

Материалы для газотермического напыления, полученные методом диффузионного легирования из порошков на основе сталей аустенитного класса

Чл.-кор. НАН Беларуси, докт. техн. наук, проф. Ф. И. Пантелеенко¹⁾,
канд. техн. наук В. А. Оковитый¹⁾, А. Ф. Пантелеенко¹⁾

¹⁾Белорусский национальный технический университет (Минск, Республика Беларусь)

© Белорусский национальный технический университет, 2019
Belarusian National Technical University, 2019

Реферат. Представлены экспериментальные исследования композиционных порошковых материалов для плазменного напыления, полученных способом диффузионного легирования порошковых материалов на основе аустенитных сталей. Выявлено, что главными факторами, формирующими диффузионный слой на порошковом материале, являются состав необходимой насыщающей среды, температура обработки и длительность химико-термического воздействия. Создание однофазных слоев диффузии возможно только в случае минимального уровня температурно-временных характеристик при термической обработке. Этому также способствуют применение сред с небольшой концентрацией бора и введение в насыщающую смесь из порошка добавок, тормозящих процесс насыщения (таких как углерод, алюминий, кремний). С учетом проведенных с помощью микрорентгеноспектрального анализа исследований расположения элементов, способствующих легированию порошка, а также микродюрметрических характеристик подробно рассмотрены строение и состав порошков. С повышением степени легированности порошкового материала составляющая высокобористой фазы возрастает. Значительные изменения фазового состава, так же как и химического, заметны при диффузионной обработке следующих легированных порошковых материалов: ПР-Х18Н9, ПР-Х18Н10, ПР-Х18Н15. Вытесняемый боридом в переходную зону свободный углерод создает с хромом дисперсные комплексные карбидные соединения. Это подтверждается характером распределения карбидообразующих составляющих в порошковой частице. Все карбидообразующие элементы в отличие от некарбидообразующего кремния имеют характерные концентрационные пики-всплески. Кремний практически не присутствует в рассмотренной фазе FeB и обнаруживается лишь в очень незначительном количестве в исследуемой фазе Fe₂B; он оттесняется высокобористыми фазами к подслою. Изменение же микротвердости исследуемых фаз FeB и Fe₂B связано с растворением соответствующих легирующих элементов в них и искажением кристаллической решетки в бориде. Подобное явление характерно также для насыщения с применением бора или при проведении химико-термической обработки легированных сталей; оно отмечено в ряде исследований. Увеличение микротвердости ядра частицы при ее борировании вызвано оттеснением углерода и легирующих элементов растущим фронтом боридных фаз. При повышении температурного режима и увеличении времени проведения борирования и до реализации эффекта при встречной диффузии происходит перемещение зоны ядра с повышенной микротвердостью к сердцевине частицы.

Ключевые слова: композиционные материалы, диффузионное легирование, порошок на основе сталей аустенитного класса, микрорентгеноспектральный анализ, микродюрметрические исследования

Для цитирования: Пантелеенко, Ф. И. Материалы для газотермического напыления, полученные методом диффузионного легирования из порошков на основе сталей аустенитного класса / Ф. И. Пантелеенко, В. А. Оковитый, А. Ф. Пантелеенко // *Наука и техника*. 2019. Т. 18, № 5. С. 380–385. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2019-18-5-380-385>

Materials for Gas-Thermal Spraying Obtained by Diffusion Alloying from Powders Based on Austenitic Steels

F. I. Panteleenko¹⁾, V. A. Okovity¹⁾, A. F. Panteleenko¹⁾

¹⁾Belarusian National Technical University (Minsk, Republic of Belarus)

Abstract. The paper presents experimental studies of composite powder materials for plasma spraying obtained by a method for diffusion alloying of powder materials based on austenitic steels. It has been revealed that main factors forming a diffusion

Адрес для переписки
Пантелеенко Федор Иванович
Белорусский национальный технический университет
просп. Независимости, 65,
220013, г. Минск, Республика Беларусь
Тел.: +375 17 293-93-71
niil_svara@bntu.by

Address for correspondence
Panteleenko Fedor I.
Belarusian National Technical University
65 Nezavisimosty Ave.,
220013, Minsk, Republic of Belarus
Tel.: +375 17 293-93-71
niil_svara@bntu.by

layer on a powder material are a composition of the required saturating medium, treatment temperature and duration of chemical and thermal exposure. Creation of single-phase diffusion layers is possible only in the case of a minimum level of temperature-time characteristics during heat treatment. This is also facilitated by the use of media with a low concentration of boron and introduction of additives inhibiting saturation process (such as carbon, aluminum, silicon) into a saturating mixture of powder. Structure and composition of powders have been thoroughly investigated with the help of X-ray microanalysis that has made it possible to study location of elements contributing to powder alloying and micro-durametric characteristics. A component of high-boride phase is increasing due to higher degree of powder material alloying. Significant changes in phase composition, as well as the chemical one, are noticeable in diffusion processing of the following alloyed powder materials: PR-X18N9, PR-X18N10, PR-X18N15. Free carbon being displaced by boride into a transition zone creates dispersed complex carbide compounds with chromium. This is confirmed by distribution nature of carbide-forming components in a powder particle. All carbide-forming elements have characteristic concentration peaks-bursts in contrast to non-carbide-forming silicon. Silicon is practically not present in the considered FeB phase and it is found only in a very small amount in the studied Fe₂B phase; it is pushed aside by high-boride phases to a sublayer. The change in microhardness of the FeB and Fe₂B phases under study is associated with dissolution of corresponding alloying elements in them and distortions of a crystal lattice in borides. A similar phenomenon is also characteristic for saturation while using boron or while making chemical and thermal treatment of alloyed steels, it has been noted in a number of studies. The increase in microhardness of a particle nucleus during its boriding is caused by displacement of carbon and alloying elements by growing front of boride phases. A core zone moves with an increased microhardness to a particle core while increasing temperature mode and time of boronization and up to realization of the effect with counter diffusion.

Keywords: composite materials, diffusion alloying, powder based on austenitic steels, X-ray microanalysis, microdurametric investigations

For citation: Panteleenko F. I., Okovity V. A., Panteleenko A. F. (2019) Materials for Gas-Thermal Spraying Obtained by Diffusion Alloying from Powders Based on Austenitic Steels. *Science and Technique*. 18 (5), 380–385. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2019-18-5-380-385> (in Russian)

Введение

Базируясь на анализе порошковых материалов, применяемых для газотермического напыления, можно констатировать, что самофлюсы являются одним из самых важных порошковых материалов, применяемых для получения различного класса защитных покрытий. При этом самофлюсующиеся порошки на основе таких элементов, как никель и кобальт, имеют ряд недостатков. Они обладают высокой склонностью к трещинообразованию при процессе наплавки, довольно плохо подвергаются последующей механической обработке и имеют очень высокую стоимость, что затрудняет их использование при восстановлении изношенных деталей. В Республике Беларусь в наличии есть огромное количество отходов от обработки сталей, порошковых материалов аустенитных сталей очень крупных фракций [1–5]. Поэтому очевидна проблема разработки недорогих самофлюсующихся порошковых материалов на основе аустенитных сталей и создание на их основе защитных покрытий с требуемыми эксплуатационными свойствами.

Структура и фазовый состав композиционных материалов

Главными факторами, которые определяют строение диффузионного слоя на порошковом материале, являются температурные характеристики и длительность проводимой химико-термической обработки, а также состав насыщающей порошковой среды. Для получения

необходимых однофазных диффузионных слоев процесс проводят при минимальных уровнях температурных и временных режимов обработки [4–6]. При повышении степени легированности порошкового материала составляющая фазы с высоким содержанием бора при сохранении остальных параметров обработки увеличивается. Создание необходимых однофазных боридных слоев на аустенитных порошковых материалах до сих пор остается проблемой. Определяющим условием, способствующим получению таких однофазных диффузионных боридных слоев, является поддержание невысоких фиксированных температурных и временных характеристик химико-термической обработки. Этому также способствуют применение сред с малой концентрацией бора и ввод специальных «тормозящих» элементов (таких, как углерод, алюминий, кремний) в порошковую насыщающую смесь.

Микроструктура порошкового материала ПР-X18N15 после проведенной диффузионной обработки в порошковой смеси состава $3/8\text{SiC} + 3/8\text{B}_4\text{C} + 1/4\text{Fe}$ с однофазным (Fe₂B) и двухфазными слоями (FeB + Fe₂B) приведена на рис. 1. Результаты получены с помощью микрорентгеноспектрального анализа, а также характеристик микродюрметрических исследований.

При диффузионной обработке легированных порошковых материалов ПР-X18N9 (ПР-X18N10, ПР-X18N15) наблюдаются заметные изменения как фазового, так и химического состава порошка. Вытесняемый с помощью боридов в переходную зону материала углерод создает с хромом дисперсные комплексные карбидные соединения.

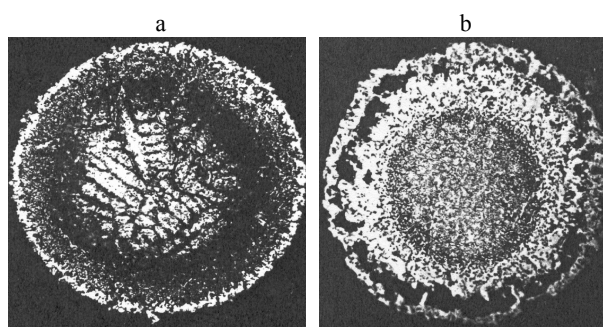


Рис. 1. Микроструктура порошкового материала PR-X18N15 после проведенной диффузионной обработки в порошковой смеси состава $3/8\text{SiC} + 3/8\text{B}_4\text{C} + 1/4\text{Fe}$:
а – с однофазным слоем Fe_2B ($\tau = 1$ ч, $T = 840$ °C);
б – с двухфазными слоями $\text{FeB} + \text{Fe}_2\text{B}$ ($\tau = 3$ ч, $T = 1000$ °C) ($\times 500$)

Fig. 1. Microstructure of PR-X18N15-powder after diffusion treatment in powder mixture of $3/8\text{SiC} + 3/8\text{B}_4\text{C} + 1/4\text{Fe}$ composition:

а – with single-phase layer Fe_2B ($\tau = 1$ h, $T = 840$ °C);
б – with two-phase layers $\text{FeB} + \text{Fe}_2\text{B}$ ($\tau = 3$ h, $T = 1000$ °C) ($\times 500$)

Это подтверждает характер распределения карбидообразующих элементов в частице. Все карбидообразующие элементы сохраняют характерные для них пики-всплески по концентрации. Интересна характеристика распределения в материале кремния. Элемент практически не присутствует в фазе FeB , однако обнаруживается в небольшом количестве в фазе Fe_2B и вытесняется высокобористыми фазами к подслою.

В конце данной зоны содержание кремния максимально. Это видно как в характеристическом излучении, так и на концентрационной кривой материала. В сердцевине порошковой частицы кремний распределен довольно равномерно. Отсутствие же кремния в рассматриваемой фазе FeB , а также его основная роль в процессе самофлюсования материала говорят о желательности получения в оболочке материала фазы Fe_2B , слабо растворяющей кремний [7]. Необходимо обеспечение малого (до 0,5 %) количества кремния в исходном (до диффузионной обработки) порошке, а также введения в порошковый материал значительных количеств бора как основного флюсующего элемента.

На микротвердость боридных фаз и ядра частицы оказывают влияние легирующие элементы. Микротвердость фаз FeB и Fe_2B изменяется за счет растворения в них легирующих элементов и искажений, происходящих в кристалли-

ческих решетках боридов. Подобное явление сопутствует многокомпонентному насыщению с применением бора, а также имеет место при химико-термической обработке легированных материалов. Увеличение микротвердости ядра частицы в случае ее борирования вызвано отеснением углерода и легирующих элементов растущим фронтом боридных фаз [8]. При повышении температурного режима и увеличении времени борирования при встречной диффузии область ядра с высокой микротвердостью смещается к сердцевине порошковой частицы (рис. 2). Для порошковых материалов PR-X18N9 (PR-X18N10, PR-X18N15) характерно вытеснение таких легирующих элементов, как хром и никель, в сердцевину порошковой частицы растущими боридами.

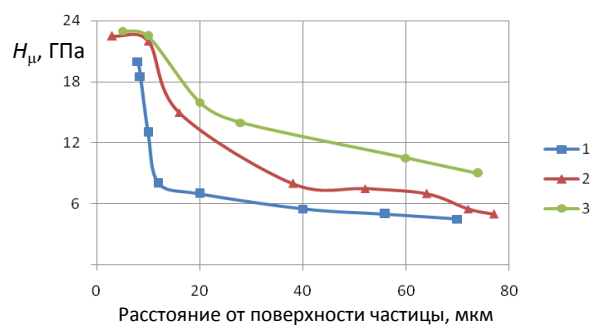


Рис. 2. Распределение микротвердости по порошковой частице в зависимости от материала порошка:

1, 2 – PR-X18N10 (1 – $T = 900$ °C, $\tau = 2$ ч; 2 – $T = 1000$ °C, $\tau = 3$ ч); 3 – PR-X18N15 ($T = 1000$ °C, $\tau = 4$ ч)

Fig. 2. Distribution of microhardness on powder particle depending on powder material:

1, 2 – PR-X18N10 (1 – $T = 900$ °C, $\tau = 2$ h; 2 – $T = 1000$ °C, $\tau = 3$ h); 3 – PR-X18N15 ($T = 1000$ °C, $\tau = 4$ h)

Зависимость интегральной микротвердости сердцевины порошковой частицы от температурных и временных параметров при обработке порошка приведена на рис. 3.

При легировании боридных фаз хромом их микротвердость увеличивается. Эти элементы в случае образования твердых растворов замещения в бориде железа влияют на прочность ковалентных связей в самих кристаллических решетках. При повышении донорной способности атомов металла увеличиваются связи соединения «бор – металл», соответственно будет больше микротвердость боридных фаз порошка. Химико-термическая обработка аустенитных материалов характеризуется целым рядом особенностей по сравнению с углеродистыми и низколегированными сталями [9].

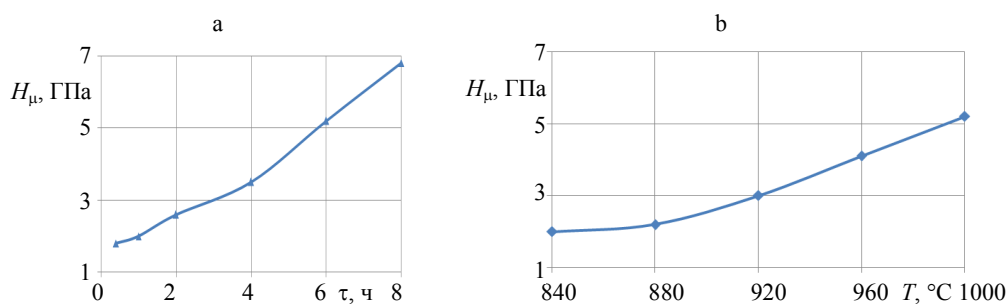


Рис. 3. Зависимость интегральной микротвердости сердцевины порошковой частицы ПР-Х18Н15 от: а – продолжительности диффузионной обработки ($T = 880\text{ }^{\circ}\text{C}$); б – величины температуры ($\tau = 2\text{ ч}$)

Fig. 3. Dependence of integrated core microhardness in powder particle PR-X18N15 on: а – duration of diffusion treatment ($T = 880\text{ }^{\circ}\text{C}$); б – temperature ($\tau = 2\text{ h}$)

В данном случае диффузионные боридные слои в порошковых материалах имеют ровное строение, игольчатое строение отсутствует; бориды обладают более высокой микротвердостью, предрасположены к появлению трещин и сколов. Причиной являются возникающие растягивающие остаточные напряжения на границе между фазами FeB и Fe₂B.

Для слоя боридов аустенитного материала эта граница фаз практически линейна, в отличие от углеродистых и низколегированных сталей с границей зубчатой (зигзагообразной) формы, поскольку концентрация напряжений существенно выше. Значение толщины боридного слоя у хромоникелевых аустенитных материалов в три раза меньше, чем у углеродистых. Боридный слой на аустенитных сталях состоит из боридов железа (FeB и Fe₂B) и хрома (Cr₅B₃, Cr₂B), а переходная зона – из карбида хрома Cr₂₃C₆ и твердого раствора бора в аустените. Масштабный фактор при процессе борирования мелких частиц порошкового материала ПР-Х18Н15 играет значительную роль.

Исследование структуры порошкового материала ПР-Х18Н15 после борирования в течение 10, 30 и 60 мин (рис. 4) показало, что только при малой временной выдержке (10 мин) структура материала соответствует классическому варианту, получаемому при борировании сталей аустенитного класса.

При увеличении длительности и температурных режимов обработки вместе с ростом диффузионного слоя происходят изменения в ядре частицы, об этом свидетельствует увеличение микротвердости ядра. Возрастает и микротвердость боридного слоя частицы с 1,4 до 2,1 МПа, происходит также охрупчиваемость слоя с повышением температурных режимов обработки с 880 до 1000 °C. Одна из причин этого – увеличение количества высокобористой

фазы материала FeB. В материале аустенитном ядро наблюдается только при малой продолжительности диффузионной обработки, а затем темная зона захватывает все ядро, порошок становится ферромагнитным. В результате из-за перераспределения легирующих элементов, вытесняемых растущими боридными фазами, в подслое происходит полиморфное ($\gamma \rightarrow \alpha$) превращение, что и объясняет переход порошкового материала из парамагнитного состояния в ферромагнитное.

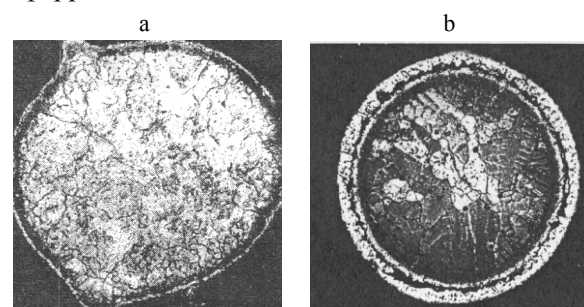


Рис. 4. Микроструктура порошкового материала ПР-Х18Н9 при температуре борирования 880 °C с продолжительностью, мин: а – 10; б – 60 ($\times 500$)

Fig. 4. Microstructure of PR-X18N9-powder borated at temperature of 880 °C for, min: а – 10; б – 60 ($\times 500$)

Результаты фазового рентгеноструктурного анализа свидетельствуют о присутствии в борированном порошковом материале γ -твердого и α -твердого растворов, фаз FeB, Fe₂B, небольших следов бориды хрома Cr₅B₃. Структуру и химический состав порошковых частиц после операции борирования позволили уточнить исследования, осуществленные на СЭМ Nanolab-7. Анализ металлографических, микродюрметрических данных и результатов микрорентгено-спектрального анализа (табл. 1) дает возможность сделать следующее заключение. На порошковых материалах ПР-Х18Н9, ПР-Х18Н10,

ПР-Х18Н15 боридный слой (одно- или двух-фазный) формируется в зависимости от условий диффузионной обработки. Двухфазный слой (Fe_2B , Fe_3B) показан на рис. 4б. Элементы никель, углерод, хром вытесняются в переходную зону растущими боридами [10].

Таблица 1

Микротвердость и химический состав структурных компонентов борированного порошкового материала ПР-Х18Н15 (смесь $\text{B}_4\text{C} + 1\% \text{AlF}_3$, $T = 1000^\circ\text{C}$, $\tau = 30$ мин)
Microhardness and chemical composition of structural components in borated PR-X18H15-powder material (mixture of $\text{B}_4\text{C} + 1\% \text{AlF}_3$, $T = 1000^\circ\text{C}$, $\tau = 30$ min)

Структурная составляющая	H_{μ} , МПа	Содержание, % по массе		
		Cr	Ni	Fe
Зерно в центре порошковой частицы	240	7		8
Выделение по границам зерен (сетка) в центре порошковой частицы	7150	6		0
Дисперсные включения в виде палочек в переходной зоне	100	1		7
Матричная фаза переходной зоны	—	2		0

Как и в случае с $\gamma\text{-Fe}$, в $\alpha\text{-Fe}$ скорость диффузии элементов никеля, железа и хрома, образующих в материале растворы замещения, на несколько порядков ниже, чем скорость диффузии в материале углерода. Коэффициент диффузии углерода в материале при 1000°C — около $2,6 \cdot 10^{-7} \text{ см}^2/\text{с}$, а хрома в $\gamma\text{-Fe}$ при 1050°C — $58 \cdot 10^{-12} \text{ см}^2/\text{с}$. Принимая во внимание, что скорость зернограницной диффузии в материале гораздо больше, чем в объеме зерна, вытесняемый в ядро углерод начинает диффундировать по границам зерен и при достижении требуемой концентрации образует в материале сетку карбидов хрома. Подтверждением служат данные табл. 1. Элемент углерод после образования карбидов (связанный в них) теряет свое значение как основной аустенизатор. Вытесняемый боридами в подслой хром создает дополнительное ферритизирующее воздействие. В сталях, содержащих более 15 % хрома (хромоникелевых), при нагреве абсолютно чистой γ -фазы не образуется и может существовать только смесь фаз $\gamma + \alpha$.

В интервале температур (600–900) $^\circ\text{C}$ при продолжительной выдержке на таких участках стали с повышенным содержанием хрома образуется σ -фаза. Она формируется в основном из α -фазы, это подтверждает концентрация ее включений в виде палочек в подслое, возможно выделение ее из γ -фазы. Химический же со-

став и микротвердость этих включений-палочек (табл. 1) характерны для σ -фазы.

Количество хрома в матричной фазе переходной зоны (зона повышенной травимости) в подслое оказывается незначительным в результате образования σ -фазы. Перечисленные процессы наиболее свойственны подслою и наименее активно протекают в центре частицы. При этом по мере движения боридов к сердцевине частицы в ней также происходит активация обозначенных явлений, о чем свидетельствуют приведенные в табл. 1 данные. Растворению карбидов и фиксации углерода в γ -растворе способствуют высокие температуры при диффузионной обработке (более 900°C), они также не позволяют образоваться σ -фазе. Поэтому при увеличении температуры процесса борирования степень ферритизации порошкового материала уменьшается, что и подтверждается проведенными экспериментами по оценке ферромагнитных характеристик порошкового материала [11].

ВЫВОДЫ

1. С учетом экспериментальных значений построена диаграмма фазового состава полученных диффузионных боридных слоев для порошков на основе сталей аустенитного класса, позволяющая обеспечивать создание необходимого фазового состава диффузионных слоев.

2. Проведены исследования кинетики процесса диффузионной обработки ряда порошковых материалов. Показано, что при увеличении содержания легирующих элементов или углерода в порошке ПР-Х18Н9 происходит уменьшение толщины диффузионного слоя. Данные согласуются с другими результатами химико-термической обработки компактных порошковых материалов и подтверждают главенствующую роль углерода и легирующих элементов в торможении диффузии бора и кремния.

3. Найдены температурные и временные параметры диффузионной обработки, гарантирующие образование однофазного (Fe_2B) покрытия на порошковых материалах на основе сталей аустенитного класса. Показано, что с повышением температуры, продолжительности диффузионной обработки и степени легирования обрабатываемого порошка растет доля высокобористой фазы Fe_2B . При диффузионной обработке порошковых материалов изучено распределение легирующих элементов. Выявлено, что хром в наибольшей степени растворяется в фазе Fe_2B и незначительно — в фазе FeB .

ЛИТЕРАТУРА

1. Пантелеенко, Ф. И. Особенности диффузионного массопереноса при получении самофлюсующихся порошков на железной основе для наплавки и напыления / Ф. И. Пантелеенко, В. М. Константинов, И. Б. Сороговец // Реофизика и теплофизика неравновесных систем: материалы Междунар. школы-сем., май 1991 г. Минск: АНК Ин-т тепло- и массообмена имени А. В. Лыкова АН БССР, 1991. Ч. 2: Кинетические процессы в конденсированных средах. С. 89–93.
2. Пантелеенко, Ф. И. Самофлюсующиеся порошки и износостойкие покрытия из них / Ф. И. Пантелеенко, С. Н. Любецкий. Минск: БелНИИТИ, 1991. 59 с.
3. О росте борированного слоя на сферическом порошке железа / Ф. И. Пантелеенко [и др.] // Весті АН БССР. Сер. фіз.-тэхн. навук. 1991. № 1. С. 22–24.
4. Пантелеенко, Ф. И. Самофлюсующиеся порошки на железной основе для защитных покрытий / Ф. И. Пантелеенко, С. Н. Любецкий // Весті АН БССР. Сер. фіз.-тэхн. навук. 1991. № 3. С. 22–27.
5. Пантелеенко, Ф. И. Получение порошков из аустенитных сталей методом диффузионного легирования / Ф. И. Пантелеенко, В. А. Оковитый, А. Ф. Пантелеенко // Вестник Белорусского национального технического университета. 2010. Вып. 6. С. 18–23.
6. Способ получения самофлюсующегося порошка: пат. 17321 Респ. Беларусь, МПК В 22F 1/02; С 23C 8/70 / В. А. Оковитый, Ф. И. Пантелеенко, О. Г. Девойно, А. Ф. Пантелеенко, В. В. Оковитый. Оpubл. 27.03.2013.
7. Состав для газотермического напыления износостойких покрытий: пат. 15833 Респ. Беларусь, МПК В 22F 1/00; С 23C 4/06 / В. А. Оковитый, О. Г. Девойно, А. Ф. Пантелеенко, В. В. Оковитый. Оpubл. 30.04.2012.
8. Методика разработки комбинированных упрочняющих технологических процессов / Ф. И. Пантелеенко [и др.] // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 10. С. 36–42.
9. Пантелеенко, Ф. И. Исследование структуры износостойких покрытий / Ф. И. Пантелеенко, В. А. Оковитый, А. Ф. Пантелеенко // Сварка и родственные технологии: сб. докл. Междунар. симпоз. Минск, 2012. С. 150–152.
10. Пантелеенко, Ф. И. Разработка технологического процесса плазменного напыления покрытий на детали коробок передач энергонасыщенных тракторов / Ф. И. Пантелеенко, В. А. Оковитый, А. Ф. Пантелеенко // Труды ГОСНИТИ. 2012. Т. 110, ч. 2. С. 19–22.
11. Пантелеенко, Ф. И. Исследование и разработка процессов получения композиционных материалов на основе оксидной керамики с включениями твердой смазки для газотермического напыления с последующей обработкой высококонцентрированными источниками энергии / Ф. И. Пантелеенко, В. А. Оковитый, А. Ф. Пантелеенко // Современные перспективные материалы / под ред. В. В. Клубовича. Витебск: ВГТУ, 2011. С. 185–203.

Поступила 25.06.2018

Подписана в печать 29.08.2018

Опубликована онлайн 30.09.2019

REFERENCES

1. Panteleenko F. I., Konstantinov V. M., Sorogovets I. B. (1991) Peculiarities of Diffusion Mass Transfer while Preparing Self-Fluxing Powders on Iron Basis for Deposition and Sputtering. *Reofizika i Teplofizika Neravnovesnykh Sistem: Materialy Mezhdunar. Shkoly-Sem., Mai 1991 g. Ch. 2. Kineticheskie Protssy v Kondensirovannykh Sredakh* [Rheophysics and Thermophysics of Nonequilibrium Systems: Proceedings of International School Seminar, May 1991. Part 2. Kinetic Processes in Condensed Media]. Minsk, A. V. Luikov Heat and Mass Transfer Institute of the Academy of Sciences of Belarus, 89–93 (in Russian).
2. Panteleenko F. I., Lyubetsky S. N. (1991) *Self-Fluxing Powders and Wear-Resistant Coatings from them*. Minsk, Belarusian Research Institute of Scientific and Technical Information. 59 (in Russian).
3. Panteleenko F. I., Khusid B. M., Voroshnin L. G., Sorogovets I. B. (1991) On the Growth of a Borated Layer on a Spherical Iron Powder. *Vesti Akademii Navuk BSSR. Ser. Fizika-Tekhnichnykh Navuk* [Proceedings of the Academy of Sciences of the BSSR. Physical-Technical Series], (1), 22–24 (in Russian).
4. Panteleenko F. I., Lyubetsky S. N. (1991) Self-Fluxing Powders on the Iron Base for Protective Coatings. *Vesti Akademii Navuk BSSR. Ser. Fizika-Tekhnichnykh Navuk* [Proceedings of the Academy of Sciences of the BSSR. Physical-Technical Series], (3), 22–27 (in Russian).
5. Panteleenko F. I., Okovity V. A., Panteleenko A. F. (2010) Obtaining of Powders From Austenitic Steel by Diffusion Alloying. *Vestnik Belorusskogo Natsional'nogo Tekhnicheskogo Universiteta* [Vestnik BNTU], (6), 18–23 (in Russian).
6. Okovity V. A., Panteleenko F. I., Devoyno O. G., Panteleenko A. F., Okovity V. V. (2013) *Method for Obtaining Self-Fluxing Powder*. Patent of the Republic of Belarus No 17321 (in Russian).
7. Okovity V. A., Devoyno O. G., Panteleenko A. F., Okovity V. V. *Composition for Gas-Thermal Spraying of Wear-Resistant Coatings*. Patent of the Republic of Belarus No 15833 (in Russian).
8. Panteleenko F. I., Okovity V. A., Devoyno O. G., Panteleenko A. F., Shevtsov A. I., Blyumenshtein V. Yu. (2010) Technique for Development of Combined Reinforcing Technological Processes. *Uprochnyayushchiye Tekhnologii i Pokrytiya* [Strengthening Technologies and Coatings], (10), 36–42 (in Russian).
9. Panteleenko F. I., Okovity V. A., Panteleenko A. F. (2012) Investigations on Structure of Wear-Resistant Coatings. *Svarka i Rodstvennye Tekhnologii: Sb. Dokl. Mezhdunar. simpoz.* [Welding and Related Technologies: Collected Papers of International Symposium]. Minsk, 150–152 (in Russian).
10. Panteleenko F. I., Okovity V. A., Panteleenko A. F. (2012) Development of Technological Process for Plasma Spraying of Coatings on Transmission Parts in Energy-Saturated Tractors. *Trudy GOSNITI* [Proceedings of GOSNITI], 110 (2), 19–22 (in Russian).
11. Panteleenko F. I., Okovity V. A., Panteleenko A. F. (2011) Investigations and Development of Processes for Preparation of Composite Materials Based on Oxide Ceramics with Solid Lubricant Inclusions for Gas-Thermal Spraying Followed by Treatment with Highly Concentrated Energy Sources. *Modern Promising Materials*. Vitebsk, Vitebsk State Technological University, 185–203 (in Russian).

Received: 25.06.2018

Accepted: 29.08.2018

Published online: 30.09.2019