрегиональной науч.-практич. конф. «Инновационное развитие регионов Сибири»: в 2 ч. Ч.2. – Красноярск: ИПЦ КГТУ, 2006 – С. 457-459.

2. **Носков, Ф. М.** Индукционная наплавка быстрорежущей стали / **Ф. М. Носков** // Вестник ассоц. выпускн. КГТУ. Вып. 10 / Под ред. А. А. Михеева, В. А. Кулагина – Красноярск: ИПЦ КГТУ, 2004. – С. 211-212.

3. **Носков, Ф. М.** Применение индукционной технологии для производства режущего инструмента / А. М. Токмин, Л. А. Быконя, **Ф. М. Носков** // Междун. н.т.к. «Материалы и технологии XXI века»: Сб. статей – Пенза, 2004 – С. 40-43.

4. **Носков, Ф. М.** Особенности индукционной наплавки быстрорежущей стали / А. М. Токмин, Л. А. Быконя, **Ф. М. Носков** // Междун. конф. «Новые перспективные материалы и технологии их получения»: Сб. статей – Пенза 2004 – С. 21-24.

5. **Носков, Ф. М.** Исследование возможностей плазменной наплавки быстрорежущих сталей / А. М. Токмин, Л. А. Быконя, **Ф. М. Носков** // Проблемы машиностроения и технологий материалов на рубеже веков: Сб. статей – Пенза, 2003 – С. 88-90.

6. **Носков, Ф. М.** Исследование структуры и свойств двухслойного инструмента, полученного методом индукционной наплавки / А. М. Токмин, Л. А. Быконя, **Ф. М. Носков** // Тез. докл. всерос. н.п.к. «Достижения науки и техники – развитию Сибирских регионов». – Красноярск: КГТУ, 2003. – С. 151-152.

7. **Носков, Ф. М.** Исследование структуры и свойств стали 10P6M5 после плазменной и индукционной наплавки / Л. А. Быконя, А. М. Токмин, **Ф. М. Носков** // Междун. н.т.к. «Надежность и ремонт машин»: Сб. статей – Гагра, 2004 – С. 43-45.

8. **Носков, Ф. М.** Математическая модель плотной упаковки двухфракционной смеси идеальных порошков / **Ф. М. Носков** // Вестник КГТУ. Вып. 33. Математические методы и моделирование. / Отв. ред. В.И. Быков – Красноярск: ИПЦ КГТУ, 2004. – С. 32-36.

9. **Носков, Ф. М.** Экспериментальное исследование математической модели упаковки двухфракционных смесей порошков / **Ф. М. Носков**, В. С. Казаков ; Краснояр. гос. техн. ун-т. – Красноярск, 2005. – 7 с. – Деп. в ВИНТИ от 25.04.05, №595-B2005

Соискатель:



Из фондов Российской национальной библиотеки

Из фондов Российской национальной библиотеки

Подписано в печать 20.04.06
Тираж 100 экз. Заказ № 387.
Отпечатано в типографии КГТУ
660028, Красноярск, ул. Киренского, 26

2006A
9132

Р - 9132

Из фондов Российской национальной библиотеки