

На правах рукописи



БАРЧУКОВ Дмитрий Анатольевич

**ПОВЫШЕНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ  
ЗА СЧЕТ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ИХ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ**

05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ  
диссертации на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Курск 2013

Работа выполнена в федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего профессионального образования «Тверской государственный технический университет»

Научный руководитель: доктор технических наук,  
профессор  
Зубков Николай Семенович

Официальные оппоненты: Гадалов Владимир Николаевич,  
доктор технических наук, профессор,  
Юго-Западный государственный университет,  
профессор кафедры материаловедения и  
сварочного производства

Чуканов Александр Николаевич,  
доктор технических наук, доцент,  
Тульский государственный университет,  
профессор кафедры физики

Ведущая организация: ООО «Технологические системы  
защитных покрытий», г. Москва

Защита диссертации состоится «25» июня 2013 года в 12<sup>00</sup> часов на заседании диссертационного совета Д 212.105.01 при Юго-Западном государственном университете по адресу: 305040, г. Курск, улица 50 лет Октября, 94, (конференц-зал).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Юго-Западного государственного университета.

Автореферат разослан «20» мая 2013 г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета  
Д 212.105.01



Б.В. Лушников

## **ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ**

### **Актуальность темы**

Работоспособность – это состояние объекта, при котором значения параметров, характеризующих способность выполнять заданные функции, соответствуют требованиям нормативно-технической и (или) конструкторской (проектной) документации. Работоспособность быстрорежущих сталей, как инструментального материала, определяется уровнем их свойств (механических, технологических, эксплуатационных), характеризующих возможность изготавливать из них инструмент, соответствующий заданным требованиям.

Повышение работоспособности и технологичности изготовления инструмента при одновременном значительном сокращении расхода быстрорежущих сталей является весьма актуальной проблемой. Решение данной проблемы возможно, в том числе и за счет совершенствования структурного состояния быстрорежущих сталей - достижения двухфазной структуры закаленной стали, измельчения зерна и карбидов, увеличения концентрации углерода и легирующих элементов в твердом растворе, упрочнения мартенсита высокодисперсными карбидами при термической обработке.

Традиционные металлургические технологии получения и обработки быстрорежущих сталей практически исчерпали возможности дальнейшего повышения работоспособности. Так, при закалке быстрорежущих сталей исключается возможность одновременного получения мелкого зерна и высоколегированного твердого раствора. Для получения мелкого зерна необходимо ограничивать температуру нагрева стали значениями, близкими к  $A_3$ , что исключает достаточное растворение карбидов для получения высоколегированного твердого раствора и приводит к снижению теплостойкости стали. Для достижения максимально легированного твердого раствора температуры нагрева при закалке должны быть приближены к температурам плавления, что, соответственно, вызывает рост зерна стали.

Предполагается, что одновременно получить высоколегированный твердый раствор и мелкое зерно возможно при закалке с температур кристаллизации сталей (лазерная закалка из жидкой фазы, наплавка и др.).

Другой сложно решаемой задачей является достижение при закалке быстрорежущих сталей двухфазной структуры (мартенсит + карбиды). Содержание остаточного аустенита в закаленной стали составляет более 30 % и может увеличиваться при повышении концентрации углерода и легирующих элементов в твердом растворе. Снижение содержания остаточного аустенита при высокотемпературном отпуске приводит к уменьшению концентрации углерода и легирующих элементов в мартенсите, что вызывает его разупрочнение. Охлаждение стали при закалке до температур  $M_k$  с целью превращения аустенита в мартенсит при сохранении легирующих элементов в твердом растворе и достижении двухфазной структуры мало исследовано и не получило широкого применения в промышленности.

Эффективным способом снижения содержания остаточного аустенита является поверхностное пластическое деформирование (ППД) закаленных быстрорежущих сталей. Актуальными представляются исследования в области

применения ППД на стадии закалки с температур кристаллизации для интенсификации процессов превращения аустенита в мартенсит и достижения двухфазной структуры закаленной стали при сохранении концентрации углерода и легирующих элементов в твердом растворе, достигнутой при закалке.

Известно, что при выборе режима высокотемпературного отпуска для превращения остаточного аустенита в мартенсит руководствуются снижением концентрации углерода и легирующих элементов в аустените до уровня, обеспечивающего его полное превращение. Поскольку мартенсит является пересыщенным твердым раствором, то при таких режимах отпуска происходит его заметное разупрочнение.

При достижении мелкозернистой двухфазной структуры закаленных быстрорежущих сталей с высоколегированным мартенситом в процессе наплавки, а также применения ППД при закалке для полного превращения аустенита в мартенсит деформации становится возможным поиск режимов отпуска, при которых будет достигаться максимальное упрочнение мартенсита высокодисперсными карбидами, повышающими работоспособность сталей без существенного снижения концентрации углерода и легирующих элементов в твердом растворе.

### **Цель работы**

Теоретически и экспериментально обосновать повышение работоспособности быстрорежущих сталей за счет совершенствования их структурного состояния методом термомеханических воздействий.

### **Основные задачи работы**

1. Выполнить анализ литературных источников в области повышения работоспособности быстрорежущих сталей за счет совершенствования их структурного состояния.

2. Определить параметры режимов наплавки и ППД, способствующих совершенствованию структурного состояния быстрорежущей стали за счет формирования двухфазной мелкозернистой структуры при закалке с температур кристаллизации.

3. Исследовать влияние режимов высокотемпературного отпуска наплавленной закаленной и подвергнутой ППД быстрорежущей стали на ее дополнительное упрочнение.

4. Научно обосновать новую технологию изготовления режущего инструмента с повышенной работоспособностью. Изготовить опытно-промышленную партию инструмента и провести производственные испытания.

### **Научная новизна и положения, выносимые на защиту**

1. Теоретически обоснован метод совершенствования структурного состояния быстрорежущих сталей, основанный на термомеханических воздействиях (наплавка, ППД в температурном интервале мартенситного превращения и высокотемпературный отпуск), обеспечивающий повышение работоспособности и уровня эксплуатационных свойств быстрорежущих сталей и приводящий к увеличению ресурса работы режущего инструмента.

2. Установлены закономерности формирования двухфазной мелкозернистой структуры быстрорежущей стали Р2М8 с высоколегированным

твердым раствором и равномерно распределенными по объему металла дисперсными карбидами размером менее 1,5 мкм. Выявлены зависимости влияния параметров режимов наплавки и ППД на структуру быстрорежущей стали, которые обеспечивают повышение работоспособности быстрорежущей стали, выраженное в улучшении ее механических, эксплуатационных и технологических свойств.

3. Наплавкой обеспечивается получение быстрорежущей стали Р2М8 в закаленном состоянии с номером зерна 10...11 и высоколегированным твердым раствором за счет скоростей охлаждения наплавленной стали выше 40 °С/с в температурном интервале возможного выделения легирующих элементов из раствора. Применение ППД в температурном интервале 300...60 °С на стадии охлаждения быстрорежущей стали Р2М8 при ее наплавке позволяет получать двухфазную структуру мартенсит + карбиды. Количество остаточного аустенита в стали Р2М8 после наплавки и ППД не превышает 2...4 %.

4. Установлена взаимосвязь между режимами высокотемпературного отпуска наплавленной и деформированной быстрорежущей стали и ее структурой и свойствами. Повышение микротвердости  $HV_{0,2}$  быстрорежущей стали Р2М8 на 1400 МПа в результате выполнения двухкратного отпуска при 540 °С в течение 40 минут достигается за счет сохранения в структуре стали высоколегированного мартенсита и равномерно распределенных дисперсных карбидов.

#### **Практическая значимость работы**

Разработана энергоэффективная ресурсосберегающая технология совершенствования структурного состояния быстрорежущих сталей, обеспечивающая повышение их работоспособности за счет получения мелкозернистой двухфазной структуры с высоколегированным твердым раствором и дисперсными равномерно распределенными по объему стали карбидами.

Технология позволяет получать зерно быстрорежущей стали с номером 10...11 и первичные дисперсные карбиды размером менее 1,5 мкм, ограничивать термическую обработку однократным отпуском и повышать микротвердость  $HV_{0,2}$  после ППД и отпуска более чем на 3000 МПа при глубине упрочненного слоя до 0,75...1,0 мм.

Эксплуатационная стойкость экспериментальной партии режущего инструмента повышена на 30% при снижении расхода быстрорежущей стали в 3,6 раза по сравнению с типовой технологией.

Разработанная технология передана на ОАО «Электромеханика» (г. Ржев Тверской области) и ОАО «Центросвармаш» (г. Тверь) для внедрения в производство.

Результаты диссертационной работы использованы в учебном процессе по дисциплинам «Материаловедение», «Технологические процессы в машиностроении» и «Технология конструкционных материалов» при подготовке бакалавров по техническим направлениям в Тверском государственном техническом университете.

#### **Методы исследований**

В работе наплавку и ППД осуществляли в производственных условиях. В лабораторных условиях выполнены механические испытания, металлографические

исследования, электронно-микроскопический и спектрометрический анализ. При обработке экспериментальных данных использовали статистические методы. Применяли вычислительную технику с использованием стандартных и специальных программ обработки результатов экспериментов. Исследования проводились согласно существующим ГОСТам.

#### **Достоверность результатов исследований, основных положений и выводов**

Достоверность результатов обеспечена применением стандартных и современных методов металлографических исследований, апробированных методов механических испытаний, а также большим объемом экспериментального материала с использованием статистической обработки результатов измерений. Научные положения и выводы по работе имеют теоретическое обоснование и не противоречат известным научным представлениям и результатам. Достоверность результатов исследований и выводов подтверждена результатами производственных испытаний.

#### **Соответствие диссертации паспорту специальности научных работников**

Диссертация соответствует пунктам 2-4, 6-8 паспорта специальности 05.16.01 Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов.

#### **Личный вклад автора**

Автором теоретически обоснован, экспериментально подтвержден и практически реализован новый метод совершенствования структурного состояния быстрорежущих сталей, способствующий повышению их работоспособности. Автор участвовал в планировании и постановке экспериментов, обработке и анализе полученных результатов. Выполнял наплавку и ППД образцов, количественный и качественный металлографический анализ микроструктуры, исследовал механические свойства быстрорежущих сталей. Автором предложена для внедрения в производство технология изготовления резбового резца.

#### **Апробация работы**

Основные положения диссертационной работы докладывались и обсуждались: на второй международной конференции стран СНГ «Молодые ученые – науке, технологиям и профессиональному образованию для устойчивого развития: проблемы и новые решения» (Москва, 2000 г.); на второй Международной научно-технической конференции «Дороги – 2001» (Брянск, 2001 г.); на научно-практической конференции «Актуальные проблемы развития машиностроительного комплекса Тверской области» (Тверь, 2001 г.); на пятой Всероссийской научно-практической конференции «Современные технологии в машиностроении» (Пенза, 2002 г.); в интернет-конференции «Новые материалы и технологии в машиностроении», сайт <http://science.bsea.bryansk.ru> (Брянск, 2003, 2004, 2006, 2012 гг.); на тридцать второй ежегодной Международной конференции «Композиционные материалы в промышленности» (Украина, г. Ялта, 2012 г.).

Изготовленный металлорежущий инструмент экспонировался на третьей выставке-ярмарке «Современная образовательная среда» (г. Москва, Всероссийский выставочный центр, 2001 г., 2002 г.). Способ упрочнения быстрорежущей стали отмечен дипломом и бронзовой медалью на VII-й Международной выставке изобретений и новых технологий (7-14 ноября 2012 г., Китай, г. Кунышань).

### **Публикации**

По результатам диссертационной работы опубликовано 14 печатных работ, в том числе три - в рецензируемых научных журналах и изданиях.

Принято решение от 04.02.2013 г. о выдаче патента на изобретение по заявке №2012121023 от 22.05.2012 г.

### **Структура и объем работы**

Диссертационная работа состоит из введения, четырех глав и общих выводов. Общий объем работы составляет 154 страницы машинописного текста, включая 53 рисунка и 20 таблиц. Список литературы содержит 104 наименования, в том числе 7 - на иностранном языке.

### **ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

**ВО ВВЕДЕНИИ** обоснована актуальность темы диссертации.

**В ПЕРВОЙ ГЛАВЕ** проведен анализ опубликованных в литературе научных данных в области повышения работоспособности быстрорежущих сталей, совершенствования их структуры и свойств. При анализе научных данных было изучено значительное число работ отечественных и зарубежных ученых (Гадалов В.Н., Гвоздев А.Е., Геллер Ю.А., Гуляев А.П., Кремнев Л.С., Минкевич Н.А., Чаус А.С., Черных Д.П., Шнейдер Е.А., Куо К. и др.).

На основе анализа научных исследований установлено, что перспективным направлением повышения работоспособности быстрорежущих сталей является совершенствование их структуры - дальнейшее измельчение зерна, эвтектических карбидов и упрочнение основной структурной составляющей быстрорежущих сталей - мартенсита за счет обеспечения в нем высокой концентрации углерода и легирующих элементов.

При наплавке быстрорежущих сталей с совмещением закалки из жидкой фазы формируется структура мартенсит + карбиды + остаточный аустенит. С позиций достижения достаточной технологической прочности для исключения образования трещин такую структуру можно считать оптимальной. С позиций достижения высокой работоспособности инструмента требуется устранение остаточного аустенита и получение двухфазной структуры мартенсит + карбиды.

Инструмент из быстрорежущих сталей после закалки подвергают, как правило, трехкратному отпуску при 540...600 °С, в результате которого достигается превращение остаточного аустенита в мартенсит отпуска и некоторое повышение твердости. Приоритет при назначении режимов отпуска отдается достижению полного превращения остаточного аустенита. Такие режимы отпуска не могут считаться оптимальными для эффективного упрочнения мартенсита, поскольку они могут вызывать заметное снижение углерода и легирующих элементов в твердом растворе и способствовать разупрочнению мартенсита.

Дополнительно снизить количество остаточного аустенита можно, применяя ППД, что позволит повысить твердость поверхностного слоя за счет интенсификации структурно-фазовых превращений.

Существующие методы повышения работоспособности быстрорежущих сталей с целью улучшения технологических и эксплуатационных свойств инструмента, по-прежнему оставляют возможность совершенствования этих методов. Данным исследованиям и посвящена диссертационная работа.



**ВТОРАЯ ГЛАВА** посвящена исследованию процессов формирования двухфазной мелкозернистой структуры без снижения концентрации углерода и легирующих элементов в твердом растворе при закалке с температур кристаллизации быстрорежущих сталей за счет применения наплавки и ППД.

Для наплавки применяли порошковую проволоку диаметром 1,2 мм, сходную по составу с P2M8. Химический анализ состава наплавленного стали проведен на оптико-эмиссионном спектрометре FOUNDRY-MASTER с компьютерной обработкой результатов. Результаты представлены в таблице.

Таблица

Химический состав наплавленного металла

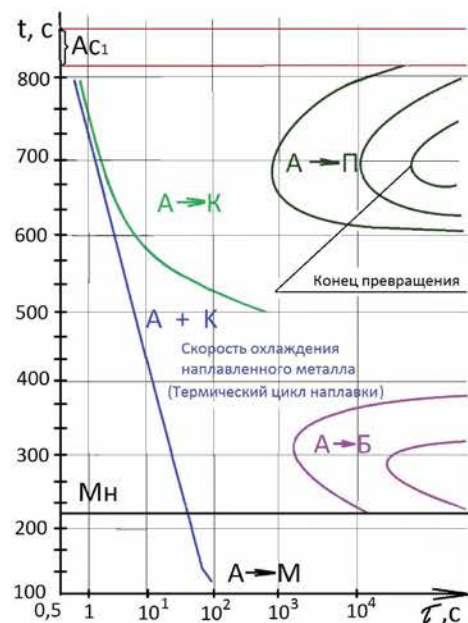
Хим. элемент	Fe	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ti	Al	Cu	Nb	V	W	S
Содержание, %	83,8	0,88	0,49	0,63	4,3	5,8	0,11	0,13	0,13	>1	0,85	1,77	0,01

Наплавку выполняли одноваликовую на торцевую поверхность пластин из среднеуглеродистой низколегированной стали 30ХГСА размером 8×16×100 мм. Предварительно пластины подвергли закалке в масле от 880 °С и отпуску при 200 °С в течение одного часа. Геометрия сечения наплавленного валика была приближена максимально к прямоугольной форме, в том числе за счет использования кристаллизатора. Длина отдельных валиков составила 25...28 мм.

Полуавтоматическая электродуговая наплавка выполнена дугой прямого действия обратной полярности в защитной среде аргона на сварочном аппарате EWM 351 alpha Q (рис. 1а). Режимом и техникой наплавки с импульсным управлением переноса электродного металла в дуге обеспечено получение металла с высоколегированным твердым раствором, характерным для данной стали при дуговой наплавке в защитных газах порошковой проволокой малого диаметра. Температуру наплавленного металла при записи термического цикла (рис. 1б) контролировали пирометром инфракрасным T1315.



а)



б)

Рис. 1. Импульсная наплавка быстрорежущей стали: а – оборудование для наплавки; б - термический цикл наплавки, наложенный на изотермическую диаграмму распада переохлажденного аустенита



Количество остаточного аустенита определяли магнитным контактным аустенометром МАК-2М, предназначенным для неразрушающего количественного определения содержания остаточного аустенита в локальных участках плоского поверхностного слоя образца. Содержание остаточного аустенита в напавленной быстрорежущей стали составило более 50 %.

Применением ППД напавленной быстрорежущей стали инициировали полное превращение аустенита в мартенсит деформации в процессе закалки в температурном интервале мартенситного превращения на стадии охлаждения после напавки и получали двухфазную структуру напавленного металла мартенсит + карбиды. Последующая термическая обработка в виде отпуска выполнялась с целью снятия внутренних напряжений с возможным упрочнением мартенсита высокодисперсными карбидами, повышающими прочность и твердость напавленного металла.

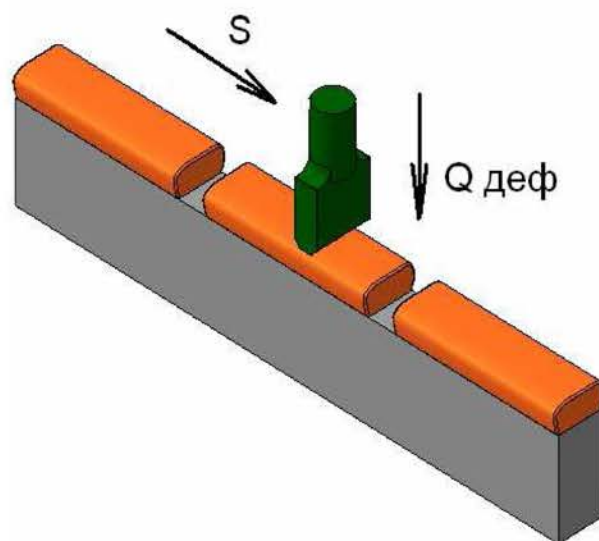
Ударное ППД напавленной быстрорежущей стали выполняли, начиная с температуры  $(M_n + 80) ^\circ\text{C}$ , электроперфоратором Bosch GBH 7-46 при помощи изготовленного приспособления (рис. 2).

Режим ударного ППД подобран из условий достижения наиболее полного превращения аустенита в мартенсит деформации, дробления сетки и измельчения эвтектических карбидов до размеров, не превышающих 1,5 мкм, и благоприятного формирования деформируемой поверхности с достижением заданных геометрической и размерной точности и шероховатости.

ППД выполняли при охлаждении ниже  $300 ^\circ\text{C}$  при перемещении ударного бойка из инструментальной штамповой стали в осевом направлении по нормали к деформируемой поверхности с энергией удара 9 Дж (рис. 2б). Частота деформирования – 45 Гц. ППД заканчивали при температуре, близкой к  $60 ^\circ\text{C}$ , что позволяло сделать процесс ППД достаточно технологичным в производственных условиях при изготовлении напавленного инструмента.



а)



б)

Рис. 2. ППД напавленной быстрорежущей стали: а – приспособление с электроперфоратором; б – схема деформирования (S – направление перемещения ударного устройства;  $Q_{\text{деф}}$  – ударное воздействие при деформировании)

Металлографический анализ микроструктуры производили на оптических микроскопах МИМ-8 и OLYMPUS BX 51M и растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6610LV. Микроструктура упрочненного слоя была исследована по торцевым (поперечным) сечениям образцов после травления шлифов 4 %-ным раствором  $\text{HNO}_3$  в этиловом спирте (рис. 3).

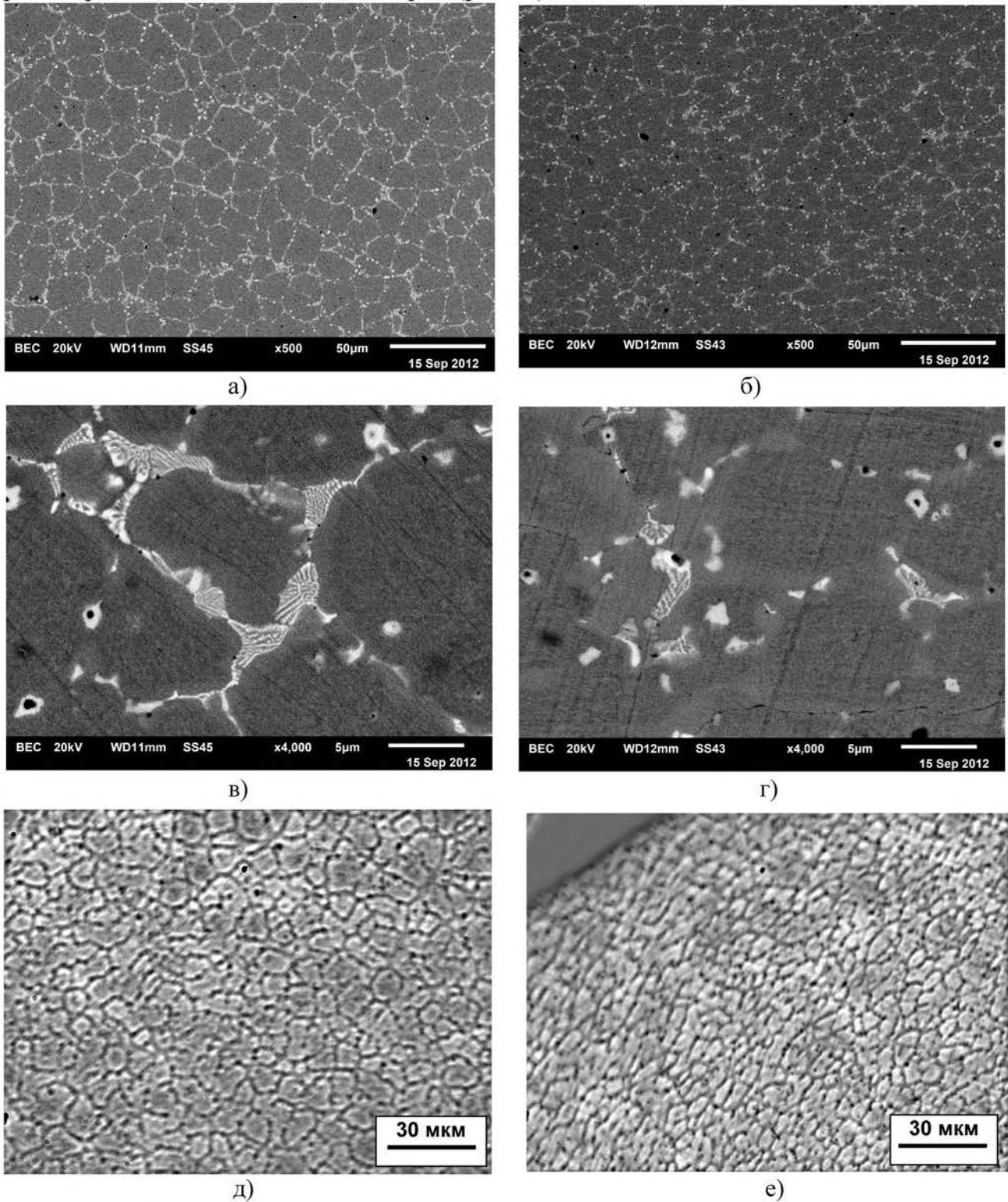


Рис. 3. Микроструктура P2M8: а-г – растровая электронная микроскопия; д, е – световая микроскопия (иммерсия); а, в, д – до ППД; б, г, е – после ППД; а, б – распределение карбидов; в, г – степень дисперсности карбидов и ледебуритная эвтектика; д, е – зерно поверхностного слоя



Величина зерна стали определена методами измерения длин хорд и визуальным сравнением зерен с эталонными изображениями шкал (ГОСТ 5639-82). У наплавленной быстрорежущей стали установлен номер зерна 11...10 (с преобладанием 10-го), что в сравнении с литой быстрорежущей сталью после объемной закалки, имеющей номер зерна 6...9, является мелким зерном. После ППД номер зерна сохраняется (с преобладанием 11-го). Зерна в поверхностном слое неравноосные, наблюдается текстурирование структуры стали (рис. 3д, е).

Микроструктура быстрорежущей стали после наплавки представляет собой игольчатый мартенсит, остаточный аустенит и карбиды (рис. 4а). После ППД происходит раздробление ледебуритной эвтектики, что приводит к повышению степени равномерного распределения карбидов в деформированной быстрорежущей стали.

Минимальное проплавление и доля участия основного металла (30ХГСА) в наплавленном (Р2М8) (рис. 4б) достигнуто за счет выбора оптимальных режимов наплавки и импульсного управления переносом электродного металла в дуге.

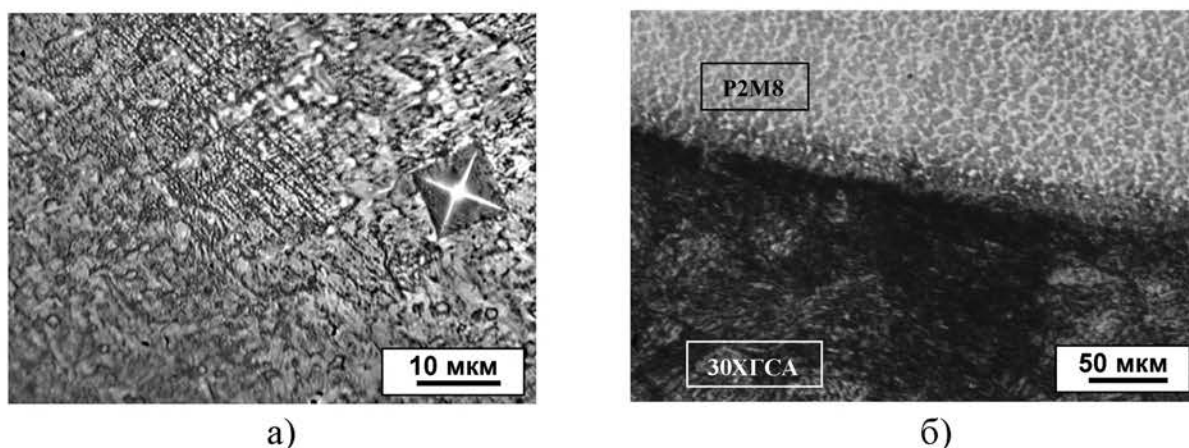


Рис.4. Микроструктура: а - Р2М8 после ППД; б - зона сплавления 30ХГСА и Р2М8

Глубина упрочнения быстрорежущей стали определена измерением микротвердости  $HV_{0,2}$  на торцевых сечениях образцов при помощи прибора ПМТ-3 согласно ГОСТ 9450-76. Результаты измерений представлены на рис. 5.

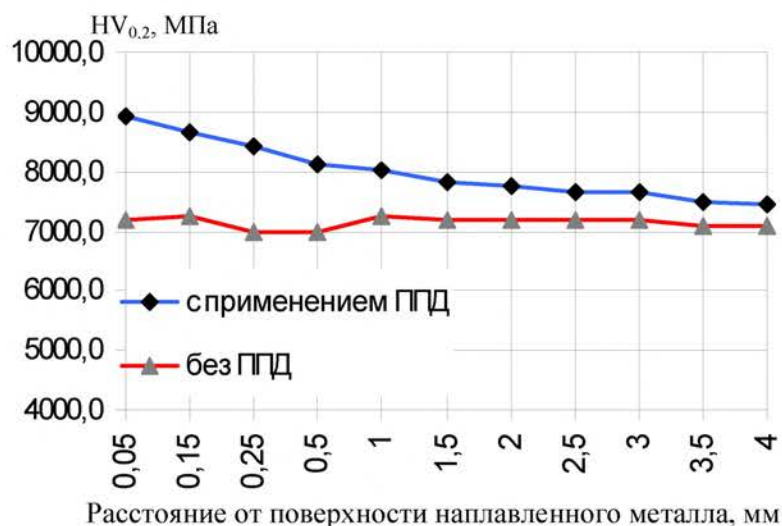


Рис. 5. Распределение микротвердости по глубине быстрорежущей стали

Результаты измерения микротвердости  $HV_{0,2}$  быстрорежущей стали указывают на ее повышение при выполнении ППД в интервале температур мартенситного превращения как на поверхности - на 2000...2200 МПа, так и в поверхностном слое на глубину до 750...1000 мкм.

Установлено, что применение ППД в температурном интервале мартенситного превращения на стадии охлаждения при закалке наплавленного металла позволяет интенсифицировать процесс аустенитно-мартенситного превращения и значение остаточного аустенита в итоге не превышает 2...4 %.

Достижение двухфазной мелкозернистой структуры наплавленной быстрорежущей стали мартенсит + карбиды в процессе ППД в интервале температур мартенситного превращения имеет ряд преимуществ по сравнению с методами деформационного упрочнения сталей в интервале температур, близких к  $A_3$ , так как позволяет сохранить эффект упрочнения, достигнутый при холодном пластическом деформировании. При этом концентрация углерода и легирующих элементов в твердом растворе, достигнутая при закалке с температур кристаллизации, сохраняется в структуре стали.

**ТРЕТЬЯ ГЛАВА** посвящена исследованию влияния режимов высокотемпературного отпуска на структуру и свойства наплавленной закаленной и подвергнутой ППД быстрорежущей стали.

При достижении в результате ППД полного превращения аустенита с получением структуры мартенсит + карбиды последующая термическая обработка может быть ограничена отпуском, после которого может достигаться упрочнение мартенсита высокодисперсными карбидами, блокирующими перемещение дислокаций и повышающими прочностные характеристики наплавленной быстрорежущей стали.

При отпуске образцов, подвергнутых ППД, происходит разупрочнение в результате протекания процессов, приводящих к большему равновесию структурного состояния наклепанного металла, и упрочнение в результате выделения дисперсных карбидов из мартенсита и блокирования ими перемещения дислокаций. Процессы упрочнения и разупрочнения разнонаправлены и об их степени влияния можно судить по изменению твердости при различных режимах отпуска.

С целью определения влияния режима отпуска (температура отпуска, время выдержки) на микротвердость наплавленной быстрорежущей стали выполнен однократный отпуск образцов на различных режимах. Результаты измерений представлены на рис. 6а.

Установлено, что максимальное значение микротвердости  $HV_{0,2}$  наплавленной закаленной и подвергнутой ППД быстрорежущей стали Р2М8 достигается при выполнении отпуска при температуре 540 °С в течение 40 минут.

Трехкратный отпуск при температуре 540...600 °С в течение одного часа каждый является стандартным режимом закаленных быстрорежущих сталей умеренной теплостойкости. Определено влияние кратности отпуска на дополнительное упрочнение наплавленной стали Р2М8, подвергнутой ППД в интервале температур мартенситного превращения, для чего измерена микротвердость  $HV_{0,2}$  стали после выполнения различного числа отпусков (рис. 6б).



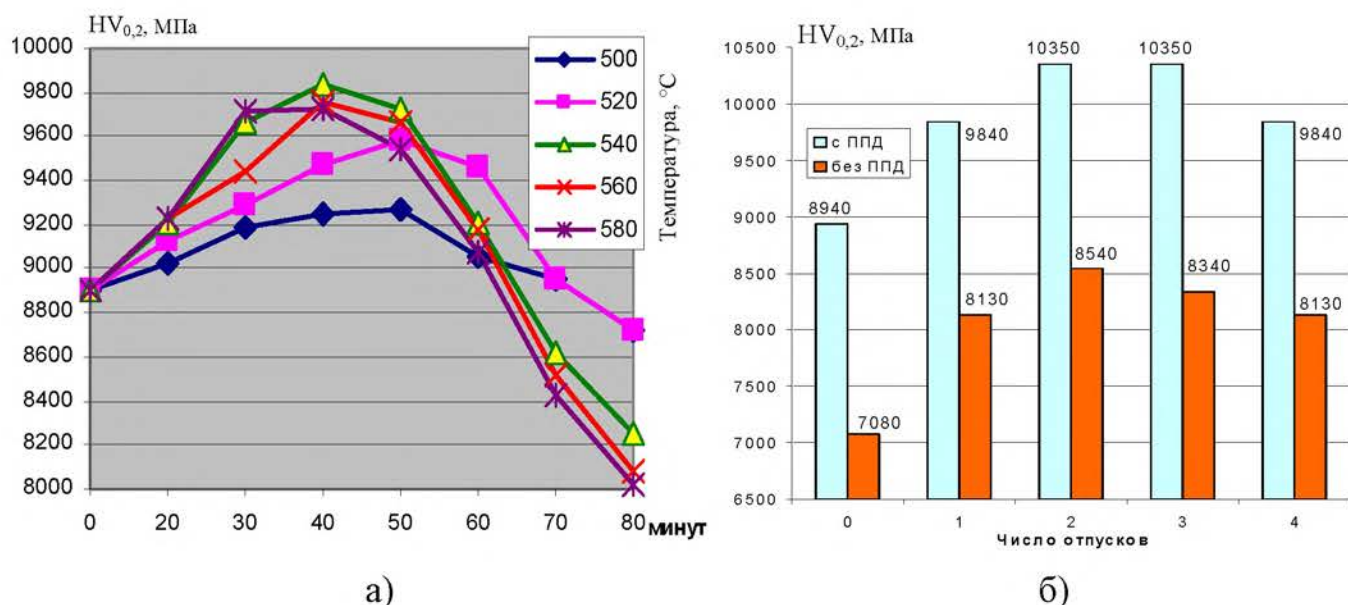


Рис. 6. Зависимость микротвердости быстрорежущей стали от режима отпуска: а – температуры отпуска и времени выдержки; б – кратности отпуска

Было установлено, что максимальный прирост микротвердости  $HV_{0,2}$  деформированной стали достигается уже после первого отпуска, максимальные значения микротвердости  $HV_{0,2}$  (10350 МПа) достигаются уже после второго отпуска.

Наплавленная и деформированная сталь Р2М8 более устойчива к разупрочнению при увеличении температуры, времени и кратности отпуска.

Количественным металлографическим анализом микроструктуры с помощью энергодисперсионного спектрометра INCA ENERGY 350 X-MAX20 установлено сохранение в результате выполнения одно- или двухкратного отпуска высоколегированного мартенсита и равномерно распределенных по объему металла првичных карбидов размером менее 1,5 мкм.

Результатами исследований влияния режимов отпуска наплавленной закаленной и деформированной стали Р2М8 на микротвердость была подтверждена возможность упрочнения деформированного наплавленного металла при выполнении одно- или двухкратного отпуска.

При комплексном упрочнении стали Р2М8 наплавкой, закалкой и ППД в температурном интервале мартенситного превращения аустенита и последующим отпуском микротвердость  $HV_{0,2}$  повышается на 2760...3270 МПа.

**В ЧЕТВЕРТОЙ ГЛАВЕ** описана технология изготовления резбового резца с применением наплавки, ППД и отпуска быстрорежущей стали. Цель разработки технологии заключалась в реализации результатов исследований, позволяющих повысить работоспособность быстрорежущих сталей за счет совершенствования их структурного состояния наплавкой, ППД высокотемпературным отпуском при качественном сокращении расхода стали.

Известна технология изготовления данного резца, согласно которой режущую пластину из стали Р6М5 припаивают к корпусу. Предварительно режущая пластина подвергается ковке, механической обработке (что влечет за собой большие потери металла в стружку) и выполнению сложной термической обработки.

В предлагаемой технологии изготовления резьбового резца для нарезания трапецеидальной резьбы заготовки размером  $8 \times 16 \times 140$  из легированной среднеуглеродистой стали 30ХГСА, ГОСТ 103-76, подвергли закалке от  $880^\circ\text{C}$  и низкотемпературному отпуску при  $200^\circ\text{C}$ . Наплавку режущей части выполняли дугой прямого действия током обратной полярности в среде аргона порошковой проволокой ПП-Р2М8 диаметром 1,2 мм. ППД передней поверхности режущей части резца осуществляли в процессе охлаждения наплавленного металла после наплавки в температурном интервале  $300 \dots 600^\circ\text{C}$  (рис. 7). После выполнения однократного отпуска в лабораторной печи с нагревом наплавленных заготовок до  $540^\circ\text{C}$  и выдержкой 40 минут выполняли абразивную обработку поверхности резца, кроме деформируемой передней.

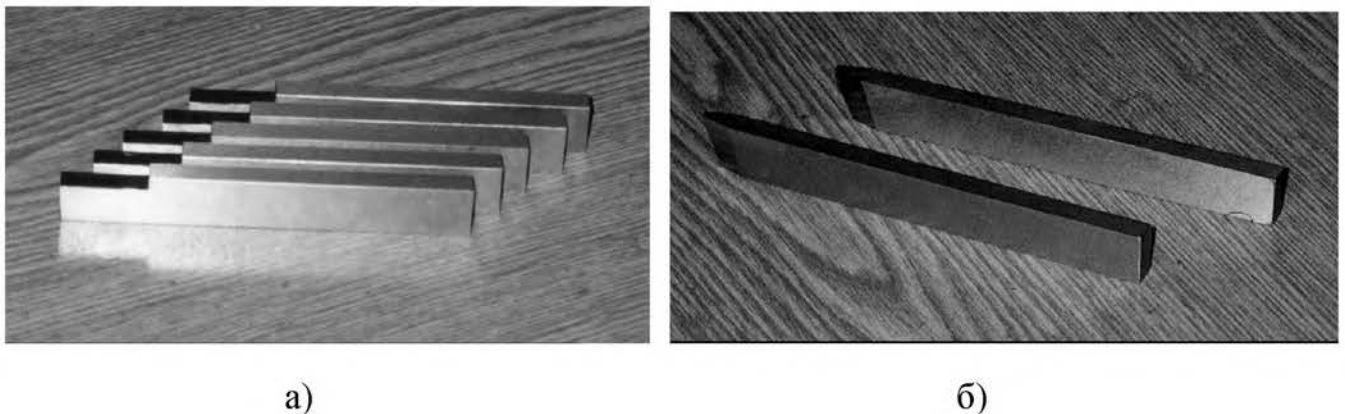


Рис. 7. Заготовки резцов (а) и резцы после наплавки и упрочнения (б)

Полученная в процессе ППД передняя поверхность резца имела продольную шероховатость  $Ra\ 0,63\ \mu\text{m}$ , что не требовало дальнейшей механической, в т.ч. абразивной обработки упрочненной поверхности. Данный вывод подтвержден полученной характеристикой микрогеометрии наплавленной и деформированной поверхности быстрорежущей стали при помощи электронного портативного измерителя шероховатости TR200 компании Time Group Inc.

Микротвердость  $HV_{0,2}$  наплавленной деформированной стали Р2М8 после отпуска составила  $9800 \dots 9900\ \text{МПА}$ . Глубина упрочнения составила  $0,8\ \text{мм}$ .

Испытания по определению предельной стойкости резьбовых резцов с наплавленной режущей частью были проведены в соответствии с ГОСТ 10047-62 при нарезании трапецеидальной резьбы на валу (сталь 45, ГОСТ 1050-88) диаметром  $\varnothing\ 44\ \text{мм}$ , твердость  $HV\ 160 - 165$ . Режим испытания резцов устанавливали согласно принятым ТУ предприятия: подача  $S = 8\ \text{мм/об}$ ; скорость резания  $V = 13,8\ \text{м/мин}$ . За критерий затупления резцов брали величину износа по задней поверхности  $h_3 = 0,6\ \text{мм}$ . Износ резца после 30 минут работы составил  $h_3 = 0,3\ \text{мм}$ . Предельная стойкость резцов на вышеприведенном режиме составила 39 мин, что на 30 % выше стойкости резцов по известной технологии.

Допустимое количество переточек инструмента, изготовленного по предлагаемой технологии, выше, чем по типовой: 25 против 16. Расход стали Р2М8 при изготовлении одного резца сокращается более чем в три раза.

## **ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ**

1. Разработан метод повышения работоспособности быстрорежущих сталей за счет совершенствования их структурного состояния – достижения двухфазной мелкозернистой структуры быстрорежущих сталей с высоколегированным твердым раствором и равномерно распределенными по объему металла дисперсными первичными карбидами – применением наплавки, ППД в температурном интервале мартенситного превращения и последующего высокотемпературного отпуска.

2. Установлено, что мелкозернистая структура с зерном № 11 и максимально легированным твердым раствором в стали Р2М8 образуется при ее охлаждении в процессе закалки с температур кристаллизации со скоростями выше  $40\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$  в температурном интервале возможного выделения легирующих элементов из аустенита. Указанные скорости охлаждения достигаются применением одноваликовой наплавки быстрорежущей стали дугой прямого действия на постоянном токе обратной полярности порошковой проволокой в защитной среде аргона с импульсным управлением переноса электродного металла в дуге.

3. Получена двухфазная структура (мартенсит + карбиды) наплавленной быстрорежущей стали Р2М8 за счет интенсификации процессов мартенситного превращения аустенита ударным ППД на стадии охлаждения при закалке в интервале температур  $300\ldots 60\text{ }^{\circ}\text{C}$  с энергией удара 9 Дж и частотой деформирования 45 Гц. Количество остаточного аустенита в стали Р2М8 после наплавки и ППД не превышает  $2\ldots 4\%$ .

4. В результате наплавки и ППД в структуре быстрорежущей стали Р2М8 достигнута высокая концентрация легирующих элементов в твердом растворе, дисперсные равномерно распределенные первичные карбиды, малое количество эвтектических карбидов в виде тонкой прерывистой сетки.

5. Установлено, что микротвердость  $\text{HV}_{0,2}$  наплавленной и деформированной быстрорежущей стали Р2М8 зависит от режима высокотемпературного отпуска. Максимальный прирост микротвердости  $\text{HV}_{0,2}$  на 900 МПа достигается после выполнения первого высокотемпературного отпуска при  $540\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение 40 минут. Максимальные значения микротвердости 10350 МПа достигаются после выполнения второго отпуска. Дальнейшее повышение кратности отпуска приводит к снижению микротвердости.

6. Повышение микротвердости  $\text{HV}_{0,2}$  быстрорежущей стали Р2М8 с двухфазной структурой (мартенсит + карбиды) после выполнения одно- или двухкратного высокотемпературного отпуска происходит за счет высоколегированного мартенсита и выделения дисперсных вторичных карбидов в структуре металла при отпуске.

7. Разработана энергоэффективная ресурсосберегающая технология изготовления резьбового резца с повышенной работоспособностью режущей части за счет применения наплавки инструмента порошковой проволокой ПП-Р2М8, ППД передней поверхности резца в процессе охлаждения при закалке наплавленной быстрорежущей стали и выполнения однократного высокотемпературного отпуска.



8. Разработанная технология способствует повышению микротвердости  $HV_{0,2}$  наплавленной и деформированной передней поверхности резца после однократного отпуска до 9800...9900 МПа и сокращению расхода быстрорежущей стали Р2М8 более чем в три раза по сравнению с типовой технологией. Глубина упрочнения достигала 0,8 мм. Шероховатость передней поверхности резца после наплавки и ППД составила  $Ra\ 0,63\ \mu m$ , что позволило отказаться от дальнейшей механической обработки упрочненной поверхности.

9. В соответствии с результатами производственных испытаний опытно-промышленной партии резбового резца установлено повышение предельной стойкости инструмента относительно нормативной на 30 %.

На основе результатов работы подана заявка на изобретение №2012121023 от 22.05.2012 г. Принято решение о выдаче патента на изобретение от 04.02.2013 г.

### **ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ**

#### **Публикации в рецензируемых научных журналах и изданиях:**

1. **Барчуков, Д.А.** Совершенствование структуры быстрорежущих сталей наплавкой и поверхностным пластическим деформированием [Текст] / **Д.А. Барчуков, А.Ю. Лаврентьев, Н.С. Зубков** // Современные проблемы науки и образования. 2012. № 5; URL: <http://www.science-education.ru/105-7288> (дата обращения: 13.03.2013).

2. **Барчуков, Д.А.** Ресурсосберегающая технология изготовления резбового резца с упрочненной режущей частью [Текст] / **Д.А. Барчуков** // Научное обозрение. 2012. № 5. С. 404-407.

3. **Барчуков, Д.А.** Совершенствование структуры быстрорежущих сталей и повышение их работоспособности за счет термомеханических воздействий [Текст] / **Д.А. Барчуков, С.Е. Ильяшенко** // Научное обозрение. 2013. № 3. С. 134-139.

#### **Статьи и материалы конференций:**

4. **Барчуков, Д.А.** Использование эффекта сверхпластичности при изготовлении наплавленного режущего инструмента [Текст] / **Д.А. Барчуков, Н.С. Зубков** // Сборник научных докладов и тезисов 2-й международной конференции стран СНГ «Молодые ученые – науке, технологиям и профессиональному образованию для устойчивого развития: проблемы и новые решения». М.: Изд-во АМИ. 2000. Часть 1. С. 23-24.

5. **Барчуков, Д.А.** Использование эффекта сверхпластичности при изготовлении наплавленного режущего инструмента [Текст] / **Д.А. Барчуков, Зубков Н.С.** // Сборник научных трудов «Состояние и перспективы развития дорожного комплекса». Брянск: БГИТА. 2001. Выпуск 2. С. 88-89.

6. **Барчуков, Д.А.** Эффективность изготовления и упрочнения наплавленного режущего инструмента [Текст] / **Д.А. Барчуков, Н.С. Зубков** // Актуальные проблемы развития машиностроительного комплекса Тверской области. Материалы научно-практической конференции. Тверь: Изд-во ТГТУ. 2001. С. 99-101.

7. **Барчуков, Д.А.** Способ упрочнения наплавленной теплостойкой стали высокой твердости [Текст] / **Д.А. Барчуков, Н.С. Зубков** // Сборник материалов

5-й Всероссийской научно-практической конференции. Часть 1. Пенза: Приволжский дом знаний. 2002. С. 71-73.

8. **Барчуков, Д.А.** Исследование влияния скорости охлаждения наплавленной теплостойкой стали высокой твердости на ее стойкость к образованию горячих трещин [Текст] / **Д.А. Барчуков** // Новые материалы и технологии в машиностроении. Сборник научных трудов. Выпуск 2. Брянск: БГИТА. 2003. С. 13-14.

9. **Барчуков, Д.А.** Разработка высокоэффективной технологии изготовления резьбового резца с применением наплавки быстрорежущими сталями [Текст] / **Д.А. Барчуков** // Новые материалы и технологии в машиностроении. Сборник научных трудов. Выпуск 3. Брянск. БГИТА: БГИТА. 2004. С. 6-8.

10. **Барчуков, Д.А.** Эффективность гибкого регулирования состава порошковых проволок для наплавки штампового и режущего инструмента [Текст]/ **Д.А. Барчуков, Золотов А.А.** // Новые материалы и технологии в машиностроении. Сборник научных трудов. Выпуск 5. Брянск. БГИТА: БГИТА. 2006. С. 52-55.

11. **Барчуков, Д.А.** Повышение твердости наплавленной быстрорежущей стали поверхностным пластическим деформированием [Текст] / **Д.А. Барчуков, А.Ю. Лаврентьев, Н.С. Зубков** // Новые материалы и технологии в машиностроении. Сборник научных трудов по итогам международной научно-технической конференции. Выпуск 15. Брянск: БГИТА. 2012. С. 9-12.

12. **Барчуков, Д.А.** Комбинированное деформационное и термическое упрочнение металлопокрытий, нанесенных наплавкой [Текст] / **Д.А. Барчуков, А.Ю. Лаврентьев, Н.С. Зубков** // Композиционные материалы в промышленности. Материалы 32-й международной конференции 4–8 июня 2012 г., Ялта – Киев: УИЦ «НАУКА. ТЕХНИКА. ТЕХНОЛОГИЯ». 2012. С. 288-291.

13. **Барчуков, Д.А.** Совершенствование технологии изготовления наплавленного инструмента с применением поверхностного пластического деформирования [Текст] / **Д.А. Барчуков, А.Ю. Лаврентьев, Н.С. Зубков, А.В. Цыгвинцев** // Высокие технологии, экономика, промышленность. Т. 2, Часть 2: Сборник статей Тринадцатой международной научно-практической конференции «Фундаментальные и прикладные исследования, разработка и применение высоких технологий в промышленности и экономике». 24-26 мая 2012 г. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та. 2012. С. 23-24.

14. **Барчуков, Д.А.** Обоснование выбора материала корпуса и режущей части инструмента при его изготовлении с помощью наплавки и поверхностного пластического деформирования [Текст] / **Д.А. Барчуков** // Механика и физика процессов на поверхности и в контакте твердых тел, деталей технологического и энергетического оборудования: межвуз. сб. науч. тр. / под ред. В.В. Измайлова. Тверь: ТвГТУ. 2013. Вып. 6. С. 134-139.





