



УДК 621.762.8

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-4-16-27>

Научная статья

Research article



Псевдосплавы на основе железа антифрикционного назначения с повышенными механическими и триботехническими свойствами, разработанные в Институте порошковой металлургии имени академика О.В. Романа НАН Беларуси

Л. Н. Дьячкова¹✉, П. А. Витязь²

¹ Институт порошковой металлургии имени академика О.В. Романа
Беларусь, 220005, г. Минск, ул. Платонова, 41

² Президиум Национальной академии наук Беларуси
Беларусь, 220072, г. Минск, пр-т Независимости, 66

✉ dyachkova@tut.by

Аннотация. Представлены результаты проведенных в Институте порошковой металлургии имени академика О.В. Романа (Беларусь) работ по изучению процессов получения псевдосплавов антифрикционного назначения с каркасом на основе железа и разработке способов повышения их механических и триботехнических свойств. Создана расчетная модель параметрически нестационарной высокотемпературной инфильтрации, позволившая рассчитать время заполнения пор и оптимизировать режим получения псевдосплавов. Выявлены особенности распределения углерода в стальном каркасе псевдосплава при изотермической выдержке и термической обработке из-за воздействия медной фазы. Показано, что после изотермической выдержки содержание углерода в приграничной с медной фазой области стального каркаса меньше, чем в центре, а после закалки и высокотемпературного отпуска на границе с медной фазой образуется область с повышенным содержанием углерода. Установлены механизмы, обеспечивающие повышение механических и триботехнических свойств псевдосплавов на основе железа с помощью разработанных способов: штамповкой при оптимальной температуре; увеличением выдержки при высокотемпературном отпуске после закалки; высоко- и низкотемпературной термомеханической обработкой при оптимальных режимах; легированием стального каркаса никелем или хромом; модифицированием структуры введением ультрадисперсных алмазов, ультрадисперсного оксида алюминия, нанодисперсного оксида циркония, смеси наноразмерных оксидов железа, никеля и цинка, а также алюминидов никеля, железа, титана (однофазных или двухфазных) и композитов на их основе, молибдата кальция или гексагонального нитрида бора; легированием инфильтрата оловом, никелем, хромом и введением в него ультрадисперсного оксида алюминия. Приведены достигнутые значения прочности, твердости, ударной вязкости, коэффициента трения, предельного давления схватывания, износостойкости, параметра PV . Установлен механизм изнашивания псевдосплавов с повышенными свойствами. Показано, что в процессе трения происходит образование наноразмерной пористости и лакун, являющихся дополнительными резервуарами для смазки, что улучшает условия трения, препятствует переносу в эти места меди, обеспечивает снижение коэффициента трения и повышения износостойкости.

Ключевые слова: псевдосплавы на основе железа, инфильтрация, структура, фазовый состав, механические, триботехнические свойства, термическая, термомеханическая обработки, добавки

Для цитирования: Дьячкова Л.Н., Витязь П.А. Псевдосплавы на основе железа антифрикционного назначения с повышенными механическими и триботехническими свойствами, разработанные в Институте порошковой металлургии имени академика О.В. Романа НАН Беларуси. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2025;19(4):16–27. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-4-16-27>

Iron-based pseudosalloys for antifriction applications with enhanced mechanical and tribological properties developed at the O.V. Roman Powder Metallurgy Institute of the National Academy of Sciences of Belarus

L. N. Dyachkova¹✉, P. A. Vityaz²

¹ State Research Institution O.V. Roman Powder Metallurgy Institute, National Academy of Sciences of Belarus
41 Platonov Str., Minsk 220005, Belarus

² Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus
66 Nezavisimosti Prosp., Minsk 220072, Belarus

✉ dyachkova@tut.by

Abstract. The paper presents the results of research carried out at the O.V. Roman Powder Metallurgy Institute (Belarus) on the production of iron-based pseudosalloys for antifriction applications and the development of methods for improving their mechanical and tribological properties. A computational model of parametrically non-stationary high-temperature infiltration was developed, enabling the calculation of pore-filling time and optimization of the pseudosalloy fabrication mode. The features of carbon distribution in the iron skeleton of the pseudosalloy during isothermal holding and subsequent heat treatment under the influence of the copper phase were identified. It was shown that after isothermal holding, the carbon content in the region of the skeleton adjacent to the copper phase is lower than in its center, whereas after quenching and high-temperature tempering, a carbon-enriched zone forms at the interface with the copper phase. The mechanisms responsible for improving the mechanical and tribological properties of pseudosalloys using the developed methods were established. These include: stamping at the optimum temperature; extended holding during high-temperature tempering after quenching; high- and low-temperature thermomechanical treatments under optimized conditions; alloying the iron matrix with nickel or chromium; and structural modification through the introduction of ultradispersed diamonds, ultradispersed aluminum oxide, nanodispersed zirconium oxide, mixtures of nanosized oxides of iron, nickel, and zinc, single- or two-phase aluminides of nickel, iron, or titanium and their composites, calcium molybdate, or hexagonal boron nitride, as well as alloying the infiltrate with tin, nickel, or chromium and the addition of ultradispersed aluminum oxide. The obtained strength, hardness, impact toughness, friction coefficient, limit seizure pressure, wear resistance, and *PV* parameter values are reported. The wear mechanism of pseudosalloys with enhanced properties was determined. It was demonstrated that during friction, nanoscale porosity and voids form, serving as additional reservoirs for lubricant, thereby improving friction conditions, preventing copper transfer into these areas, reducing the coefficient of friction, and increasing wear resistance.

Keywords: iron-based pseudosalloys, infiltration, structure, phase composition, mechanical properties, tribotechnical properties, heat treatment, thermomechanical treatments, additives

For citation: Dyachkova L.N., Vityaz P.A. Iron-based pseudosalloys for antifriction applications with enhanced mechanical and tribological properties developed at the O.V. Roman Powder Metallurgy Institute of the National Academy of Sciences of Belarus. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2025;19(4):16–27. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-4-16-27>

Введение

Статья посвящена памяти Олега Владиславовича Романа – основателя порошковой металлургии в Беларуси, первого директора Института порошковой металлургии, первого генерального директора Белорусского республиканского НПО порошковой металлургии. Его основными научными интересами были теоретические и экспериментальные исследования импульсных процессов обработки материалов, в том числе сварки взрывом. Однако он уделял большое внимание и вопросам теории и практики классических процессов порошковой металлургии, в частности созданию составов порошковых антифрикционных материалов с повышенными механическими и триботехническими свойствами для

деталей тяжело нагруженных узлов трения различного назначения. Именно этой тематике посвящена настоящая статья.

В тяжело нагруженных узлах трения, работающих при значительных давлениях и в широком диапазоне температур, тонкая граничная пленка смазки не предохраняет поверхности подшипника скольжения от пластической деформации, в результате его износ существенно возрастает [1]. В связи с этим антифрикционные материалы должны обладать высокими объемной механической прочностью и ее стабильностью при рабочих температурах, триботехническими свойствами, повышенной теплопроводностью для отвода и рассеивания тепла, генерируемого в зоне трения, а также коррозионной стойкостью и устойчивостью против окисления при повышенных

температурах, следовательно в первую очередь они должны иметь минимальную пористость.

Наиболее широкое применение для тяжело-нагруженных узлов трения нашли порошковые антифрикционные материалы на основе железа, обладающие высокой износостойкостью и предельно допустимой нагрузкой. Для повышения их прочности применяют легирование углеродом, медью, марганцем, хромом, никелем, молибденом и др., а также термическую и химико-термическую обработки [2]. Низкий коэффициент трения и высокая износостойкость достигаются введением твердых смазок, различных твердых ультра- или наноразмерных включений (карбиды, бориды, оксиды, стекло, интерметаллиды и др.) [3]. Для снижения пористости применяют процессы пластической деформации, горячего динамического или изостатического прессования [4], спекание в присутствии жидкой фазы [5].

Весьма перспективным методом снижения пористости, повышения механических, триботехнических свойств и теплопроводности является инфильтрация порошкового каркаса на основе железа медными сплавами [6] – так называемые псевдосплавы. Кроме вышеперечисленных свойств они обладают высокими термо- и жаростойкостью, демпфирующей способностью при вибрационном нагружении, электроэрозийной стойкостью, теплостойкостью. Псевдосплавы применяют для изготовления изделий как антифрикционного, так и конструкционного назначений.

Целью настоящей статьи являлся обзор работ, проведенных в Институте порошковой металлургии имени академика О.В. Романа по изучению процессов получения псевдосплавов с каркасом на основе железа антифрикционного назначения и разработке способов повышения их механических и триботехнических характеристик.

Методика исследований

Для исследований использовали порошки железа, меди, олова и графита карандашного в состоянии поставки. Добавки, вводимые для повышения свойств, будут описаны ниже. Для прессования применяли гидравлический пресс, для инфильтрации – проходную печь с атмосферой эндогаза.

Структуру материалов исследовали с помощью металлографического микроскопа МЕФ-3 (Австрия), сканирующего электронного микроскопа высокого разрешения Mira (Чехия) с микрорентгеноспектральным анализатором INCA 350 (Англия). Фазовый состав и тонкую структуру изучали на дифрактометре высокого разрешения Ultima IV Rigaku с кобальтовым анодом (Япония) в CuK_α -излучении. Механические свойства определяли по стандартным методикам, триботехнические характеристики – при

испытании на машине трения МТ-2 при скорости скольжения 2,5–7,0 м/с на трех образцах диаметром 10 мм, высотой 12 мм с умеренной (6–8 капель в минуту) подачей смазки (индустриальное масло И-20) в центр контртела. Износ образцов измеряли на оптиметре с точностью 0,001 мм. В качестве контртела применяли диски из закаленной стали 45 твердостью 42–45 HRC.

Результаты и их обсуждение

При изучении процессов получения псевдосплавов была разработана расчетная модель параметрически нестационарной высокотемпературной инфильтрации, в которой учтены изменения структурных параметров каркаса и физических свойств жидкой фазы, обусловленные процессами диффузии, растворения и жидкофазной перегруппировки частиц каркаса. Она позволила установить, что в зависимости от размера пор и вязкости инфильтрата под действием капиллярных сил поровое пространство заполняется медным сплавом за 30–60 с [7]. Однако за это время не успевают пройти процессы формирования структуры в стальном каркасе, особенно без предварительного спекания, что не позволяет достичь необходимого уровня свойств материала. Поэтому при температуре инфильтрации проводилась изотермическая выдержка, в ходе которой формируются однородная структура каркаса, необходимая морфология медной фазы, переходные слои в межфазной области твердых растворов железа в меди и меди в железе, а также происходит заполнение микропор медным сплавом. Это обеспечивает высокие прочность, износостойкость, теплопроводность и низкий коэффициент трения материала [8; 9], что подтверждает правильность предложенной модели антифрикционного материала.

Наличие меди в псевдосплаве существенно влияет на формирование структуры каркаса из углеродистой стали при изотермической выдержке, в особенности при инфильтрации неспекенного каркаса, когда процессы образования твердого раствора углерода в железе и инфильтрации протекают одновременно. Как было установлено ранее [10], медь, находящаяся в приграничных участках частиц каркаса, замедляет граничную диффузию углерода в железо, оттесняет углерод вглубь частиц, в результате содержание углерода в приграничном с медной фазой слое меньше. Микрорентгеноспектральный анализ структуры выявил, что в участках стального каркаса на границе с медной фазой инфильтрата интенсивность излучения углерода более чем в 2 раза меньше, чем в центре участка стального каркаса (рис. 1).

Полученное строение структуры псевдосплава после инфильтрации и изотермической выдержки

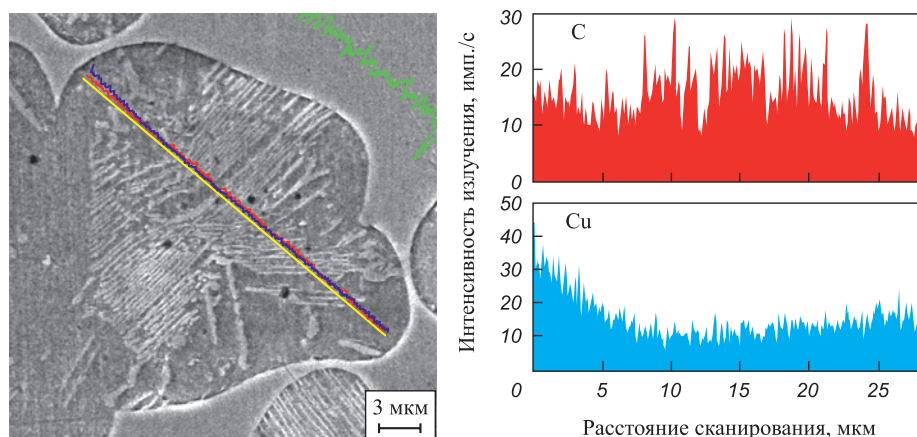


Рис. 1. Структура участка стального каркаса псевдосплава с каркасом состава ЖГр1,2Мс1, инфильтрированным бронзой БрО5, и распределение в нем углерода и меди

Fig. 1. Microstructure of a section of the steel skeleton of a pseudalloy with a skeleton of grade ZhGr1.2Ms1 (Fe–1.2 % C–1 % Cu), infiltrated with BrO5 bronze (Cu–5 % Sn), and the distribution of carbon and copper

обеспечило его высокие свойства. Так, временное сопротивление, в зависимости от состава каркаса, а также состава, содержания и морфологии инфильтрата, составляет $400\div600$ МПа, ударная вязкость – $30\div40$ кДж/м², твердость – $140\div280$ НВ, теплопроводность – $45\div79$ Вт/(м·К). Триботехнические свойства в условиях граничной смазки при $PV = 30\div38$ МПа·м/с следующие: интенсивность изнашивания – $0,08\div0,20$ мкм/км, что более чем в 5 раз ниже, чем у компактной бронзы, коэффициент трения – $0,007\div0,009$, предельная рабочая температура – 800 °С.

Для повышения свойств псевдосплава применяли пластическую деформацию (штамповку), термичес-

кую и термомеханическую обработки. Штамповка при оптимальной температуре ($850\text{--}900$ °С) позволила исключить остаточную пористость и обеспечить повышение временного сопротивления до $670\text{--}980$ МПа, а твердости и ударной вязкости в $1,5\text{--}2,5$ раза [11].

При закалке, в зависимости от содержания медной фазы, максимальная прочность получена при температурах отпуска $550\text{--}650$ °С (рис. 2) [12]. Увеличение выдержки до 3 ч при этих температурах привело к повышению твердости псевдосплавов, особенно псевдосплавов с большим содержанием медной фазы. Это объясняется процессом старения

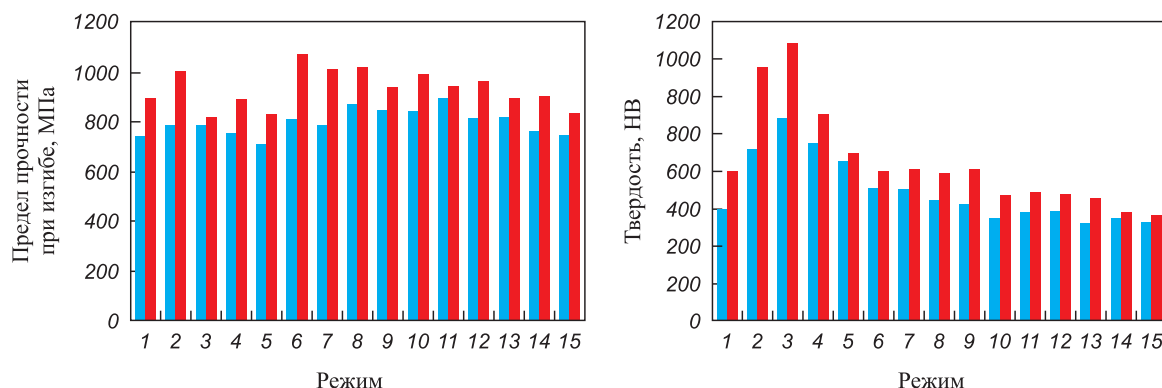


Рис. 2. Влияние режимов (1–15) термообработки на свойства псевдосплава с каркасом из стали ПК80, инфильтрированным бронзой БрО5

■ – плотность каркаса 75 %; ■ – 85 %;
1 – инфильтрация; 2 – закалка; 3–15: отпуск при $t = 200$ °С (3); 300 °С (4); 400 °С (5); 500 °С, 1 ч (6); 500 °С, 3 ч (7); 550 °С, 1 ч (8); 550 °С, 3 ч (9); 600 °С, 1 ч (10); 600 °С, 3 ч (11); 650 °С, 1 ч (12); 650 °С, 3 ч (13); 700 °С, 1 ч (14); 700 °С, 3 ч (15)

Fig. 2. Effect of heat treatment modes (1–15) on the properties of a pseudalloy with a skeleton of PK80 (Fe–0.8 % C) steel infiltrated with BrO5 bronze

■ – skeleton density 75 %; ■ – 85 %;
1 – infiltration; 2 – quenching; 3 – tempering at $t = 200$ °С (3); 300 °С (4); 400 °С (5); 500 °С, 1 h (6); 500 °С, 3 h (7); 550 °С, 1 h (8); 550 °С, 3 h (9); 600 °С, 1 h (10); 600 °С, 3 h (11); 650 °С, 1 h (12); 650 °С, 3 h (13); 700 °С, 1 h (14); 700 °С, 3 h (15)

Таблица 1. Зависимость фазового состава материала с каркасом из стали ПК80, инфильтрированным медно-оловянным сплавом, от режимов термической обработки

Table 1. Phase composition of material with a PK80 steel skeleton infiltrated with a Cu-Sn alloy, depending on heat treatment conditions

Режим термообработки	Содержание, мас. %								
	α' -Fe (мартенсит закалки)	α -Fe (мартенсит отпуска)	γ -Fe	Fe_3C	Fe_2C	Fe_4Cu_3	Cu α -(Cu,Sn)	η -Cu ₆ Sn ₅	δ -Cu ₃ Sn ₈
Закалка	21	35	12	13	—	—	14	—	5
Отпуск – 200 °С	15	29	8	20	—	—	25	—	3
Отпуск – 550 °С, 1 ч	12	42	5	15	6	4	13	3	—
Отпуск – 550 °С, 3 ч	13	50	3	12	1	2	14	5	—

в медной фазе за счет выделения фазы интерметаллида Fe_4Cu_3 и соединений меди с оловом (табл. 1), при этом микротвердость фазы инфильтрата повышается с 1450 до 1750 МПа. При высокотемпературном отпуске, вследствие диффузии углерода в более дефектную область границы с медной фазой, образуется слой с повышенным содержанием углерода (темная оторочка на рис. 3). В каркасе из высокоуглеродистой стали расслоение по углероду в теле зерна менее выражено. Микротвердость в центре частиц составляет 3030 МПа, темной оторочки – 4120 МПа.

Создание в каркасе псевдосплава после термообработки двухслойной структуры и старение медной фазы способствовали повышению не только механических, но и триботехнических свойств. Предельное давление схватывания возросло в 2 раза, износостойкость – более чем в 2,5 раза, параметр PV – в 1,5–1,7 раза.

Применение термомеханической обработки (ТМО) еще более эффективно улучшило характеристики псевдосплавов [13]. Деформацию при ТМО проводили по схеме свободной осадки на механическом

прессе со степенью $\varepsilon = 30, 45$ и 65% при $t = 900$ и 700 °C (высокотемпературная термомеханическая обработка – ВТМО) и 550 °C (низкотемпературная термомеханическая обработка – НТМО). Нагрев осуществляли токами высокой частоты, закалку после деформации – в воде. Повышение в ходе ВТМО при $t = 900\text{ °C}$ степени деформации до 65% привело к разрушению образцов вследствие высокого уровня напряжений на межфазных границах железо–медь. При ВТМО при $t = 700\text{ °C}$ процесс разупрочнения не столь активен, как в предыдущем случае: в структуре сохраняется хорошо развитая полигональная субструктура деформированного аустенита, что обеспечивает большую прочность.

Наиболее существенное упрочнение достигается при НТМО (рис. 4) за счет упрочнения не только стальной фазы (формирования двухслойной структуры в зерне, возрастания плотности дислокаций, образования ячеистой полигональной субструктуры) (табл. 2), но и медной фазы в процессе старения.

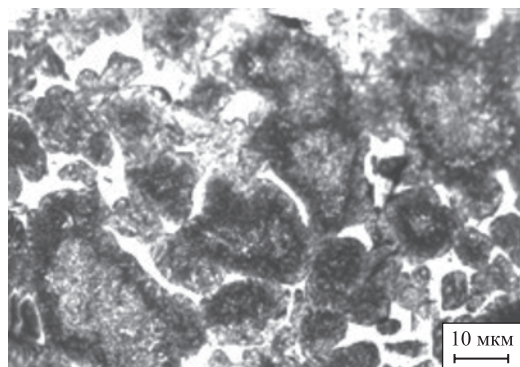


Рис. 3. Структура псевдосплава с каркасом из стали ПК80, инфильтрированным бронзой БрО5, после закалки и отпуска при $t = 550\text{ °C}$, $\tau = 3\text{ ч}$

Fig. 3. Microstructure of a pseudalloy with a skeleton of PK80 steel infiltrated with BrO5 bronze after quenching and tempering at 550 °C for 3 h

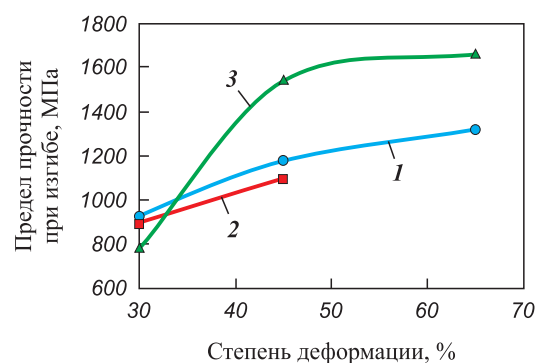


Рис. 4. Влияние степени и температуры деформации при ТМО на прочность псевдосплава с каркасом плотностью 80 % из стали ПК80Н4М, инфильтрированным БрО5. Температура деформации при 700 °С (1), 900 °С (2), 550 °С (3)

Fig. 4. Effect of strain and deformation temperature during TMT on the strength of a pseudalloy with a skeleton of 80 % density made of PK80N4M (Fe–0.8 % C–4 % Ni–Mo) steel, infiltrated with BrO5 bronze

Deformation temperature: 700 °C (1), 900 °C (2), 550 °C (3)

Таблица 2. Параметры тонкой структуры каркаса из стали ПК80Н4М псевдосплава в исходном состоянии и после низкотемпературной термомеханической обработки**Table 2. Fine-structure parameters of the skeleton of PK80N4M steel in the initial state and after low-temperature thermomechanical treatment**

Состояние материала	(hkl)	Размер областей когерентного рассеяния, Å	Относительная среднеквадратичная микрдеформация ($\langle E^2 \rangle^{1/2}$), 10^{-4}	Плотность дислокаций $\times 10^8$, $1/\text{см}^2$	Интегральная ширина линии $\beta_{1/2}$, град	Параметр решетки a , Å
После инфильтрации	(110) (220)	208 ± 8	$1,69 \pm 0,37$	0,4375	0,0565	2,8732
НТМО $\varepsilon = 45\%$	(110) (220)	201 ± 8	$8,44 \pm 3,46$	10,2875	0,2830	2,8695
НТМО $\varepsilon = 65\%$	(110) (220)	177 ± 2	$24,32 \pm 14,08$	71,7391	0,8127	2,8681

При ТМО происходят образование макротекстуры, измельчение структуры в стальном каркасе и формирование еще более выраженной, чем при термообработке, градиентной структуры в стальном каркасе (рис. 5).

Износостойкость псевдосплава после ВТМО при температуре 700°C со степенью деформации 45 % повышается в 1,5 раза, давление схватывания – в 1,9 раза, а с $\varepsilon = 65\%$ – в 2,0 и 2,1 раза; после НТМО с $\varepsilon = 45\%$ – в 3,0 и 2,4 раза, а с $\varepsilon = 65\%$ – в 4,0 и 2,5 раза соответственно. Параметр PV после ТМО в 1,8–1,9 раза больше, чем без обработки.

Преимуществом антифрикционных псевдосплавов на основе железа, получаемых инфильтрацией медным сплавом с последующей изотермической

выдержкой, является возможность варьирования их свойств за счет изменения:

- состава каркаса легированием, микролегированием, введением добавок различной природы;
- состава инфильтрата легированием;
- содержания медной фазы – исходной пористостью каркаса;
- морфологии медной фазы путем применения каркаса с предварительно сформированными качественными межчастичными контактами (спеченный каркас) или межчастичными контактами с повышенной дефектностью (неспеченный каркас);
- продолжительности изотермической выдержки после инфильтрации.

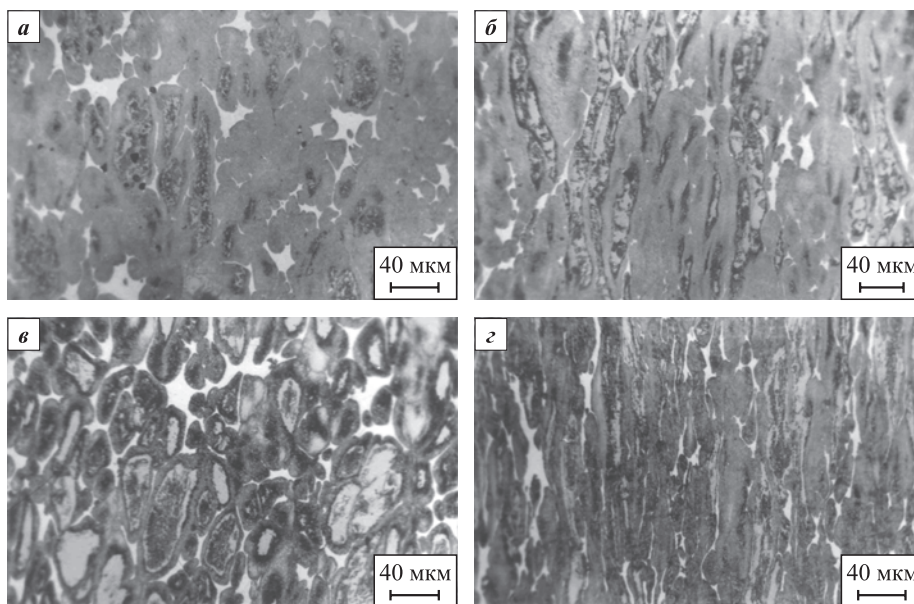


Рис. 5. Структура псевдосплава с каркасом из стали ПК80Н4М, инфильтрированным бронзой БрО5, после ВТМО при $t = 700^\circ\text{C}$ (а, б) и НТМО при 550°C (в, з)

а, в – степень деформации 45 %; б, з – 65 %

Fig. 5. Microstructure of a pseudos alloy with a skeleton of PK80N4M steel infiltrated with BrO5 bronze after HTMT at 700°C (а, б) and LTMT at 550°C (в, з)

а, в – strain $\varepsilon = 45\%$; б, з – strain $\varepsilon = 65\%$

Анализ интенсивности изнашивания исследуемых материалов показал, что износостойкость псевдосплава в 3,0–3,5 раза выше, чем спеченной стали того же состава, что и каркас псевдосплава [14; 15]. Микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) изношенных поверхностей контртел, работающих в паре с псевдосплавами, выявил, что содержание меди на них может достигать 6–7 мас. % из-за избирательного массопереноса. Изношенные поверхности псевдосплавов однородные, без наличия следов эрозии (рис. 6, а), имеют строение, которое можно назвать губчато-капиллярным (рис. 6, б), так как на их объемном изображении (рис. 6, в, г) видно образование наноразмерных лакун, являющихся дополнительными резервуарами для смазки, что улучшает условия трения и препятствует переносу меди в эти места. Медь располагается только на выступах лакун.

Исследование шероховатости поверхности образцов из спеченного и инфильтрированного материалов показало, что различия в исходных значениях параметров достигают 30–40 %. Вертикальные параметры шероховатости изношенных поверхностей снижаются в 3,5–4,0 раза для спеченного и в 3 раза для инфильтрированного материала [16; 17].

Существенное повышение прочности стального каркаса было достигнуто за счет введения:

- 2 и 4 %¹ никеля или 3 % хрома [18];
- 0,2–1,0 % наноразмерной добавки ультрадисперсных алмазов (УДА) [19];

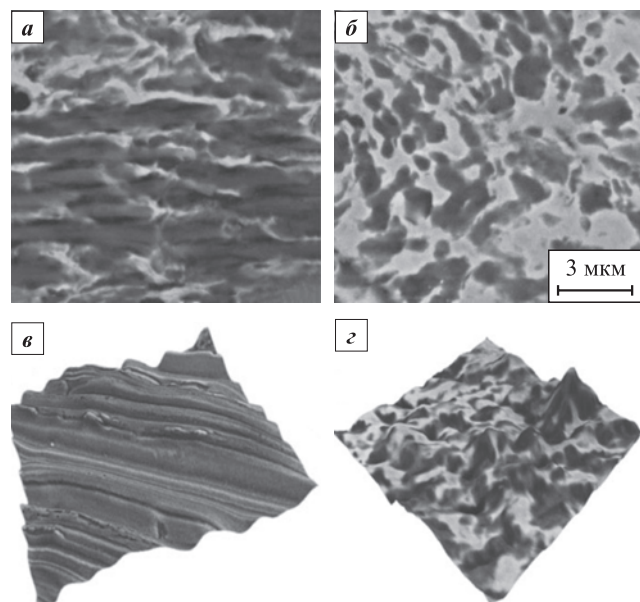


Рис. 6. Изношенные поверхности образцов из спеченного (а, в) и инфильтрированного (б, г) материалов

Fig. 6. Worn surfaces of samples made of sintered (a, c) and infiltrated (b, d) material

- ультрадисперсных оксидов алюминия (0,5–0,8 мкм) и циркония (100–200 нм) [20; 21];
- смеси оксида железа дисперсностью 300–500 нм с оксидами никеля и цинка (40–70 нм), полученных механоактивацией [22];
- алюминидов никеля, железа, титана – однофазных (Ni_3Al , Ti_3Al , Fe_3Al) или двухфазных ($(\text{Al}_3\text{Ni}-\text{Al}_3\text{Ni}_2)$, $(\text{TiAl}_2-\text{TiAl}_3)$, $(\text{Fe}_2\text{Al}_5-\text{FeAl}_3)$);
- композитов на основе интерметаллидов TiCrAl , NiTiAl , FeMo/TiB_2 , полученных самораспространяющимся высокотемпературным синтезом с предварительной механоактивацией (МАСВС) [10; 23];
- молибдата кальция CaMoO_4 (3–5 мкм);
- нитрида бора гексагональной модификации (2–8 мкм) [24].

При введении ультрадисперсного порошка смеси оксидов алюминия и циркония повышение прочности, коэффициента вязкости разрушения (с 31 до 40–43 МПа·м^{1/2}), полной работы разрушения (с $1,7 \cdot 10^5$ до $(1,8-1,93) \cdot 10^5$ Дж/м²), твердости (HV) каркаса (с 680–965 до 1100–1230 МПа) происходит не только благодаря модифицированию зерен каркаса, но и за счет воздействия на границы наночастиц оксида циркония (табл. 3). Наиболее существенный рост прочности как железа, так и углеродистой стали (предел прочности при изгибе увеличился на 50–100 МПа, а предел упругости при сжатии – на 350–500 МПа) наблюдали при введении 0,5 % смеси оксидов железа, никеля и цинка (табл. 3).

Зависимость прочности от количества микродобавок имеет параболический характер, оптимальным является 0,2–0,5 %.

Максимальное упрочнение в 1,2–1,5 раза порошковой стали достигается при введении наноразмер-

Таблица 3. Предел прочности при сжатии спеченного железа и стали ПК80 с ультрадисперсными добавками (спекание в эндогазе)

Table 3. Compressive strength of sintered iron and PK80 steel with ultradispersed additives (sintered in endogas atmosphere)

Материал	$\sigma_{сж}$, МПа
Fe	2020
ПК80	3100 ($\sigma_{изг} = 220$)
Fe + 0,5 % УДА	3200
ПК80 + 0,5 % Al_2O_3	4340
ПК80 + 0,5 % (Al_2O_3 + 20 % ZrO_2)	4540
ПК80 + 0,5 % CrB_2	4320
ПК80 + 1,0 % CrB_2	3460
Fe + 0,5 % ($\text{Fe}, \text{Ni}, \text{Zn}$) ₀	3560
ПК80 + 0,5 % ($\text{Fe}, \text{Ni}, \text{Zn}$) ₀	4250
ПК80 + 0,5 % CaMoO_4	$\sigma_{изг} = 275$

¹ Здесь и далее по тексту имеются в виду мас. %.

ных частиц, имеющих более плотный, без наличия каких-либо дефектов контакт с основой. С помощью МРСА установлено, что вводимые дисперсные частицы располагаются преимущественно по границам зерен, тормозят процесс собирательной рекристаллизации, способствуя измельчению структуры. Повышение прочности порошковой стали с добавкой 0,5 % боридов хрома объясняется еще и тем, что его частицы в процессе спекания взаимодействуют с железной основой, формируя сложные бориды, а взаимодействуя с углеродом, образуют карбобориды хрома.

Введение алюминидов никеля, титана и железа также способствует повышению прочности и твердости благодаря существенному измельчению структуры, степень которого зависит от количества и состава вводимой добавки. Наибольшее упрочнение обеспечивает введение 0,2–0,5 % FeMo/TiB_2 , а также до 5 % $\text{FeAl/Al}_2\text{O}_3$, двухфазного алюминидов железа, однофазного и двухфазного алюминидов никеля. Повышение прочности при введении $\text{FeAl/Al}_2\text{O}_3$ объясняется образованием легированных участков с аустенитной структурой, а FeMo/TiB_2 – образованием твердых растворов молибдена в железе и сложных боридов $(\text{TiFeMo})\text{B}_2$, имеющих когерентную связь с железной основой через переходные слои с переменным содержанием элементов между основой и частицей алюминидов.

Алюминиды никеля более эффективно повышают прочность (в 1,5–2,0 раза) по сравнению с алюминидом титана, а добавки алюминидов железа еще

более эффективны. Наибольшее упрочнение происходит при введении интерметаллидов, имеющих более низкую температуру плавления или полиморфного превращения (Ni_3Al , $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{–FeAl}_3$, $\text{TiAl}_2\text{–TiAl}_3$). Исследование триботехнических свойств показало, что введение алюминидов приводит к снижению коэффициента трения порошковой стали и существенному повышению предельного давления схватывания (рис. 7 и 8), причем более эффективными являются добавки двухфазных алюминидов никеля и железа.

Исследование порошковой стали без введения алюминидов выявило на поверхности изнашивания широкие полосы схватывания (рис. 9, а), а при наличии добавок она гладкая (рис. 9, б, в). И в этом случае на поверхности происходит формирование микропор, которые со временем превращаются в лакуны, являющиеся дополнительными микрорезервуарами со смазкой, что подтверждает МРСА (рис. 9, г), способствующие увеличению износостойкости.

Введение молибдата кальция или нитрида бора приводит к повышению прочности и износостойкости порошковой углеродистой стали на 30 % за счет образования выделений оксидов кальция при разложении его молибдата, способствующих измельчению структуры в первом случае и карбоборидов во втором. Более эффективное воздействие CaMoO_4 и BN отмечается при их введении в высокохромистую сталь: максимальное повышение ее прочности в первом случае составляет 34 %, во втором – в 2,1 раза [24].

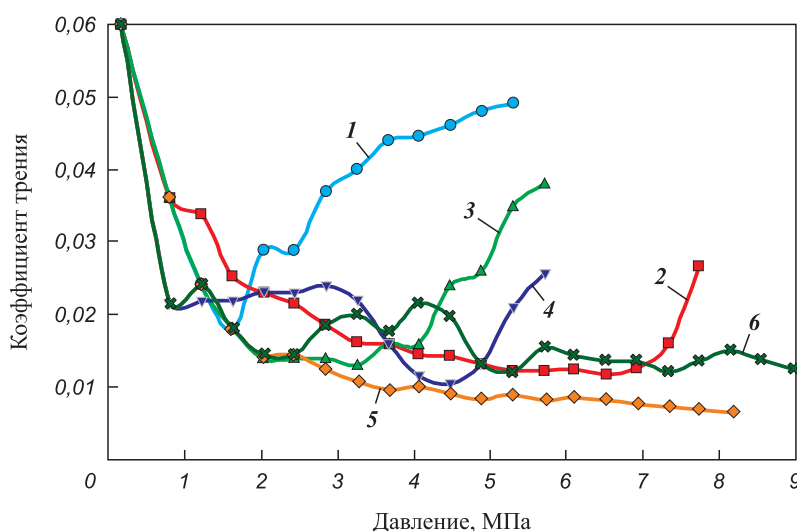


Рис. 7. Зависимость коэффициента трения порошковой стали ПК40 с добавками однофазных и двухфазных алюминидов никеля от давления

1 – без добавки; 2 – 0,2 % Ni_3Al ; 3 – 0,5 % Ni_3Al ; 4 – 1 % Ni_3Al ; 5 – 0,2 % $\text{Ni}_5\text{Al}_3\text{–NiAl}$; 6 – 1 % $\text{Ni}_5\text{Al}_3\text{–NiAl}$

Fig. 7. Dependence of the friction coefficient of PK40 (Fe–0.31–0.6 % C) powder steel with additions of single phase and two phase nickel aluminides on pressure

1 – without additive; 2 – 0.2 % Ni_3Al ; 3 – 0.5 % Ni_3Al ; 4 – 1 % Ni_3Al ; 5 – 0.2 % $\text{Ni}_5\text{Al}_3\text{–NiAl}$; 6 – 1 % $\text{Ni}_5\text{Al}_3\text{–NiAl}$

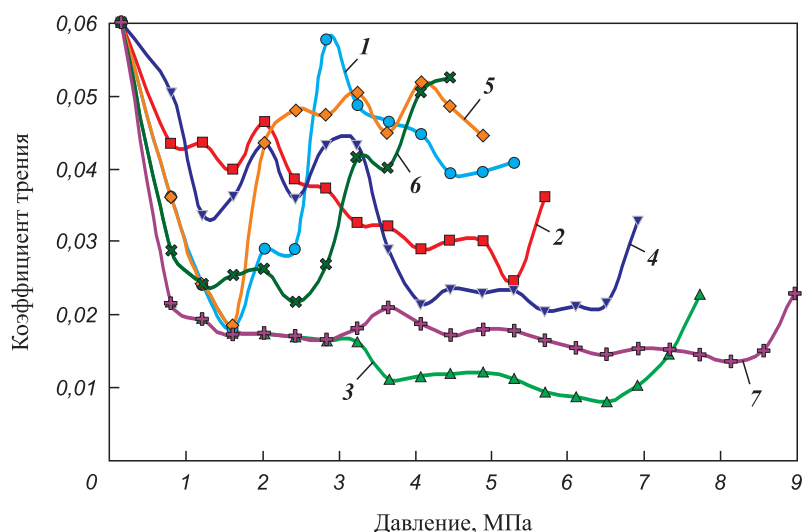
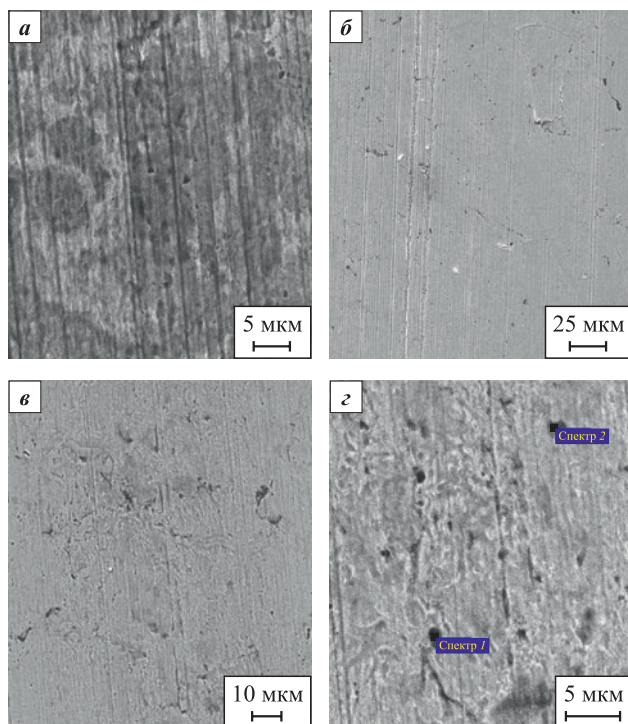


Рис. 8. Зависимость коэффициента трения порошковой стали ПК40 с добавками однофазных и двухфазных алюминидов железа от давления

1 – без добавки; 2 – 0,2 % Fe_3Al ; 3 – 0,5 % Fe_3Al ; 4 – 1 % Fe_3Al ; 5 – 0,2 % $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{-FeAl}_3$; 6 – 0,5 % $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{-FeAl}_3$; 7 – 1 % $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{-FeAl}_3$

Fig. 8. Dependence of the friction coefficient of PK40 powder steel with additions of single phase and two phase iron aluminides on pressure

1 – without additive; 2 – 0.2 % Fe_3Al ; 3 – 0.5 % Fe_3Al ; 4 – 1 % Fe_3Al ; 5 – 0.2 % $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{-FeAl}_3$; 6 – 0.5 % $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{-FeAl}_3$; 7 – 1 % $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{-FeAl}_3$



Спектр	C + O, %	Al, %	P, S, Ca, %	Fe, %
1	36,6	6,9	8,4	ост.
2	24,2	0,3	3,7	ост.

Рис. 9. Поверхности износа порошковой стали ПК40 с добавкой интерметаллидов и без нее

а – без добавки; б – $\text{Ni}_3\text{Al}_3\text{-NiAl}$; в, г – $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{-FeAl}_3$

Fig. 9. Worn surfaces of PK40 powder steel with and without intermetallic additions

а – without additive; б – $\text{Ni}_3\text{Al}_3\text{-NiAl}$; в, г – $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{-FeAl}_3$

На процесс инфильтрации и свойства псевдосплавов на основе железа также оказывает влияние газовая атмосфера. Увеличение в ней содержания водорода замедляет процесс инфильтрации вследствие снижения коэффициента поверхностного натяжения медного сплава. Поэтому введение в эндогаз 25–50 % азота за счет уменьшения количества водорода и окисляющих компонентов в атмосфере способствует получению более однородного распределения медной фазы в псевдосплаве и повышению его прочности [25].

При контактной инфильтрации вследствие диффузионного взаимодействия железного каркаса с пресовкой медного сплава происходит эрозия поверхности каркаса, поэтому были разработаны и используются добавки в инфильтрат, ее исключающие [10].

При получении псевдосплавов инфильтрацией неспеченных каркасов, для ускорения диффузионных процессов с целью получения однородной структуры каркаса и, соответственно, более высокой прочности, разработаны методы активации диффузии углерода и легирующих элементов в железную основу за счет введения высокомолекулярных соединений на основе полипропиленгликоля (полидиэтиленгликольадипината, полипропиленгликольадипината, полипропиленгликольсукцината, полипропиленгликольсебацината) и соединений щелочных металлов (натрия, лития), способствующих образованию атомарного углерода вследствие окислительно-восстановительных реакций при их разложении в процессе нагрева [10]. Наиболее существенная активация

диффузии в железо как углерода, так и легирующих элементов была достигнута при введении бикарбоната щелочных металлов.

Исследование коэффициента диффузии углерода в железо, проведенное с помощью радиометрического анализа с использованием радиоактивного изотопа C^{14} (в виде $BaC^{14}O_3$ или элементарного C^{14}) по методу интегрального остатка, показало, что при введении бикарбоната натрия коэффициент диффузии углерода повышается практически в 2 раза. С помощью просвечивающего электронного микроскопа на фольгах во вторичных и ОЖЕ-электронах было установлено, что натрий образует нанодисперсные соединения ферритного типа $Na_3Fe_5O_9$, которые вследствие их гомофильности располагаются преимущественно по границам зерен и структурным неоднородностям, препятствуя собирательной рекристаллизации и способствуя формированию мелкозернистой структуры. Кроме того, имея высокое сродство к металлоидам, натрий взаимодействует с примесями (в местах расположения натрия обнаружены примеси серы, фосфора, кремния), способствуя очищению границ зерен от их сегрегаций, увеличивая тем самым силы связи между зернами и, соответственно, прочность порошковой стали в 1,4–1,5 раза.

Повышение механических и триботехнических свойств псевдосплавов на основе железа достигалось не только изменением состава каркаса, но и легированием инфильтрата оловом, никелем, хромом, свинцом, а также введением в него оксида алюминия дисперсностью 400–700 нм [26].

Все разработанные составы псевдосплавов и режимы получения из них деталей узлов трения запатентованы.

Заключение

Разработанные в Институте порошковой металлургии имени академика О.В. Романа (г. Минск, Беларусь) режимы получения псевдосплавов на основе железа и способы повышения их механических и триботехнических характеристик позволили получить необходимый уровень свойств для применения их в тяжело нагруженных узлах трения. В расчетной модели параметрически нестационарной высокотемпературной инфильтрации учтены изменения структуры и свойств взаимодействующих фаз, что позволило рассчитать время заполнения пор и оптимизировать режим получения псевдосплавов, увеличив длительность изотермической выдержки при инфильтрации.

Установлено, что медная фаза влияет на формирование структуры в стальном каркасе псевдосплава при изотермической выдержке, термической и термомеханической обработках. После изотермической

выдержки содержание углерода в приграничной с медной фазой области стального каркаса на 0,2–0,4 % меньше, чем в центре, а после закалки и высокотемпературного отпуска на границе с медной фазой образуется область с повышенным содержанием углерода.

Разработаны способы повышения механических и триботехнических свойств псевдосплавов на основе железа и установлены механизмы, их обеспечивающие. Так, повысить прочность, твердость, ударную вязкость, предельное давление схватывания, износостойкость и параметр PV , а также снизить коэффициент трения позволяют следующие процессы, методы и мероприятия:

- штамповка при оптимальной температуре (850–900 °C);
- повышение выдержки при отпуске (550–650 °C) после закалки;
- ВТМО при $t = 700$ °C со степенью деформации 45–65 % или НТМО при 550 °C с $\varepsilon = 45$ %;
- легирование стального каркаса никелем или хромом в количестве 2–4 %;
- модифицирование структуры введением 0,2–1,0 % УДА – ультрадисперсных оксидов алюминия ($d = 0,5 \div 0,8$ мкм) и циркония (100–200 нм), смеси наноразмерных оксидов железа (300–500 нм) никеля и цинка (40–70 нм), полученных механоактивацией;
- введение алюминидов никеля, железа, титана, как однофазных (Ni_3Al , Ti_3Al , Fe_3Al), так и двухфазных ($Al_3Ni-Al_3Ni_2$, $TiAl_2-TiAl_3$, $Fe_2Al_3-FeAl_3$), а также композитов на основе интерметаллидов $TiCrAl$, $NiTiAl$, $FeMo/TiB_2$, полученных МАСВС;
- добавка молибдата кальция $CaMoO_4$ ($d = 3 \div 5$ мкм) или гексагонального нитрида бора (2–8 мкм);
- легирование инфильтрата оловом, никелем, хромом и введение в него 3–5 % ультрадисперсного ($d = 400 \div 700$ нм) оксида алюминия.

Установлен механизм изнашивания псевдосплавов с повышенными механическими и триботехническими свойствами: в процессе трения происходит образование наноразмерной пористости и лакун, являющихся дополнительными резервуарами для смазки, что улучшает условия трения и препятствует переносу в эти места меди.

Список литературы / References

1. Гаркунов Д.Н. Триботехника (износ и безызносность). М.: МСХА, 2001. 616 с.
2. Федорченко И.М., Францевич И.Н., Радомысельский И.Д., Ковальченко М.С., Кислый П.С., Косолапова Т.Я., Май В.К., Щербань Н.И. Порошковая металлургия, материалы, технология, свойства, области применения: Справочник. Киев: Наукова думка, 1985. 624 с.

3. Савич В.В., Оглезнева С.А. Порошковая металлургия: Современное состояние и перспективы развития. Пермь: Изд-во ПНИПУ, 2021. 695 с.
4. Дорофеев Ю.Г. Динамическое горячее прессование пористых порошковых заготовок. М.: Металлургия, 1977. 216 с.
5. Еременко В.Н., Найдич Ю.В., Лавриненко П.А. Спекание в присутствии жидкой металлической фазы. Киев: Наукова думка, 1968. 123 с.
6. Тучинский Л.И. Композиционные материалы, получаемые методом пропитки. М.: Металлургия, 1986. 208 с.
7. Дьячкова Л.Н., Витязь П.А., Леонов А.Н., Дечко М.М. Закономерности высокотемпературной инфильтрации при получении антифрикционных материалов системы железо–медь. *Доклады Национальной академии наук Беларуси*. 2012;56(4):103–110.
Dyachkova L.N., Vityaz P.A., Leonov A.N., Dechko M.M. Regularities of high-temperature infiltration in the production of antifriction materials of the iron-copper system. *Doklady Natsional'noi akademii nauk Belarusi*. 2012;56(4):103–110. (In Russ.).
8. Dyachkova L.N., Vityaz P.A. The structure and properties formation in iron-carbon powder composite materials during infiltration. *Metal Powder Report Journal*. 2019;24(2):90–94.
<https://doi.org/10.1016/j.2018/12/078>
9. Дьячкова Л.Н., Витязь П.А. Закономерности формирования структуры псевдосплавов системы порошковая сталь – медный сплав, получаемых инфильтрацией. *Доклады Национальной академии наук Беларуси*. 2012;56(5):106–114.
Dyachkova L.N., Vityaz P.A. Regularities of formation of the structure of pseudoalloys of the powder steel–copper alloy system obtained by infiltration. *Doklady Natsional'noi akademii nauk Belarusi*. 2012;56(5):106–114. (In Russ.).
10. Дьячкова Л.Н. Порошковые материалы на основе железа с повышенными механическими и триботехническими свойствами. Минск: Беларуская навука, 2020. 203 с.
11. Дьячкова Л.Н. Закономерности упрочнения псевдосплавов сталь – медный сплав, получаемых инфильтрацией, при горячей пластической деформации. *Известия Национальной академии наук Беларуси. Серия физико-технических наук*. 2022;6(2):156–166.
<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2022-67-2-156-166>
Dyachkova L.N. Peculiarities of hardening of steel – copper alloy pseudo-alloys obtained by infiltration during hot plastic deformation. *Izvestiya Natsional'noi akademii nauk Belarusi. Seriya fiziko-tekhnikeskikh nauk*. 2022;67(2):156–166. (In Russ.).
<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2022-67-2-156-166>
12. Дьячкова Л.Н. Влияние термической обработки на структуру и свойства псевдосплава сталь–медный сплав, получаемого инфильтрацией. *Известия Национальной академии наук Беларуси. Серия физико-технических наук*. 2022;67(1):27–38.
<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2022-67-1-27-38>
Dyachkova L.N. Influence of heat treatment on the structure and properties of pseudo-alloy steel – copper alloy obtained by infiltration. *Izvestiya Natsional'noi akademii nauk Belarusi. Seriya fiziko-tekhnikeskikh nauk*. 2022;67(1):27–38. (In Russ.).
<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2022-67-1-27-38>
13. Дьячкова Л.Н., Витязь П.А., Зверко А.А. Особенности структурообразования в антифрикционном композиционном порошковым инфильтрированном медным сплавом материале на основе железа (псевдосплаве) при высокотемпературной термомеханической обработке. *Известия Национальной академии наук Беларуси. Серия физико-технических наук*. 2023;68(3):196–207.
<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2023-68-3-196-207>
Dyachkova L.N., Vityaz P.A., Zverko A.A. Features of structure formation in antifriction composite powder infiltrated with copper alloy material based on iron (pseudoalloy) under high-temperature thermomechanical treatment. *Izvestiya Natsional'noi akademii nauk Belarusi. Seriya fiziko-tekhnikeskikh nauk*. 2023;68(3):196–207. (In Russ.).
<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2023-68-3-196-207>
14. Дьячкова Л.Н., Керженцева Л.Ф., Маркова Л.В. Порошковые материалы на основе железа. Минск: ОДО «Тонпик», 2004. 228 с.
15. Dyachkova L.N., Feldshtein E.E. Microstructures, strength characteristics and wear behavior of the Fe-based P/M composites after sintering or infiltration with Cu–Sn alloy. *Journal of Materials Science & Technology, China*. 2015;31(12):1226–1231.
<https://doi.org/10.1016/j.jmst.2015.10.007>
16. Dyachkova L.N., Feldshtein E.E. Morphology of worn surfaces of iron–graphite materials sintered or infiltrated with tin bronze. *Journal of Friction and Wear*. 2015;36(5):395–399.
<https://doi.org/10.3103/S1068366615050037>
17. Feldshtein E.E., Dyachkova L.N. Wear minimization for highly loaded iron-based MMCs due to the formation of spongy-capillary texture on the friction surface. *Wear*. 2020;444–445:203161.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.203161>
18. Dyachkova L.N., Kerzhentseva L.F., Vityaz P.A. Effect of steel skeleton composition on the triboeengineering properties of steel–copper pseudoalloys produced by infiltration. *Journal of Friction and Wear*. 2010;31(4):270–275.
<https://doi.org/10.3103/S1068366610040045>
19. Dyachkova L.N. The effect of the nanodiamonds introduction on the properties of powder carbon steel. *Magazin «INŻYNIERIA PRODUKCJI Metody i techniki usprawniania procesów produkcyjnych»*, Zielona Góra. 2019;16:103–112.
20. Dyachkova L.N., Feldshtein E.E., Vityaz P.A., Mikhalski M. Tribological properties of iron-based powder composite materials with addition of graphite, alumina and zirconia nanoparticles. *Journal of Friction and Wear*. 2020;41(3):198–203.
<https://doi.org/10.3103/S1068366620030046>
21. Feldshtein E.E., Dyachkova L.N. On the properties and tribological behaviors of P/M iron based composites reinforced with ultrafine particulates. *Composites Part B: Engineering*. 2013;58:16–24.
<https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2013.10.015>

22. Дьячкова Л.Н., Лецко А.И. Исследование процесса повышения механических и триботехнических свойств порошковых материалов на основе железа введением ультрадисперсных добавок. *Известия Национальной академии наук Беларуси. Серия физико-технических наук*. 2007;3:21–26.
Dyachkova L.N., Letsko A.I. Study of the process of increasing the mechanical and tribological properties of iron-based powder materials by introducing ultrafine additives. *Izvestiya Natsional'noi Akademii nauk Belarusi. Seriya fiziko-tekhnicheskikh nauk*. 2007. 3. 21–26. (In Russ.).
23. Дьячкова Л.Н., Витязь П.А., Ильюшенко А.Ф., Воронетская Л.Я., Лецко А.И., Парницкий Н.М. Влияние ультрадисперсной добавки алюминиды железа на структуру и свойства порошковых материалов на основе железа и меди. *Доклады Национальной академии наук Беларуси*. 2019;63(3):360–369.
<https://doi.org/10.29235/1561-8323-2019-63-3-360-369>
Dyachkova L.N., Vityaz P.A., Ilyushchenko A.F., Voronetskaya L.Ya., 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*. 2019;63(3):360–369. (In Russ.).
<https://doi.org/10.29235/1561-8323-2019-63-3-360-369>
24. Дьячкова Л.Н., Дечко М.М. Влияние дисперсных микродобавок на структуру и свойства порошковых углеродистой и высокохромистой сталей. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2015;(2):8–14.
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2015-2-8-14>
Dyachkova L.N., Dechko M.M. Influence of dispersed microadditives on the structure and properties of powder carbon and high-chromium steels. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2016;57(5):477–483.
<https://doi.org/10.3103/S1067821216050047>
25. Дьячкова Л.Н., Волчек А.Я., Лецко И.Н. Исследование влияния состава атмосферы спекания на структуру и механические свойства порошковых низлегированных сталей. В сб.: *Порошковая металлургия*. Минск: Национальная академия наук Беларуси, 2007. Т. 30. С. 64–66.
26. Dyachkova L.N. Structure and properties of antifriction pseudo-alloys of the powder steel–copper alloy, infiltrated with materials of various compositions. *Friction and Wear*. 2023;44(4):197–203.
<https://doi.org/10.3103/S1068366623040050>

Сведения об авторах



Лариса Николаевна Дьячкова – д.т.н., профессор, гл. науч. сотрудник, Институт порошковой металлургии имени академика О.В. Романа НАН Беларуси
 **ORCID:** 0000-0003-1850-6221
 **E-mail:** dyachkova@tut.by

Петр Александрович Витязь – д.т.н., профессор, академик НАН Беларуси, начальник управления аэрокосмической деятельности аппарата НАН Беларуси
 **ORCID:** 0000-0001-9950-2120
 **E-mail:** vitiaz@presidium.bas-net.by

Information about the Authors

Larisa N. Dyachkova – Dr. Sci. (Eng.), Professor, Chief Researcher, State Research Institution O.V. Roman Powder Metallurgy Institute, National Academy of Sciences of Belarus
 **ORCID:** 0000-0003-1850-6221
 **E-mail:** dyachkova@tut.by

Pyotr A. Vityaz – Dr. Sci. (Eng.), Academician of the National Academy of Sciences of Belarus, Professor, Head of the Department of Aerospace Activities of the Apparatus of the National Academy of Sciences of Belarus
 **ORCID:** 0000-0001-9950-2120
 **E-mail:** vitiaz@presidium.bas-net.by

Вклад авторов



Л. Н. Дьячкова – формирование основной концепции, постановка цели и задачи исследования, подготовка текста, формулировка выводов
П. А. Витязь – научное руководство, корректировка текста

Contribution of the Authors

L. N. Dyachkova – formation of the main concept, goal and objectives of the study; writing the text, formulation of the conclusions.
P. A. Vityaz – scientific guidance, correction of the text and conclusions.

Статья поступила 16.04.2025 г.
Доработана 21.05.2025 г.
Принята к публикации 26.05.2025 г.

Received 16.04.2025
Revised 21.05.2025
Accepted 26.05.2025