

## Получение композиционного керамического материала для газотермического напыления

Канд. техн. наук В. А. Оковитый<sup>1)</sup>,  
чл.-кор. НАН Беларуси, докт. техн. наук, проф. Ф. И. Пантелеенко<sup>1)</sup>,  
асп. В. В. Оковитый<sup>1)</sup>,  
чл.-кор. НАН Беларуси, докт. физ.-мат. наук, проф. В. М. Асташинский<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup>Белорусский национальный технический университет (Минск, Республика Беларусь),

<sup>2)</sup>Институт тепло- и массообмена имени А. В. Лыкова НАН Беларуси (Минск, Республика Беларусь)

© Белорусский национальный технический университет, 2017  
Belarusian National Technical University, 2017

**Реферат.** Разработан композиционный керамический материал для газотермического напыления, позволяющий повысить износостойкость покрытия за счет введения в состав высокохромистой стали и молибдена, получить оптимальную пористость в исходной шихте при синтезе композиций FeCrMo–MoS<sub>2</sub>/CaF<sub>2</sub>/C–TiC, улучшить технологические параметры порошков и тем самым повысить коэффициент использования порошка при напылении, удешевить технологию нанесения износостойких покрытий. Приведены характеристики и параметры разработанного материала и покрытия на его основе. Методика основана на комплексных металлографических, рентгеноструктурных и электронно-микроскопических исследованиях структурных элементов композиционных плазменных покрытий. Главными составляющими композиционных частиц являются твердые растворы на основе железа, карбиды титана, включения твердой смазки в виде дисульфида молибдена, фтористого кальция, углерода. Наличие таких частиц порошков создает предпосылки получения из них износостойких покрытий, которые эффективны при молекулярно-механическом и абразивном изнашивании в неблагоприятных условиях трения (граничная смазка или отсутствие смазочного материала, повышенные температурные воздействия). Рассматриваемые порошки характеризуются сложной геометрической формой и развитым поверхностным рельефом частиц. Наблюдается стабильное распределение твердой карбидной фазы в объемах напыленных материалов и отсутствуют поверхностные зоны с дефицитом включений TiC, что положительно влияет на работоспособность исследуемых износостойких покрытий. Плазменные покрытия, напыленные из порошков FeCrMo–MoS<sub>2</sub>–TiC по технологии, разработанной авторами, имеют лучшую износостойкость при сухом трении по стали 45 (износ покрытия меньше в 1,2 раза, нагрузка задира больше в 1,2 раза), чем покрытие, полученное из порошка Ni80Cr20 – 12 % MoS<sub>2</sub> – 50 % TiC. При этом прочность сцепления покрытий возрастает в 1,23 раза, а стоимость порошка уменьшается в 1,5 раза. Таким образом, плазменные износостойкие покрытия из композиционных порошков FeCrMo–MoS<sub>2</sub>/CaF<sub>2</sub>/C–TiC перспективны для восстановления и упрочнения стальных деталей, эксплуатирующихся при неблагоприятных условиях трения.

**Ключевые слова:** плазменные керамические покрытия, твердые растворы, карбид титана, включения твердой смазки, эксплуатационные характеристики, прочность сцепления, пористость, износостойкость

**Для цитирования:** Получение композиционного керамического материала для газотермического напыления / В. А. Оковитый [и др.] // *Наука и техника*. 2017. Т. 16, № 3. С. 181–188. DOI: 10.21122/2227-1031-2017-16-3-181-188

### Адрес для переписки

Оковитый Вячеслав Александрович  
Белорусский национальный технический университет  
ул. Я. Коласа, 22,  
220013, г. Минск, Республика Беларусь  
Тел.: +375 17 293-93-71  
niil\_svarka@bntu.by

### Address for correspondence

Okovity Vjacheslav A.  
Belarusian National Technical University  
22 Ya. Kolasa str.,  
220013, Minsk, Republic of Belarus  
Tel.: +375 17 293-93-71  
niil\_svarka@bntu.by

## Production of Composite Ceramic Material for Thermal Spraying

V. A. Okovity<sup>1</sup>, F. I. Panteleenko<sup>1</sup>, V. V. Okovity<sup>1</sup>, V. M. Astashinsky<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>A. V. Luikov Heat and Mass Transfer Institute of NAS of Belarus (Minsk, Republic of Belarus)

**Abstract.** A composite ceramic material has been developed for thermal spraying that permits to increase wear resistance due to introduction of high-chromium steel and molybdenum in its structure, to obtain optimum porosity in the starting charge material while synthesizing FeCrMo–MoS<sub>2</sub>/CaF<sub>2</sub>/C–TiC compositions, to improve technological parameters of powders and thereby increase coefficient of powder usage in spraying, to reduce cost of wear-resistant coating technology. The paper presents characteristics and parameters of the developed material and coating which is based on it. Methodology is based on complex metallographical, X-ray diffraction and electron microscopy investigations of structural elements of composite plasma coatings. Main components of composite particles are solid solutions based on iron, titanium carbides, solid lubricant inclusions in the form of molybdenum disulfide, calcium fluoride, carbon. Presence of such powder particles predetermines obtaining wear-resistant coatings which are rather efficient in case of molecular and mechanical and abrasive wear-out under disadvantageous friction conditions (boundary lubrication or absence of lubrication material, elevated temperature actions). The contemplated powders are characterized by complex geometric shape and developed surface relief of particles. There has been observed a stable distribution of hard carbide phase in volumes of deposited materials and absence of superficial zone with deficit of TiC inclusions that positively influence on working capacity of the investigated wear-resistant coatings. Plasma coatings which have been deposited with the help of FeCrMo–MoS<sub>2</sub>–TiC powders in accordance with the technology developed by authors have better wear resistance in case of dry friction in a steel 45 (coating wear-out is less by 1.2-fold; scoring load is higher by 1.2-fold) than a coating which has been obtained with the help of Ni80Cr20 – 12 % MoS<sub>2</sub> – 50 % TiC powder. In such a case coating adhesive strength is increased by 1.23-fold and powder cost lower is decreased by 1.5-fold. Thus plasma wear-resistant coatings obtained while using FeCrMo–MoS<sub>2</sub>/CaF<sub>2</sub>/C–TiC composite powders are considered as prospective for restoration and hardening of steel parts which are operating under disadvantageous friction conditions.

**Keywords:** plasma ceramic coatings, solid solutions, titanium carbide, solid lubricant inclusions, operational characteristics, adhesive strength, porosity, wear resistance

**For citation:** Okovity V. A., Panteleenko F. I., Okovity V. V., Astashinsky V. M. (2017) Production of Composite Ceramic Material for Thermal Spraying. *Science and Technique*. 16 (3), 181–188. DOI: 10.21122/2227-1031-2017-16-3-181-188 (in Russian)

### Введение

Наряду с неоспоримыми преимуществами карбидной керамики с включениями твердой смазки в металлической матрице на никелевой основе ей присущ ряд серьезных недостатков, значительно снижающих эффективность данной технологии [1–3]:

- высокая стоимость, обусловленная применением дорогостоящего металла основы – никеля. Значительный комплекс защитных свойств покрытий зачастую избыточен. Их использование оправдано только для условий одновременного воздействия изнашивания, агрессивных сред и высоких температур. Когда определяющим ресурс детали является только изнашивание, порошки карбидной керамики с включениями твердой смазки в металлической матрице на никелевой основе надо заменять на более дешевые, в том числе порошки карбидной керамики с включениями твердой смазки в металлической матрице на основе железа [4–8];

- низкая трещиностойкость при нанесении порошков карбидной керамики с включениями

твердой смазки в металлической матрице на никелевой основе на стальные детали обусловлена высоким коэффициентом линейного расширения при нагреве –  $(14,4–16,2) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ;

- высокая чувствительность к технологическим режимам напыления покрытия. Требуемый комплекс свойств покрытия наличествует только при сохранении однородной мелкодисперсной структуры исходного порошка. Даже незначительный перегрев резко снижает качество покрытия;

- трудоемкость последующей механической обработки порошков карбидной керамики с включениями твердой смазки в металлической матрице на никелевой основе;

- высокий коэффициент трения в условиях сухого трения скольжения; покрытия склонны к схватыванию и задирам.

Таким образом, хрупкость, трещиностойкость, износостойкость, обрабатываемость, экономические факторы часто ограничивают применение порошков карбидной керамики с включениями твердой смазки в металлической матрице на никелевой основе.

Разработки авторов статьи дают возможность повысить износостойкость покрытия за счет введения в материал высокохромистой стали и молибдена, получить оптимальную пористость в исходной шихте при синтезе композиций FeCrMo–MoS<sub>2</sub>/CaF<sub>2</sub>/C–TiC, улучшить технологические параметры порошков и тем самым повысить коэффициент их использования при напылении, удешевить технологию нанесения износостойких покрытий. Добавка Mo в связующее FeCr способствует улучшению смачивания расплавом связующего карбидов титана при СВС-процессе (самораспространяющийся высокотемпературный синтез – СВС) получения композиционного порошка.

### Технология формирования композиционного керамического материала

Для проверки возможности получения СВС-порошков с компонентами твердой смазки в металлической матрице на основе железа осуществлен синтез композиций, содержащих Mo и Fe (рис. 1). Проведены исследования порошков следующего состава: FeCr30Mo3 – 12 % MoS<sub>2</sub> – 50 % TiC; FeCr30Mo3 – 12 % CaF<sub>2</sub> – 50 % TiC; FeCr30Mo3 – 12 % C – 50 % TiC. Для получения указанных композиций использовали дисперсные материалы: титан, высокохромистую сталь, молибден, хром, технический углерод, дисульфид молибдена MoS<sub>2</sub>, фтористый кальций CaF<sub>2</sub>.

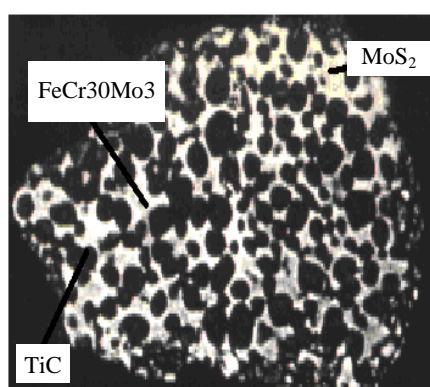


Рис. 1. Микроструктура композиционного порошка FeCr30Mo3 – 12 % MoS<sub>2</sub> – 50 % TiC, полученного методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза

Fig. 1. Micro-structure of composite powder FeCr30Mo3 – 12 % MoS<sub>2</sub> – 50 % TiC, obtained while using method of self-propagating high-temperature synthesis

Синтез композиций осуществлялся в реакторе в атмосфере аргона (при давлении 1 бар) при комнатной температуре в режиме самораспространения без подвода энергии от внешнего источника. Взаимодействие компонентов инициировали вольфрамовой спиралью. С целью обеспечения стабильности протекания процесса синтеза содержание компонента матрицы составляло не менее 40 вес. %. Смешивание исходных компонентов происходило в шаровой мельнице, измельчение продуктов синтеза – в щековой дробилке. Экспериментальный реактор оснащен токоподводами с вольфрамовой спиралью для инициирования процесса. Анализ размеров частиц, формы и рельефа поверхности синтезированных композиционных порошков осуществляли с применением сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Препарирование порошков для исследований в СЭМ проводили двумя способами: свободной насыпкой на предметное стекло и диспергированием в ультразвуке с последующим нанесением порошка на предметное стекло. Изучение структуры частиц композиционных порошков выполняли путем металлофизического анализа шлифов их поперечного сечения. Для этого использовали микроскопы Unimet (Япония) и MeF-3 (Австрия).

Согласно данным металлографического анализа, основными составляющими композиционных частиц являются твердые растворы на основе железа, карбиды титана, включения твердой смазки в виде дисульфида молибдена, фтористого кальция, углерода. Наличие упомянутых составляющих частиц порошков создает предпосылки получения из них износостойких покрытий, которые эффективны при молекулярно-механическом и абразивном изнашивании в неблагоприятных условиях трения (граничная смазка или отсутствие смазочного материала, повышенные температурные воздействия). Рассматриваемые порошки характеризуются сложной геометрической формой и развитым поверхностным рельефом частиц. Размеры частиц при свободной насыпке и диспергировании ультразвуком соответственно находятся в пределах: композиция FeCr30Mo3 – 12 % MoS<sub>2</sub> – 50 % TiC – 15–220 мкм, 0–40 мкм; FeCr30Mo3 – 12 % CaF<sub>2</sub> – 50 % TiC – 15–240 мкм, 0–50 мкм; FeCr30Mo3 – 12 % C – 50 % TiC – 10–230 мкм, 0–40 мкм.

Заметное отличие размеров композиционных частиц при свободной насыпке и диспергировании ультразвуком свидетельствует о склонности порошков к образованию комков. Это связано с гигроскопичностью порошков, их сложной формой и рельефом. Склонность к образованию комков снижает «текучесть» порошковых материалов и их технологичность при газотермическом напылении покрытий. Поэтому для улучшения технологических параметров порошков была осуществлена их сфероидизация посредством введения частиц порошка в плазменный факел распылителя мощностью 20–30 кВт и распылением в среде аргона, последующим плакированием. Экспериментальные зависимости скорости перемещения фронта горения от пористости исходной шихты для СВС-процесса показаны на рис. 2 (влияние пористости исходной шихты для СВС-процесса на скорость перемещения фронта горения).

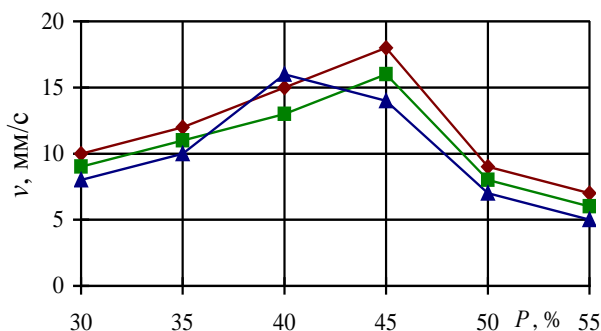


Рис. 2. Экспериментальные зависимости скорости перемещения фронта горения от пористости исходной шихты при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе:

- ◆— FeCr30Mo3 – 12 % MoS<sub>2</sub> – 50 % TiC;
- FeCr30Mo3 – 12 % CaF<sub>2</sub> – 50 % TiC;
- ▲— FeCr30Mo3 – 12 % C – 50 % TiC

Fig. 2. Experimental dependences of velocity for combustion front propagation on porosity of initial furnace charge with self-propagating high-temperature synthesis:

- ◆— FeCr30Mo3 – 12 % MoS<sub>2</sub> – 50 % TiC;
- FeCr30Mo3 – 12 % CaF<sub>2</sub> – 50 % TiC;
- ▲— FeCr30Mo3 – 12 % C – 50 % TiC

Как видно из рис. 2, при высокой пористости исходной шихты не достигается тесного контакта между ее частицами. В результате уменьшаются теплопроводность, удельное тепловыделение и глубина реагирования, замедляется перемещение фронта горения. Заметное увеличение указанных параметров и

улучшение конечных продуктов синтеза имеют место при уменьшении значений пористости шихты до 40–45 %. Дальнейшее снижение пористости вызывает уменьшение скорости перемещения фронта горения.

С учетом вышеизложенного зависимость скорости, температуры горения и глубины превращений от пористости шихты имеет экстремальный характер с максимумом при  $P = 40\text{--}45\%$ . Указанная пористость исходной шихты является оптимальной при синтезе композиций FeCrMo–MoS<sub>2</sub>/CaF<sub>2</sub>/C. Для сфероидизации частицы полученного композиционного порошка вводили в плазменную струю и производили их распыление в стальной цилиндр длиной 1 м, заполненный аргоном. Степень сфероидизации определяли по форм-фактору частиц (степень несферичности, значение «1» соответствует сфере) методом оптической металлографии. Морфология частиц до и после сфероидизации показана на рис. 3, 4.

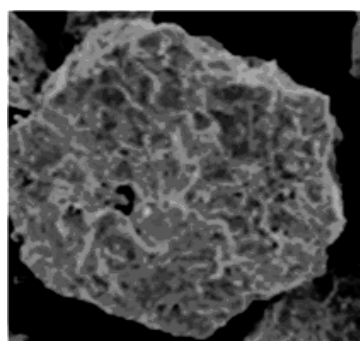


Рис. 3. Морфология частиц FeCr30Mo3 – 12 % MoS<sub>2</sub> – 50 % TiC до сфероидизации

Fig. 3. Morphology of particles FeCr30Mo3 – 12 % MoS<sub>2</sub> – 50 % TiC up to spheroidizing

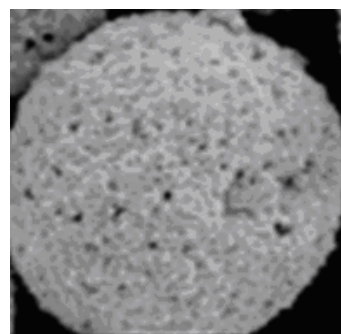


Рис. 4. Морфология частиц FeCr30Mo3 – 12 % MoS<sub>2</sub> – 50 % TiC после сфероидизации

Fig. 4. Morphology of particles FeCr30Mo3 – 12 % MoS<sub>2</sub> – 50 % TiC after spheroidizing

Мощность плазменной струи изменяли от 20 до 30 кВт. При мощности плазменной струи менее 20 кВт более 60 % частиц имели форм-фактор меньше 0,7, при мощности плазменной струи 30 кВт более 90 % частиц имели форм-фактор 0,9–1,0. Для мощности плазменной струи более 30 кВт повышение величины форм-фактора частиц незначительно.

Проводили плазменное напыление износостойких покрытий из порошков Ni80Cr20 – 12MoS<sub>2</sub> – 50 % TiC [9]; FeCr30Mo3 – 12 % MoS<sub>2</sub> – 50 % TiC; FeCr30Mo3 – 12 % CaF<sub>2</sub> – 50 % TiC; FeCr30Mo3 – 12 % C – 50 % TiC на образцы из стали 45 [10]. Покрытия наносили на установке плазменного напыления на воздухе APS фирмы «Плазма-Техник АГ» в режимах, приведенных в табл. 1. Пористость покрытий определяли металлографическим методом на поперечных шлифах покрытий. Количественные оценки параметров находили как усредненные по пяти измерениям. Прочность сцепления определяли на отрывной машине Instron. Испытания на трение и износ проводили на машине трения СМЦ-2 по схеме: колодочки с покрытием – азотированная сталь (сталь 45). Триботехнические испытания выполняли в условиях трения в отсутствие смазочного материала при нагрузке в паре трения 5 МПа в течение 10 ч.

Микроструктура плазменных покрытий из порошков FeCrMo–MoS<sub>2</sub> – 50 % TiC, полученных методом СВС с избыточной карбидной фазой и включениями твердой смазки в железной матрице, приведена на рис. 5, где заметна равномерность распределения включений твердой смазки в покрытии. Это создает предпосылки эффекта самосмазывания поверхностей трения в паре с износостойким покрытием, нане-

сенным на одну из деталей трибосопряжения. Касаясь структуры анализируемого покрытия в целом, необходимо отметить, что наряду с включениями твердой смазки она сформирована из карбидов титана (TiC), связующим элементом является твердый раствор на основе железа. Добавка Мо в связующее FeCr способствует улучшению смачивания расплавом связующего карбидов титана при СВС-процессе получения композиционного порошка. В результате связи и когезионная прочность частиц порошка и покрытия из него возрастают. С учетом механизма изнашивания трибосопряжений можно утверждать, что такая структура способствует снижению интенсивности изнашивания покрытия при микроконтактном схватывании поверхностей трения и абразивном воздействии на них.

Структура покрытия из композиционного порошка FeCrMo – 12 % CaF<sub>2</sub> – 50 % TiC показана на рис. 6. Как видно из рисунка, включения твердой смазки CaF<sub>2</sub> распределены по всему объему частиц порошка. В отличие от MoS<sub>2</sub>, включения CaF<sub>2</sub> крупнее и структура частиц порошка более дискретная. При распылении композиционного материала, содержащего фторид кальция, формируется покрытие с теми же характеристиками износостойкости, что и в случае нанесения композиции FeCrMo – 12 % MoS<sub>2</sub> – 50 % TiC. Мелкодисперсные карбиды титана способствуют увеличению твердости напыленного материала, уменьшаются степень пластической деформации и площадь фактического контакта поверхности трения покрытия, снижаются вероятность микроконтактного схватывания и интенсивность молекулярно-механического изнашивания трибосопряжения.

Таблица 1

Режимы плазменного напыления износостойких покрытий  
Modes of plasma spraying of wear-resistant coatings

Распыляемый материал	Режим напыления				
	Ток дуги плазматрона, А	Напряжение дуги, В	Дистанция напыления, мм	Расход	
				плазмообразующего газа – водорода, л/мин	распыляемого порошка, кг/ч
Ni80Cr20 – 12,5 % MoS <sub>2</sub> – 50 % TiC	400	75	100	8	3,0
FeCr30Mo3 – 12 % MoS <sub>2</sub> – 50 % TiC	400	75	100	8	3,0
FeCr30Mo3 – 12 % CaF <sub>2</sub> – 50 % TiC	450	75	110	9	3,5
FeCr30Mo3 – 12 % C – 50 % TiC	450	75	110	9	3,5

*Примечание.* Расход плазмообразующего газа – аргона 50 л/мин.

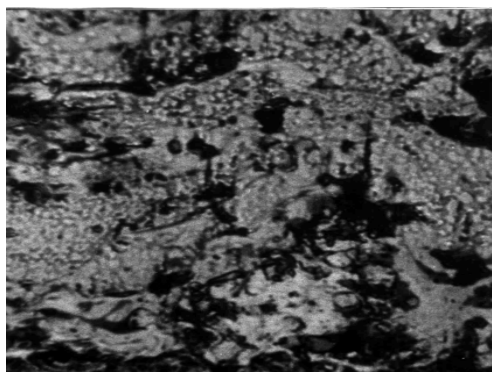


Рис. 5. Микроструктура плазменных покрытий из порошков FeCrMo – MoS<sub>2</sub> – 50 % TiC, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза

Fig. 5. Micro-structure of plasma coatings from powders из порошков FeCrMo – MoS<sub>2</sub> – 50 % TiC, obtained while using method of self-propagating high-temperature synthesis

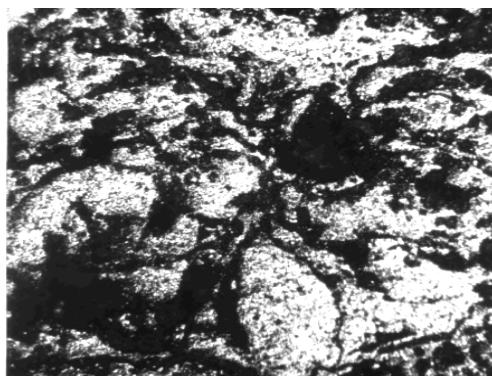


Рис. 6. Структура покрытия из композиционного порошка FeCrMo – 12 % CaF<sub>2</sub> – 50 % TiC

Fig. 6. Structure of coating made of composite powder FeCrMo – 12 % CaF<sub>2</sub> – 50 % TiC

Для количественной оценки равномерности распределения карбидной фазы, от которой также зависит работоспособность износостойких покрытий, металлографический анализ образцов дополняли замерах микротвердости напыленных материалов. Результаты замеров представлены в табл. 2. Анализируя данные таблицы, необходимо отметить, что имеют место достаточно стабильные пределы изменения микротвердости в поясах замеров по длине поперечных сечений напыленных материалов. При этом верхним пределам соответствуют рабочие поверхностные зоны покрытий.

Таким образом, наблюдается стабильное распределение твердой карбидной фазы в объемах напыленных материалов и отсутствуют поверхностные зоны с дефицитом включений TiC, что положительно влияет на работоспособность исследуемых износостойких покрытий. Сравнительные характеристики свойств износостойких покрытий, полученные по применяемым покрытиям [9] и разработанному авторами покрытию [10], приведены в табл. 3.

Как видно из табл. 3, плазменные покрытия, напыленные из порошков FeCrMo–MoS<sub>2</sub>–TiC по технологии, разработанной авторами, имеют лучшую износостойкость при сухом трении по стали 45 (износ покрытия меньше в 1,2 раза, нагрузка задира больше в 1,2 раза), чем покрытие, полученное из порошка Ni80Cr20 – 12 % MoS<sub>2</sub> – 50 % TiC. При этом прочность сцепления покрытий увеличивается в 1,23 раза, а стоимость порошка уменьшается в 1,5 раза.

Таблица 2

Микротвердость напыленных покрытий

Micro-hardness of sprayed coatings

Покрытие	Микротвердость, МПа				
	Пояс замеров по длине поперечного сечения покрытия				
	1	2	3	4	5
Ni80Cr20 – 12 % MoS <sub>2</sub> – 50 % TiC (прототип)	5264–7282	4144–6649	5202–7065	4342–7662	5827–6919
FeCr30Mo3 – 12 % MoS <sub>2</sub> – 50 % TiC	5196–7641	4878–6851	5462–7765	6911–8045	6253–7547
FeCr30Mo3 – 12 % C – 50 % TiC	5047–8144	5394–8576	4911–8221	5281–8537	5179–8406
FeCr30Mo3 – 12 % CaF <sub>2</sub> – 50 % TiC	4466–7137	4773–7522	4346–7236	4669–7514	4135–7386

Сравнительные характеристики свойств покрытий  
Comparative property characteristics of coatings

Способ получения материала	Стоимость 1 кг, дол. США	Прочность сцепления, МПа	Пористость, %	Сухое трение по стали 45	
				Износ покрытия, мкм	Нагрузка задира, кг
Ni80Cr20 – 12 % MoS <sub>2</sub> – 50 % TiC	240	35,2	8,2–11,4	7,2	6,6
FeCr30Mo3 – 12 % MoS <sub>2</sub> – 50 % TiC	160	43,4	7,5–11,7	6,0	7,9

### ВЫВОДЫ

1. Разработанный композиционный керамический материал позволяет повысить износостойкость покрытия за счет введения в состав материала высокохромистой стали и молибдена, получить оптимальную пористость в исходной шихте при синтезе композиций FeCrMo–MoS<sub>2</sub>/CaF<sub>2</sub>/C–TiC, улучшить технологические параметры порошков и тем самым повысить коэффициент использования порошка при напылении, удешевить технологию нанесения износостойких покрытий. Добавка Mo в связующее FeCr способствует улучшению смачивания расплавом связующего карбидов титана при СВС-процессе получения композиционного порошка.

2. Основными составляющими композиционных частиц являются твердые растворы на основе железа, карбиды титана, включения твердой смазки в виде дисульфида молибдена, фтористого кальция, углерода. Наличие упомянутых составляющих частиц порошков создает предпосылки получения из них износостойких покрытий, которые эффективны при молекулярно-механическом и абразивном изнашивании в неблагоприятных условиях трения (граничная смазка или отсутствие смазочного материала, повышенные температурные воздействия). Рассматриваемые порошки характеризуются сложной геометрической формой и развитым поверхностным рельефом частиц.

3. Наблюдается стабильное распределение твердой карбидной фазы в объемах напыленных материалов и отсутствуют поверхностные зоны с дефицитом включений TiC, что положительно влияет на работоспособность исследуемых износостойких покрытий. Плазменные покрытия, напыленные из порошков FeCrMo–

MoS<sub>2</sub>–TiC по технологии, разработанной авторами, имеют лучшую износостойкость при сухом трении по стали 45 (износ покрытия меньше в 1,2 раза, нагрузка задира больше в 1,2 раза), чем покрытие, полученное из порошка Ni80Cr20 – 12 % MoS<sub>2</sub> – 50 % TiC. При этом прочность сцепления покрытий увеличивается в 1,23 раза, а стоимость порошка уменьшается в 1,5 раза. Таким образом, плазменные износостойкие покрытия из композиционных порошков FeCrMo–MoS<sub>2</sub>/CaF<sub>2</sub>/C–TiC перспективны для восстановления и упрочнения стальных деталей, эксплуатирующихся при неблагоприятных условиях трения.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Ильюшенко, А. Ф. Формирование износостойких плазменных покрытий на основе композиционных самосмазывающихся материалов / А. Ф. Ильюшенко, В. А. Оковитый, А. И. Шевцов. Минск: Беспринт, 2005. 253 с.
2. Витязь, П. А. Основы нанесения износостойких, коррозионностойких и теплозащитных покрытий / П. А. Витязь, А. Ф. Ильюшенко, А. И. Шевцов. Минск: Белорус. наука, 2006. 435 с.
3. Получение композиционного керамического материала для нанесения износостойких покрытий / В. А. Оковитый [и др.] // Порошковая металлургия. Минск: Бел. наука, 2008. Вып. 31. С. 156–162.
4. Разработка композиционного материала на основе многофункциональной керамики для плазменного напыления / Ф. И. Пантелеенко [и др.] // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 2. С. 43–47.
5. Оковитый, В. А. Плазменные износостойкие покрытия с включением твердой смазки / В. А. Оковитый // Сварочное производство. 2002. № 6. С. 41–43.
6. Триботехнические испытания образцов аморфизированных плазменных композиционных покрытий с включением твердой смазки / В. А. Оковитый [и др.] // Вестник Брестского гос. техн. ун-та. Машиностроение. 2008. Вып. 4. С. 2–6.
7. Керамический материал системы оксид титана – оксид алюминия – твердая смазка / В. А. Оковитый [и др.] // Вестник Белор. нац. техн. ун-та. 2011. 2011. № 1. С. 16–20.



8. Способ получения тугоплавких соединений на основе карбида титана и устройство для его осуществления: пат. 1834845 СССР: С 01В 31/30 / В. А. Дрозденко, В. И. Ратников, В. К. Прокудина, В. И. Дрозденко, В. А. Петренко, Л. А. Бутенко, В. М. Прозоров; дата публ.: 15.08.1993.
9. Способ получения порошкового материала: пат. № 2066295 Рос. Федерации: С 01В 31/30 / А. Г. Мержанов, И. П. Боровинская, В. М. Шкиро, Н. С. Махонин, Б. Н. Шаталов; дата публ.: 10.09.1996.
10. Способ получения композиционного керамического материала для нанесения износостойких покрытий: пат. 12435 Респ. Беларусь: МПК С 04В 35/56 / В. А. Оковитый, А. Ф. Ильющенко, А. И. Шевцов, С. Б. Соболевский; дата публ. 30.10.2009.
11. Оковитый, В. А. Оптимизация процесса напыления износостойких покрытий на основе многофункциональной керамики / В. А. Оковитый, Ф. И. Пантелеенко // Процессы обработки металлов. 2015. № 2 (67). С. 46–54.

Поступила 17.10.2016

Подписана в печать 28.12.2016

Опубликована онлайн 30.05.2017

#### REFERENCES

1. Ilyushchenko A. F., Okovity V. A., Shevcov A. I. (2005) *Formation of Plasma Wear-Resistant Coatings Based on Composite Self-Lubricating Materials*. Minsk, Besprint Publ. 253 (in Russian).
2. Vityaz P. A., Ilyushchenko A. F., Shevcov A. I. (2006) *Fundamentals for Deposition of Wear-Resistant, Corrosion-Resistant and Heat-Protective Coatings*. Minsk, Belarusskaya Nauka Publ. 435 (in Russian).
3. Okovity V. A., Shevcov A. I., Panteleenko F. I., Ilyushchenko T. A., Okovity V. V. (2008) Obtaining of Composite Ceramic Material for Application of Wear-Resistant Coatings. *Poroshkovaya Metallurgiya* [Powder Metallurgy]. Minsk, Belarusskaya Nauka Publ. (31), 156–162 (in Russian).
4. Panteleenko F. I., Okovity V. A., Devoino O. G., Astashinski V. M., Okovity V. V. (2015) Development of Composite Materials on the basis of Multi-Functional Ceramics for Plasma Spraying. *Uprochnjajushhie Tehnologii i Pokrytija* [Strengthening Technologies and Coatings], (2), 43–47 (in Russian).
5. Okovity V. A. (2002) Plasma Wear-Resistant Coatings with Inclusion of Solid Lubricant. *Svarochnoye Proizvodstvo* [Welding Engineering], (6), 41–43 (in Russian).
6. Okovity V. A., Shevcov A. I., Ilyushchenko A. F., Devoino O. G., Panteleenko F. I., Okovity V. V. (2008) Tribotechnical Tests of Samples of Amorphized Plasma Composite Coatings with Inclusion of Solid Lubricant. *Vestnik Brestskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta. Mashinostroyenie* [Bulletin of Brest State Technical University. Mechanical Engineering], (4), 2–6 (in Russian).
7. Okovity V. A., Devoino O. G., Panteleenko F. I., Okovity V. V. (2011) Ceramic Material of Titanium-Oxide-Aluminium-Oxide-Solid Lubricant System. *Vestnik BNTU* [Bulletin of the Belarusian National Technical University], (1), 16–20 (in Russian).
8. Drozdenko V. A., Ratnikov V. I., Prokudina V. K., Drozdenko V. I., Petrenko V. A., Butenko L. A., Prozorov V. M. (1993) *Method for Producing Refractory Compounds Based on Titanium Carbide and a Device for its Implementation*. Patent USSR No 1834845 (in Russian).
9. Merzhanov A. G., Borovinskaya I. P., Shkiro V. M., Mahonin N. S., Shatalov B. N. (1996) *Method for Obtaining of Powder*. Patent of Russian Federation No 2066295 (in Russian).
10. Okovity V. A., Ilyushchenko A. F., Shevtsov A. I., Sobolevsky S. B. (2009) *Method for Obtaining of Composite Ceramic Material Used for Deposition of Wear-Resistant Coatings*. Patent Republic of Belarus No 12435 (in Russian).
11. Okovity V. A., Panteleenko F. I. (2015) Optimization of Spraying Process for Wear-Resistant Coatings on the Basis of Multi-Functional Ceramics. *Protsessy Obrabotki Metallov* [Metalworking Processes], 67 (2), 46–54 (in Russian).

Received: 17.10.2016

Accepted: 28.12.2016

Published online: 30.05.2017