

УДК 621.791.927.55

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ СТАЛИ Р6М5, ПОЛУЧЕННЫХ СПОСОБОМ ПЛАЗМЕННОЙ ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ

А.А. Хайдарова, А.С. Дегтерев

Томский политехнический университет

E-mail: haydarova@tpu.ru

С использованием различных режимов плазменной порошковой наплавки получены покрытия на основе стали Р6М5. Исследовано влияние параметров режима наплавки на структуру и микротвердость наплавляемого металла. Показано, что увеличение погонной энергии при плазменной порошковой наплавке способствует уменьшению объемной доли эвтектики и карбидов типа МС.

**Ключевые слова:**

Плазменная порошковая наплавка, быстрорежущая сталь, эвтектика, карбиды.

**Key words:**

Plasma-powder surfacing, high speed steel, eutectic, carbide.

Широкое применение различных способов наплавки для восстановления рабочих поверхностей инструментов и деталей машин обуславливает необходимость проведения сравнительных исследований качества и свойств наплавленных материалов.

В настоящее время наплавку производят электродуговыми методами или с использованием высококонцентрированных источников энергии. В результате применения электродуговых способов, качество наплавленного инструмента не всегда получается высоким и стабильным, что вызвано большой глубиной проплавления и перемешиванием основного и наплавляемого металлов в зоне сплавления [1].

В связи с этим всё большее применение находят методы наплавки с помощью высококонцентрированных источников энергии. Это электронно-лучевой, лазерный и плазменный способы наплавки, способствующие получению минимальной глубины проплавления основного металла и малой ширины зоны термического влияния [2–4].

При использовании электронно-лучевого способа наплавки возникает необходимость создания вакуума, что делает затруднительным применение данного метода при восстановлении и упрочнении поверхностей габаритных деталей и при работе в полевых условиях [2, 3].

При лазерной наплавке в связи с чрезвычайно высокой скоростью кристаллизации расплава, несмотря на дисперсность кристаллической структуры, велика вероятность образования кристаллизационных (горячих) трещин. Особенно склонны к горячим трещинам при лазерной обработке высокоуглеродистые, легированные инструментальные стали, что ограничивает применение данного способа при нанесении покрытий на основе стали Р6М5 [5].

В связи с наличием указанных недостатков электронно-лучевой и лазерной наплавки широкое применение находит плазменный способ, возможности которого не ограничены формой и размерами обрабатываемого изделия.

Для экономии металла, снижения расходов на механическую обработку наплавляемых деталей, а также получения требуемого структурно-фазового состояния при плазменной наплавке используют различные порошковые материалы, среди которых распространены порошки стали Р6М5.

Согласно исследованиям [6] размер зерна быстрорежущей стали, наплавленной плазменно-порошковым методом на 20 % меньше, чем размер зерна литой быстрорежущей стали, а уровень твердости наплавленного металла на 10...20 % превышает уровень твердости стали Р6М5 после отжига. Перечисленные преимущества такого наплавленного материала делают его применение актуальным.

Известно [7], что изменение скорости охлаждения в интервале кристаллизации расплава быстрорежущей стали может значительно влиять на размеры зерен и толщину сетки карбидов стали и, как следствие, на свойства наплавленного металла. Это обстоятельство имеет особое значение при выборе режима плазменной наплавки, так как плазменная дуга позволяет в широких пределах регулировать энергетические характеристики нагрева.

Целью данной работы является исследование изменения структуры и твердости покрытий на основе быстрорежущей стали, полученных при различных режимах плазменно-порошковой наплавки.

Плазменно-порошковую наплавку производили с использованием установки УПН-30ЗУХЛ4, серийно выпускавшейся ВНИИЭСО. Расход транспортирующего и защитного газа составлял 10...16 л/мин, расход плазмообразующего газа — 2 л/мин. В качестве защитного и плазмообразующего газа использовался аргон высшего сорта по ГОСТ 10157-79 (99,993 %).

В качестве наплавляемого материала использовали порошок стали Р6М5 с гранулометрическим составом 100...350 мкм. Порошок наплавляли на пластины из стали 20 толщиной 10 мм. Расход порошка составлял 1,9 кг/ч. Наплавку производили за один проход без поперечных колебаний плазмотрона с использованием режимов, представленных в таблице.

**Таблица.** Режимы плазменно-порошковой наплавки

Режим наплавки	$j, \text{A}/\text{мм}^2$	$I, \text{A}$	$V_{\text{нап}}, \text{см}/\text{с}$	$q, \text{кДж}/\text{см}$
Обратная полярность				
1	8,15	160	0,17	20,4
2	9,17	180	0,17	24,5
3	10,19	200	0,17	28,2
4	11,2	220	0,17	32,1
5	11,2	220	0,21	25,9
6	11,2	220	0,25	21,8
7	8,15	160	0,13	26,7
8	9,17	180	0,13	32,1
9	10,19	200	0,13	36,9
10	11,2	220	0,13	41,9
11	10,19	200	0,21	22,8
12	10,19	200	0,25	19,2
Прямая полярность				
1	8,15	160	0,13	26,7
2	9,17	180	0,13	32,1
3	10,19	200	0,13	36,9
4	11,2	220	0,13	41,9

Исследования макро- и микроструктуры производили с использованием микроскопа OLYMPUS GX51 и комплекта прикладных программ SIAMS 700. Анализ геометрических размеров валиков проводили на длине 50 мм в зоне установившегося режима в пяти произвольных точках. Глубину проплавления для каждого режима измеряли с помощью оптического микроскопа на четырех поперечных макрошлифах.

Выявленные карбиды MC исследовали с применением метода дифференциального интерференционного контраста. Для анализа эвтектических карбидов использовали травитель  $\text{K}_3[\text{Fe}(\text{CN})_6]:\text{KOH}:\text{H}_2\text{O}=1:1:10$ . Травление осуществляли методом окунания в нагретый до 60...80 °С реактив с выдержкой от 1,5 до 10 мин.

Объемные доли частиц упрочняющих фаз и их средние размеры оценивали с помощью анализатора изображений SIAMS 700. Величину зерна

матрицы оценивали линейным методом А. Розиваля. Микротвердость наплавленного металла измеряли на приборе ПМТ-3 (ГОСТ 9450-76) с шагом по глубине 150 мкм при нагрузке 1 Н.

Величину погонной энергии определяли по ГОСТ Р ИСО 857-1-2009 по формуле

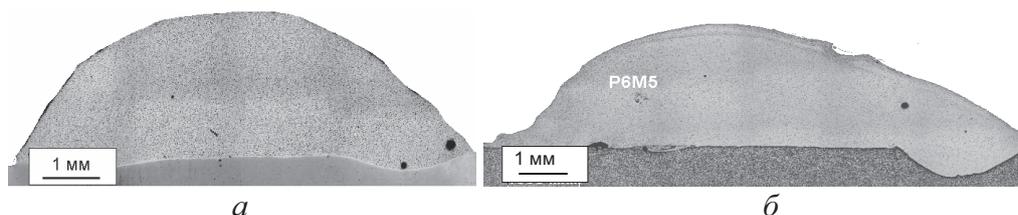
$$q_n = \frac{\eta IU}{V_n},$$

где  $I$  – сила тока, А;  $U$  – напряжение дуги, В;  $V_n$  – скорость наплавки, см/с;  $\eta$  – эффективный КПД нагрева. Исходя из данных, представленных в работе [4] при увеличении силы тока наплавки эффективный КПД нагрева уменьшается. Для режимов наплавки, представленных в таблице,  $\eta$  изменяется в пределах от 0,57 до 0,63.

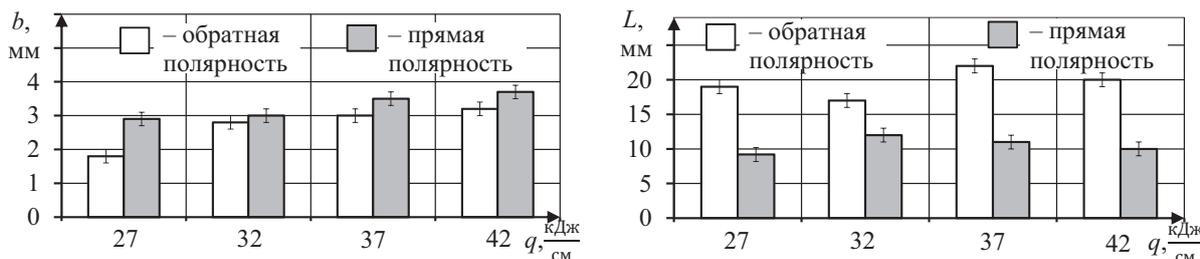
При использовании режимов при силе тока от 160 до 180 А наблюдается порообразование в наплавленном металле (рис. 1). Размер пор составляет 100...180 мкм. При увеличении силы тока на 10...20 % поры в макроструктуре наплавленного металла не обнаруживаются, что связано с повышением давления столба дуги, интенсивности перемешивания жидкого металла и вытеснения выделяющихся газов.

При наплавке на прямой полярности формируются высокие и узкие валики (рис. 2), тогда как на обратной полярности при тех же значениях величины погонной энергии высота валиков уменьшается в 1,2...1,5 раза (рис. 2, а), а их ширина увеличивается в 1,5...2 раза (рис. 2, б).

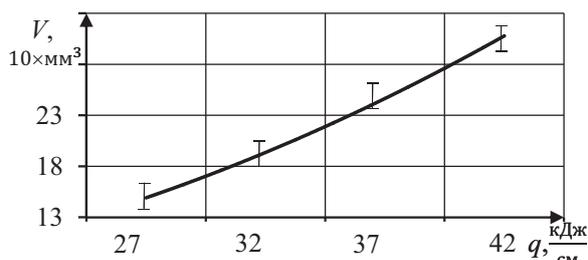
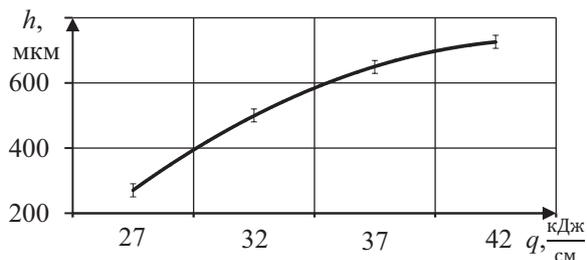
Согласно литературным данным [8], при использовании прямой полярности в процессе наплавки неплавящимся электродом концентрация нагрева и форма столба дуги должны способствовать более глубокому и узкому проплавлению по сравнению с наплавкой неплавящимся электродом на обратной полярности. При анализе макроструктуры валиков, наплавленных на обратной полярности по режимам с величиной погонной энергии



**Рис. 1.** Макроструктура валиков, наплавленных на прямой полярности по первому режиму (а) и обратной полярности по seventhому режиму (б)



**Рис. 2.** Изменение высоты (а) и ширины (б) наплавленных валиков в зависимости от величины погонной энергии при наплавке

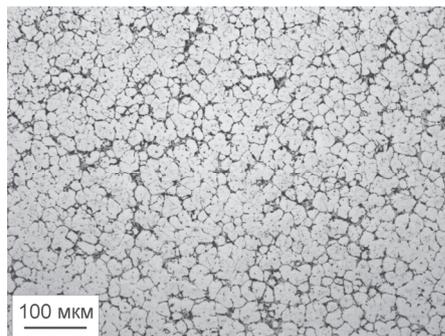


**Рис. 3.** Изменение глубины проплавления (а) и объема наплавленного металла (б) при наплавке на прямой полярности в зависимости от величины погонной энергии

более 26 кДж/см, выявлено местное увеличение глубины проплавления до 1,0 мм (рис. 1, б). Это может быть связано с движением и делением катодного пятна в процессе наплавки. При увеличении погонной энергии растёт количество пятен на катоде, которые быстро перемещаются в направлении нормали [9]. Можно предположить, что локализация катодных пятен с одного края ванны расплава, способствует концентрации тепловой мощности, вызывая местное увеличение глубины проплавления. Дополнительно происходит увеличение ширины наплавленного валика вследствие кратковременной фиксации катодных пятен на упрочняемой поверхности.

При наплавке на прямой полярности столб плазмы имеет цилиндрическую форму и незначительно расширяется вблизи упрочняемой поверхности. В данном случае постоянство геометрии столба способствует формированию наплавов с малым разбросом значений ширины по длине валиков. Повышение погонной энергии при наплавке на прямой полярности приводит к увеличению глубины проплавления (рис. 3, а) и объема наплавленного металла (рис. 3, б).

Исходя из данных [3, 6, 10, 11] матрица наплавленного металла Р6М5 состоит из аустенитно-мартенситной смеси фаз. Независимо от изменения тепловложения при различных режимах наплавки микроструктура наплавленного металла имеет равноосные зерна, характерные для рекристаллизованного металла (рис. 4). О наличии рекристаллизационных процессов свидетельствуют данные [10], согласно которым в зоне воздействия концентрированных потоков энергии возможны динамическая полигонизация, первичная, вторичная и собирательная рекристаллизация.

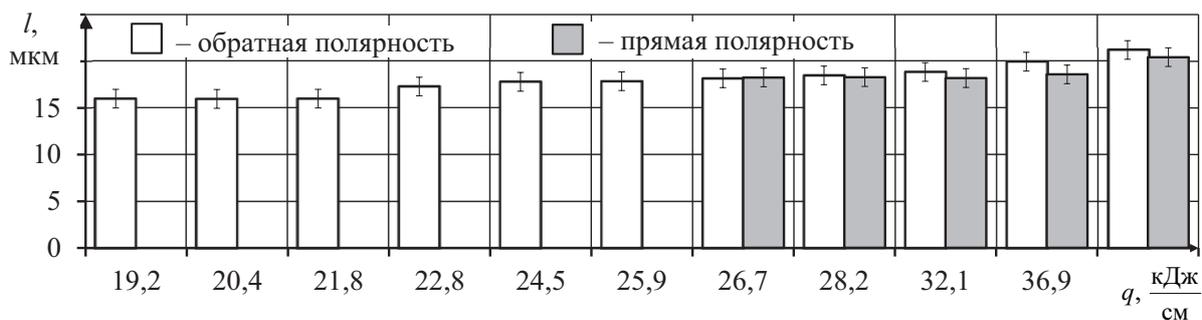


**Рис. 4.** Микроструктура металла, наплавленного по второму режиму на обратной полярности

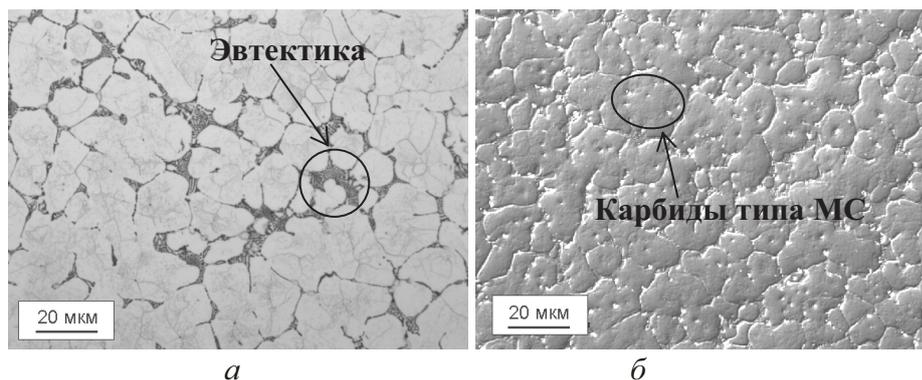
При увеличении погонной энергии наплавки происходит незначительный рост среднего размера зерна от 16 мкм до 21 мкм (рис. 5). Малое изменение размеров связано с наличием упрочняющей фазы, которая выделяется как по границам зерен в виде сетки карбидов, так и внутри зерен в виде мелкодисперсных частиц округлой формы.

Согласно данным работ [3, 5, 10, 12] выделившиеся по границам частицы представляют собой эвтектические карбиды типа  $M_6C$  (рис. 6, а). Также по границам зерен и внутри них находятся дисперсные карбиды округлой формы типа  $MC$  на основе ванадия (рис. 6, б), средний размер которых независимо от режима наплавки отличается незначительно и находится в пределах 1,3...1,7 мкм.

С увеличением погонной энергии при наплавке температура ванны расплава повышается, вызывая частичное растворение карбидов. Об этом свидетельствует уменьшение объемной доли дисперсных частиц типа  $MC$  (рис. 7, а) и эвтектики, содержащей карбиды  $M_6C$  (рис. 7, б).

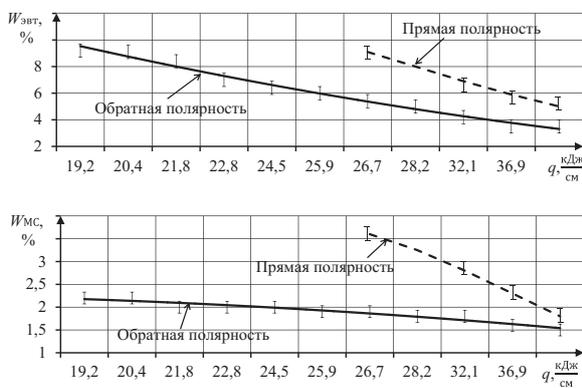


**Рис. 5.** Изменение среднего размера зерна наплавленного металла в зависимости от увеличения погонной энергии режимов наплавки



**Рис. 6.** Микроструктура наплавленного металла: эвтектика, содержащая карбиды типа  $M_6C$  (а), и карбиды типа  $M_3C$ , выявленные методом дифференциального интерференционного контраста (б)

В условиях наплавки при одинаковых значениях погонной энергии в металле, наплавленном на прямой полярности, объемная доля эвтектики и карбидов типа  $M_3C$  в 1,5...2 раза больше, чем в металле, наплавленном на обратной полярности. Это может быть связано с тем, что увеличение скорости охлаждения при затвердевании вызывает уменьшение доли упрочняющих частиц [13]. Так как при наплавке на обратной полярности ширина наплавленного валика увеличивается, а высота значительно уменьшается, то за счет роста площади поверхности происходит более интенсивный отвод тепла в основной металл и окружающую среду. Это приводит к повышению скорости охлаждения наплавленного металла и, как следствие, уменьшению объемной доли карбидов.

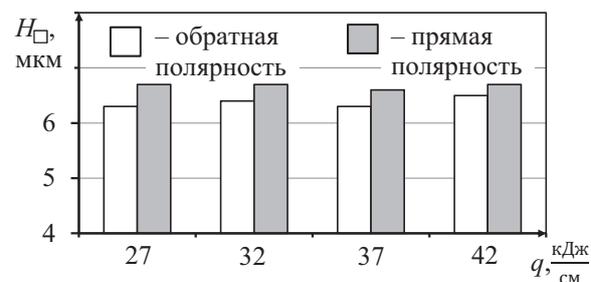


**Рис. 7.** Изменение объемной доли карбидов типа  $M_3C$  (а) и эвтектики (б) в зависимости от величины погонной энергии

Структурные изменения оказывают влияние на уровень микротвердости наплавленного металла и характер её распределения по толщине наплавки.

Средний уровень микротвердости металла, полученного при наплавке на прямой полярности, независимо от величины погонной энергии и объемной доли эвтектики и дисперсных частиц типа  $M_3C$  находится в пределах 6,6...6,7 ГПа

(рис. 8). Уменьшение количества упрочняющей фазы при наплавке на обратной полярности при тех же значениях погонной энергии приводит к снижению среднего значения микротвердости наплавленного металла на 3...6 %. В этом случае микротвердость составляет 6,3...6,5 ГПа.



**Рис. 8.** Изменение среднего значения микротвердости наплавленного металла в зависимости от полярности режима наплавки и величины погонной энергии

Большое количество упрочняющих частиц в металле, наплавленном на прямой полярности при значениях погонной энергии наплавки 32,1 кДж/см и менее (первый и второй режимы), способствует неравномерному распределению микротвердости по толщине наплавленного металла (рис. 9, а). При наплавке на обратной полярности при тех же значениях погонной энергии (седьмой и четвертый режимы) распределение микротвердости носит более равномерный характер (рис. 9, б).

В результате роста объемной доли эвтектики и карбидов типа  $M_3C$  при наплавке на обратной полярности, по режимам с величиной погонной энергии менее 25,9 кДж/см, происходит увеличение среднего уровня твердости на 3...5 % ( $H_□=6,6...6,8$  ГПа) с одновременным разбросом её значений по толщине наплавки (рис. 9, в).

Повышение погонной энергии наплавки на прямой и обратной полярности способствует выравниванию распределения микротвердости по толщине наплавленного металла за счет частичного растворения карбидов и релаксации напряжений в процессе структурных изменений.

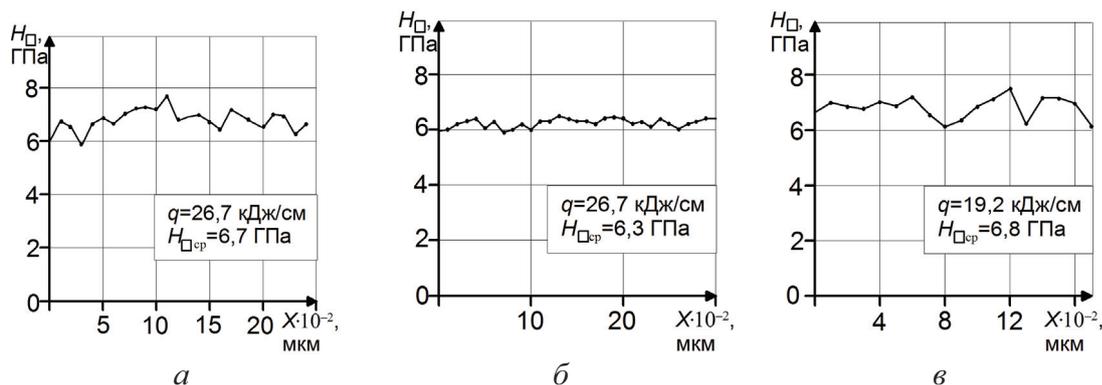


Рис. 9. Распределение микротвердости по толщине наплавки в направлении к основному металлу: наплавка на прямой полярности по первому (а) режиму и на обратной полярности по седьмому (б) и двенадцатому (в) режимам

**Выводы**

1. Исследовано влияние параметров режима плазменной наплавки порошка на основе стали Р6М5 на структуру и микротвердость наплавляемого металла. Выявлено, что выделение эвтектических карбидов типа  $M_6C$  и дисперсных карбидов типа  $MC$  сдерживает рост аустенитных зерен. Средний размер зерна наплавленного металла находится в пределах 16...21 мкм.
2. Выявлено, что применение прямой полярности при плазменной порошковой наплавке способствует увеличению объемной доли эвтектики

- и дисперсных карбидов типа  $MC$  и, как следствие, повышению среднего уровня твердости наплавленного металла до 6,6...6,7 ГПа.
3. Показано, что при увеличении погонной энергии в процессе наплавки на прямой и обратной полярности происходит частичное растворение карбидов, что способствует уменьшению среднего уровня микротвердости до 6,3...6,5 ГПа и выравниванию её распределения по толщине наплавки.

*Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания Министерства образования и науки РФ на проведение научно-исследовательских работ № 8.3664.2011.*

**СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ**

1. Колганов Л.А. Сварка. Резка. Пайка. Наплавка. – 4-е изд. – М.: Дашков и К, 2008. – 408 с.
2. Соколов Г.Н. Наплавка износостойких сплавов на прессовые штампы и инструмент для горячего деформирования сталей. – Волгоград: Политехник, 2005. – 284 с.
3. Гнюсов С.Ф., Гнюсов К.С., Игнатов А.А., Толмачев К.А., Дураков В.Г. Вакуумная электронно-лучевая наплавка карбидосталей // Сварочное производство. – 2009. – № 7. – С. 18–23.
4. Гладкий П.В., Переpletчиков Е.Ф., Рябцев И.А. Плазменная наплавка (обзор) // Сварочное производство. – 2007. – № 2. – С. 32–40.
5. Kwok С.Т., Cheng F.T., Man H.C. Microstructure and corrosion behavior of laser surface-melted high-speed steels // Surface & Coatings Technology. – 2007. – № 202. – P. 336–348.
6. Переpletчиков Е.Ф., Рябцев И.А. Плазменно-порошковая наплавка режущего инструмента // Сварочное производство. – 2008. – № 11. – С. 28–31.
7. Шнейдер Е.А. Влияние режима термической обработки на морфологию структурных составляющих наплавленной быстрорежущей стали // Сварочное производство. – 2009. – № 11. – С. 42–47.

8. Дедюх Р.И. Теория сварочных процессов. Физические и технологические свойства электросварочной дуги. – Томск: Изд-во ТПУ, 2002. – 92 с.
9. Кисаев И.Г. Катодные процессы сварочной дуги. – Наука, 1968. – 244 с.
10. Бровер А.В., Дьяченко Л.Д. Самоорганизация поверхностных слоев металлических материалов при обработке концентрированными потоками энергии // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2007. – № 3. – С. 8–14.
11. Кикин П.Ю., Пчелинцев А.И., Русин Е.Е. Повышение теплоустойчивости и износостойкости быстрорежущих сталей лазерным ударно-волоновым воздействием // Физика и химия обработки материалов. – 2003. – № 5. – С. 15–17.
12. Wiernek M., Leisch M., Emminger H., Kulmburg A. Phase transformation study of a high speed steel powder by high temperature X-ray diffraction // Materials characterization. – 2008. – № 59. – P. 1–943.
13. Озерский А.Д., Фишмайстер Х., Олссон Л., Панова Г.А. Структура быстрорежущей стали при больших скоростях затвердевания // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1984. – № 3. – С. 19–24.

Поступила 09.09.2011 г.