

<https://doi.org/10.21122/2227-1031-2025-24-3-181-191>

УДК 621.793.71

Изучение поведения частицы диффузионно-легированного порошка аустенитной стали в плазменной струе при напылении

Докт. техн. наук, проф. О. Г. Девойно¹⁾, инж. А. Ф. Пантелеенко¹⁾,
докт. физ.-мат. наук, проф. Б. Б. Хина^{2,3)}

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

²⁾ГНУ «Физико-технический институт» Национальной академии наук Беларуси
(Минск, Республика Беларусь),

³⁾Белорусская государственная академия авиации (Минск, Республика Беларусь)

Реферат. В настоящее время значительное число деталей и оборудования выходит из строя в результате процессов изнашивания. Для решения этой задачи широко применяют восстановительно-упрочняющие технологии, в частности плазменное напыление покрытий. Материалом, позволяющим проводить плазменное напыление с получением качественных покрытий, является диффузионно-легированный порошок из аустенитной стали 12X18H10. Так как ранее порошки такого типа для плазменного напыления не применялись, была разработана теоретическая модель разрыва корки тугоплавкого соединения (борида железа), которая сформирована на поверхности порошковой частицы при диффузионном легировании, из-за расплавления сердцевинки частицы при ее нагреве в плазменной струе. Модель определяет условие, при котором происходит разрыв корки, что может обеспечить растекание расплава по поверхности обрабатываемого изделия и формирование качественного покрытия. Для подтверждения модели проведено экспериментальное исследование поведения частицы порошка в плазменной струе при напылении. На основе данных, полученных в результате эксперимента, и результатов расчета по разработанной модели предложен механизм поведения диффузионно-легированной частицы аустенитной стали в плазменной струе и определены требования к порошковым частицам. Установлено, что частицы должны иметь достаточно малый размер, чтобы при пролете в плазменной струе они прогревались насквозь и происходило плавление железной сердцевинки. В исследованном нами случае размер диффузионно-легированных частиц должен быть в пределах 40–80 мкм. Также для корректного процесса плазменного напыления и формирования плазменно-напыленного покрытия с низкой пористостью наружный боридный слой должен иметь небольшую толщину относительно радиуса частицы, чтобы при плавлении сердцевинки в плазменной струе боридная корка разрушилась и началось вытекание расплава. Для частиц диаметром 40–80 мкм это соотношение обеспечивается диффузионным насыщением в течение трех часов.

Ключевые слова: диффузионно-легированный порошок, плазменное напыление, физико-математическая модель, боридный слой, расплав, механизм поведения, формирование покрытия, радиус частицы

Для цитирования: Девойно, О. Г. Изучение поведения частицы диффузионно-легированного порошка аустенитной стали в плазменной струе при напылении / О. Г. Девойно, А. Ф. Пантелеенко, Б. Б. Хина // *Наука и техника*. 2025. Т. 24, № 3. С. 181–191. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2025-24-3-181-191>

Адрес для переписки

Пантелеенко Алексей Федорович
Белорусский национальный технический университет
ул. Якуба Коласа, 12,
220013, г. Минск, Республика Беларусь
Тел.: +375 17 292-81-85
mvm@bntu.by

Address for correspondence

Panteleenko Aleksey F.
Belarusian National Technical University
12 Ya. Kolas st.,
220013, Minsk, Republic of Belarus
Tel.: +375 17 292-81-85
mvm@bntu.by

Study of the Behavior of a Particle of Diffusion-Alloyed Powder of Austenitic Steel in a Plasma Jet during Spraying

O. G. Devoino¹⁾, A. F. Panteleenko¹⁾, B. B. Khina^{2), 3)}

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

²⁾State Scientific Institution “Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus” (Minsk, Republic of Belarus),

³⁾Belorussian State Aviation Academy (Minsk, Republic of Belarus)

Abstract. Currently, a significant number of parts and equipment break down as a result of wear processes. To solve this problem, restoration and strengthening technologies, in particular plasma spraying of coatings, are widely used. The material that allows plasma spraying to produce high-quality coatings is diffusion-alloyed powder made from 12X18H10 (12Kh18N9) austenitic steel. Since powders of this type have not been previously used for plasma spraying, we developed a theoretical model for the rupture of the crust of a refractory compound (iron boride), which was formed on the surface of a powder particle during diffusion alloying, due to the melting of the particle core during heating in a plasma jet. The model determines the condition under which the crust rupture occurs, which can ensure the spreading of the melt over the surface of the workpiece and the formation of a high-quality coating. To confirm the model, an experimental study of the powder particle behavior in a plasma jet during spraying was carried out. On the basis of the data obtained as a result of the experiment and the results of calculations according to the developed model, a mechanism for the behavior of a diffusion-alloyed austenitic steel particle in a plasma jet is proposed and requirements for powder particles are determined. It was found that the particles should be small enough so that when flying in the plasma jet they could be heated through and the iron core would melt. In our case the size of the diffusion-alloyed particles must be within 40–80 μm . Also, for the correct process of plasma spraying and the formation of a plasma-sprayed coating with low porosity, the outer boride layer must have a small thickness relative to the particle radius so that when the core melts in the plasma jet, the boride crust cracks and the melt begins to flow out. For particles with a diameter of 40–80 μm , this ratio is ensured by diffusion alloying during 3 hours.

Keywords: diffusion-alloyed powder, plasma spraying, thermodynamic model, boride layer, melt, behavior mechanism, coating formation, particle radius

For citation: Devoino O. G., Panteleenko A. F., Khina B. B. (2025) Study of the Behavior of a Particle of Diffusion-Alloyed Powder of Austenitic Steel in a Plasma Jet during Spraying. *Science and Technique*. 24 (3), 181–191. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2025-24-3-181-191> (in Russian)

Введение

В настоящее время получили широкое распространение технологии упрочнения и восстановления изношенных деталей, позволяющие повысить их срок службы, улучшить эксплуатационные характеристики, решить вопросы материало- и энергосбережения. Как показывает мировая практика, при этом не требуется нести затраты на изготовление всей детали из дорогих конструкционных материалов, а целесообразнее использовать недорогие материалы с нанесением эффективных комбинированных покрытий.

Среди известных способов восстановления и упрочнения наибольшую долю занимают газотермическое напыление (ГТН) и наплавка покрытий. Данные способы имеют ряд положительных и отрицательных особенностей, которые регламентируют области их применения [1–3].

Наряду с обоснованным выбором технологий с точки зрения всех параметров такой комбинированной технологии весьма значима доля стоимости материала наносимого покрытия. Чаще всего для восстановления и упрочнения изношенных деталей используют хорошо себя зарекомендовавшие самофлюсующиеся порошки на никелевой основе (композиции Ni–Cr–B–Si), которые в Республике Беларусь не производятся. В последние два десятилетия наблюдается значительное удорожание всех компонентов порошков, особенно никеля, а следовательно, и самих напыляемых порошков, к тому же не всегда востребован в восстановленной или упрочненной детали весь комплекс получаемых свойств. В ряде случаев становится экономически нецелесообразным, убыточным, как отмечают многие ученые и специалисты, применение дорогих порошков на никелевой основе для упрочнения и восстановления широкой номенклатуры типовых дета-

лей. Поэтому очевидно, что наряду с оптимизацией технологии восстановления и упрочнения деталей и ее параметров весьма актуальны разработка и экономически обоснованный выбор напыляемого материала, обеспечивающий необходимый и достаточный комплекс требуемых свойств.

В качестве замены дорогих самофлюсующихся порошков на никелевой основе промышленно в Российской Федерации выпускается ряд порошков на железной основе (ПР-Х4Г2Р4С2Ф, ПГ-ФБХ6-2, ПР-0Х2Н8Т2Ю6РВ и др.), а также разработан, в том числе в Республике Беларусь, ряд диффузионно-легированных порошков на железной основе [4].

В последние годы в Беларуси разработан целый класс недорогих самофлюсующихся диффузионно-легированных порошковых материалов на железной основе (борированные порошки ПЖВ, ПР-Сталь 45, ПР-Сталь 40Л, ПР-10Р6М5, отходы производства стальной и чугунной дроби и др.) [5–8]. Эти материалы успешно применяются в наплавочных технологиях (плазменная, индукционная, магнитно-электрическая, лазерная) в качестве замены никелевых самофлюсующихся порошков, однако для газотермического напыления они ранее не использовались. В работе [9] доказана принципиальная возможность напыления диффузионно-легированного порошка на основе отходов легированного чугуна (ИЧХ28Н2Р4). При этом коэффициент использования порошка при напылении составляет 78–83 %, однако получаемые покрытия обладают недостаточной адгезией, а дополнительное оплавление приводит к образованию большого количества пор и раковин на поверхности, но адгезия возрастает всего лишь до 35–40 МПа [4]. Необходимы также оптимизация фракционного состава порошка для напыления и улучшение эксплуатационных характеристик получаемых покрытий, которые весьма желательно приблизить с свойствам покрытий, получаемых с использованием существенно более дорогих порошков на никелевой основе.

Поэтому целью данной работы были исследование поведения частицы диффузионно-легированного порошка на железной основе в

плазменной струе, изучение последовательности процесса плавления частицы при напылении, описание механизма плавления и обоснование оптимального фракционного состава диффузионно-легированного порошка, позволяющего создать качественное покрытие.

Методика исследований

В качестве исходных порошков был выбран промышленно выпускаемый порошок марки ПР-Х18Н9 (ГОСТ 14086–68). Образцы из исходных порошков подвергали химико-термической обработке – диффузионному насыщению бором в порошковой среде (99,88 % В₄С; 0,12 % AlF₃) при следующих условиях: температура $T = 900$ °С; время $t = 1, 3, 5, 8$ ч [10].

Распыление диффузионно-легированного порошка аустенитной стали в воду при проведении натурального эксперимента проводили на установке плазменного напыления УПУ-3Д на следующих режимах: сила тока $I = 350$ А, напряжение $U = 65–70$ В, дистанция напыления $L = 80$ и 120 мм.

Морфологию исходного порошка и его степень сферичности исследовали на растровом электронном микроскопе LEO 1455VP, а морфологию диффузионно-легированного порошка и микроструктуру на нетравленных шлифах исследуемых материалов анализировали с помощью сканирующего электронного микроскопа Vega II LMU.

Экспериментальное исследование структуры порошковых частиц

Частицы исходного порошкового материала имеют сферическую форму (рис. 1а) с фактором формы (т.е. степенью сферичности) 0,73, что обеспечивается самой промышленной технологией получения порошка. Диффузионно-легированный порошок ПР-Х18Н9 характеризуется слоями с боридными призматической и игольчатой формы (рис. 1б). Такое строение боридных оболочек объясняет снижение текучести диффузионно-легированного порошка, которое тем не менее позволяет проводить процесс плазменного напыления.

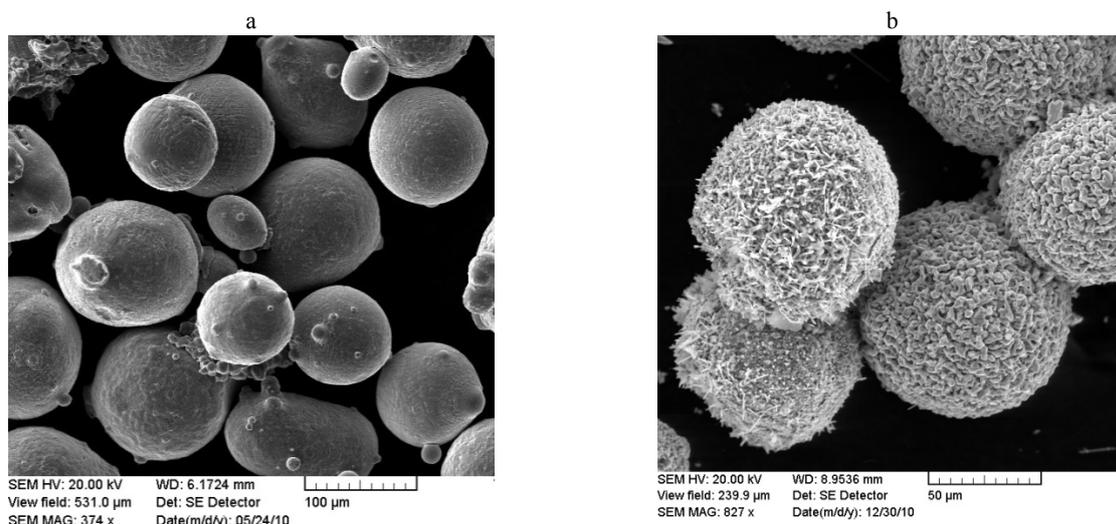


Рис. 1. Морфология порошкового материала ПР-Х18Н9:
а – исходный порошок; б – диффузионно-легированный порошок

Fig. 1. Morphology of PP-X18H9 (PR-Kh18N9) powder material: a – initial powder; b – diffusion-alloyed powder

После диффузионного легирования в течение 1 ч (рис. 2а) на поверхности частицы образуется слой Fe_2V толщиной 7–9 мкм. На границе раздела «боридный слой – ядро» в результате диффузии происходит образование пористости, которая увеличивается при диффузионном легировании в течение 3 ч (рис. 2б). Также необходимо отметить, что при увеличении времени обработки происходит оттеснение легирующих элементов к центру ядра частицы, что приводит к увеличению времени, необходимого для получения более толстых боридных оболочек на частицах. Для частиц, обработанных в течение 5 ч, характерны два «кольца пористости» (рис. 2с), а при «сквозном» борировании ($t = 8$ ч) происходит резкий рост пористости (рис. 2д). Формирование диффузионной пористости известно как эффект Френкеля при твердофазной диффузии по вакансионному механизму. В данной ситуации он связан с различием коэффициентов диффузии атомов замещения – хрома и никеля – в твердом растворе на основе железа, что приводит к возникновению потоков неравновесных вакансий, которые объединяются в поры [11]. Отметим, что в случае более пластичных металлов, таких как медь, возникающий поток вакансий приводит в переползанию дислокаций и, как следствие, к пластическому течению вещества в

диффузионной зоне, которое называют эффектом Киркендалла.

Борированные частицы имеют диаметр $D = 60–120$ мкм, толщина слоя боридов $h = 12–15$ мкм, т. е. радиус $R_2 = 30–60$ мкм, $R_1 = R_2 - h = 18–45$ мкм, поскольку на частицах меньшего размера формируется более тонкий боридный слой.

Установлено, что при плазменном напылении частицы в струе азотной плазмы нагреваются до температуры, превышающей точку плавления железа, т. е. во время пролета частиц их сердцевина может расплавиться.

При исследовании микроструктуры полученных износостойких покрытий на стали обнаружено, что в них имеются полые «скорлупки» боридов с явными признаками вытекания железа. Модельный эксперимент, при котором плазменная струя, «загруженная» частицами, направлялась в воду с расстояния 80–120 мм, показал, что в этом случае многие закаленные таким способом частицы также представляли скорлупки, из которых частично вытекла расплавленная сердцевина.

Так как ранее порошки такого типа для плазменного напыления не применялись, то для оценки оптимальных условий процесса необходимо разработать физико-математическую модель поведения диффузионно-легированной частицы порошка при ее нагреве во время пролета в плазменной струе.

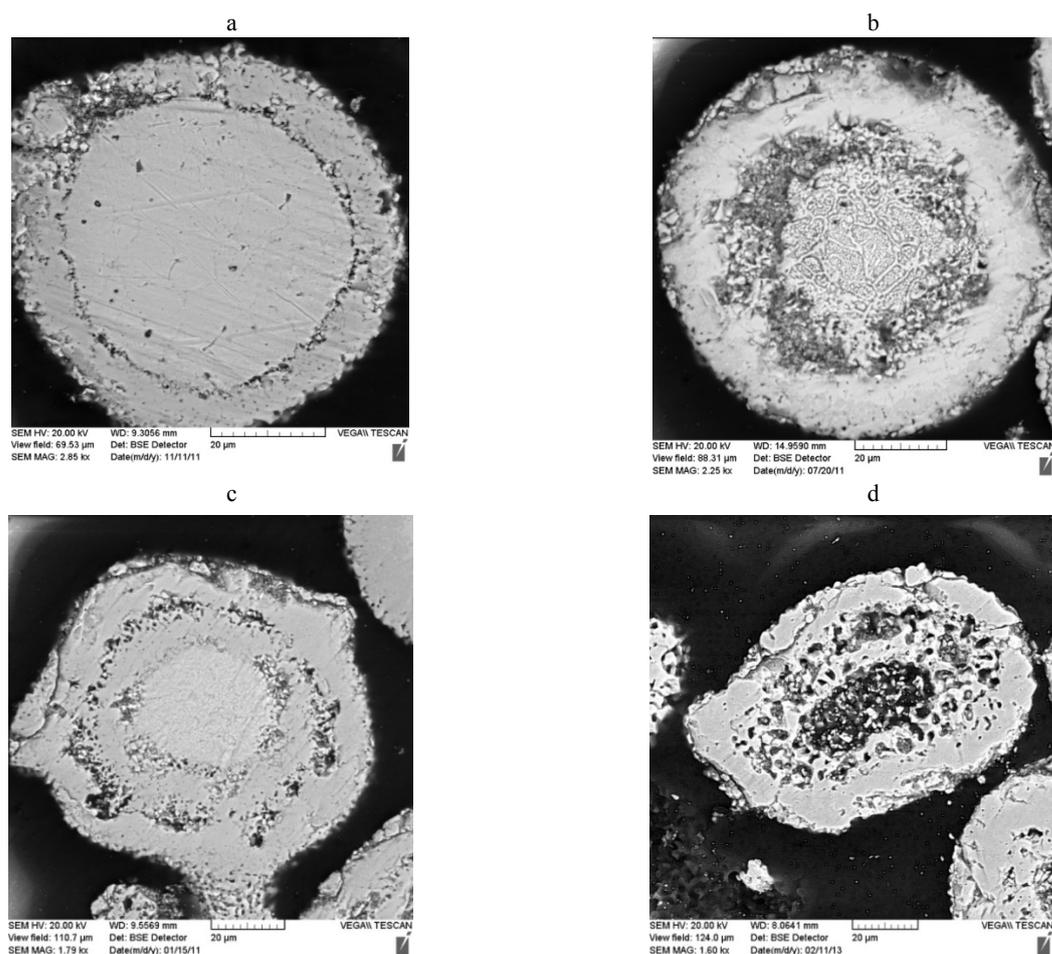


Рис. 2. Микроструктура диффузионно-легированного порошка ПР-Х18Н9: а – время легирования 1 ч; б – 3 ч; с – 5 ч; д – время легирования 8 ч

Fig. 2. Microstructure of diffusion-alloyed powder ПР-Х18Н9 (PR-Kh18N9): а – alloying time 1 hour; б – 3 hours; с – 5 hours; д – alloying time 8 hours

Физико-математическая модель разрыва тугоплавкой корки на поверхности частицы

Формулировка модели. Как отмечено выше, растрескивание наружной тугоплавкой оболочки, состоящей из почти сферических слоев боридов железа Fe_2B и FeB , происходит во время нагрева композиционных частиц в плазменной струе из-за плавления железной сердцевины и соответствующего увеличения ее объема. Как известно, металлические жидкости практически несжимаемы, так что расширение при плавлении должно привести к возникновению растягивающих напряжений в сферической боридной оболочке. В связи с этим цель модели – проанализировать возможность разрыва внешней оболочки при плавлении желез-

ной сердцевины и определить параметры частицы, обеспечивающие такой разрыв и растекание расплава по поверхности упрочняемой детали.

Для оценочных расчетов из литературных источников были определены упругие характеристики слоя боридов. По данным [12], для фазы Fe_2B модуль Юнга составляет $E = 397,22$ ГПа, а коэффициент Пуассона $\nu = 0,3$. Согласно [13], для фазы FeB $E = 399$ ГПа и $\nu = 0,27$. В связи с тем, что упругие константы этих соединений весьма близки, есть все основания рассматривать внешнюю тугоплавкую оболочку как состоящую из одной фазы с величинами $E = 398$ ГПа и $\nu = 0,285$ (средние значения). Такое рассмотрение не внесет существенных искажений в физический смысл изложенной ниже модели, но позволит значительно упро-

стить рассмотрение. Следует также отметить, что в работе [14] при конечно-элементном моделировании внутренних напряжений в системе «диффузионное боридное покрытие – стальная подложка» покрытие, состоящее из слоев фаз Fe₂B и FeB, рассматривали как однофазное с усредненными (эквивалентными) прочностными характеристиками.

Модель основана на подходе, впервые предложенном одним из авторов (Б. Б. Хиной) для анализа эволюции сферической частицы титана в волне самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) в системе Ti–C [15]. Условие разрыва корки можно определить на основе уравнения неразрывности сплошной среды [16], которое запишем в сферической симметрии

$$\text{grad div } \mathbf{U} = 0; \quad (1)$$

где \mathbf{U} – вектор перемещений.

Для решения уравнения (1) необходимо сформулировать граничные условия. На внутренней границе $r = R_1$ (железная сердцевина/боридный слой) имеет место расширение из-за плавления железа. Считая расплавленный металл несжимаемой жидкостью, на основе условия сохранения массы запишем

$$U_r(r = R_1) = R_1 \left[\left(\frac{\rho_s}{\rho_m} \right)^{\frac{1}{3}} - 1 \right]. \quad (2)$$

Здесь U_r – радиальное перемещение, σ_{rr} – радиальное напряжение, ρ_s и ρ_m – плотности твердого и жидкого железа при его температуре плавления $T_m(\text{Fe}) = 1536 \text{ }^\circ\text{C} = 1809 \text{ K}$.

На внешней поверхности частицы $r = R_2$ имеется лишь внешнее атмосферное давление $p_0 = 0,1 \text{ МПа}$

$$\sigma_{rr}(r = R) = p_0. \quad (3)$$

Поскольку бориды – хрупкие вещества, пренебрегаем пластической деформацией и рассматриваем только упругую деформацию (для таких веществ $\sigma_B \approx \sigma_y$, где σ_B – предел прочности на растяжение; σ_y – предел текучести).

Решение уравнения (1) с граничными условиями (2) и (3) имеет вид

$$U_r(r) = A_r + \frac{B}{r^2}, \quad (4)$$

где A и B – константы, определяемые из граничных условий (2) и (3); U_r – радиальное перемещение.

Величины относительных деформаций связаны радиальным перемещением следующими соотношениями [16]:

$$\varepsilon_{rr}(r) = \frac{\partial U_r}{\partial r}; \quad \varepsilon_{\theta\theta}(r) = \frac{U_r}{r}, \quad (5)$$

где ε_{rr} – радиальная деформация; $\varepsilon_{\theta\theta}$ – тангенциальная деформация.

Тогда из (4) и (5) получим:

$$\varepsilon_{rr} = A - \frac{2B}{r^3}; \quad \varepsilon_{\theta\theta} = A + \frac{B}{r^3}. \quad (6)$$

Для определения напряжений необходимо использовать закон Гука, который в условиях сферической симметрии запишется в виде [16]:

$$\sigma_{rr} = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} [(1-\nu)\varepsilon_{rr} + 2\nu\varepsilon_{\theta\theta}];$$

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} (\varepsilon_{\theta\theta} + \nu\varepsilon_{rr}), \quad (7)$$

где σ_{rr} – радиальное напряжение; $\sigma_{\theta\theta}$ – касательное напряжение; E – модуль Юнга; ν – коэффициент Пуассона.

В рассматриваемой ситуации наиболее опасными являются касательные напряжения в боридном слое. Используя закон Гука (7) и граничные условия (6), на основе уравнения (5) получим решение исходного уравнения (1) относительно касательного напряжения

$$\sigma_{\theta\theta}(r) = \eta \frac{1+k_r}{1+\phi k} - p_0 \frac{\phi k - k_r}{1+\phi k}, \quad (8)$$

где

$$k = \frac{R_2^3}{2R_1^3}; \quad k_r = \frac{R_2^3}{2r^3}; \quad \phi = \frac{1+\nu}{1-2\nu};$$

$$\eta = \frac{E}{1-2\nu} \left[\left(\frac{\rho_s}{\rho_m} \right)^{\frac{1}{3}} - 1 \right]. \quad (9)$$

Корка боридов разорвется, когда касательное напряжение на внутренней поверхности

сти $r = R_1$ превысит предел прочности тугоплавкого соединения σ_B при $T = T_m$ (Fe). Тогда из (8) получим условие для критической толщины корки боридов $h_{cr} = R_2 - R_1$, при которой возможен ее разрыв:

$$h_{cr} = R_2 \left\{ 1 - \left[\frac{\eta - \varphi \sigma_B + p_0(1 - \varphi)}{2(\sigma_B - \eta)} \right]^{\frac{1}{3}} \right\}. \quad (10)$$

Очевидно, что разрыв боридной корки произойдет при $h \leq h_{cr}$, и при этом расплавленное железо может начать вытекать из сердцевинки. Таким образом, формула (10) представляет собой критерий для вытекания расплава из сферической частицы при достижении температуры плавления железа в процессе нагрева частицы в плазменной струе. Отметим, что это верхняя оценка, так как здесь не учитывается возможность частичного растворения корки за счет протекания эвтектической реакции в системе Fe–B при 1174 °C [17].

По данным [18], относительное изменение объема при плавлении Fe составляет 4,55 %, т. е. $\frac{(\rho_s - \rho_m)}{\rho_m} = 4.55 \cdot 10^{-2}$, где ρ_s и ρ_m – плотности

твердого и жидкого железа при его температуре плавления $T_m = 1809$ К. Согласно [19], плотность расплавленного железа при T_m составляет $\rho_m = 7,015$ г/см³, тогда плотность твердого металла при этой температуре будет $\rho_s = 1,0455 \rho_m = 7,3342$ г/см³.

На рис. 3 показано распределение касательного напряжения по толщине слоя боридов при внешнем радиусе частицы $R_2 = 60$ мкм и толщине слоя $h = 15$ мкм (т. е. внутренний радиус $R_1 = 45$ мкм). Видно, что максимальное касательное напряжение развивается на границе $r = R_1$.

Оценим величину h_{cr} для рассматриваемой системы. Поскольку температурные зависимости модуля Юнга и коэффициента Пуассона для боридов железа отсутствуют в литературе, для расчетов примем значения при комнатной температуре: $E = 398$ ГПа и $\nu = 0,285$, как указано ранее. В работе [14] для двухфазного боридного покрытия, которое рассматривалось как однофазное, при конечно-элементном моделировании использовано эффективное зна-

чение предела текучести $\sigma_y = 5000$ – 7000 МПа. Бориды железа – хрупкие фазы, для которых пластическая деформация до разрушения при испытании на растяжение весьма мала. В связи с этим в выражении (10) при вычислениях следует положить $\sigma_B = \sigma_y$. Для оценок при температуре $T = T_m$ (Fe) будем использовать указанные выше значения σ_B , которые относятся к комнатной температуре; при повышенных температурах эту величину надо рассматривать как верхнюю оценку. В такой ситуации получим нижний предел толщины боридного слоя, который способен удержать расплав внутри частицы при достижении температуры плавления железа во время нагрева борированных частиц в плазменной струе.

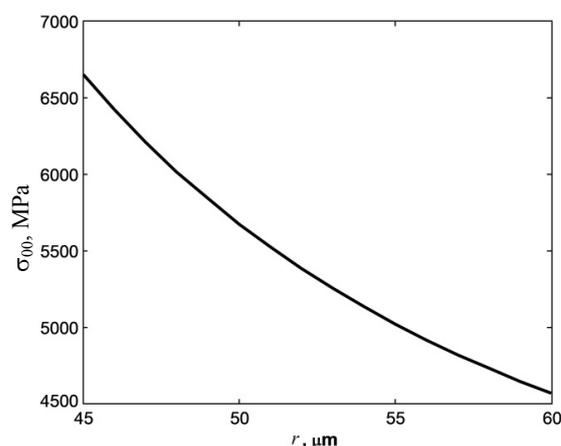


Рис. 3. Касательное напряжение в боридном слое при плавлении железной сердцевинки; внутренний радиус $R_1 = 45$ мкм, наружный радиус частицы $R_2 = 60$ мкм

Fig. 3. Tangential stress in the boride layer during melting of the iron core; inner radius $R_1 = 45$ μm, outer radius of the particle $R_2 = 60$ μm

Зависимость критической толщины боридной корки h_{cr} от внешнего радиуса частицы R_2 показана на рис. 4 для двух значений σ_B . Из рис. 4 видно, что при $\sigma_B = 7000$ МПа для растрескивания боридного слоя и вытекания жидкого железа необходимо, чтобы толщина слоя боридов не превышала 5,8 мкм при наружном радиусе частицы $R_2 = 30$ мкм и была менее 11,8 мкм при $R_2 = 60$ мкм.

Размер исходных частиц и условия диффузионного насыщения бором следует выбирать таким образом, чтобы получаемая толщина боридного слоя была меньше h_{cr} , а режим

напыления – так, чтобы железная сердцевина полностью расплавилась при пролете частиц в плазменной струе.

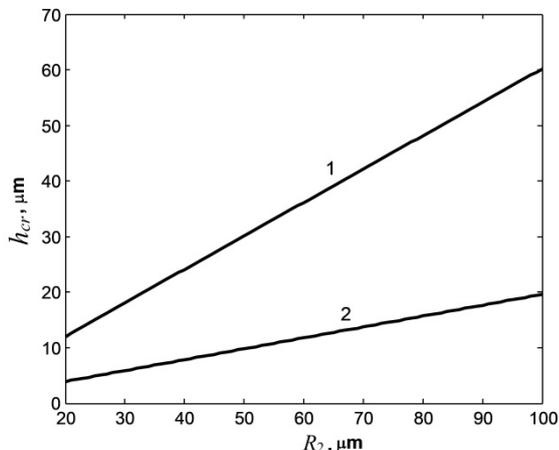


Рис. 4. Зависимость критической толщины боридного слоя, который может удержать расплав внутри частицы при плавлении железа, от радиуса частицы:

1 – $\sigma_B = 5000$ МПа; 2 – 7000 МПа

Fig. 4. Dependence of the critical thickness of the boride layer, which can retain the melt inside the particle during melting of iron, on the particle radius:

1 – $\sigma_B = 5000$ MPa, 2 – 7000 MPa

Экспериментальная верификация модели и механизм поведения частиц

Для подтверждения математической модели поведения диффузионно-легированных частиц в плазменной струе проведен эксперимент

по распылению частиц в воду, что позволило получить данные о реальном поведении частиц при плазменном напылении на различных дистанциях.

Для формирования качественного покрытия на диффузионно-легированных частицах в процессе напыления должно происходить растрескивание боридного слоя и вытекание расплава, что обеспечит хорошую адгезию покрытия к подложке. В ситуации, когда боридный слой излишне толстый и препятствует растрескиванию боридной оболочки, а расплав (и не расплавившееся железо) находится внутри частицы, адгезия напыляемого порошка недостаточна и частицы отскакивают от подложки. Эта ситуация наблюдается при плазменном напылении порошка, диффузионно-легированного в течение 5 ч и более. В этом случае коэффициент использования материала составляет не более 30–35 %, т. е. весьма высокая доля частиц (65–70 %) отскакивает от поверхности изделия. Аналогичная ситуация наблюдается при плазменном напылении порошка больших размеров – крупная частица не успевает прогреться в плазменной струе настолько, чтобы сердцевина расплавилась. При распылении в воду с дистанции 80 мм (рис. 5а) и 120 мм (рис. 5б) диффузионно-легированного в течение 3 ч порошка ПР-Х18Н9 видно, что происходят разрушение боридной оболочки и вытекание металла ядра.

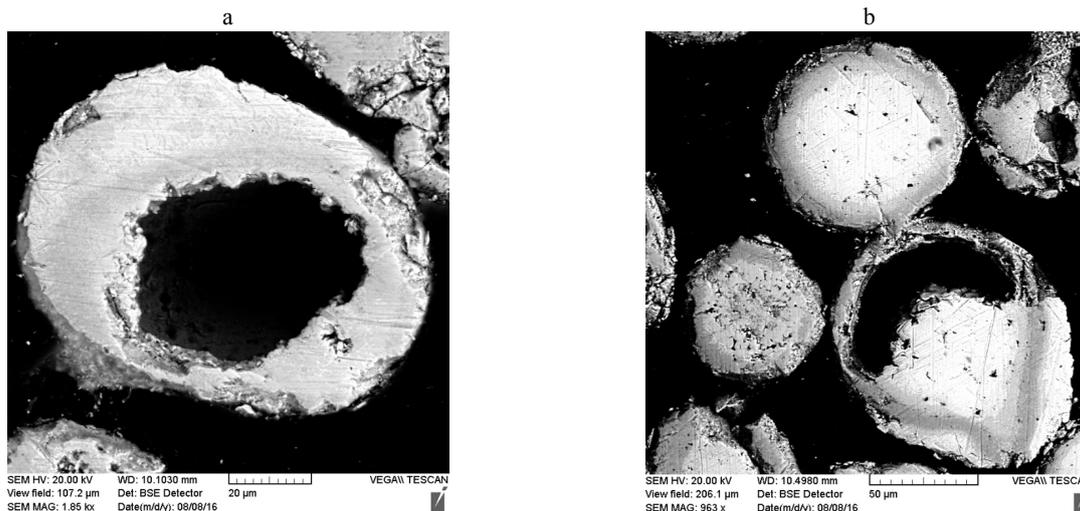


Рис. 5. Микроструктура диффузионно-легированного порошка ПР-Х18Н9 после распыления в воду: а – дистанция распыления 80 мм; б – 120 мм

Fig. 5. Microstructure of diffusion-alloyed powder ПР-Х18Н9 (PR-Kh18N9) after spraying into water: а – spray distance 80 mm; б – 120 mm

На основе разработанной модели и анализа данных, полученных в результате эксперимента, предложен механизм поведения диффузионно-легированной частицы аустенитной стали в плазменной струе, обеспечивающий формирование качественного покрытия на изделии. Он состоит из следующих этапов.

1. При комнатной температуре диффузионно-легированная частица порошка ПР-Х18Н9 состоит из феррито-аустенитного ядра, низко- и высокобористой оболочек Fe_2B и FeB (соотношение толщины боридных оболочек 2:1) (рис. 6а).

2. При достижении температуры 1400–1450 °С происходит плавление легкоплавкой эвтектики на границе зон « Fe_2B – основа» ($T_m = 1174$ °С [12, 13]), и через некоторый временной промежуток она полностью расплавляется. После этого начинается плавление низкобористой оболочки Fe_2B ($T_m = 1389$ °С [12, 13]) (рис. 6б).

3. При достижении температуры 1500–1550 °С происходит плавление сердцевины ($T_m = 1400$ °С [12, 13]). Внешняя боридная оболочка FeB остается твердой (рис. 6с).

4. При достижении температуры 1600–1650 °С сердцевина порошковой частицы полностью расплавляется и соответственно происходит увеличение объема материала внутри частицы. Это приводит к тому, что возникающие внутренние напряжения разрывают внешнюю боридную оболочку FeB (рис. 6д).

5. При контакте расплавленной частицы с напыляемой поверхностью происходит растекание внутреннего содержимого частицы (расплава на основе железа) по поверхности изделия. При этом, согласно микроструктурному анализу напыленного покрытия, в нем отчетливо видны фрагменты нерасплавившихся боридных оболочек FeB (рис. 6е, рис. 7).

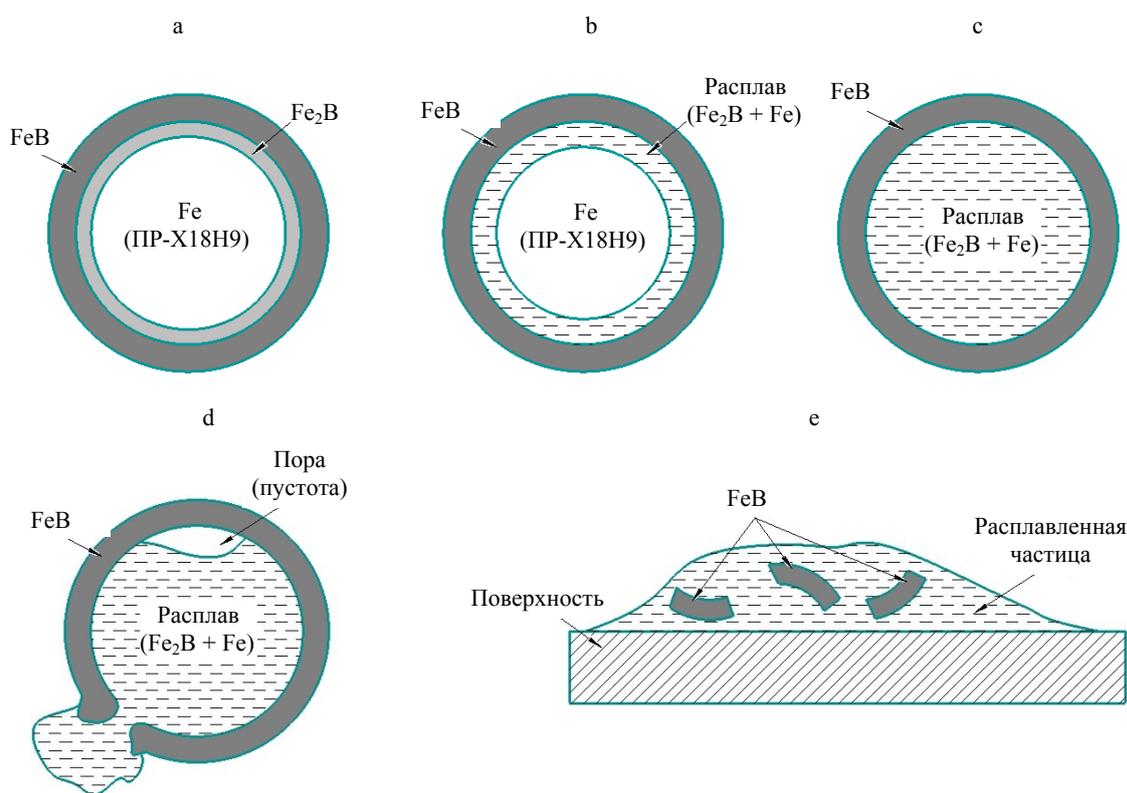


Рис. 6. Механизм, описывающий изменения структуры диффузионно-легированной частицы порошка ПР-Х18Н9 под воздействием высоких температур при плазменном напылении

Fig. 6. Mechanism describing changes in the structure of diffusion-alloyed particles of PIP-X18H9 (PR-Kh18N9) powder under the influence of high temperatures during plasma spraying

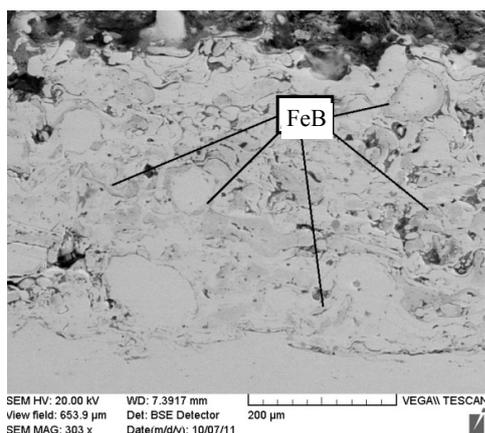


Рис. 7. Микроструктура плазменно-напыленного покрытия из диффузионно-легированного порошка ПР-Х18Н9 с нерасплавившимися боридными оболочками

Fig. 7. Microstructure of plasma-sprayed coating made of diffusion-alloyed powder ПР-Х18Н9 (PR-Kh18N9) with unmelted boride shells

ВЫВОДЫ

1. В работе выполнены экспериментальные исследования и разработана физико-математическая модель поведения диффузионно-легированной частицы аустенитного порошка ПР-Х18Н9 при нагреве в плазменной струе при напылении защитного покрытия, которые позволили определить оптимальные характеристики частиц.

2. Установлено, что для обеспечения расплавления железной сердцевинки при пролете в плазменной струе диффузионно-легированная частица должна иметь размер в пределах 40–80 мкм.

3. Определено, что наружный боридный слой должен иметь небольшую толщину относительно радиуса частицы, чтобы при плавлении сердцевинки в плазменной струе боридная корка разрушилась и началось вытекание расплава при соударении частицы с поверхностью упрочняемого изделия. Для частиц размером 40–80 мкм это соотношение обеспечивается диффузионным насыщением в течение 3 ч.

4. Показано, что в случае, когда диффузионно-легированные порошковые частицы не удовлетворяют указанным выше требованиям, т. е. не происходит разрыва толстой наружной корки боридов во время пролета частиц в плазменной струе, весьма высокая доля частиц отскакивает от поверхности изделия, и тогда коэффициент использования порошкового материала составляет не более 30–35 %.

5. Предложен механизм поведения диффузионно-легированной частицы при ее нагреве

в плазменной струе в процессе напыления, который включает следующие стадии: плавление легкоплавкой эвтектики на границе зон «Fe₂V – основа», плавление сердцевинки частицы, приводящее к разрыву внешней боридной оболочки, и растекание образовавшегося расплава на основе железа при соударении частицы с поверхностью изделия. Последнее обеспечивает формирование качественного защитного покрытия, обладающего хорошим сцеплением с подложкой.

ЛИТЕРАТУРА

1. Future Development of Thermal Spray Coatings: Types, Designs, Manufacture and Applications / ed. N. Espalargas. 1st ed. Woodhead Publishing, 2015. 300 p. <https://doi.org/10.1016/C2013-0-16360-X>.
2. The 2016 Thermal Spray Roadmap / A. Vardelle, C. Moreau, J. Akedo, [et al.] // Journal of Thermal Spray Technology. 2016. Vol. 25, No 8. P. 1376–1440. <https://doi.org/10.1007/s11666-016-0473-x>.
3. The 2012 Plasma Roadmap / S. Samukawa, M. Hori, S. Rauf [et al.] // Journal of Physics D: Applied Physics. 2012. Vol. 45, No 25. Art. 253001. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/45/25/253001>.
4. Износостойкие газотермические покрытия из диффузионно-легированных порошков на основе чугунной стружки / В. М. Константинов, Н. В. Спиридонов, О. Г. Девойно [и др.]; под ред. Ф. И. Пантелеенко. Минск: Технопринт, 2005. 146 с.
5. Константинов, В. М. Взаимосвязь структуры и свойств антифрикционных газотермических покрытий из боромеденной чугунной стружки / В. М. Константинов, В. А. Фруцкий // Вестник Полоцкого государственного университета. Сер. В. Прикладные науки. 2003. № 2. С. 7–11.
6. Пантелеенко, Ф. И. Особенности трибологического поведения пары боросодержащий инструментальный материал – деталь / Ф. И. Пантелеенко, А. С. Снарский // Трение и износ. 1997. Т. 18, № 4. С. 518–522.
7. Константинов, В. М. Триботехнические и теплофизические свойства газотермических покрытий из диффузионно-легированной чугунной стружки / В. М. Константинов, Ф. И. Пантелеенко, В. А. Фруцкий, В. И. Сороговец // Трение и износ. 2004. Т. 25, № 2. С. 190–196.
8. Петришин, Г. В. Диффузионно-легированный стальной порошок для магнитно-электрического упрочнения / Г. В. Петришин, Е. Ф. Пантелеенко, А. Ф. Пантелеенко // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 4. С. 26–31.
9. Авсиевич, А. М. Исследование износостойкости плазменных напыленных покрытий из диффузионно-легированных самофлюсующихся порошков на железной основе в условиях трения скольжения / А. М. Авсиевич, Н. В. Спиридонов, В. М. Константинов // Трение и износ. 2002. Т. 23, № 5. С. 515–519.
10. Пантелеенко, А. Ф. Композиционные покрытия, полученные высокоэнергетическими методами / А. Ф. Пантелеенко, О. Г. Девойно // Перспективные материалы и технологии / под ред. В. В. Клубовича. Витебск: Изд-во УО «ВГТУ», 2013. Гл. 28. С. 587–607.

11. Сторожук, Н. В. Конкуренция эффектов Френкеля и Киркендалла при взаимной диффузии / Н. В. Сторожук, А. М. Гусак // Металлофизика и новейшие технологии. 2014. Т. 36, № 3. С. 367–374. <https://doi.org/10.15407/mfint.36.03.0367>.
12. Calculation and SIMULation for the Mechanical Properties of Carbides and Borides in Cast Iron / J. Feng, B. Xiao, R. Zhou [et al.] // Procedia Engineering. 2012. Vol. 31. P. 676–681. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2012.01.1085>.
13. Electronic Structures and Mechanical Properties of Iron Borides From First Principles / Yanpeng Gou, Zhao Fu, Yongcheng Liang [et al.] // Solid State Communications. 2014. Vol. 187. P. 28–32. <https://doi.org/10.1016/j.ssc.2014.02.019>.
14. Culha, O. Estimation of FeB Layer's Yield Strength by Comparison of Finite Element Modeling with Experimental Data / O. Culha, M. Toparli, T. Aksoy // Advances in Engineering Software. 2009. Vol. 40, No 11. P. 1140–1147. <https://doi.org/10.1016/j.advengsoft.2009.05.005>.
15. Khina, B. B. Limits of Applicability of the “Diffusion-controlled Product Growth” Kinetic Approach to Modeling SHS / B. B. Khina, B. Formanek, I. Solpan // Physica B: Condensed Matter. 2005. Vol. 355, No. 14. P. 14–31. <https://doi.org/10.1016/j.physb.2004.09.104>.
16. Ландау, Л. Д. Теория упругости / Л. Д. Ландау, Е. М. Лифшиц. 4-е изд., испр. М.: Наука. Гл. ред. физ.-мат. лит., 1987. 248 с.
17. Binary Alloy Phase Diagrams / eds.: T. B. Massalski, J. L. Murray, L. H. Bennett, H. Baker; 2nd ed. Ohio: ASM International, Metals Park, 1990. 3589 p.
18. Takamichi, I. The Thermophysical Properties of Metallic Liquids. Vol. 1: Fundamentals / I. Takamichi, R. I. L. Guthrie. Oxford University Press, 2015. 353 p. <https://doi.org/10.1093/acprof:oso/9780198729839.003.0001>.
19. Smithells Metals Reference Book / eds. E. A. Brandes, G. B. Brook. 7th ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1992. 1794 p. <https://doi.org/10.1016/C2009-0-25363-3>.
20. Поступила 04.12.2024
Подписана в печать 21.02.2025
Опубликована онлайн 30.05.2025
21. versiteta. Ser. B, Prikladnye Nauki [Bulletin of Polotsk State University. Series B, Applied Sciences], (2), 7–11 (in Russian).
22. Panteleenko F. I., Snarsky A. S. (1997) Features of Tribological Behavior of a Pair of Boron-Containing Tool Material – Part. *Trenie i Iznos = Friction and Wear*, 18 (4), 518–522 (in Russian).
23. Konstantinov V. M., Panteleenko F. I., Frutsky V. A., Sorogovets V. I. (2004) Tribological and Thermophysical Properties of Gas-Thermal Coatings from Diffusion-Alloyed Cast Iron Chips. *Trenie i Iznos = Friction and Wear*, 25 (2), 190–196 (in Russian).
24. Petrishin G. V., Panteleenko E. F., Panteleenko A. F. (2006) Diffusion-Alloyed Steel Powder for Magnetic-Electric Hardening. *Uprochnyayushchie Tekhnologii i Pokrytiya = Strengthening Technologies and Coatings*, (4), 26–31 (in Russian).
25. Avsievich A. M., Spiridonov N. V., Konstantinov V. M. (2002) Wear Resistance of Plasma-Sprayed Coatings from Diffusion-Alloyed Iron-Based Self-Fluxing Powders. *Journal of Friction and Wear*, 23 (5), 43–47.
26. Panteleenko A. F., Devoyno O. G. (2013) Chapter 28. Composite Coatings Obtained by High-Energy Methods. Klubovich V. V. (ed.). *Advanced Materials and Technologies*. Vitebsk, Publishing House of Vitebsk State Technological University, 587–607 (in Russian).
27. Storozhuk N. V., Gusak A. M. (2014) Competition Between the Frenkel and Kirkendall Effects in Mutual Diffusion. *Metallofizika i Noveyschie Tekhnologii = Metallphysics and Advanced Technologies*, 36 (3), 367–374 (in Russian). <https://doi.org/10.15407/mfint.36.03.0367>.
28. Feng J., Xiao B., Zhou R., Jiang Y. H., Cen Q. H. (2012) Calculation and Simulation for the Mechanical Properties of Carbides and Borides in Cast Iron. *Procedia Engineering*, 31, 676–681. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2012.01.1085>.
29. Gou Y., Fu Z., Liang Y., Zhong Z., Wang S. (2014) Electronic Structures and Mechanical Properties of Iron Borides From First Principles. *Solid State Communications*, 187, 28–32. <https://doi.org/10.1016/j.ssc.2014.02.019>.
30. Culha O., Toparli M., Aksoy T. (2009) Estimation of FeB Layer's Yield Strength by Comparison of Finite Element Modeling with Experimental Data. *Advances in Engineering Software*, 40 (11), 1140–1147. <https://doi.org/10.1016/j.advengsoft.2009.05.005>.
31. Khina B. B., Formanek B., Solpan I. (2005) Limits of Applicability of the “Diffusion-Controlled Product Growth” Kinetic Approach to Modeling SHS. *Physica B: Condensed Matter*, 355 (14), 14–31. <https://doi.org/10.1016/j.physb.2004.09.104>.
32. Landau L. D., Lifshits E. M. (1987) *Theory of Elasticity*. 4th ed. Moscow, Nauka. Main Editorial Board of Physical and Mathematical Literature. 248 (in Russian).
33. Massalski T. B., Murray J. L., Bennett L. H., Baker H. (eds.). (1990) *Binary Alloy Phase Diagrams*. 2nd ed. Ohio, ASM International, Metals Park. 3589 p.
34. Takamichi I., Guthrie R. I. L. (2015) *The Thermophysical Properties of Metallic Liquids. Vol. 1: Fundamentals*. Oxford University Press. 353. <https://doi.org/10.1093/acprof:oso/9780198729839.003.0001>.
35. Brandes E. A., Brook G. B. (eds.). (1992) *Smithells Metals Reference Book*. 7th ed. Oxford, Butterworth-Heinemann. 1794. <https://doi.org/10.1016/C2009-0-25363-3>.

Received: 04.12.2024

Accepted: 21.02.2025

Published online: 30.05.2025