

**ТЕХНИЧЕСКИЕ НАУКИ**  
**TECHNICAL SCIENCES**УДК 621.762.8  
<https://doi.org/10.29235/1561-8323-2019-63-3-360-369>Поступило в редакцию 19.09.2018  
Received 19.09.2018**Л. Н. Дьячкова<sup>1</sup>, академик П. А. Витязь<sup>2</sup>, член-корреспондент А. Ф. Ильющенко<sup>1</sup>,  
Л. Я. Воронецкая<sup>1</sup>, А. И. Лецко<sup>1</sup>, Н. М. Парницкий<sup>1</sup>**<sup>1</sup>*Институт порошковой металлургии имени О. В. Романа Национальной академии наук Беларуси,  
Минск, Республика Беларусь*<sup>2</sup>*Президиум Национальной академии наук Беларуси, Минск, Республика Беларусь***ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНОЙ ДОБАВКИ АЛЮМИНИДА ЖЕЛЕЗА  
НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ  
НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА И МЕДИ**

**Аннотация.** Представлены результаты исследований влияния введения алюминидов железа различного химического и фазового состава на структуру и механические свойства порошковой углеродистой стали и оловянистой бронзы. Показано, что введение 0,5 % однофазного алюминидов железа  $Fe_3Al$  приводит к повышению прочности порошковой углеродистой стали на 30–40 МПа, двухфазного  $Fe_2Al_5-FeAl_3$  – на 80–90 МПа, 1 % – к незначительному снижению прочности. При введении однофазного алюминидов железа в структуре порошковой стали наблюдается уменьшение цементита, разноточности, происходит диффузия алюминия в основу, при введении двухфазного алюминидов – еще и измельчение зерна. Установлено, что введение 0,5 % однофазного алюминидов железа в порошковую бронзу позволяет повысить ее прочность на 80–100 МПа, двухфазного – приводит к снижению прочности на 40–50 МПа. Введение 1 % однофазного алюминидов железа и 0,2–1 % двухфазного алюминидов вызывает изменение морфологии структуры порошковой бронзы вследствие легирования основы алюминием и железом.

**Ключевые слова:** порошковые материалы на основе железа и меди, алюминиды железа, структура, плотность, прочность

**Для цитирования:** Влияние ультрадисперсной добавки алюминидов железа на структуру и свойства порошковых материалов на основе железа и меди / Л. Н. Дьячкова [и др.] // Докл. Нац. акад. наук Беларуси. – 2019. – Т. 63, № 3. – С. 360–369. <https://doi.org/10.29235/1561-8323-2019-63-3-360-369>

**Larisa N. Dyachkova<sup>1</sup>, Academician Petr A. Vityaz<sup>2</sup>, Corresponding Member Alexandr Ph. Ilyushchenko<sup>1</sup>,  
Leonora J. Voronetskaya<sup>1</sup>, Andrey I. Letsko<sup>1</sup>, Nikolay M. Parnitsky<sup>1</sup>**<sup>1</sup>*Powder Metallurgy Institute named after O. V. Roman of the National Academy of Sciences of Belarus,  
Minsk, Republic of Belarus*<sup>2</sup>*Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Republic of Belarus***INFLUENCE OF THE ULTRAFINE IRON ALUMINIDE ADDITIVE ON THE STRUCTURE  
AND PROPERTIES OF IRON AND COPPER POWDER MATERIALS**

**Abstract.** The results on the effect of introduction of iron aluminide of various chemical and phase compositions on the structure and mechanical properties of powdered carbon steel and tin bronze are presented. It is shown that the introduction of 0.5 % single-phase iron aluminide  $Fe_3Al$  leads to an increase in the strength of powdered carbon steel by 30–40 MPa, of bi-phase  $Fe_2Al_5-FeAl_3$  – by 80–90 MPa, 1 % – to an insignificant decrease in strength. When a single-phase iron aluminide in the powder steel structure is introduced, a decrease in cementite, differentiation is observed, aluminum diffusion into the substrate occurs, and when two-phase aluminide is introduced, the structure gridding occurs as well. It is established that the introduction of 0.5 % single-phase iron aluminide into powder bronzes makes it possible to increase its strength by 80–100 MPa, two-phase – leads to a reduction in strength by 40–50 MPa. Introduction of 1 % single-phase iron aluminide and 0.2–1 % biphasic aluminide causes a change in the morphology of the structure of the powder bronze due to alloying the copper with aluminum and iron.

**Keywords:** powder materials based on iron and copper, iron aluminides, structure, density, strength

**For citation:** Dyachkova L. N., Vityaz P. A., Ilyushchenko A. Ph., Voronetskaya L. J., Letsko A. I., Parnitsky N. M. Influence of the ultrafine iron aluminide additive on the structure and properties of iron and copper powder materials. *Doklady Natsional'noi akademii nauk Belarusi = Doklady of the National Academy of Sciences of Belarus*, 2019, vol. 63, no. 3, pp. 360–369 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8323-2019-63-3-360-369>

**Введение.** Антифрикционные материалы, обладающие минимальными значениями коэффициента трения и износа трущихся поверхностей, обеспечивают высокую надежность и долговечность узлов трения. Среди них наиболее эффективными являются порошковые композиционные материалы на основе железа (стали и сплавы) и меди (бронзы и латуни) [1–3].

Целесообразность применения порошковых изделий из цветных металлов обусловлена экономической необходимостью, связанной с уменьшением износа сложной или дорогостоящей сопрягаемой детали. Наиболее традиционными порошковыми материалами на основе меди являются оловянистые бронзы, имеющие хорошие механические и триботехнические свойства, а также оловянистые бронзы, легированные хромом, никелем, свинцом. Для работы в узлах трения без жидкой смазки при средних и тяжелых условиях работы, а также в агрессивных средах применяют порошковые хромооловянистые и хромоникелевооловянистые бронзы [4].

Порошковые антифрикционные материалы на основе меди обладают хорошей прирабатываемостью, коррозионной стойкостью, электропроводимостью. В то же время повышенная пластичность материалов на медной основе позволяет использовать их только при невысоких нагрузках, а при высоких нагрузках, как правило, используют композиционные антифрикционные материалы на основе железа.

Для улучшения свойств в порошковые материалы вводят многочисленные добавки в разной концентрации [5–9]. Введение добавок в наносостоянии оказывает более существенное влияние на свойства порошковых материалов, чем в ультрадисперсном, благодаря способности нанодобавок, обладающих высокой активностью, взаимодействовать с основой материала, тем самым упрочняя зерно [8; 10].

Известно [11], что наиболее износостойкими являются материалы с гетерогенной структурой, состоящей из твердых включений, равномерно распределенных в упругопластической металлической матрице. Такая структура позволяет эффективно тормозить движение дислокаций, соответственно, рост зерна как при низких, так и при высоких температурах, а также снизить скорость пластической деформации. При нагружении гетерогенного материала в процессе трения действующая нагрузка распределяется по твердым включениям, а в упругопластической матрице происходит релаксация напряжений.

Введение интерметаллидов в антифрикционные материалы оказывает положительный эффект на их свойства благодаря уникальности физико-механических характеристик интерметаллидов [12]. Однако порошки интерметаллидов имеют различный химический и фазовый состав, а также получают их различными методами, это оказывает влияние на физико-механические свойства, соответственно, в зависимости от состава и метода получения интерметаллидов будет меняться их воздействие на основу антифрикционного материала.

В работе в качестве добавки в антифрикционные материалы на основе железа и меди использовали порошок интерметаллида системы Fe–Al, получаемый МАСВС.

Цель работы – исследование влияния содержания ультрадисперсной добавки алюминида железа на структуру и свойства порошковых материалов на основе железа и меди.

**Материалы и методы исследования.** Реакция синтеза интерметаллидов из элементов является экзотермической [13], что обеспечивает получение их методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Метод позволяет формировать сложные комплексные соединения и многокомпонентные композиции различной дисперсности в одну стадию. Использование предварительной механоактивации реакционных смесей в высокоэнергетических мельницах перед СВС обеспечивает повышение активности порошков и создание однородной мелкозернистой структуры с содержанием растворенных элементов выше значений предельной растворимости [14; 15].

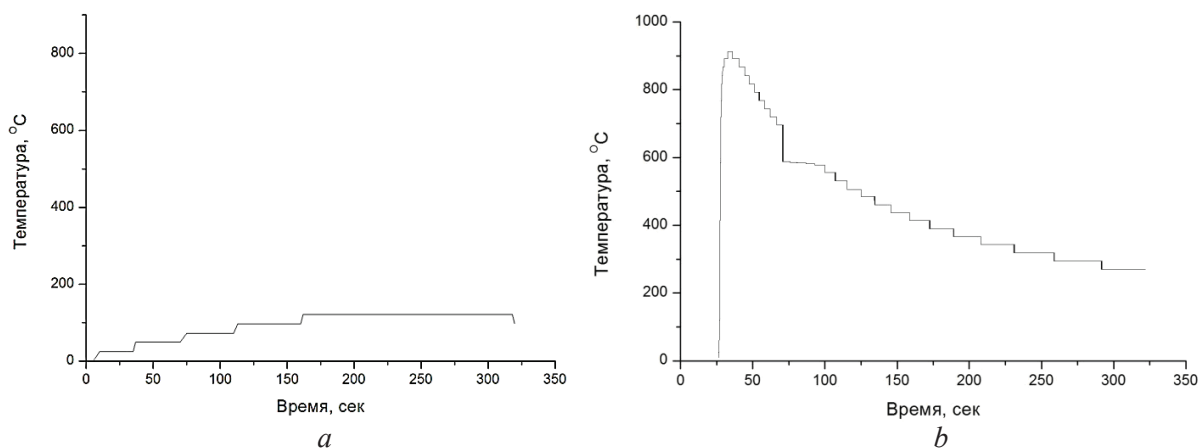


Рис. 1. Динамика температуры горения реакционных смесей системы Fe–Al: *a* – Fe–17 мас. % Al; *b* – Fe–57 мас. % Al  
 Fig. 1. Combustion temperature dynamics of reaction mixtures of Fe–Al: *a* – Fe–17 wt. % Al; *b* – Fe–57 wt. % Al

Механоактивацию реакционных смесей Fe–17 мас. % Al и Fe–57 мас. % Al в работе проводили в планетарной шаровой мельнице Retsch PM 400 (Германия) в течение 1,5 ч при скорости вращения 350 об/мин. СВС полученных смесей осуществляли в экспериментальном реакторе постоянного давления в аргоне. После остывания полученный спек подвергали размолу с последующим просевом полученных порошков и выделением требуемой фракции – менее 3 мкм.

Согласно полученным данным, температура горения для механоактивированных смесей системы Fe–Al составляет 840–912 °С. Процесс горения данных реакционных смесей проходил активно без интенсивного разброса материала. Незначительная динамика кривой горения для реакционной смеси Fe–17 мас. % Al (рис. 1, *a*) свидетельствует как о частичном прохождении реакции в процессе механоактивации, так и о недостаточном количестве запасенной энергии для начала процесса. Нагрев и выдержка в течение 5 мин смеси при 400 °С в шахтной печи позволили провести процесс СВС. Площадки на термограммах (рис. 1, *b*) свидетельствуют об образовании фаз Fe<sub>3</sub>Al, FeAl<sub>2</sub>, Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>, FeAl<sub>3</sub> как наиболее выгодных с термодинамической точки зрения в условиях СВС для системы Fe–Al.

Рентгеноструктурный анализ, проведенный на многоцелевом рентгеновском дифрактометре Ultima IV и дифрактометре общего назначения ДРОН-3.0 в CuK<sub>α</sub> монохроматизированном излучении с использованием системы автоматизации сбора и обработки информации с помощью программы Crystallographica SearchMatch (Oxford), показал, что порошок алюминиды железа с содержанием алюминия 17 % состоит из интерметаллида Fe<sub>3</sub>Al, твердого раствора алюминия в железе и α-Fe, с содержанием 57 % алюминия – интерметаллидов Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> и FeAl<sub>3</sub>, имеются также в небольшом количестве интерметаллиды FeAl и FeAl<sub>2</sub>.

Ультрадисперсную добавку однофазного (с 17 % алюминия) и двухфазного (с 57 % алюминия) алюминиды железа в количестве 0,2; 0,5; 1,0 мас. % вводили в порошковую сталь ЖГр1,5 бронзу БрО10.

Порошковую сталь получали смешиванием порошка железа марки ПЖРВЗ со средним размером частиц 160 мкм, графита марки ГК-2 в количестве 1,5 мас. %, порошковую бронзу – смешиванием порошка меди марки ПМС-1 и олова марки ПО-1 в количестве 10 мас. % в смесителе типа «пьяная бочка» в течение 2 ч при соотношении шары : шихта 1 : 1. Из смешанной шихты прессовали призматические образцы шириной 10 мм, высотой 5,5 мм, длиной 55 мм для определения предела прочности при трехточечном изгибе и цилиндрические образцы диаметром 10 мм, высотой 12 мм для исследования триботехнических свойств. Плотность спрессованных образцов из порошковой стали составила 83–85 %, из порошковой бронзы – 87–88 %. Спрессованные образцы спекали в защитно-восстановительной атмосфере эндогаза в течение 1 ч. Температура спекания порошковой стали 1100 °С, порошковой бронзы – 800 °С.

Испытания на трехточечный изгиб проводили на испытательной машине Tinius Olsen (Англия) при скорости нагружения 2 мм/мин.

Микроструктуру порошков алюминидов и спеченных материалов исследовали методами оптической (на металлографическом микроскопе MEF-3, Австрия) и сканирующей электронной (на микроскопе высокого разрешения Miра, Чехия) микроскопии, распределение элементов в спеченном материале – микрорентгеноспектральным анализом на рентгеноспектральном анализаторе INCA 350 фирмы Oxford Instruments (Англия).

Согласно исследованию на СЭМ, порошок однофазного алюминида железа имеет размер частиц 1,5–4,8 мкм, двухфазного – 1,0–3,5 мкм

Микродюрометрический анализ порошков алюминидов, проведенный на микротвердомере Akashi (Япония) при нагрузках 25 и 200 г, выявил, что микротвердость порошка Fe–17 мас. % Al 0,3–0,64 ГПа, Fe–57 мас. % Al – 0,67–1,0 ГПа.

**Результаты и их обсуждение.** Исследование относительной плотности образцов из порошковой стали показало, что при введении однофазного алюминида железа плотность повышается до 89 %, двухфазного – до 90,2 % (рис. 2, *a*). При введении однофазного алюминида относительная

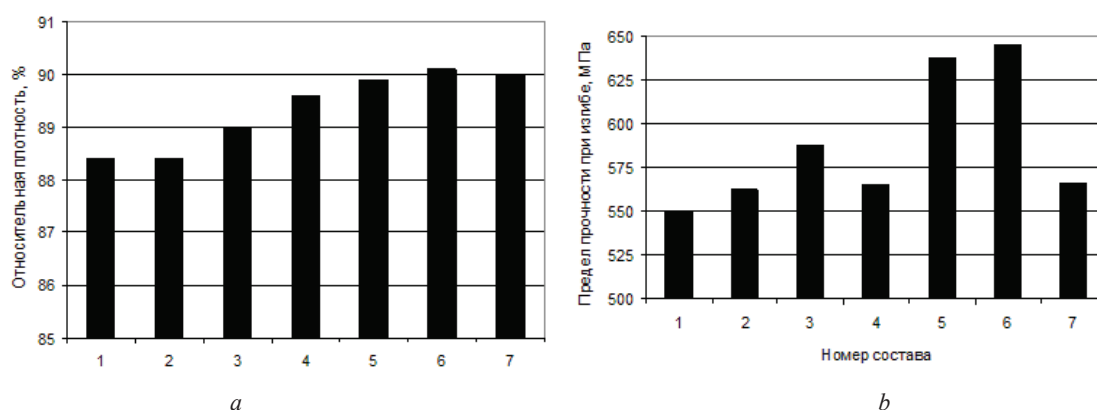


Рис. 2. Влияние содержания добавки алюминида железа на плотность (*a*) и прочность (*b*) порошкового материала ЖГр1,5: 1 – без добавки; 2 – 0,2 % Fe<sub>3</sub>Al; 3 – 0,5 % Fe<sub>3</sub>Al; 4 – 1 % Fe<sub>3</sub>Al; 5 – 0,2 % Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>–FeAl<sub>3</sub>; 6 – 0,5 % Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>–FeAl<sub>3</sub>; 7 – 1 % Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>–FeAl<sub>3</sub>

Fig. 2. The effect of the iron aluminide additive content on the density (*a*) and strength (*b*) of sintered powder material FGr1.5: 1 – without additive; 2 – 0.2 % Fe<sub>3</sub>Al; 3 – 0.5 % Fe<sub>3</sub>Al; 4 – 1 % Fe<sub>3</sub>Al; 5 – 0.2 % Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>–FeAl<sub>3</sub>; 6 – 0.5 % Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>–FeAl<sub>3</sub>; 7 – 1 % Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>–FeAl<sub>3</sub>

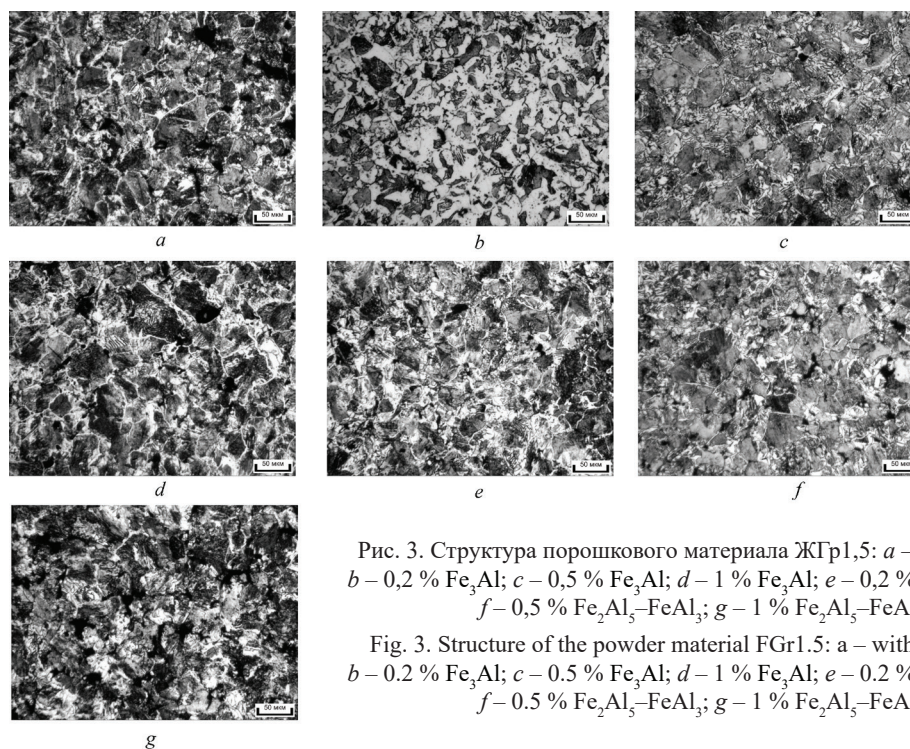


Рис. 3. Структура порошкового материала ЖГр1,5: *a* – без добавки; *b* – 0,2 % Fe<sub>3</sub>Al; *c* – 0,5 % Fe<sub>3</sub>Al; *d* – 1 % Fe<sub>3</sub>Al; *e* – 0,2 % Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>–FeAl<sub>3</sub>; *f* – 0,5 % Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>–FeAl<sub>3</sub>; *g* – 1 % Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>–FeAl<sub>3</sub>

Fig. 3. Structure of the powder material FGr1.5: *a* – without additive; *b* – 0.2 % Fe<sub>3</sub>Al; *c* – 0.5 % Fe<sub>3</sub>Al; *d* – 1 % Fe<sub>3</sub>Al; *e* – 0.2 % Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>–FeAl<sub>3</sub>; *f* – 0.5 % Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>–FeAl<sub>3</sub>; *g* – 1 % Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>–FeAl<sub>3</sub>

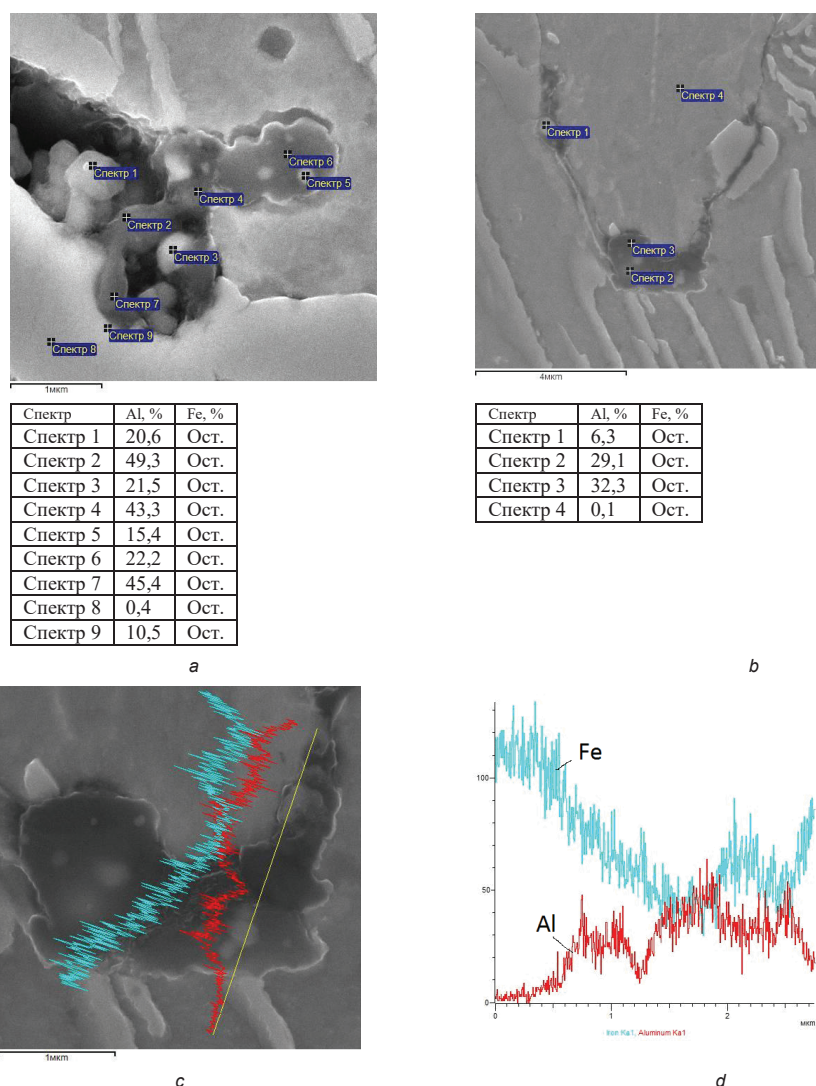


Рис. 4. Микрорентгеноспектральный анализ основы и включений в порошковом материале ЖГр1,5: *a* – двухфазный алюминид; *b, c, d* – однофазный алюминид; *a, b* – точечный анализ включения и основы, X45000; *c, d* – распределение железа и алюминия, X45000; *a* – X35000; *b* – X15000

Fig. 4. Micro-X-ray spectral analysis of the base and inclusions in powder material FeGr1.5: *a* – biphasic aluminate; *b, c, d* – single-phase aluminate; *a, b* – point inclusion and base point analysis, X450; *c, d* – distribution of iron and aluminum, X45000; *a* – X35000; *b* – X15000

плотность монотонно повышается с увеличением содержания добавки от 0,2 до 1 мас. %, а при введении двухфазного алюминида плотность практически не зависит от содержания добавки.

Прочность порошковой стали с добавкой алюминида железа (рис. 2, *b*) не имеет прямой зависимости от относительной плотности. Увеличение количества алюминида железа до 0,5 % приводит к повышению прочности на 30–40 МПа (при введении однофазного алюминида) и на 80–90 МПа (при введении двухфазного алюминида железа), а до 1 % – к незначительному снижению прочности в случае введения однофазного алюминида железа, и на 60–65 МПа – при введении двухфазного алюминида железа.

Повышение прочности при введении 0,5 % алюминида объясняется уменьшением количества цементита и разнотерности структуры в порошковой стали с добавкой Fe<sub>3</sub>Al (рис. 3, *b, f*) по сравнению со сталью без добавки (рис. 3, *a*), а в случае двухфазного алюминида – еще и более мелкозернистой структурой благодаря меньшему размеру частиц двухфазного алюминида (рис. 4, *a*) и меньшим количеством феррита (рис. 3, *e–g*). Уменьшение прочности при введении 1 % добавки

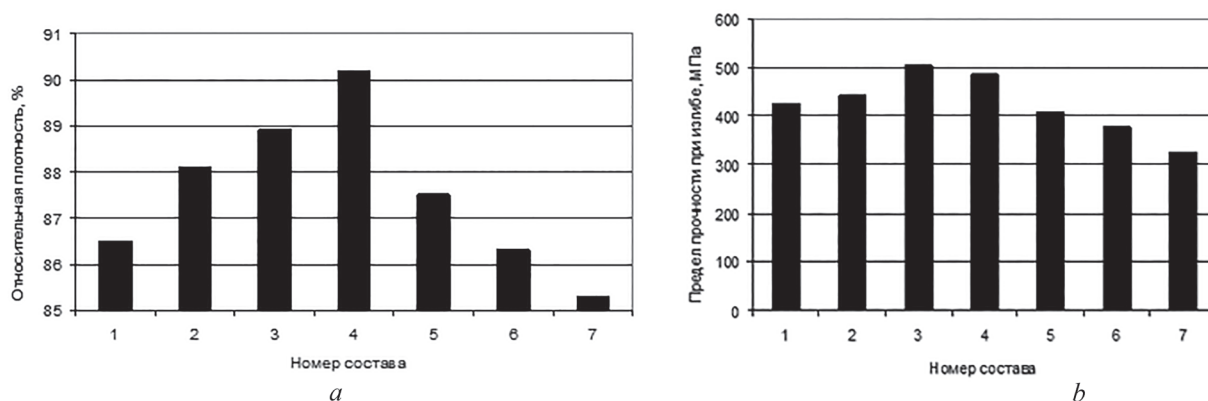


Рис. 5. Влияние содержания добавки алюминиды железа на плотность (а) и прочность (b) порошковой бронзы БрО10: 1 – без добавки; 2 – 0,2 %  $Fe_3Al$ ; 3 – 0,5 %  $Fe_3Al$ ; 4 – 1 %  $Fe_3Al$ ; 5 – 0,2 %  $Fe_2Al_5-FeAl_3$ ; 6 – 0,5 %  $Fe_2Al_5-FeAl_3$ ; 7 – 1 %  $Fe_2Al_5-FeAl_3$

Fig. 5. The effect of the iron aluminide additive content on the density (a) and strength (b) of powder bronze CuSn10: 1 – without additive; 2 – 0.2 %  $Fe_3Al$ ; 3 – 0.5 %  $Fe_3Al$ ; 4 – 1 %  $Fe_3Al$ ; 5 – 0.2 %  $Fe_2Al_5-FeAl_3$ ; 6 – 0.5 %  $Fe_2Al_5-FeAl_3$ ; 7 – 1 %  $Fe_2Al_5-FeAl_3$

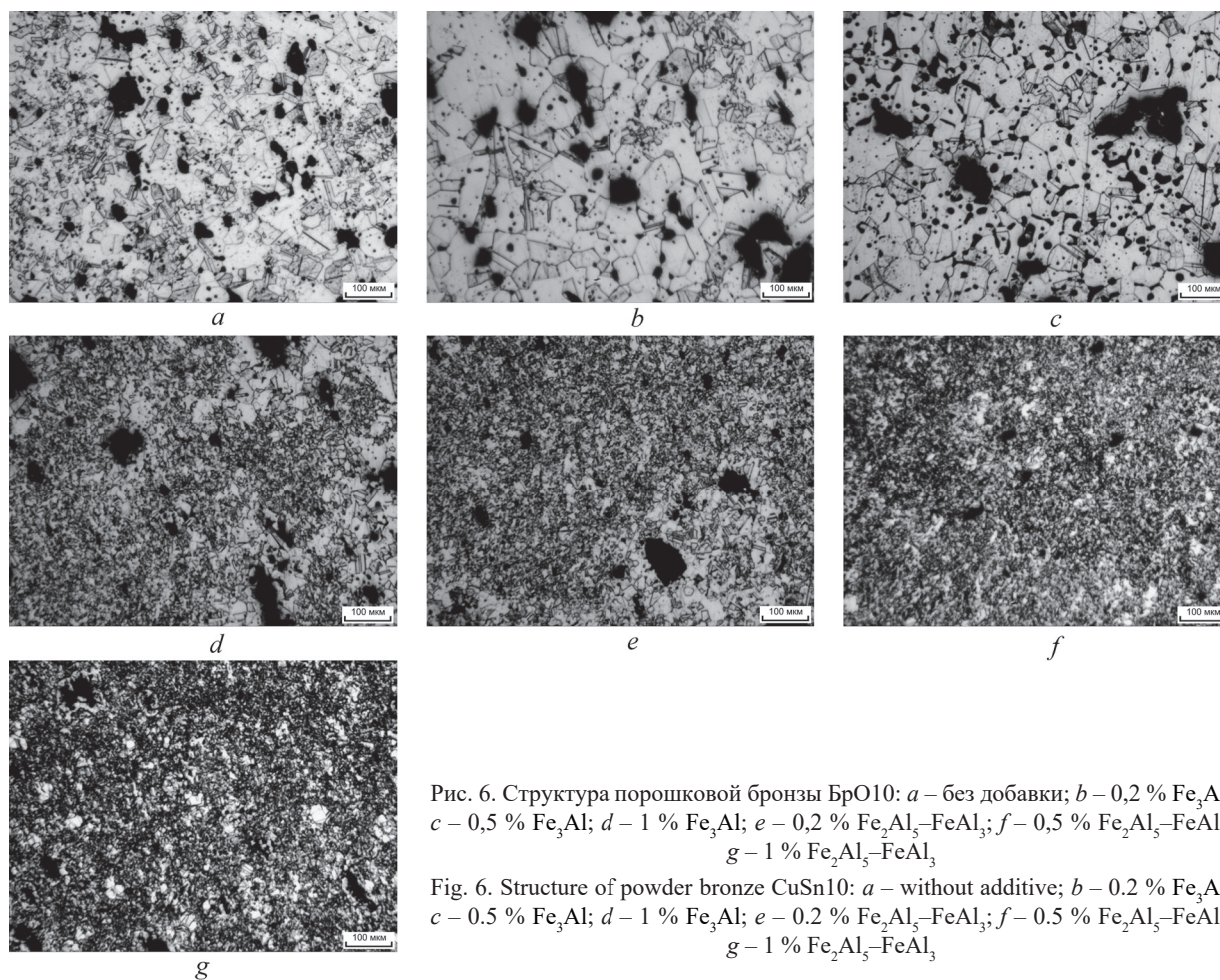


Рис. 6. Структура порошковой бронзы БрО10: а – без добавки; б – 0,2 %  $Fe_3Al$ ; с – 0,5 %  $Fe_3Al$ ; д – 1 %  $Fe_3Al$ ; е – 0,2 %  $Fe_2Al_5-FeAl_3$ ; ф – 0,5 %  $Fe_2Al_5-FeAl_3$ ; г – 1 %  $Fe_2Al_5-FeAl_3$

Fig. 6. Structure of powder bronze CuSn10: а – without additive; б – 0.2 %  $Fe_3Al$ ; с – 0.5 %  $Fe_3Al$ ; д – 1 %  $Fe_3Al$ ; е – 0.2 %  $Fe_2Al_5-FeAl_3$ ; ф – 0.5 %  $Fe_2Al_5-FeAl_3$ ; г – 1 %  $Fe_2Al_5-FeAl_3$

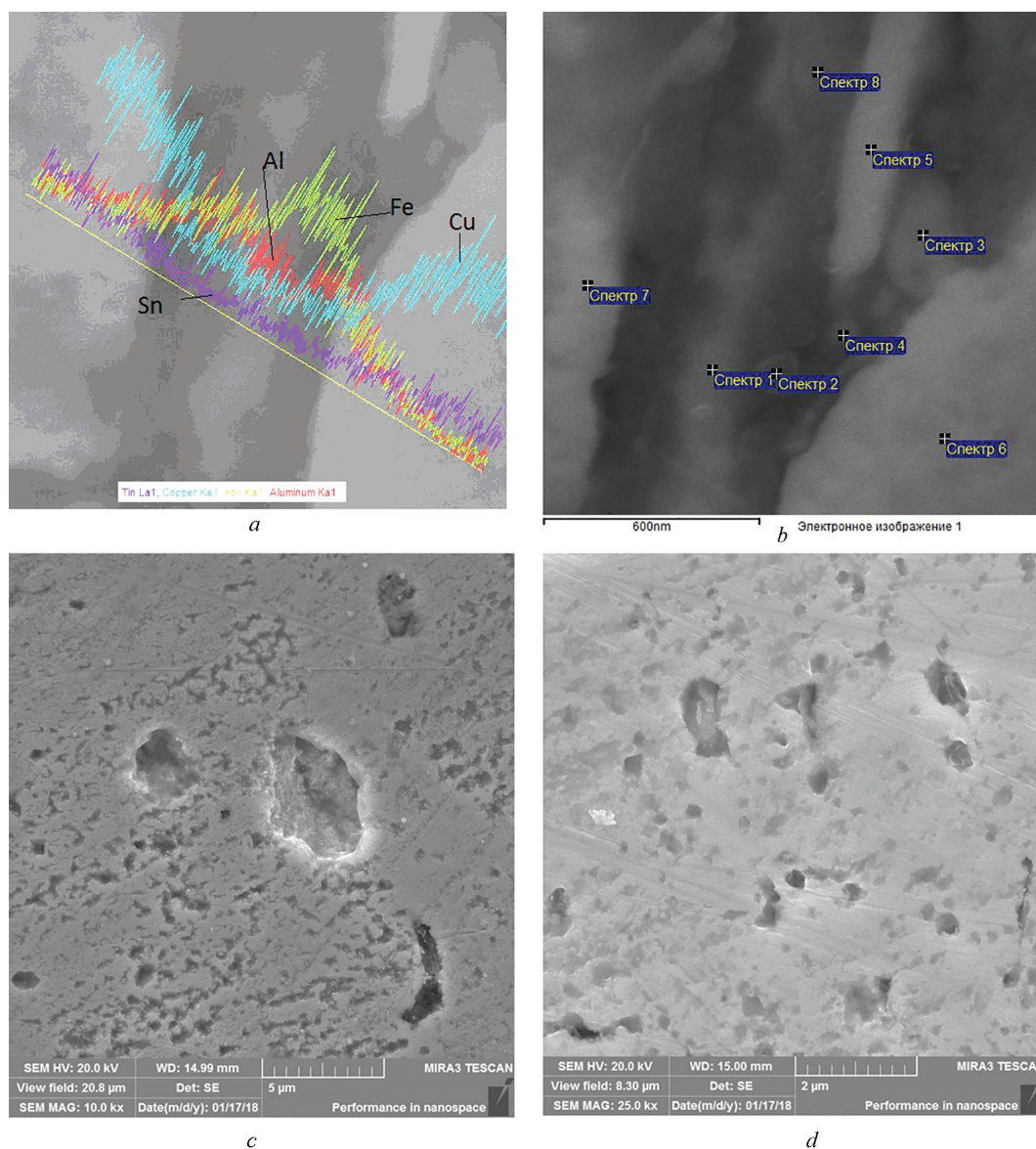


Рис. 7. Включения алюминидов в порошковой бронзе БрО10 и распределение элементов: *a, b, c* –  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ; *d* –  $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{-FeAl}_3$ ; *a* – распределение элементов в алюминиде и медной основе; *b* – точечный анализ; *c, d* – в отраженных электронах

Fig. 7. Inclusions of aluminide in powder bronze CuSn10 and distribution of elements: *a, b, c* –  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ; *d* –  $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{-FeAl}_3$ ; *a* – distribution of elements in aluminide and copper base; *b* – point analysis; *c, d* – in the back scattering electrons

#### Точечный анализ основы и интерметаллида (рис. 7, *b*)

##### The point analysis of base material and inclusions of aluminide (Fig. 7, *b*)

Спектр Spectrum	Al, %	Fe, %	Sn, %	Cu, %
1	16,1	47,3	4,1	Ост.
2	23,3	27,5	5,0	Ост.
3	10,9	47,3	4,7	Ост.
4	17,3	31,5	5,1	Ост.
5	17,1	54,1	3,4	Ост.
6	2,6	2,0	10,5	Ост.
7	8,5	6,5	9,0	Ост.
8	19,7	38,2	5,4	Ост.

обусловлено увеличением количества феррита (рис. 3, *d, g*) и ослаблением границ располагающимися преимущественно по границам зерен включениями алюминидов (рис. 4, *b*).

Исследование структуры при большом увеличении и МРСА позволило выявить, что алюминид железа взаимодействует с основой, участки алюминидов на границе с основой содержат меньшее количество алюминия (рис. 4, *c, d*).

Влияние введения однофазного и двухфазного алюминидов на изменение плотности при спекании порошковой бронзы БрО10 такое же, как и порошковой стали ПК100 (рис. 5, *a*): добавка однофазного алюминидов железа вызывает усадку образцов, двухфазного – рост. Такую же зависимость прочности от добавки алюминидов, как порошковая сталь, имеет и порошковая бронза (рис. 5, *b*). Наибольшую прочность имеет порошковая бронза с добавкой 0,5 % однофазного алюминидов железа. Это объясняется, по-видимому, тем, что равномерно распределенные включения интерметаллида в основе (рис. 6) служат препятствиями при движении дислокаций и способствуют измельчению структуры. Увеличение содержания алюминидов до 1 % вызывает изменение морфологии структуры порошковой бронзы (рис. 6, *d*). Происходит это, как показал микрорентгеноспектральный анализ, вследствие легирования основы алюминием и железом. Снижение прочности порошковой бронзы при введении двухфазного алюминидов также объясняется изменением морфологии структуры (рис. 6, *e–g*), причем такая структура формируется уже при содержании 0,2 % добавки. Происходит это потому, что частицы двухфазного алюминидов существенно меньше, чем однофазного (1,0–3,5 и 1,5–4,8 мкм соответственно) (рис. 6, *c, d*), и диффузия железа и алюминия в основу происходит значительно быстрее.

На рис. 7, *a* видно, что содержание железа и алюминия плавно уменьшается при переходе в медную матрицу. Согласно точечному анализу, содержание алюминия изменяется от 27,5 % в центре алюминидов (рис. 7, *b*, спектр 1, таблица) до 8,5 % в основе на расстоянии 0,2 мкм от включения (рис. 7, *b*, спектр 7, таблица) и до 2,6 % – на расстоянии 0,5 мкм от включения (рис. 7, *b*, спектр 6, таблица), а содержание железа – от 47,3 до 6,5 % и до 2 % соответственно.

**Заключение.** Исследовано влияние введения алюминидов железа различного химического и фазового состава на структуру и механические свойства порошковой углеродистой стали и оловянистой бронзы. Показано, что введение 0,5 % однофазного алюминидов приводит к повышению прочности порошковой углеродистой стали на 30–40 МПа, двухфазного – на 80–90 МПа, 1 % – к незначительному снижению прочности. При введении 0,2–0,5 % однофазного алюминидов железа в структуре порошковой стали наблюдается уменьшение содержания цементита, разноразмерности, происходит диффузия алюминия в основу, двухфазного алюминидов – еще и измельчение зерна.

Установлено, что введение 0,5 % однофазного алюминидов железа в порошковую бронзу позволяет повысить ее прочность на 80–100 МПа, двухфазного – приводит к снижению прочности на 40–50 МПа. Введение 1 % однофазного алюминидов железа и 0,2–1 % двухфазного алюминидов вызывает изменение морфологии структуры порошковой бронзы вследствие легирования основы алюминием и железом.

### Список использованных источников

1. Батаев, А. А. Композиционные материалы: строение, получение, применение / А. А. Батаев, В. А. Батаев. – М., 2006. – 400 с.
2. Федорченко, И. М. Композиционные спеченные антифрикционные материалы / И. М. Федорченко, Л. И. Пугина. – Киев, 1980. – 404 с.
3. Порошковая металлургия, материалы, технология, свойства, области применения / И. М. Федорченко [и др.]. – Киев, 1985. – 624 с.
4. Порошковая металлургия и напыленные покрытия / В. Н. Анциферов [и др.]. – М., 1987. – 792 с.
5. Модифицирование материалов и покрытий наноразмерными алмазосодержащими добавками / П. А. Витязь [и др.]. – Минск, 2011. – 527 с.



6. Sadykov, F. A. Wear of copper and its alloys with submicrocrystalline structure / F. A. Sadykov, N. P. Barykin, I. R. Aslanyan // *Wear*. – 1999. – Vol. 225–229. – P. 649–655. [https://doi.org/10.1016/s0043-1648\(98\)00374-3](https://doi.org/10.1016/s0043-1648(98)00374-3)
7. Li, Ai-min. Mechanical properties and microstructure of Fe–Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite with Cr, Mo и Ti / Ai-min Li, Sun Kangning, Bi Jiangiang // *Trans. Nonferrous Metals Soc. China*. – 2003. – Vol. 13, N 4. – P. 860–863.
8. Дьячкова, Л. Н. Исследование влияния добавок механоактивированных порошков оксидов на структуру и свойства порошкового материала на основе железа / Л. Н. Дьячкова, Т. Л. Талако // *Инженерия поверхности. Новые порошковые композиционные материалы. Сварка: в 2 ч.* – Минск, 2009. – Ч. 2. – С. 65–70.
9. Дьячкова, Л. Н. Исследование процесса повышения механических и триботехнических свойств порошковых материалов на основе железа введением ультрадисперсных добавок / Л. Н. Дьячкова, И. Н. Лецко // *Весті Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-техн. навук.* – 2007. – № 3. – С. 21–26.
10. Гусев, А. И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии / А. И. Гусев. – М., 2005. – 416 с.
11. Гаркунов, Д. Н. Триботехника (износ и безызносность) / Д. Н. Гаркунов. – М., 2001. – 616 с.
12. Карапетян, Г. Х. Износостойкие порошковые материалы с интерметаллидным упрочнением. I. Беспористые материалы антифрикционного назначения / Г. Х. Карапетян, Х. Л. Акопов, Ф. Х. Карапетян // *Порошковая металлургия*. – 1987. – № 4. – С. 75–79.
13. Mechanically activated synthesis studied by X-ray diffraction in the Fe–Al system / F. Chariot [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 1999. – Vol. 262, N 1–2. – P. 279–288. [https://doi.org/10.1016/s0921-5093\(98\)01017-x](https://doi.org/10.1016/s0921-5093(98)01017-x)
14. Application of the mechanical activation and self-propagating high-temperature synthesis for preparation of monophasic ultrafine compounds / M. A. Korchagin [et al.] // *Problems of Material Sciences*. – 2002. – N 1 (29). – P. 418–423.
15. Влияние механохимической активации на концентрационные границы самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / Т. Ф. Григорьева [и др.] // *Докл. РАН*. – 1999. – Т. 369, № 3. – С. 345–347.

## References

1. Bataev A. A., Bataev V. A. *Composite materials: structure, production, application*. Moscow, 2006. 400 p. (in Russian).
2. Fedorchenko I. M., Pugina L. I. *Composite sintered antifriction materials*. Kiev, 1980. 404 p. (in Russian).
3. Fedorchenko I. M. [et al.]. *Powder metallurgy, materials, technology, properties, applications*. Kiev, 1985. 624 p. (in Russian).
4. Antsiferov V. N., Bobrov G. V., Druzhinin L. K., Kiparisov S. S., Kostikov V. I., Krupin A. V., Kudinov V. V., Libenson G. A., Mitin B. S., Roman O. V. *Powder metallurgy and sprayed coatings*. Moscow, 1987. 792 p. (in Russian).
5. Knight P. A. [et al.]. *Modification of materials and coatings with nanoscale diamond-containing additives*. Minsk, 2011. 527 p. (in Russian).
6. Sadykov F. A., Barykin N. P., Aslanyan I. R. Wear of copper and its alloys with submicrocrystalline structure. *Wear*, 1999, vol. 225–229, pp. 649–655. [https://doi.org/10.1016/s0043-1648\(98\)00374-3](https://doi.org/10.1016/s0043-1648(98)00374-3)
7. Ai-min Li, Sun Kangning, Bi Jiangiang. Mechanical properties and microstructure of Fe–Al / Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite with Cr, Mo and Ti. *Trans. Nonferrous Metals Soc. China*, 2003, vol. 13, no. 4, pp. 860–863.
8. Dyachkova L. N., Talako T. L. Investigation of the effect of additives of mechanically activated powders of oxides on the structure and properties of a powder material based on iron. *Surface engineering. New powder composite materials. Welding: in 2 part*. Minsk, 2009, part 2, pp. 65–70 (in Russian).
9. Dyachkova L. N., Letsko I. N. Investigation of the process of increasing the mechanical and tribological properties of iron-based powder materials by introducing ultradispersed additives. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2007, no. 3, pp. 21–26.
10. Gusev A. I. *Nanomaterials, nanostructures, nanotechnologies*. Moscow, 2005. 416 p. (in Russian).
11. Garkunov D. N. *Tribotechnika (wear and non-weariness)*. Moscow, 2001. 616 p. (in Russian).
12. Karapetyan G. Kh., Akopov H. L., Karapetyan F. Kh. Wear-resistant powder materials with intermetallic hardening. I. Bessporous materials of antifriction use. *Powder metallurgy*, 1987, no. 4, pp. 75–79 (in Russian).
13. Chariot F., Gaffet E., Zeghmati B., Bernard F., Niepce J. C. Mechanically activated synthesis studied by X-ray diffraction in the Fe–Al system. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, vol. 262, no. 1–2, pp. 279–288. [https://doi.org/10.1016/s0921-5093\(98\)01017-x](https://doi.org/10.1016/s0921-5093(98)01017-x)
14. Korchagin A. A. [et al.]. Application of the mechanical activation and self-propagating high-temperature synthesis for the preparation of monophasic ultrafine compounds. *Problems of Material Sciences*, 2002, vol. 1 (29), pp. 418–423.
15. Grigoryeva T. F. [et al.] The influence of mechanochemical activation on the concentration boundaries of self-propagating high-temperature synthesis. *Doklady Rossiiskoi akademii nauk [Herald of the Russian Academy of Sciences]*, 1999, vol. 369, no. 3, pp. 345–347 (in Russian).

**Информация об авторах**

*Дьячкова Лариса Николаевна* – д-р техн. наук, доцент, заведующий лабораторией. Институт порошковой металлургии им. О. В. Романа (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: dyachkova@tut.by.

*Витязь Петр Александрович* – академик, д-р техн. наук, профессор. Президиум НАН Беларуси (пр. Независимости, 66, 220072, Минск, Республика Беларусь).

*Ильющенко Александр Федорович* – член-корреспондент, д-р техн. наук, профессор, директор. Институт порошковой металлургии им. О. В. Романа (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: alexil@mailbelpak.by.

*Воронетская Леонора Яковлевна* – науч. сотрудник. Институт порошковой металлургии им. О. В. Романа (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь).

*Лецко Андрей Иванович* – канд. техн. наук, доцент, заведующий лабораторией. Институт порошковой металлургии им. О. В. Романа (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: letsko@tut.by.

*Парницкий Николай Михайлович* – мл. науч. сотрудник. Институт порошковой металлургии им. О. В. Романа (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь).

**Information about the authors**

*Dyachkova Larisa Nikolaevna* – D. Sc. (Engineering), Associate professor, Head of the Laboratory. Powder Metallurgy Institute named after O. V. Roman (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: dyachkova@tut.by.

*Vityaz Petr Alexandrovich* – Academician, D. Sc. (Engineering), Professor. Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus (66, Nezavisimosti Ave., 220072, Minsk, Republic of Belarus).

*Ilyushchenko Alexandr Phedorovich* – Corresponding Member, D. Sc. (Engineering), Professor, Director. Powder Metallurgy Institute named after O. V. Roman (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: alexil@mailbelpak.by.

*Voronetskaya Leonora Jakovlevna* – Researcher. Powder Metallurgy Institute named after O. V. Roman (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus).

*Letsko Andrey Ivanovich* – Ph. D. (Engineering), Associate professor, Head of the Laboratory. Powder Metallurgy Institute named after O. V. Roman (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: letsko@tut.by.

*Parnitsky Nikolay Mikhaylovich* – Junior researcher. Powder Metallurgy Institute named after O. V. Roman (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus).