

## ДИФФУЗИОННО-ЛЕГИРОВАННЫЕ ПОРОШКИ НА ЖЕЛЕЗНОЙ ОСНОВЕ ДЛЯ НАНЕСЕНИЯ ПОКРЫТИЙ И МАГНИТНО- АБРАЗИВНОЙ ОБРАБОТКИ

<sup>1</sup>Е. Ф. Пантелеенко, <sup>2</sup>Г. В. Петришин

<sup>1</sup>Белорусский национальный технический университет  
г. Минск, Республика Беларусь

<sup>2</sup>Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого,  
г. Гомель, Республика Беларусь

*Целью исследования являлось установить возможность эффективного использования новых универсальных диффузионно-легированных порошков на железной основе, в том числе из отходов производства, для магнитно-абразивной обработки и нанесения лазерных покрытий. Исследованы технологические свойства новых борированных и азотированных порошков из измельченной стружки стали 16MnCr5 (производительность и полирующая способность) в сравнении с известным аналогом (спеченный порошок системы Fe–TiC), что показало преимущество новых порошков-инструментов. Исследование микроструктуры и свойств лазерных покрытий из новых моно- и комплексно-легированных порошков и их композиций показало их высокую сплошность, качество зоны сплавления, наличие гетерогенной микроструктуры и высокая твердость, что позволит данным покрытиям обеспечить стойкость и износостойкость при их эксплуатации.*

**Ключевые слова:** борирование, борсилицирование, борохромсилицирование, азотирование, порошок, производительность, полирующая способность, магнитно-абразивная обработка, лазерная наплавка, покрытие, микроструктура, микротвердость

## DIFFUSION-ALLOYED FE-BASED POWDERS FOR COATINGS DEPOSITION AND MAGNET-ABRASIVE TREATMENT

<sup>1</sup>E. F. Panteleyenko, <sup>2</sup>G. V. Petrishin

<sup>1</sup>Belarusian National Technical University,  
Minsk, Republic of Belarus

<sup>2</sup>Sukhoi State Technical University of Gomel  
Gomel, Republic of Belarus

*The purpose of the study was to establish the possibility of effective use of new universal diffusion-alloyed iron-based powders, including those from production waste, for magnetic abrasive processing and laser coating. The technological properties of new borated and nitrided powders from ground shavings of 16MnCr5 steel (performance and polishing ability) were studied in comparison with the analogue (sintered powder of the Fe–TiC system), which showed the advantage of new powder tools. A study of the microstructure and properties of laser coatings made from new mono- and complex-alloyed powders and their compositions showed their high continuity, the quality of the fusion zone, the presence of a heterogeneous microstructure and high hardness, which will allow these coatings to ensure durability and wear resistance during their operation.*

**Keywords:** boriding, borosilication, boron-chromium-siliconization, nitriding, powder, productivity, polishing ability, magnetic abrasive treatment, laser surfacing, coating, microstructure, microhardness

e-mail: panteleyenko@inbox.ru, grigpv@yandex.ru

## ВВЕДЕНИЕ

Известно, что качество поверхности характеризуется шероховатостью и физико-механическими характеристиками поверхностных слоев и в значительной мере определяет эксплуатационные показатели изделий, что оказывает влияние на их срок службы. Поэтому задача по обеспечению заданных физико-механических свойств и точностных параметров поверхностных слоев деталей машин является актуальной.

Для обеспечения требуемых физико-механических характеристик поверхности чаще всего применяют технологии нанесения покрытий, а для обеспечения заданной шероховатости проводят операции шлифования и отделочную обработку. Так, например, шлифование высоколегированных сталей и поверхностей с покрытиями из сплавов системы Ni–Cr–В является весьма трудоемким (временные затраты в 4–5 раз выше, чем для низколегированных конструкционных сталей), а достижимая шероховатость составляет  $Ra = 0,63 \dots 0,80$  мкм. Дальнейшее снижение шероховатости – полирование – еще более трудоемко и оказывает существенное влияние на структуру поверхностных слоев вследствие нагрева при длительном трении материала полировального круга о деталь. Чтобы избежать таких трудозатрат и структурных и геометрических изменений поверхностных слоев целесообразно применять метод магнитно-абразивной обработки. В данном случае производительность процесса и получаемую шероховатость поверхности во многом определяют характеристики ферромагнитных абразивных порошков (ФАП), являющихся абразивным инструментом.

Основными факторами, влияющими на качество и износостойкость покрытия являются химический и фазовый его состав, структура покрытия и зоны сплавления с подложкой, близость физических свойств покрытия и основы (например, близкие значения коэффициента теплового расширения обуславливают большую долговечность при работе в условиях высоких температур). И если химический и фазовый состав преимущественно наследуется от наносимого материала, то метод и режим нанесения покрытия влияют на структуру, адгезию с подложкой и частично на химический и фазовый состав.

В данной работе предложены новые универсальные легированные порошки на железной основе, предназначенные как для получения упрочняюще-восстановительных покрытий, так и для применения в качестве порошка-инструмента для магнитно-абразивной обработки (МАО) поверхностей.

## МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Микрошлифы изготавливали в соответствии с ГОСТ 9.302-79.

Микроструктуру травленных и нетравленных шлифов изучали с помощью металлографических микроскопов Альтами MET-1, AXIOVERT 40MAT фирмы METCO и спектрального электронного микроскопа Vega II LMU. С использованием последнего были получены фотографии поверхности частиц порошка.

Микротвердость исследовали на приборах ПМТ-3, METCON 3/6.

Образцы для определения производительности и полирующей способности изготавливались из Ст45 твердостью 48...50 HRC. Диаметр образцов 40 мм, толщина 10 мм.

Оценку производительности процесса обработки  $Q$ , мг/мин, осуществляли по потере массы образца на единицу времени:

$$Q = \frac{\Delta m}{\Delta t}, \text{ мг/мин}$$

где  $\Delta m$  – величина уменьшения массы образца, мг;  $\Delta t$  – время обработки образца, за которое произошло уменьшение массы, мин.

Среднее значение  $Q_{\text{cp}}$  получали по результатам пяти опытов. Массу определяли с помощью весов OHAUS PA 214210/0.1 MG с точностью измерения 0,1 мг.

Шероховатость обработанной поверхности измерялась на профилометре-контурографе Mitutoyo SURFTTEST SJ-500P.

## ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВ НА ЖЕЛЕЗНОЙ ОСНОВЕ

В рамках данного исследования методом химико-термической обработки (ХТО), в том числе и комплексной, был изготовлен ряд порошков. Универсальность таких порошков заключается в том, что предполагается их применение и в качестве порошка-инструмента для MAO, и в качестве материала для нанесения защитно-упрочняющих покрытий различными методами.

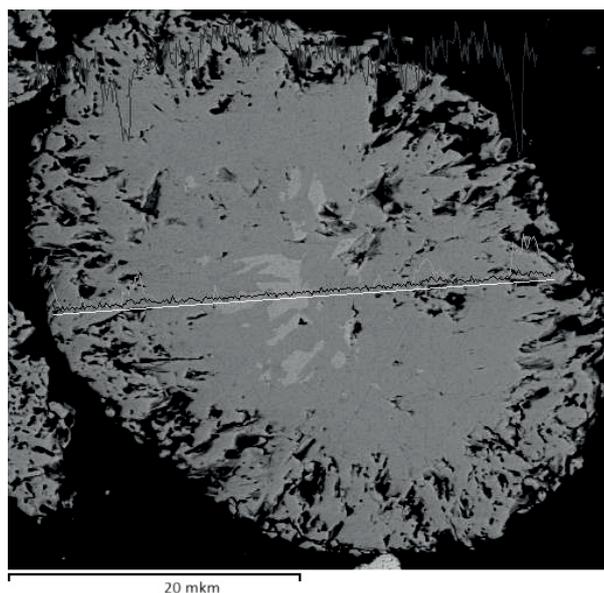
С помощью моно- и комплексного легирования промышленно выпускаемого порошка ПЖР, отходов чугуна колотой дроби (ДЧК) различных фракций и мелкодисперсных отходов стали 16MnCr5 EN 10084 получены новые порошки. Для их получения использованы методики борирования, азотирования, боросилицирования и борохромирования.

В табл. 1 приведены характеристики основных полученных порошков.

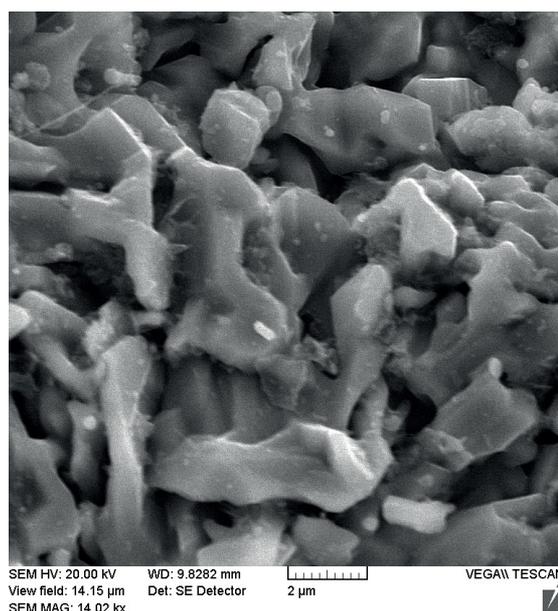
Борирование, в зависимости от режима (температура продолжительность), обеспечивает различное содержание твердых борсодержащих фаз FeB и Fe<sub>2</sub>B, твердость которых соответственно 19500÷21000 МПа и 13800÷14500 МПа [1]. Структура и морфология борированных порошков приведена на рис. 1.

Характеристики легированных порошков

№	Основа	Фракция, мкм	Вид ХТО, режим	Тип и состав насыщающей среды
1	ПЖР	25–50, 160–200	Азотирование, 12 ч, 560 °С	Готовая порошковая смесь технического углерода, красной кровяной соли и фтористого аммония
2	ПЖР	25–50	Борирование, 0,5 ч, 900 °С	Порошковая $B_4C$ + 1–2 % мас. NaF
3	ПЖР	25–50	Боросилицирование, 1 ч, 900 °С	Порошковая 50 % $B_4C$ + 50 % ферросилиция ФС75 + 1–2 % мас. NaF
4	Отходы ДЧК	315–400	Борохромсилицирование, 5 ч, 900 °С	Порошковая 30 % $B_4C$ + 30 % ферросилиция ФС75 + 40 % феррохромбор ФХ100А + 1–2 % мас. NaF
5	Отходы стали 16MnCr5 EN	25–50	Борирование, 0,5 ч, 900 °С	Порошковая $B_4C$ + 1–2 % мас. NaF
6	Отходы стали 16MnCr5 EN	25–50	Азотирование, 12 ч, 560 °С	Готовая порошковая смесь технического углерода, красной кровяной соли и фтористого аммония
7	H70X18CP4	315–400	–	–



а



б

Рис. 1. Частицы борированного порошка ПЖР:  
а – микроструктура; б – морфология

При азотировании сталей и чугунов образуются карбонитридные фазы железа (рис. 2), которые по сравнению с азотистыми (в отсутствие углерода) обладают большей твердостью (400–450 HV) и высокой износостойкостью [2]. Азотирование стали 16MnCr5 EN 10084 за счет присутствия легирующих элементов обеспечивает повыше-

ние микротвердости поверхностных слоев частиц до 900–950 HV при сохранении твердости ядра 280 HV. Поверхностные слои азотированного ПЖР отличаются меньшей твердостью ввиду отсутствия в составе углерода.

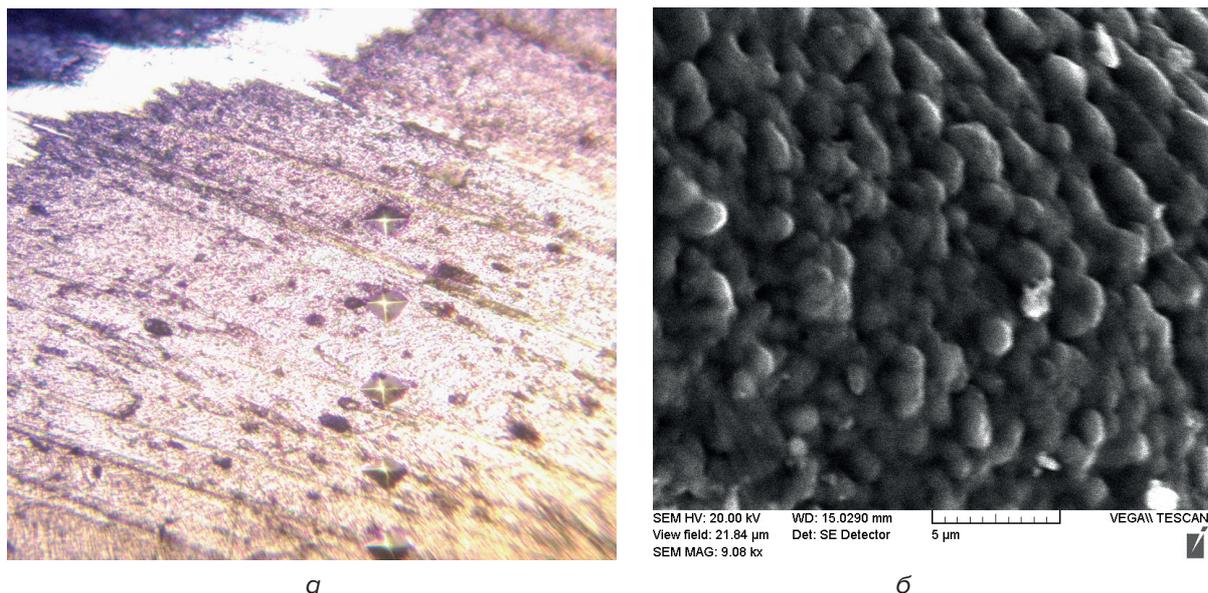


Рис. 2. Азотирование:

*a* – микроструктура диффузионного слоя на стали 16MnCr5; *б* – морфологии поверхности ПЖР

**Боросилицирование:** при содержании в порошковой насыщающей смеси более 20 % кремнийсодержащего порошка высокобористая фаза FeB не образуется, что оказывает влияние на твердость поверхностных слоев, которая ближе к твердости низкобористой фазы Fe<sub>2</sub>B 1500–1650 HV. По сравнению с борированием, оно обеспечивает большую пластичность, трещиностойкость, износостойкость, жаростойкость, коррозионную стойкость, что положительно влияет на стойкость порошка при использовании его в качестве инструмента для MAO. [2]

**Борохромсилицирование:** диффузионный слой не имеет игольчатого строения, хром концентрируется ближе к поверхности, а содержание его зависит от температуры процесса. Как правило, при ХТО железа и сталей в поверхностном слое образуется смесь твердых растворов хрома, кремния и бора в Fe-α и сложных боридов. Известно, что наличие хрома увеличивает износостойкость.

Порошок, получаемый из просеянной стружки, образующийся при механической обработке спеченного сплава H70X18CP4, применяли без предварительной химико-термической обработки.

### **ОЦЕНКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛЕГИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ-ИНСТРУМЕНТОВ ДЛЯ MAO**

В данном исследовании проводилась оценка производительности и полирующей способности борированного и азотированного порошков на основе мелкодисперсных отходов стали 16MnCr5 EN 10084 фракции 25–50 мкм, где в качестве эталона использовался широко используемый спеченный порошковый материал на основе железа и карбидов титана Fe–TiC (рис. 3) аналогичной фракции. Его морфология обусловлена особенностями получения: в силу специфики производства данный порошок отличается низкой насыпной плотностью и непрочным сцеплением между абразивной (TiC) и ферромагнитной (Fe) составляющими [3].

Изучение формы поверхности частиц TiC показывает, что частицы порошка характеризуются осколочной формой с острыми гранями, что обусловлено технологией получения порошка (спекание и последующий размол). Поверхность излома (рис. 3б) соответствует картине хрупкого разрушения. Режущие свойства порошка обеспечиваются количеством острых кромок и твердостью самих частиц абразивного компонента.

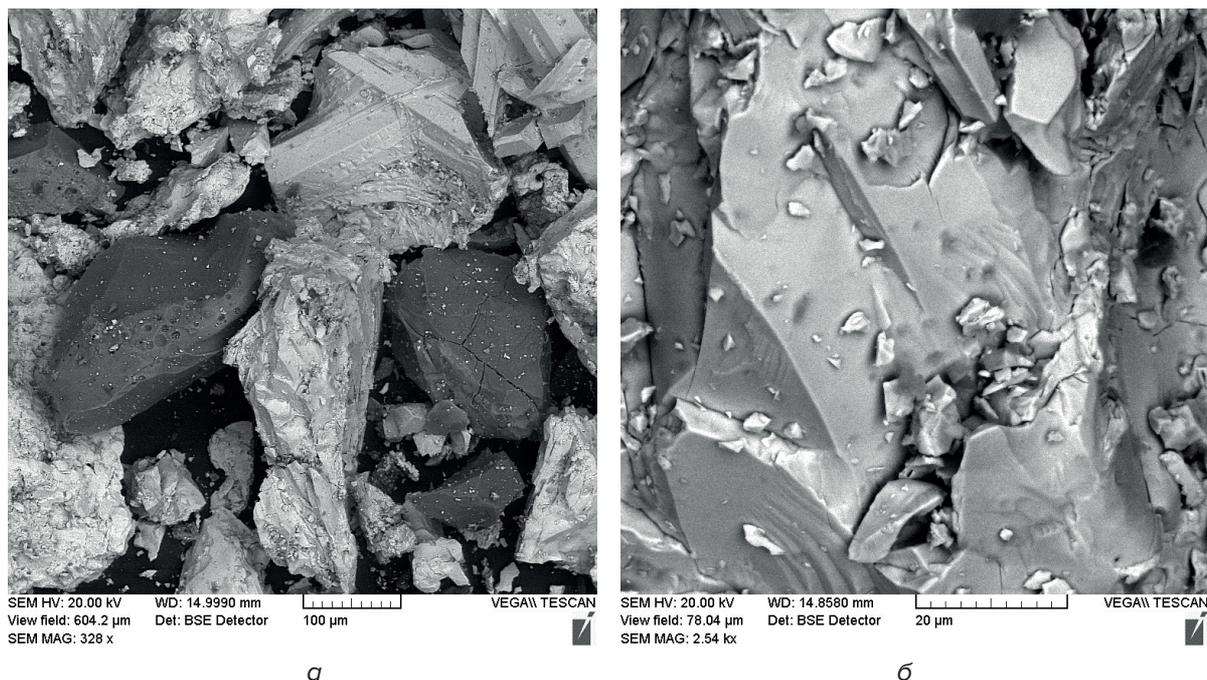


Рис. 3. Спеченный порошок на основе железа и карбида титана Fe–TiC:  
*а* – внешний вид; *б* – топография поверхности частицы

МикродюрOMETрическое исследование азотированных частиц стали 16MnCr5 выявило ступенчатое изменение микротвердости по сечению частицы (рис. 4).

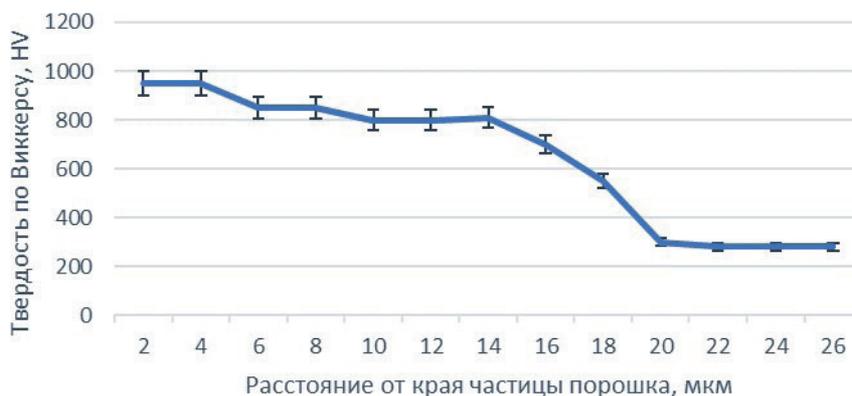


Рис. 4. Распределение твердости по сечению азотированной частицы из стали 16MnCr5

На микроструктуре частицы порошка (рис. 2*а*) четко выделяется светлоокрашенный слой толщиной 3–5 мкм, характеризующийся твердостью 950–970 HV, соответствующей твердости  $\epsilon$ -фазы  $Fe_{2-3}N$ . В более глубоких слоях располагается  $\gamma$ -фаза нитрида железа  $Fe_4N$ . Толщина этой зоны составляет 9–12 мкм, твердость – 750–820 HV. Ядро частицы имеет твердость 280 HV, соответствующую твердости нормализованной ста-

ли 16MnCr5. Такая структура обеспечивает высокие режущие способности вследствие высокой твердости поверхности наряду со стойкостью порошка-инструмента, так как структура ядра в виде мелкозернистого аустенита твердостью 280 HV препятствует хрупкому разрушению частиц.

Оценка производительности исследуемых порошков (рис. 5) показала, что максимальным показателем (15 мг/мин) обладает борированный порошок 16MnCr5, а минимальную производительность обеспечивает промышленно выпускаемый спеченный порошковый материал на основе железа и карбидов титана Fe–TiC (6 мг/мин).

Такие показатели для борированного порошка обеспечиваются в первую очередь высокой твердостью боридов железа, находящихся на поверхности. Твердость азотированного слоя ниже 850–950 HV, поэтому и производительность азотированного ФАП находится на уровне 9,5 мг/мин, что, тем не менее, выше, чем у порошка-эталоны Fe–TiC. Это можно объяснить тем, что у диффузионно-легированных порошков вся поверхность частицы характеризуется высокой твердостью и выполняет функцию режущего инструмента, в то время как у спеченного Fe–TiC режущей способностью обладают только включения TiC, распределенные по поверхности частицы. Кроме того, отличительной особенностью азотированных слоев является сохранение их твердости при высоких температурах [4]. Так, твердость фазы  $\epsilon$ -фазы  $Fe_{2-3}N$  и  $\gamma$ -фазы  $Fe_4N$  сохраняется при температуре до 500 °С, что важно для процесса шлифования, так как при МАО без использования смазывающе-охлаждающих средств возможен нагрев ФАП до температур 200–250 °С.

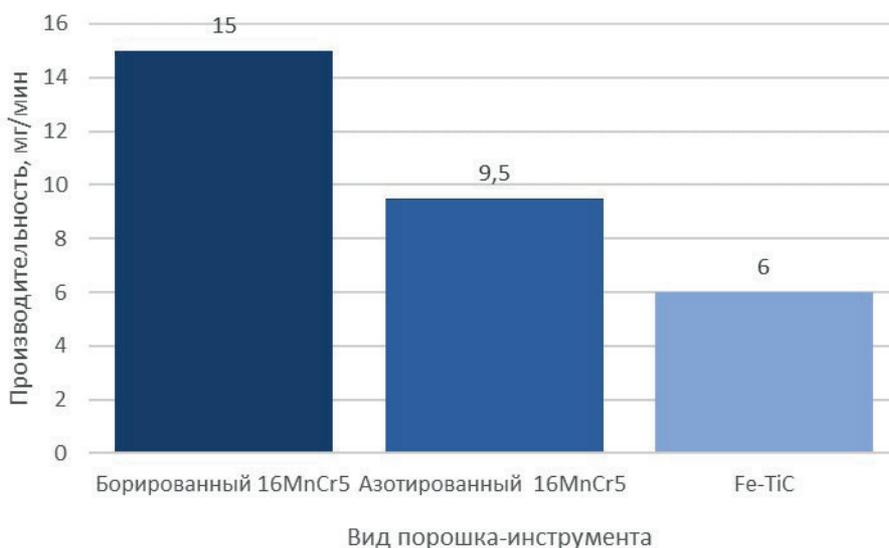


Рис. 5. Производительность исследуемых порошков в процессе МАО

Несмотря на то, что азотированные порошки показали производительность ниже борированных ФАП, их эффективность выше, чем у широко применяемого в технологии МАО спеченного материала Fe–TiC, и применение их в технологии МАО целесообразно.

Полирующую способность исследуемых порошков оценивали посредством измерения шероховатости подвергнутой МАО поверхности образца из Ст45. Исходная шероховатость образцов составляла  $Ra = 1,25$  мкм. Результаты исследований приведены на рис. 6.

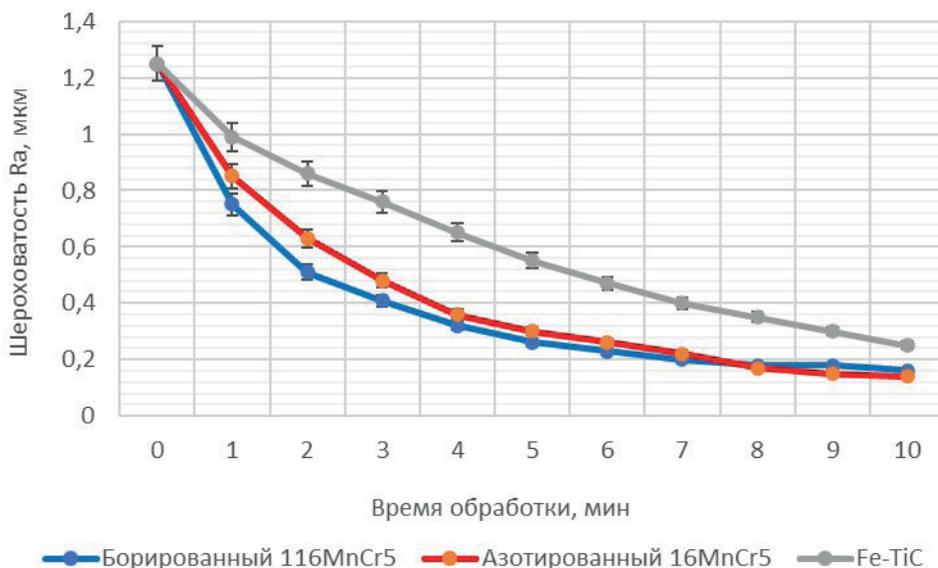


Рис. 6. Изменение шероховатости поверхности в процессе магнитно-абразивной обработки порошками фракции 25–50 мкм

Новые диффузионно-легированные порошки обеспечивают уменьшение шероховатости обрабатываемой поверхности с  $Ra = 1,25$  мкм до  $Ra = 0,32 \pm 0,03$  мкм в течение 4 мин, а продолжение обработки до 9–10 мин позволяет достичь шероховатости  $Ra = 0,16 \pm 0,02$  мкм. В то же время порошок-эталон обеспечивает получение  $Ra = 0,32 \pm 0,03$  мкм только после 9 мин обработки, что обусловлено его меньшей производительностью, а продолжение обработки позволяет достичь лишь показателя  $Ra = 0,20 \pm 0,02$  мкм. Более высокая полирующая способность новых порошков-инструментов и их стойкость, выражающаяся в продолжительном сохранении режущей способности, обусловлена особенностями их строения. Даже при разрушении диффузионно-борированных или диффузионно-азотированных частиц они сохраняют свои ферромагнитные свойства, а образовавшиеся острые осколки более мелкой фракции продолжают выполнять режущие функции, при этом с уменьшением размера режущих частиц достигается более низкая шероховатость. В то же время у спеченного порошкового материала Fe–TiC в процессе обработки происходит выкрашивание твердой фазы TiC, что приводит к прекращению микрорезания обрабатываемой поверхности и не обеспечивает дальнейшее снижение шероховатости. Ввиду этого достичь снижения шероховатости  $Ra$  с 1,25–(0,16  $\pm$  0,02) мкм при MAO с использованием спеченного порошкового материала Fe–TiC можно только с заменой ФАП в процессе обработки, что существенно снижает производительность процесса.

Таким образом, исследование показало, что борированные и азотированные мелкодисперсные стружечные отходы стали 16MnCr5 способны обеспечить производительность в 1,5...2,5 раза и полирующую способность в 1,5...1,7 раза превышающие таковые у промышленно применяемого спеченного порошкового материала Fe–TiC.

### ЛАЗЕРНЫЕ ПОКРЫТИЯ ИЗ ДИФфуЗИОННО-ЛЕГИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ И ИХ КОМПОЗИЦИЙ

Ранее из диффузионно-легированных порошков на железной основе, в том числе из отходов производства, методами магнитно-электрического упрочнения и электродуговой наплавки уже был получен, исследован и апробирован ряд покрытий [5, 6].

В данной работе изучены спектр новых покрытий, полученных методом лазерной наплавки из созданных порошков и их композиций с отходами производства.

Из полученных порошков (табл. 1) в различных сочетаниях были нанесены покрытия методом лазерной наплавки в защитном газе 80 % Ar + 20 % CO<sub>2</sub>. Диаметр пучка 2 мм, номинальная мощность 1200 Вт, V перемещения 100 мм/мин (1,6 мм/сек). В качестве подложки использовали Ст40 в состоянии поставки (прокат). Связующее – клей ПВА.

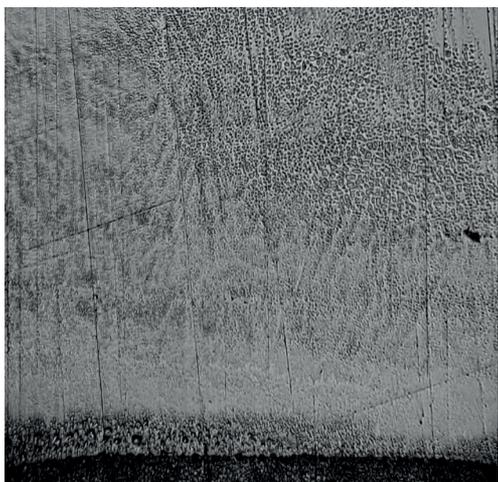
Новые экспериментальные образцы лазерных покрытий получены из исходных компонентов следующего состава (далее в тексте обозначаются номерами):

1. Борохромсилицированные отходы ДЧК (100 %).
2. Борированный ПЖР (100 %).
3. Борсилицированный ПЖР (100 %).
4. Стружка H70X18CP4 (100 %).
5. 50 % борированного ПЖРВ + 50 % стружки H70X18CP4.
6. 50 % борсилицированного ПЖР + 50 % стружки H70X18CP4.

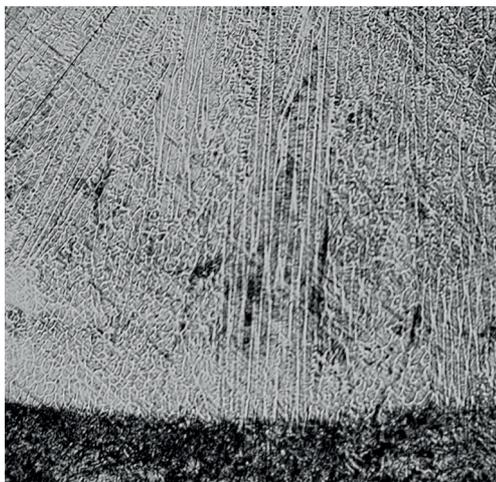
Никелевая стружка использовалась не только для создания коррозионностойких покрытий, но также обеспечивала лучшую текучесть и перемешивание расплавленной массы при лазерной наплавке вследствие более низкой  $T_{пл} = 990$  °С.

Все покрытия характеризуются беспористой зоной сплавления покрытие – подложка. Толщина их 1,5–2 мм. В каждом покрытии в зоне, близкой к границе раздела «покрытие – подложка» присутствуют крупные дендриты с осями первого порядка, направленными перпендикулярно зоне сплавления, то есть ориентированными в направлении теплоотвода (рис. 7). Покрытия имеют типичную для лазерных, изготовленных из бор- и хромсодержащих порошков структуру. Известно, что в лазерных покрытиях присутствует текстурированность  $\alpha$ -железа, и параллельно поверхности, как правило, кристаллизуются наиболее плотно упакованные атомные сетки (III), что обеспечивает повышение износо- и коррозионностойкости [7].

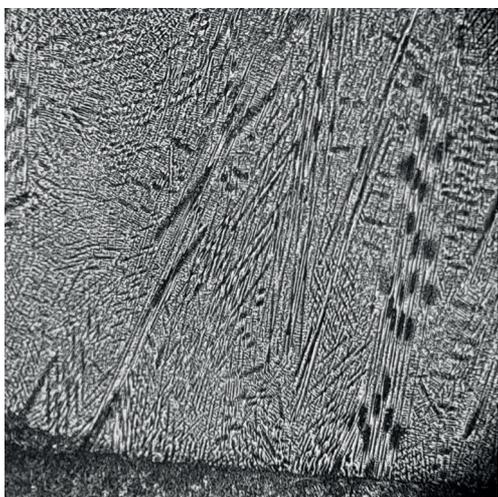
У покрытий, в состав которых входит стружка H70X18CP4, в подложке наблюдается уменьшение ферритной составляющей и повышенная концентрация углерода в области, близкой к зоне раздела «подложка – покрытие» (практически отсутствуют зерна феррита, преимущественно перлитная структура), так как происходит встречная диффузия углерода к покрытию, содержащему хром (рис. 8). На фотографиях микроструктуры заметно, что в слоях, приближенных к зоне раздела, феррит практически отсутствует и преобладает перлит (серая структура (рис. 8а, в)). По мере удаления от границы раздела вглубь подложки появляется все больше белых включений феррита (рис. 8б, г).



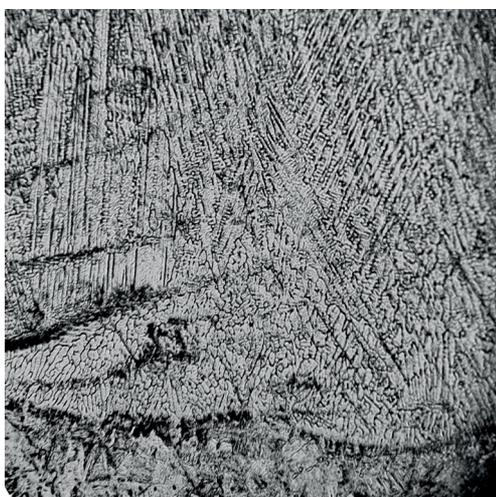
*а*



*б*



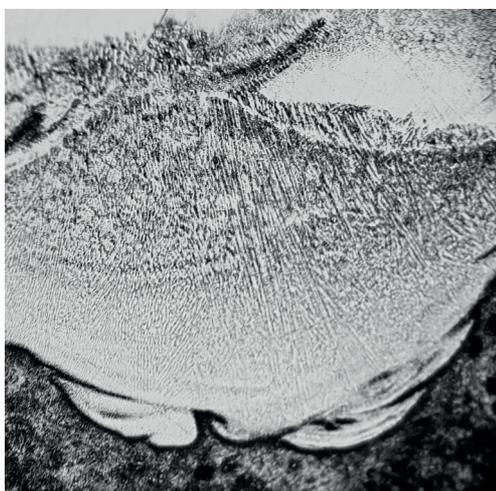
*в*



*г*

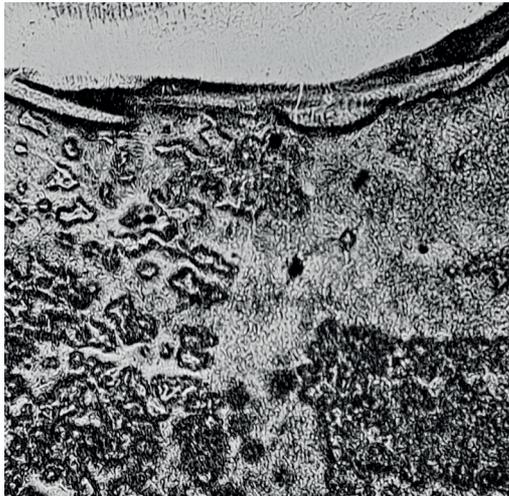


*д*



*е*

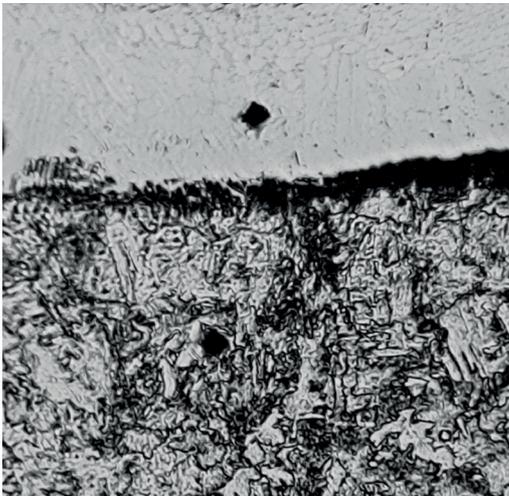
Рис. 7. Дендриты, ориентированные в направлении теплоотвода,  $\times 400$ :  
*а* – покрытие № 1 ( $\times 100$ ); *б* – покрытие № 2; *в* – покрытие № 3; *г* – покрытие № 4;  
*д* – покрытие № 5; *е* – покрытие № 6



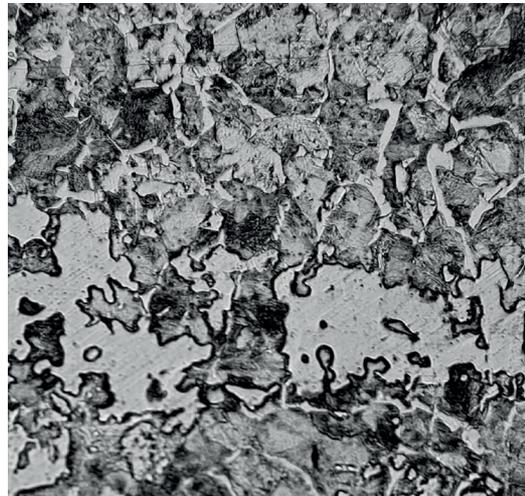
*a*



*б*



*в*



*г*

Рис. 8. Микроструктура подложки,  $\times 800$ . Покрытие № 6:  
*a* – в зоне рядом с покрытием; *б* – более глубокие слои. Покрытие № 4:  
*в* – зона рядом с покрытием; *г* – более глубокие слои

Покрытие № 1, полученное из борохромсилицированной ДЧК (рис. 7*a*, 9*a*, *б*), судя по микроструктуре и микротвердости, преимущественно состоит из эвтектики (рис. 9*б*) на основе  $\alpha$ -твердого раствора железа  $(\text{Fe,Cr})_2(\text{B,C})$ . Непротравленные белые области (рис. 9*б*) – включение фаз с избыточным содержанием хрома. Равномерно распределенная по объему покрытия микротвердость  $HV_{50}$  773–882 должна обеспечивать высокую износостойкость.

Микроструктура покрытия № 2, полученного из борированного ПЖР, приведена на рис. 7*б*, и практически во всем объеме имеет дендритную структуру избыточных боридов. [8]

Покрытие № 3 из борсилицированного ПЖР также имеет выраженную дендритную структуру эвтектики. Следует отметить, что кремний образует с железом твердый раствор замещения, поэтому отдельных включений силицидов не наблюдается. Микроструктура данного покрытия приведена на рис. 7*в* и 10. По сечению она неравномерна с точки зрения равноосности зерен и соотношения фаз: у поверхности структура заэвтектическая (рис. 10*a*). Присутствуют местные включения крестообразных дендритов

железа у поверхности. Наряду с этим в поверхностных и срединных слоях наблюдается наличие эвтектической структуры (рис. 10б), которая состоит из коагулированных боридов дисперсностью около 10 мкм, которые, очевидно, в процессе лазерной наплавки перемещаются к поверхности. В переходной зоне между заэвтектической и эвтектической структурами хорошо просматриваются избыточные бориды призматической и игольчатой формы (белые продолговатые включения на рис. 10в). Еще одним объяснением неравномерности структуры является тот факт, что в слоях рядом с подложкой легирующие кремний и бор расходуются на раскисление в виду наличия оксидов на поверхности, на которую наносят покрытие. Поэтому рядом с зоной раздела «подложка – покрытие» наблюдается выраженная дендритная структура эвтектики с развитыми в направлении теплоотвода осями первого порядка с округлыми включениями избыточного твердого раствора внедрения кремния в железе (рис. 7г).

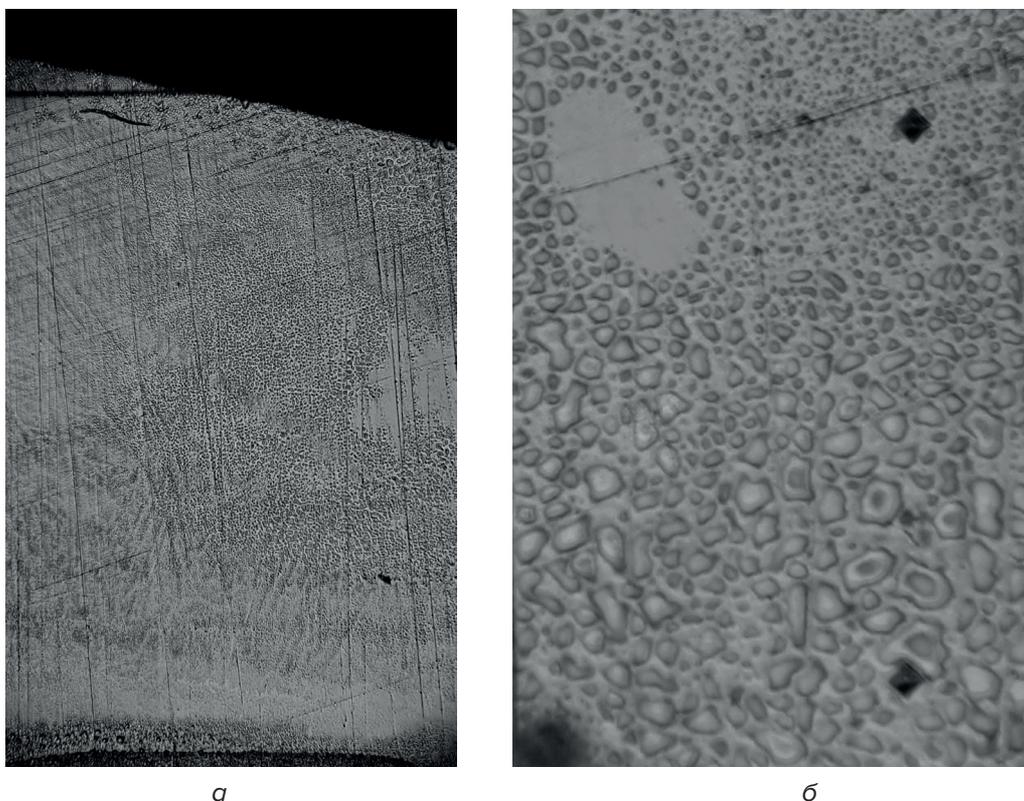
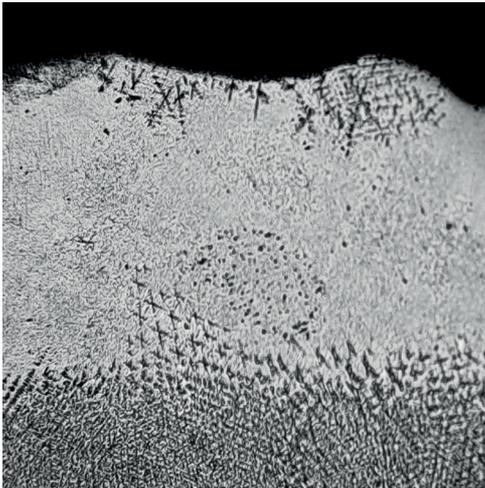


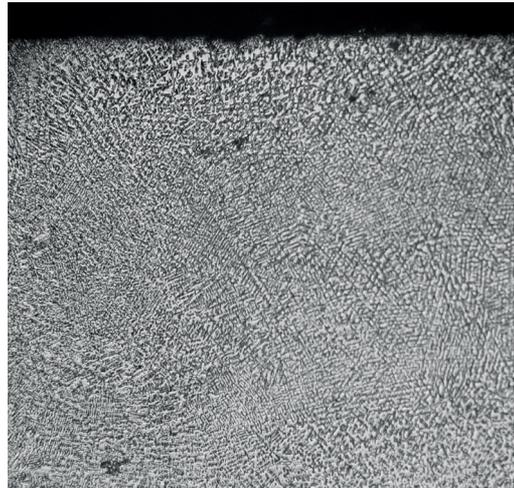
Рис. 9. Микроструктура покрытия № 1:  
а –  $\times 100$ ; б –  $\times 800$

Микротвердость белой заэвтектической области в приповерхностных областях  $HV_{50}$  715, в то время, как микротвердость доэвтектической зоны вблизи границы раздела «подложка – покрытие»  $HV_{50}$  450, что также свидетельствует об уменьшении содержания более твердой боридной фазы в материале покрытия по мере удаления от поверхности и изменения типа структуры по схеме «заэвтектическая – эвтектическая – доэвтектическая».

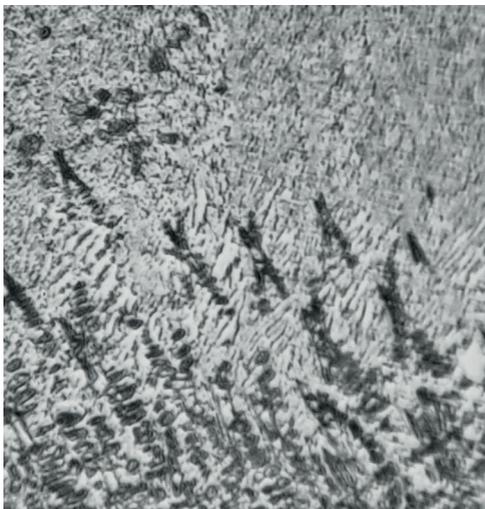
Покрытие № 4 из стружки никелевого сплава имеет равномерную гетерогенную структуру практически по всему объему (рис. 7г, 11а). Только в зоне рядом с подложкой наблюдается слабо протравленная область, содержащая, очевидно, карбиды, бориды хрома или другие соединения с хромом. В некоторых срединных областях присутствуют области с квазиэвтектической структурой (рис. 11б), когда легирующие элементы растворяются в никеле [7]. Микротвердость покрытия  $HV_{50}$  колеблется в пределах 280–550.



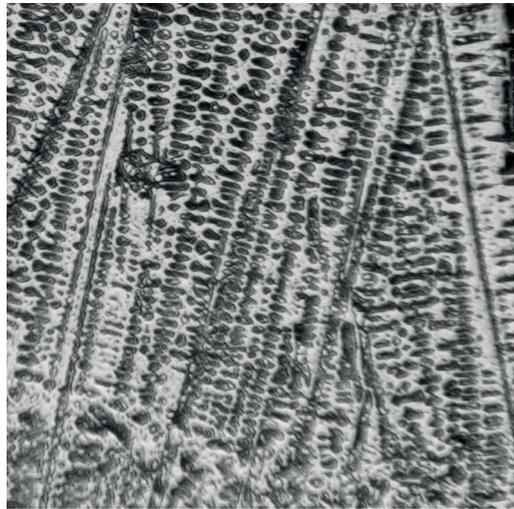
*a*



*б*



*в*



*г*

Рис. 10. Микроструктура покрытия № 3:  
*a, б* – поверхностные слои ( $\times 100$ ); *в, г* – более глубокие слои ( $\times 400$ )



*a*



*б*

Рис. 11. Микроструктура покрытия № 4:  
*a* –  $\times 100$ ; *б* –  $\times 800$

Покрытие № 5 из борированного ПЖР и никелевой стружки H70X18CP4 также неравномерно по структуре. Микроструктура его приведена на рис. 7д и рис. 12. В его составе присутствует такая фаза, как  $\gamma$ -твердый раствор на основе никеля, что подтверждается наличием в структуре двойников никелевого раствора, аналогичных аустенитным сталям (рис. 12б), среди которых равномерно распределены избыточные округлые включения железа. Области, где сконцентрирован избыточный хром, плохо поддаются травлению и выделяются (рис. 12а). Микротвердость избыточных включений железа, однако, составляет около  $HV_{50}$  366, что говорит о наличии легирующих элементов в этих включениях.

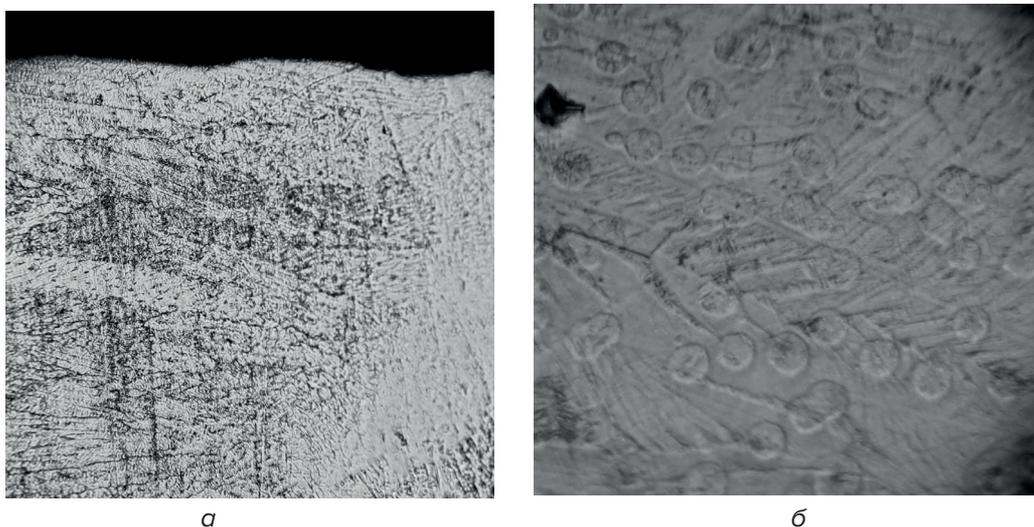


Рис. 12. Микроструктура покрытия № 5:

а – поверхностные слои ( $\times 100$ ); б – слои, близкие к зоне раздела «подложка – покрытие» ( $\times 800$ )

Покрытие № 6, полученное из борсилицированного ПЖР и никелевой стружки, характеризуется микротвердостью  $HV_{50}$  от 400 до 520. Микроструктура его показана на рис. 13. Все фазы преимущественно на основе  $\gamma$ -твердого раствора замещения железа и никеля. Поверхностный слой можно охарактеризовать как эвтектику. Нетравящиеся области на рис. 13б – соединения хрома.

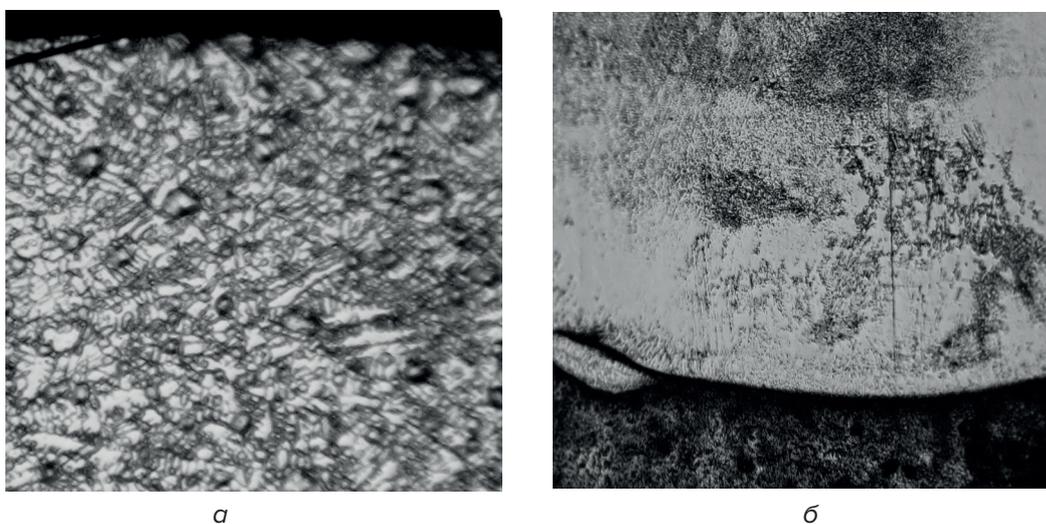


Рис. 13. Микроструктура покрытия № 6:

а – поверхностные слои; б – рядом с зоной раздела «покрытие – подложка»

Таким образом, установлено, что новые лазерные покрытия, полученные из диффузионно-легированных порошков на железной основе, в том числе и отходов производства и их композиций с измельченными стружечными отходами хромоникелевого сплава обладают характерной для лазерных покрытий дендритной структурой, высокой сплошностью, зоной сплавления с минимумом дефектов (что во многом обеспечивает адгезию), а также достаточно высокими показателями микротвердости и гетерогенностью, что обеспечит отличные эксплуатационные качества (износостойкость и стойкость к ударным нагрузкам). Выявлено уменьшение ферритной составляющей и повышенная концентрация углерода в области, близкой к зоне раздела «подложка-покрытие в покрытиях с применением стружки Н70Х18СР4, что вызвано встречной диффузией углерода к покрытию, содержащему хром.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенные исследования технологических свойств (производительность и полирующая способность) новых диффузионно-легированных порошков-инструментов для МАО, а также структуры и свойств лазерных покрытий из таких порошков позволяют прийти к заключению, что такого рода универсальные порошки успешно могут быть использованы в указанных сферах машиностроения: как для нанесения восстановительно-упрочняющих покрытий, так и для финишной обработки поверхности, в том числе и высокотвердых сплавов.

Применение борированных и азотированных порошков на железной основе (стружечные отходы стали 16MnCr5 EN 10084, фракции 25–50 мкм) в качестве инструмента для магнитно-абразивной обработки является очень перспективным и позволяет повысить производительность процесса в 1,5...2,5 раза по сравнению с промышленно используемым спеченным порошком системы Fe–TiC. Новые материалы также имеют более высокую (1,5...1,7 раза) полирующую способность, чем указанный аналог.

Новые лазерные покрытия из разработанных порошков, предварительно подвергнутых химико-термической обработке, имеют достаточно высокую сплошность, однородность и механические свойства, которые должны обеспечить отличную стойкость и износостойкость покрытий.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Ворошнин, Л. Г. Борирование стали / Л. Г. Ворошнин, Л. С. Ляхович. – Москва : Металлургия, 1978. – 240 с.
2. Химико-термическая обработка металлов и сплавов : справочник / Г. В. Борисенко [и др.]. – М. : Металлургия, 1981. – 424 с.
3. Ферроабразивные порошки для магнитно-абразивной обработки металлических поверхностей / Л. М. Акулович [и др.]. – Минск : БГАТУ, 2015. – 284 с.
4. Change in high temperature wear resistance of high speed steel by plasma nitriding / B. K. Rakhadilov [et al.] // Bulletin of the Karaganda University. Physics Series. – 2018. – No. 3 (91). – Pp. 59–65.
5. New Boron-Containing Materials for Surface Hardening / F. Panteleyenkov [et al.] // MATEC Web of Conferences : Innovations in Mechanical Engineering ISPCIME-2019 : materials of X International Scientific and Practical Conference, Kemerovo, Russia, November 26–29, 2019. – 2019. – Vol. 297. DOI: <https://doi.org/10.1051/matecconf/201929705011>.
6. Технология электродуговой наплавки самофлюсующимися порошковыми смесями на основе дисперсных металлических отходов и карбида вольфрама / Г. В. Петришин, А. Ф. Пантелеенко, В. М. Быстренков, Д. В. Мельников // Сварка в России – 2019: современное состояние и перспективы : междунар. конф., посвящена 100-летию со дня рождения Б. Е. Патона, Томск, 3–7 сентября 2019 года : тез. докл. / под редакцией д. т. н., профессора Ю. Н. Сараева. – С. 203–204.
7. Технология формирования износостойких покрытий на железной основе методами лазерной обработки / О. Г. Девойно [и др.]. – Минск : БНТУ, 2020. – 280 с.

8. Пантелеенко, Ф. И. Самофлюсующиеся диффузионно-легированные порошки на железной основе и защитные покрытия из них / Ф. И. Пантелеенко. – Минск : Технопринт, 2001. – 300 с.

## REFERENCES

1. Voroshnin L. G., Lyahovich L. S. *Borirovanie stali* [Boriding of steel]. Moscow, Metallurgia Publ., 1978, 240 p. (in Russian).
2. Voroshnin L. G., Borisyonok G. V., Vasiljev L. A. *Himiko-termicheskaja obrabotka metallov i splavov* [Chemical-thermal treatment of metals and steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1981, 424 p. (in Russian).
3. Akulovich L. M., Sergeev L. E., Pokrovskiy A. I., Senchurov E. V. *Ferroabrazivnye poroshki dlia magnitno-abrazivnoj obrabotki metallicheskih poverhnostej* [Ferroabrasive powders for magnetic abrasive processing of metal surfaces]. Minsk, Belarusian State Agrarian Technical University Publ., 2015, 284 p. (in Russian).
4. Rakhadilov B. K., Zhurerova L. G., Scheffler M., Khassenov A. K. Change in high temperature wear resistance of high speed steel by plasma nitriding. *Bulletin of the Karaganda University, Physics Series*, 2018, no. 3 (91), pp. 59–65.
5. Panteleyenکو F., Ostanin O., Panteleyenکو E., Petrishin G. New Boron-Containing Materials for Surface Hardening. *By materials of X International Scientific and Practical Conference "Innovations in Mechanical Engineering" (ISPCIME-2019), MATEC Web of Conferences*. Kemerovo, Russia, 2019, vol. 297. DOI: <https://doi.org/10.1051/mateconf/201929705011>.
6. Petrishin G. V., Panteleyenکو A. F., Bystrenkov V. M., Melnikov D. V. *Tehnologiya elektrodugovoj naplavki samofliusuyushchimisia poroshkovymi smesiami na osnove dispersnykh metallicheskih ot-khodov i karbida volframa* [Technology of electric arc surfacing using self-fluxing powder mixtures based on dispersed metal waste and tungsten carbide]. *Tezisy dokladov Mezhdunarodnoj konferentsii "Svarka v Rossii – 2019: sovremennoe sostoyanie i perspektivy", posviashchena 100-letiu so dnia rozhdeniya B. E. Patona* [Theses of reports of the international conference "Welding in Russia – 2019: current state and prospects", dedicated to the 100th anniversary of the birth of B.E. Paton]. Tomsk, 2019, pp. 203–204. (in Russian).
7. Devojno O. G. *Tehnologiya formirovaniya iznosostojkikh pokrytij na zheleznoj osnove metodami lazernoj obrabotki* [Technology for forming wear-resistant coatings on an iron base using laser processing methods]. Minsk, Belarusian National Technical University Publ., 2020, 280 p. (in Russian).
8. Panteleyenکو F. I. *Samofliusuyushchiesia diffuzianno-legirovannye poroshki na zheleznoj osnove i zashchitniye pokrytiya iz nikh* [Self-fluxing diffusion-alloyed iron-based powders and protective coatings made from them]. Minsk, Tehnoprint Publ., 2001, 300 p. (in Russian).

Статья поступила в редакцию 31.05.2024 г.