

УДК 621.791.92:669.018.25

## СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ni–Cr–B–Si–Fe/WC ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННО-ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ С ПРИМЕНЕНИЕМ НАНОПОРОШКОВ

**Смирнов А.Н.<sup>1</sup>**, д.т.н., профессор кафедры технологии машиностроения (galvas.kem@gmail.com)

**Козлов Э.В.<sup>2</sup>**, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой физики (kozlov@tsuab.ru)

**Радченко М.В.<sup>3</sup>**, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой малого бизнеса в сварочном производстве  
им. лауреата Ленинской премии В.Г. Радченко (mirad\_x@mail.ru)

**Князьков К.В.<sup>4</sup>**, к.т.н., инженер лаборатории угольного машиноведения (koss233@gmail.com)

**Князьков В.Л.<sup>1</sup>**, к.т.н., доцент кафедры технологии машиностроения (vntk50@mail.ru)

<sup>1</sup> Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева  
(650000, Россия, Кемерово, ул. Весенняя, 28)

<sup>2</sup> Томский государственный архитектурно-строительный университет  
(634003, Россия, Томск, пл. Соляная, 2)

<sup>3</sup> Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова  
(656038, Россия, Алтайский край, Барнаул, пр. Ленина, 46)

<sup>4</sup> Институт Угля Сибирского отделения Российской академии наук  
(650065, Россия, Кемерово, Ленинградский проспект, 10)

**Аннотация.** Представлены результаты сравнительных исследований структурно-фазового состояния и внутренних полей напряжений плазменно-порошковых покрытий системы Ni–Cr–B–Si–Fe/WC с использованием модификатора в виде нанодисперсных частиц  $Al_2O_3$  и без модификатора. Методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах, растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного и локального рентгеноспектрального анализа проведены исследования порошкового сплава ПС-12НВК-01, наплавленного на подложку из стали 20. Определен фазовый состав, изучены дефектная структура и внутренние напряжения. Структура материала изучена до и после введения в расплав нанопорошка  $Al_2O_3$ . Установлено, что введение модификатора привело к уменьшению величины зерна материала, к образованию в карбидной подсистеме карбида вольфрама  $W_2C$  и борида  $Fe_3Ni_3B$ , к снижению величины внутренних напряжений и скалярной плотности дислокаций.

**Ключевые слова:** плазменно-порошковая наплавка, твердый сплав, нанодисперсные частицы, модифицирование, карбид, борид, дислокационная структура.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-4-245-250

Повышение производительности и снижение себестоимости эксплуатации оборудования, работающего в условиях экстремальных нагрузок, напрямую зависят от технологий упрочнения поверхностей деталей машин [1, 2]. Наибольшей нагрузке, как правило, подвержены поверхности деталей машин, непосредственно соприкасающиеся с горной породой. Хорошей износостойкостью и высокой стойкостью к ударным нагрузкам обладают плазменно-порошковые покрытия с использованием в качестве наплавочного материала порошка марки ПС-12НВК-01 [3, 4]. Поэтому применение плазменно-порошковой наплавки для улучшения эксплуатационных характеристик деталей машин имеет большие перспективы [5, 6]. Большой интерес представляет изучение влияния наноматериалов на эксплуатационные характеристики поверхностей деталей после плазменно-порошковой наплавки [7 – 14].

Цель настоящей работы заключается в исследовании покрытий, полученных плазменно-порошковой

наплавкой на подложку из стали 20 с применением порошковой смеси ПС-12НВК-01, и в установлении влияния модификатора (нанодисперсных частиц  $Al_2O_3$ ) на структуру, поля внутренних напряжений и фазовый состав покрытий системы Ni–Cr–B–Si–Fe/WC.

Для наплавки применяли порошковую смесь ПС-12НВК-01 (ГОСТ 28377 – 89), которая состоит из 65 % гранулированного порошка марки ПГ-10-01 и 35 % карбида вольфрама WC. Нанодисперсный порошок оксида алюминия  $Al_2O_3$  получали путем прокаливания в течение часа порошка оксигидроксида алюминия (бемита) при температуре 400 °С, изготовленного по ТУ 2133-001-7634032 – 2006. Наплавку выполняли на подложку из стали 20 (ГОСТ 1050 – 88). Размеры образцов 120×50×10 мм. Наплавку выполняли на установке для механизированной плазменно-порошковой наплавки УПН-303 при следующем режиме: ток наплавки  $I_n = 155 \div 160$  А; напряжение при наплавке  $U_p = 30$  В; скорость наплавки 12 м/ч; расход порошка

(смеси порошков)  $V_{II} = 6$  кг/ч; расход плазмообразующего газа  $P_{\text{плаз}} = 1,5$  л/мин; расход транспортирующего газа  $P_{\text{тран}} = 5,0$  л/мин.

Использовали следующие методы исследования: рентгеноструктурный анализ (РСА) [15] выполняли на дифрактометре ДРОН-7 при напряжении 30 кВ и анодном токе 30 мА; растровую электронную микроскопию (РЭМ) и локальный рентгеноспектральный анализ (ЛРСА) выполняли на электронном микроскопе Tesla BS-301 при рабочих увеличениях 100 – 2000; просвечивающую дифракционную электронную микроскопию на тонких фольгах (ПЭМ) выполняли с применением электронного микроскопа ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ.

Было наплавлено по шесть образцов с модификатором и без модификатора. Для оценки влияния нанодисперсного модификатора на структурно-фазовое состояние наплавленного слоя сравнивали результаты исследований наплавленных образцов. Исследования проводили на шлифах, вырезанных в сечениях 1 и 2 (рис. 1).

### Покрyтия, наплавленные без применения модификатора

В каждом сечении (рис. 1) определяли фазовый состав материала, объемную долю каждой из присутствующих фаз, параметры кристаллических решеток, степень дальнего атомного порядка, величину внутренних напряжений.

**Сечение 1.** Анализ, проведенный методом ЛРСА, показал, что на поверхности образца без модификатора матрица наплавленного порошкового материала представлена тремя фазами.

Первая фаза – твердый раствор Fe–Ni с ближним или дальним порядком на основе  $\gamma$ -железа. Эта фаза является основной в сплаве, объемная доля – 85 %. Следует отметить, что твердый раствор Fe–Ni с ближним порядком (неупорядоченный твердый раствор) имеет

ГЦК кристаллическую решетку, параметр ( $a$ ) которой составляет 0,3562 нм. Твердый раствор Fe–Ni с дальним порядком (упорядоченный твердый раствор) имеет простую кубическую кристаллическую решетку, параметр которой составляет 0,7157 нм, то есть практически в два раза выше по сравнению с параметром решетки неупорядоченной фазы. Степень дальнего порядка ( $\eta$ ) 0,5. Установлено, что измеренный методом ЛРСА параметр кристаллической решетки фазы Fe–Ni оказался несколько меньше табличных данных. Также установлено, что кроме твердого раствора Fe–Ni возможно образование твердых растворов замещения с такими химическими элементами, как хром, вольфрам и углерод.

Второй фазой является Fe–Cr–Ni, которая представляет собой неупорядоченный твердый раствор. Эта фаза имеет ОЦК кристаллическую решетку на основе  $\alpha$ -железа. Параметр кристаллической решетки 0,2869 нм. Объемная доля фазы составляет 5 %. Сравнение значения параметра кристаллической решетки фазы Fe–Cr–Ni с табличными данными свидетельствует о том, что либо в этом твердом растворе отсутствует кремний, либо концентрация вольфрама и углерода (или одного из них) значительно превышает концентрацию кремния, что и привело к увеличению параметра  $a$ .

В сечении 1 образца без модификатора присутствует еще одна фаза – карбид вольфрама WC. Эта фаза обладает простой гексагональной кристаллической решеткой. Пространственная группа –  $P6m2$ . Объемная доля этой фазы по данным метода РСА – примерно 10 %. Значения параметров кристаллической решетки ( $a$  и  $c$ ) карбида вольфрама WC практически совпадают с табличными данными, то есть присутствующий в материале карбид, скорее всего, соответствует стехиометрическому составу.

Результаты, полученные методом рентгеноспектрального анализа, подтверждаются данными методов ПЭМ, РЭМ и ЛРСА. На рис. 2 представлены типичные

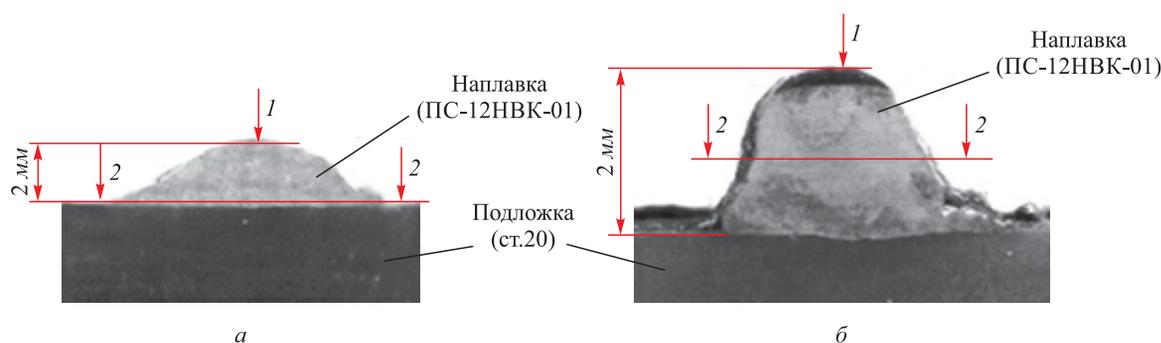


Рис. 1. Схемы вырезки шлифов для исследования:  
 а – образец, наплавленный без нанодисперсного модификатора; б – образец, наплавленный с применением модификатора (нанодисперсный порошок  $Al_2O_3$ ); 1 и 2 – участки вырезки шлифов

Fig. 1. Schemes of cutting of thin sections out for the research:

а – sample, welded up without a nanodisperse modifier; б – sample, welded up with the usage of a modifier (nanodisperse powder  $Al_2O_3$ ); 1 and 2 – parts of thin section cutting out

изображения тонкой структуры в различных участках сечения *l* образца, наплавленного без модификатора, полученные методом РЭМ при одинаковом увеличении. Видно, что это дендритная структура. Частицы карбида вольфрама WC располагаются либо строчками (рис. 2, *a, б*), либо отдельными частицами (рис. 2, *в*). Хорошо видно, что частицы карбида вольфрама WC, образующие строчки, имеют неправильную форму. Отдельные частицы имеют практически правильную огранку. Средний размер частиц карбида вольфрама WC по данным РЭМ составляет 5×7 мкм, объемная доля – 7 %. Эти результаты хорошо согласуются с данными РСА.

**Сечение 2.** Вблизи подложки из стали 20, на которую наплавливали порошковый материал, матрица представлена двумя фазами: твердый раствор Fe–Ni с ближним порядком, обладающий ГЦК кристаллической решеткой на основе  $\gamma$ -железа (подчеркнем, что фаза Fe–Ni с дальним порядком в сечении 2 отсутствует, это является кардинальным отличием в фазовом составе сечения 2 от сечения *l* образца без модификатора); твердый раствор Fe–Cr–Ni с ОЦК кристаллической решеткой на основе  $\alpha$ -железа.

Вторая фаза – это карбид вольфрама WC, обладающий ГПУ кристаллической решеткой, также присутствует в сечении 2. Объемная доля его, как и в сечении *l*, составляет примерно 10 %. Установлено, что параметры кристаллических решеток присутствующих в сечении 2 фаз практически совпадают с параметрами соответствующих фаз в сечении *l*. Показано, что основной (70 %) матричной фазой в сечении 2 является ОЦК фаза. Объемная доля ГЦК фазы составляет лишь 20 %. По мере удаления от поверхности образца структура твердого раствора меняется от ГЦК к ОЦК.

### Покрyтия, наплавленные с введением модификатора (нанодисперсного порошка $Al_2O_3$ )

Образцы также исследовали в двух сечениях: поверхность наплавленного материала с введенным модификатором (нанодисперсный порошок  $Al_2O_3$ ) и на расстоянии 2 мм от поверхности.

Проведенный анализ показал, что матрицей материала независимо от места исследования является твердый раствор Fe–Ni с ГЦК кристаллической решеткой на основе  $\gamma$ -железа, обладающий ближним порядком. Параметр кристаллической решетки такой же, как и в образце без модификатора, то есть составляет 0,3562 нм. Эта фаза является основной фазой в сплаве, объемная доля в сечении *l* составляет 75 %, в сечении 2 – 90 %. Кроме того, присутствует еще одна фаза – это фаза Fe–Ni с ГПУ кристаллической решеткой, объемная доля этой фазы составляет 1 – 2 %.

Введение в расплав нанодисперсного порошка оксида алюминия  $Al_2O_3$  привело к образованию в карбидной фазе карбида вольфрама  $W_2C$  с орторомбической решеткой с пространственной группой  $Pbcn$ . Этот карбид обладает округлой формой, средний размер частиц составляет 0,5 мкм. Присутствует карбид вольфрама  $W_2C$  в виде групп частиц или в виде отдельно расположенных частиц. Объемная доля карбида вольфрама  $W_2C$  в сечениях *l* и 2 составляет 25 и 10 % соответственно.

В наплавленном металле при введении в расплав нанодисперсного порошка  $Al_2O_3$  формируется еще одна вторичная фаза –  $Fe_3Ni_3B$ , имеющая орторомбическую кристаллическую решетку с пространственной группой  $Rnma$ . Объемная доля этой фазы невелика и составляет не более 2 %. Обнаруживается эта фаза с достаточной степенью точности лишь методом ПЭМ. Частицы этой фазы – бездислокационные, имеют неправильную форму.

Необходимо отметить, что введение в расплав нанодисперсного порошка оксида алюминия  $Al_2O_3$  привело к уменьшению размера зерен и выравниванию структуры материала (рис. 3) (подчеркнем, что изображения представлены при тех же увеличениях, что и для образца без модификатора (рис. 2)).

### Дефектная структура и поля внутренних напряжений

Исследования, проведенные методом ПЭМ, показали, что часть наблюдаемых фаз имеет четко выраженный дефектный характер. Рассмотрим дефектную

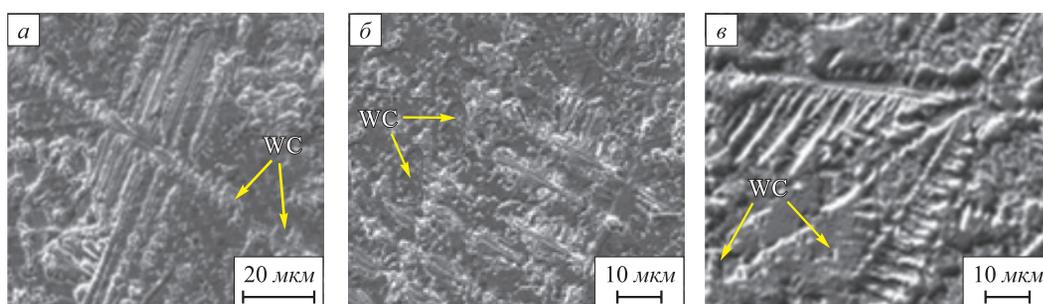


Рис. 2. Полученные методом РЭМ типичные изображения тонкой структуры на различных участках сечения *l* образца, наплавленного без модификатора

Fig. 2. Obtained by SEM typical images of a thin structure on different section parts of sample *l*, welded up without a modifier, received by the methods of scanning electron microscopy

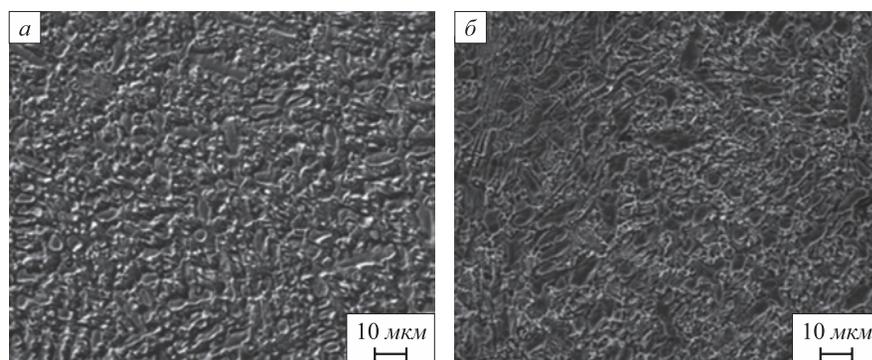


Рис. 3. Полученные методом РЭМ типичные изображения тонкой структуры в сечении 1 (а) и 2 (б) образца, наплавленного с применением модификатора  $\text{Al}_2\text{O}_3$

Fig. 3. Obtained by SEM typical images of a thin structure in sections 1 (a) and 2 (b) of the sample, welded up with the usage of a modifier  $\text{Al}_2\text{O}_3$

структуру на примере центральной части (сечение 2) образца, наплавленного с применением нанодисперсного порошка оксида алюминия  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Изучение проводили последовательно: 1 – в ГЦК фазе; 2 – в ГПУ фазе; 3 – во вторичных фазах, а именно,  $\text{W}_2\text{C}$  и  $\text{Fe}_3\text{Ni}_3\text{B}$ .

Твердый раствор Fe–Ni с ГЦК кристаллической решеткой занимает объем примерно 90 % от общего объема материала. Область когерентного рассеяния  $D > 100$  нм и приближается к 300 нм. Это соответствует внутренним напряжениям  $\sigma = 400$  МПа. Скалярная плотность дислокаций  $\rho \sim 5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Эту величину определяли методами РСА и ПЭМ. Типичный пример изображения дислокационной структуры в ГЦК фазе Fe–Ni приведен на рис. 4, а, в. Видно, что дефектная структура распределена неравномерно, встречаются места с высокой (рис. 4, а) и с низкой (рис. 4, в) скалярной плотностью дислокаций.

Близкой по свойствам к ГЦК фазе является ГПУ фаза Fe–Ni. В этой фазе величина области когерентного рассеяния  $D > 100$  нм (как и в ГЦК фазе), но внутренние напряжения ниже ( $\sigma = 120$  МПа). Скалярная плотность дислокаций также ниже ( $1,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ). Одной из вторичных фаз является карбид вольфрама  $\text{W}_2\text{C}$ , размер блоков мозаики в нем примерно 5 мкм.

Данные РСА указывают на высокие поля напряжений ( $\sigma = 800$  МПа). Дислокационная структура – сетчатая (рис. 4, б). По данным ПЭМ –  $\rho = 0,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Наряду с карбидом вольфрама  $\text{W}_2\text{C}$  второй вторичной фазой в материале является борид  $\text{Fe}_3\text{Ni}_3\text{B}$  (рис. 4, в). Это бездефектная (бездислокационная) фаза. Внутри частиц этой фазы экстинкционные контуры отсутствуют. Нет экстинкционных контуров и от границ частиц вглубь матрицы материала. Это означает, что не только сами частицы слабо напряжены, но они и не создают вокруг себя значительных напряжений.

Величины внутренних напряжений и скалярной плотности дислокаций в образце, наплавленном без модификатора, значительно выше, чем в образце, наплавленном с модификатором (нанодисперсным порошком  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ). По мере удаления от поверхности наплавки к подложке в исследованных образцах величина внутренних напряжений убывает, а скалярная плотность дислокаций, напротив, хотя и незначительно, но возрастает в образце с модификатором.

В целом по наплавленным слоям количественные параметры структуры остаются постоянно выше в образце, наплавленном без модификатора, по сравнению с параметрами структуры образцов, в расплав ко-

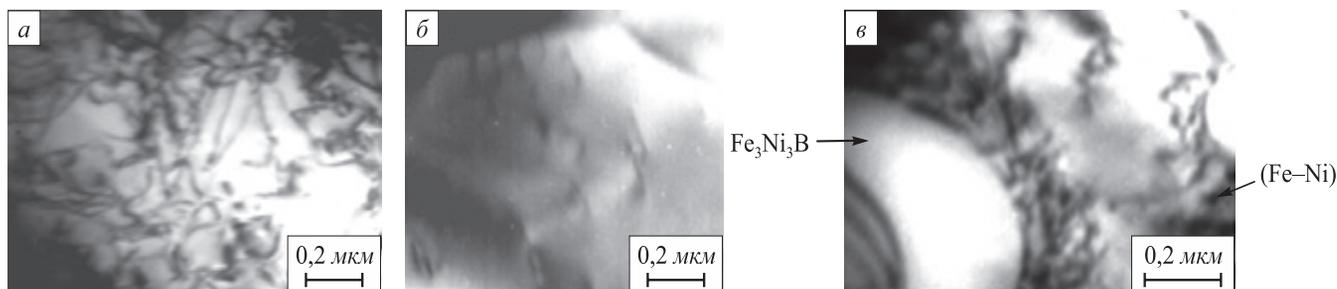


Рис. 4. Дислокационная структура в различных фазах в сечении 2 образца с введенным в расплав нанопорошком  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (метод ПЭМ): а – ГЦК фаза Fe–Ni с ближним порядком; б – карбид  $\text{W}_2\text{C}$ ; в – стык двух фаз Fe–Ni и  $\text{Fe}_3\text{Ni}_3\text{B}$

Fig. 4. Dislocation structure in different phases in section 2 of the sample with the injected into the melt nanopowder  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (method of transmission electron microscopy): а – FCC phase Fe–Ni with short-range order; б – carbide  $\text{W}_2\text{C}$ ; в – joint of two phases Fe–Ni and  $\text{Fe}_3\text{Ni}_3\text{B}$

торых был введен при наплавке нанодисперсный порошок оксида алюминия  $Al_2O_3$ .

**Выводы.** Рассмотрено влияние модификатора (нанодисперсного порошка оксида алюминия  $Al_2O_3$ ), введенного в порошковую смесь ПС-12НВК-01, на структурно-фазовое состояние наплавленного слоя. Исследования показали, что введение модификатора привело к значительным изменениям: к измельчению структуры материала (что подтверждено результатами металлофизических исследований); к образованию в карбидной подсистеме нового карбида вольфрама  $W_2C$  и бориды  $Fe_3Ni_3B$ ; к снижению величины внутренних напряжений и скалярной плотности дислокаций. Это наблюдается как в каждой фазовой составляющей, так и в целом по наплавкам, а также при удалении от поверхности к подложке. Весьма важно, что нанодисперсные частицы оксида алюминия  $Al_2O_3$ , присутствующие в порошковой смеси, в структуре наплавленного слоя не обнаруживаются ни одним из примененных современных металлофизических методов исследования, но последствия его введения очевидны.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гнюсов С.Ф., Маков Д.А., Дураков В.Г. Получение износостойких композиционных покрытий с мультимодальным распределением упрочняющей фазы. – В кн.: Сварка и контроль. Материалы докладов 24-й научно-практической конференции сварщиков Урала и Сибири 16-18 марта 2005 г. – Челябинск, 2005. С. 74 – 82.
2. Князьков В.Л., Радченко М.В. Анализ способов ремонта и восстановления деталей машин горно-обогатительных комплексов // Горизонты образования (электронный журнал). 2011. Вып. 13 (Труды 8-й Всероссийской научно-технической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых «Наука и молодежь – 2011»).
3. Смирнов А.Н., Князьков В.Л., Радченко М.В. и др. Влияние нанодисперсных частиц  $Al_2O_3$  на структурно-фазовое состояние покрытий системы Ni–Cr–B–Si–Fe/WC, полученных плазменно-порошковой наплавкой // Сварка и диагностика. 2012. № 5. С. 32 – 37.
4. Ощепков Ю.П., Ощепкова Н.В. Особенности структурообразования сплавов системы Ni–Cr–B–C–Si при индукционной наплавке // Металловедение и термическая обработка. 1979. № 10. С. 14 – 17.
5. Гладкий П.В., Переплетчиков Е.Ф., Рябцев И.А. Плазменная наплавка. – К.: ЭкоТехнология, 2007. С. 64 – 72.
6. Плазменная наплавка металлов / А.Е. Вайнерман, М.Х. Шоршоров, В.Д. Веселков, В.С. Новосадов. – Л.: Машиностроение, 1969. – 192 с.
7. Соколов Г.Н., Трошков А.С., Лысак В.И. и др. Влияние нанодисперсных карбидов WC и никеля на структуру и свойства наплавленного металла // Сварка. Диагностика. 2011. № 3. С. 36 – 38.
8. Соколов Г.Н., Лысак В.И., Трошков А.С. и др. Модифицирование наплавленного металла нанодисперсными карбидами вольфрама // Физика и химия обработки материалов. 2009. № 6. С. 41.
9. Трошков А.С. Модифицирование структуры наплавленного металла нанодисперсными карбидами вольфрама // Ползуновский альманах. 2009. № 2. С. 72 – 75.
10. Смирнов А.Н., Козлов Э.В., Мазалов Ю.А., Князьков В.Л. Разработка технологий получения активированной порошковой смеси нанодисперсных частиц  $Al_2O_3$  в металлической основе и плазменной наплавки композитного материала // Вестник Кузбасского государственного университета. 2010. № 3. С. 57 – 60.
11. Авраамов Ю.С., Шиганов И.Н., Шляпин А.Д. Сварка и модификация поверхности металлических композиционных материалов. – М.: ГИИФО, 2002. – 120 с.
12. Задиранов А.Н., Кац А.М. Теоретические основы кристаллизации металлов и сплавов. – М.: изд. Российского университета дружбы народов, 2007. – 228 с.
13. Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и сталей. – М.: Металлургия, 1986. – 272 с.
14. Зорин И.В., Соколов Г.Н., Лысак В.И. Исследование структуры и свойств наплавленного алюминиды никеля  $Ni_3Al$ , легированного нанодисперсными карбидами вольфрама // Перспективные материалы. 2012. № 2. С. 21 – 27.
15. Русаков А.А. Рентгенография металлов. – М.: Атомиздат, 1977. – 479 с.

Поступила 9 января 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 4, pp. 245–250.

## STRUCTURAL-PHASE STATE OF COATINGS OF THE SYSTEM OF Ni–Cr–B–Si–Fe/WC AFTER PLASMA-POWDER SURFACING WITH THE USAGE OF NANOPOWDERS

A.N. Smirnov<sup>1</sup>, E.V. Kozlov<sup>2</sup>, M.V. Radchenko<sup>3</sup>,  
K.V. Knyaz'kov<sup>4</sup>, V.L. Knyaz'kov<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Gorbachev Kuzbass State Technical University, Kemerovo, Russia

<sup>2</sup>Tomsk State University of Architecture and Building (TSUAB), Tomsk, Russia

<sup>3</sup>Polzunov Altai State Technical University, Barnaul, Russia

<sup>4</sup>Institute of Coal of the Siberian Branch of the Russian Academy of Science, Kemerovo, Russia

**Abstract.** The paper presents the results of the comparative researches of structural-phase states and internal stress fields of plasma-powder surfaces of the system of Ni–Cr–B–Si–Fe/WC with the use of a modifier in the form of nanodisperse particles of  $Al_2O_3$  and without it. Using the methods of transmission diffraction electron microscopy on thin foils, scanning electron microscopy, X-ray structure and electron probe X-ray analysis, the authors have conducted the researches

of powder alloy PS-12NVK-01, welded on a substrate of steel 20. The phase composition has been defined, as well as defect structure and internal stresses. The material structure has been studied before and after the introduction of nanopowder  $Al_2O_3$  into the melt. It has been established that the introduction of the modifier leads to the decrease of the material grain size, to the formation of tungsten carbide  $W_2C$  and boride  $Fe_3Ni_3B$  in a carbide subsystem, as well as to the decrease of the internal stress values and dislocation scalar density.

**Keywords:** plasma-powder surfacing, hard alloy, nanodisperse particles, modification, carbide, boride, dislocation structure.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-4-245-250

#### REFERENCES

1. Gnyusov S.F., Makov D.A., Durakov V.G. Production of wear-resistant composite coatings with multimodal distribution of a strengthening phase. In: *Svarka i kontrol'. Materialy dokladov 24-i*

- nauchno-prakticheskoi konferentsii svarshchikov Urala i Sibiri 16-18 marta 2005 g.* [Welding and control. Proceedings of the 24-th Theoretical-and-practical Conference of welders in Ural and Siberia, March 16-18, 2005]. Chelyabinsk, 2005, pp. 74–82. (In Russ.).
2. Knyaz'kov V.L., Radchenko M.V. Analysis of methods of repair and restoration of machine parts of mining and processing complexes. (Trudy 8-i Vserossiiskoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii studentov, aspirantov i molodykh uchenykh "Nauka i molodezh' – 2011" [Proceedings of the 8-th All-Russian Theoretical-and-Practical Conference of students, postgraduates and young scientists "Science and youth – 2011"]). *Gorizonty obrazovaniya* (electronic journal). 2011, Issue 13, pp. 14–15. Available at URL: <http://edu.secna.ru/media/f/fitkm.pdf> (In Russ.).
  3. Smirnov A.N., Knyaz'kov V.L., Radchenko M.V., Knyaz'kov K.V., Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A. Influence of nanodisperse particles  $Al_2O_3$  on the structural-and-phase state of the coatings of Ni–Cr–B–Si–Fe/WC system, received by plasma-powder surfacing. *Svarka i diagnostika*. 2012, no. 5, pp. 32–37. (In Russ.).
  4. Oshchepkov Yu.P., Oshchepkova N.V. Characteristics of structure formation during deposition of Ni–Cr–B–Si–C alloys. *Metal Science and Heat Treatment*. 1979, no. 10, pp. 755–760.
  5. Gladkii P.V., Perepletchikov E.F., Ryabtsev I.A. *Plazmennaya naplavka* [Plasma surfacing]. Kiev: Ekotekhnologiya, 2007, pp. 64–72. (In Russ.).
  6. Vainerman A.E., Shorshorov M.Kh., Veselkov V.D., Novosadov V.S. *Plazmennaya naplavka metallov* [Metal plasma surfacing]. Leningrad: Mashinostroenie, 1969, 192 p. (In Russ.).
  7. Sokolov G.N., Troshkov A.S., Lysak V.I., Samokhin A.V., Blagoveshchenskii Yu.V., Alekseev N.V., Tsvetkov Yu.V. Influence of nanodisperse WC carbides and nickel on the structure and properties of the welded metal. *Svarka. Diagnostika*. 2011, no. 3, pp. 36–38. (In Russ.).
  8. Sokolov G. N., Lysak V. I., Troshkov A. S., Zorin I. V., Goremykina S.S., Samokhin A. V., Alekseev N. V., Tsvetkov Yu. V. Modification of the welded metal with nanodisperse tungsten carbides. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*. 2009, no. 6, pp. 41. (In Russ.).
  9. Troshkov A.S. Structure modification of the welded metal with nanodisperse tungsten carbide. *Polzunovskii al'manakh*. 2009, no. 2, pp. 72–75. (In Russ.).
  10. Smirnov A.N., Kozlov E.V., Mazalov Yu.A., Knyaz'kov V.L. Technology development of production of activated powder mixture of nanodisperse particles  $Al_2O_3$  in a metal base and plasma surfacing of a composite material. *Vestnik Kuzbasskogo gosudarstvennogo universiteta*. 2010, no. 3, pp. 57–60. (In Russ.).
  11. Avraamov Yu.S., Shiganov I.N., Shlyapin A.D. *Svarka i modifikatsiya poverkhnosti metallicheskiikh kompozitsionnykh materialov* [Welding and modification of surface of metal composite materials]. Moscow: GINFO, 2002, 120 p. (In Russ.).
  12. Zadiranov A.N., Kats A.M. *Teoreticheskie osnovy kristallizatsii metallov i splavov* [Theoretical bases of metal and alloy crystallization]. Moscow: izd. Rossiiskogo universiteta druzhby narodov, 2007, 228 p. (In Russ.).
  13. Gol'dshtein Ya.E., Mizin V.G. *Modifitsirovanie i mikrolegirovanie chuguna i stalei* [Modification and microalloying of cast-iron and steel]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 272 p. (In Russ.).
  14. Zorin I.V., Sokolov G.N., Lysak V.I. Research of structure and properties of welded nickel aluminide  $Ni_3Al$ , alloyed with nanodisperse tungsten carbides. *Perspektivnye materialy*. 2012, no. 2, pp. 21–27. (In Russ.).
  15. Rusakov A.A. *Rentgenografiya metallov* [X-ray diffraction of metals]. Moscow: Atomizdat, 1977, 479 p. (In Russ.).
- Information about the authors:**
- A.N. Smirnov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Engineering Technology" (galvas.kem@gmail.com)*
- E.V. Kozlov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor, Head of the Chair of Physics (kozlov@tsuab.ru)*
- M.V. Radchenko, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of Small-scale Business in Welded Production named after Lenin-prize laureate V.G. Radchenko (mirad\_x@mail.ru)*
- K.V. Knyaz'kov, Cand. Sci. (Eng.), Engineer of the Laboratory of Coal Theoretical Engineering (koss233@gmail.com)*
- V.L. Knyaz'kov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Engineering Technology" (vntk50@mail.ru)*

Received January 9, 2014