

ISSN 1561-8358 (Print)

ISSN 2524-244X (Online)

<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2023-68-3-196-207>

УДК 621.762.8



Оригинальная статья

Л. Н. Дьячкова^{1*}, П. А. Витязь², А. А. Зверко³

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

²*Управление аэрокосмической деятельности аппарата Национальной академии наук Беларуси,
пр. Независимости, 66, 220072, Минск, Республика Беларусь*

³*Белорусский национальный технический университет,
пр. Независимости, 65, 220072, Минск, Республика Беларусь*

**ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В АНТИФРИКЦИОННОМ
КОМПОЗИЦИОННОМ ПОРОШКОВОМ ИНФИЛЬТРИРОВАННОМ
МЕДНЫМ СПЛАВОМ МАТЕРИАЛЕ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА (ПСЕВДОСПЛАВЕ)
ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ**

Аннотация. Представлены результаты исследований процесса структурообразования в антифрикционном композиционном порошковым инфильтрированным медным сплавом материале на основе железа (псевдосплаве) при термической и высокотемпературной термомеханической обработке (ВТМО). Показано, что после инфильтрации структура псевдосплава состоит из участков стального каркаса с практически однородной по углероду структурой перлита и небольшим количеством цементита, участков медной фазы, расположенных по границам и в стыках частиц стального каркаса, включений сульфидов преимущественно в медной фазе. В процессе закалки происходит перераспределение углерода в частицах стального каркаса, на границе с медной фазой образуется слой толщиной 2–5 мкм с повышенным содержанием углерода. При ВТМО происходит измельчение структуры, образование макротекстуры, уменьшение толщины прослоек медной фазы, зависящей от степени деформации. Степень деформации влияет также на структуру стального каркаса. После ВТМО со степенью деформации 30 % структура состоит из бесструктурного мартенсита, троосто-мартенсита и остаточного аустенита, при этом в приграничных с медной фазой участках содержание углерода несколько меньше; со степенью деформации 50 % – бесструктурного мартенсита и на 20–25 % большего содержания аустенита, при этом распределение углерода более однородное, а изменение содержания меди, олова и железа плавное. Установлено, что вследствие активации диффузионных процессов в процессе деформации при ВТМО сульфиды молибдена распадаются и образуют сульфиды железа и меди различного состава, молибден легирует железную основу или образует карбид. Полученные результаты могут быть использованы при разработке высокопрочных антифрикционных материалов для тяжело нагруженных узлов трения.

Ключевые слова: композиционный антифрикционный материал на основе железа, инфильтрация медным сплавом, закалка, отпуск, высокотемпературная термомеханическая обработка, структура

Конфликт интересов: авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Информация об авторах: Дьячкова Лариса Николаевна* – доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник Института порошковой металлургии имени академика О. В. Романа. <https://orcid.org/0000-0003-1850-6221>. E-mail: dyachkova@tut.by; Витязь Петр Александрович – академик Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, профессор, начальник управления аэрокосмической деятельности аппарата Национальной академии наук Беларуси. <https://orcid.org/0000-0001-9950-2120>. E-mail: vitiaz@prezidium.bas-net.by; Зверко Александра Александровна – старший преподаватель Белорусского национального технического университета. E-mail: msfbntu306@gmail.com

Вклад авторов: Дьячкова Лариса Николаевна – обоснование концепции, планирование исследования, разработка методологии исследования, сбор, анализ и систематизация данных, обобщение результатов исследования; написание и оформление текста рукописи; Витязь Петр Александрович – обсуждение результатов исследования, редактирование текста рукописи; Зверко Александра Александровна – работа с графическим материалом.

Для цитирования: Дьячкова, Л. Н. Особенности структурообразования в антифрикционном композиционном порошковым инфильтрированным медным сплавом материале на основе железа (псевдосплаве) при высокотемпературной термомеханической обработке / Л. Н. Дьячкова, П. А. Витязь, А. А. Зверко // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2023. – Т. 68, № 3. – С. 196–207. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2023-68-3-196-207>

Поступила в редакцию: 11.04.2023

Утверждена к публикации: 07.09.2023

Подписана в печать: 21.09.2023

Original article

Larisa N. Dyachkova^{1*}, Pyotr A. Vytiaz², Alexandra A. Zverko³

¹Academician O. V. Roman Powder Metallurgy Institute,
41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus

²Department of Aerospace Activity of the Apparatus of the National Academy of Sciences of Belarus,
66, Nezavisimosti Ave., 220072, Minsk, Republic of Belarus

³Belarusian National Technical University,
65, Nezavisimosti Ave., 220072, Minsk, Republic of Belarus

FEATURES OF STRUCTURE FORMATION IN ANTIFRICTION COMPOSITE POWDER INFILTRATED WITH COPPER ALLOY MATERIAL BASED ON IRON (PSEUDO-ALLOY) UNDER HIGH-TEMPERATURE THERMOMECHANICAL TREATMENT

Abstract. The results of studies of the structure formation process in an iron-based antifriction composite powder material infiltrated with a copper alloy (pseudo-alloy) during thermal and high-temperature thermomechanical treatment (HTMT) are presented. It is shown that after infiltration the structure of the pseudo-alloy consists of sections of the steel skeleton with a perlite structure almost homogeneous in carbon and a small amount of cementite, sections of the copper phase located along the boundaries and at the joints of the particles of the steel skeleton, sulfide inclusions mainly in the copper phase. In the process of hardening, carbon is redistributed in the particles of the steel skeleton; a layer 2–5 μm thick with an increased carbon content is formed at the boundary with the copper phase. During HTMT, the structure is refined, a macrotexture is formed, and the thickness of the copper phase interlayers decreases, depending on the degree of deformation. The degree of deformation also affects the structure of the steel skeleton. After HTMT with a degree of deformation of 30 %, the structure consists of structureless martensite, troost-martensite and residual austenite, and in the areas adjacent to the copper phase the carbon content is slightly lower, with a degree of deformation of 50 % – structureless martensite, 25 % more austenite content, more uniform distribution of carbon. It has been established that, due to the activation of diffusion processes during deformation during HTMT, molybdenum sulfides decompose and form iron and copper sulfides of various compositions; molybdenum alloys the iron base or forms carbide. The investigation results can be used in the development of high-strength antifriction materials for heavily loaded friction units.

Keywords: iron-based composite anti-friction material, copper alloy infiltration, quenching, tempering, high-temperature thermomechanical processing, structure

Conflict of interest: the authors declare that there is no conflict of interest.

Information about the authors: Larisa N. Dyachkova* – Dr. Sci. (Engineering), Associate Professor, Chief Researcher of the Laboratory at Academician O. V. Roman Powder Metallurgy Institute. <https://orcid.org/0000-0003-1850-6221>. E-mail: dyachkova@tut.by; Pyotr A. Vityaz – Academician of the National Academy of Sciences of Belarus, Dr. Sci. (Engineering), Professor, Head of the Department of Aerospace Activities of the Apparatus of the National Academy of Sciences of Belarus. <https://orcid.org/0000-0001-9950-2120>. E-mail: vityaz@presidium.bas-net.by; Alexandra A. Zverko – Senior Lecturer at Belarusian National Technical University. E-mail: msfbntu306@gmail.com

Contribution of the authors: Larisa N. Dyachkova – substantiation of the concept, research planning, development of the research methodology, data collection and analysis and systematization, studies results generalization; writing and formatting of the text of the manuscript; Pyotr A. Vityaz – discussion of the results of the investigations, editing the text of the manuscript; Alexandra A. Zverko – work with graphic material.

For citation: 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 (pseudo-alloy) under high-temperature thermomechanical treatment. *Vestsi Natsyyanal'най akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2023, vol. 68, no. 3, pp. 196–207 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2020-65-1-196-207>

Received: 11.04.2023

Approved for publication: 07.09.2023

Signed to the press: 21.09.2023

Введение. Работоспособность машин и механизмов и их долговечность во многом зависят от условий работы и характеристик узлов трения, основой которых являются подшипники скольжения, успешное применение которых обусловлено разработкой антифрикционных материалов с повышенными эксплуатационными свойствами [1, 2]. Для длительной и надежной работы подшипников необходимо выполнение следующих требований к свойствам антифрикционных материалов: высокая износостойкость; низкий коэффициент трения; высокая задиростойкость; способность материала поглощать твердые частицы; высокая коррозионная стойкость в среде смазочного материала; хорошая прирабатываемость; удовлетворительное сопротивление усталости, то есть способность не разрушаться под действием изменяющихся нагрузок во всем диапазоне рабочих температур; технологичность и невысокая стоимость; отсутствие каталитической активности по отношению к маслам [3].

Существенное различие в условиях эксплуатации подшипников скольжения вызывает необходимость разработки широкой гаммы антифрикционных материалов на основе черных и цветных металлов, керамики, полимеров, углерода. В настоящее время существует значительное количество антифрикционных материалов на металлической основе, которые широко используются в изделиях общего машиностроения, работающих в обычных условиях, и в изделиях специального назначения, эксплуатируемых в сложных условиях [4–8].

Вследствие высоких нагрузок при тяжелом режиме эксплуатации подшипников скольжения смазочный слой теряет сплошность, коэффициент трения повышается, соответственно растет температура в зоне трения [9]. Для тяжелых условий работы особое значение приобретают такие свойства, как прочность, теплопроводность, термостойкость, самосмазываемость, несущая способность и сопротивление усталости [10–12]. В связи с этим особое значение для работоспособности тяжело нагруженного узла трения имеют не только удовлетворительные триботехнические характеристики, но и высокая прочность, теплопроводность, коррозионная и жаростойкость материалов подшипников. Анализ достижений современного трибоматериаловедения позволяет сделать вывод о том, что антифрикционные материалы нового поколения для тяжело нагруженных режимов работы должны иметь гетерогенную структуру и, согласно основному принципу их конструирования, состоять из компонентов, существенно различающихся по твердости [13, 14]. Такое строение имеют композиционные материалы, получаемые инфильтрацией порошковых каркасов из износостойких, прочных материалов, сплавами с температурой плавления значительно меньшей, чем каркаса. Это так называемые псевдосплавы, наиболее применяемыми среди которых являются псевдосплавы железо – медный сплав, имеющие высокоплотное состояние и повышенную теплопроводность [15–18].

Для улучшения триботехнических свойств указанных материалов при ограниченной подаче смазки и повышенных нагрузках в железный каркас вводят твердые смазки. К ним относятся сульфиды, селениды, йодиды, хлориды, фториды, нитриды и оксиды металлов, но наиболее широкое распространение из них получили сернистые соединения молибдена, марганца, фторид кальция [19–21]. Введение дисульфида молибдена или марганца в порошковые стали позволяет применять их для изготовления деталей трения, работающих при повышенных скоростях, нагрузках и температурах.

При больших нагрузках уровень прочности псевдосплавов порошковая легированная сталь – медный сплав недостаточный, поэтому их упрочняют методами термической или деформационной обработки [22–24]. Применение термомеханической обработки для упрочнения порошковых сталей более эффективно, чем для компактных, так как наряду со структурными процессами, происходящими при термомеханической обработке, существенно снижается пористость сталей. Наиболее значительные упрочнение и уплотнение порошковых материалов достигаются при высокотемпературной термомеханической обработке (ВТМО) с деформацией прокаткой, штамповкой, экструзией и др. [25] еще и потому, что, поскольку порошковые стали являются наследственно мелкозернистыми, в них не происходит значительный рост зерна при перегреве, как в компактных материалах [26].

Вследствие сложного строения псевдосплавов особое значение для достижения высокого уровня свойств имеют структурные превращения, которые происходят в фазовых составляющих материала в процессе обработки. В связи с этим исследования процессов структурообразования играют важную роль.

Целью настоящей работы явилось исследование влияния высокотемпературной термомеханической обработки на формирование структуры антифрикционных композиционных порошковых инфильтрированных медным сплавом материалов на основе железа.

Методика исследований. В качестве антифрикционного материала успешно применяются псевдосплавы, получаемые инфильтрацией оловянной бронзой [26], поэтому в работе исследовали псевдосплав, полученный инфильтрацией бронзой BrO5 спрессованных каркасов из порошковой стали с 1,2 % графита и 1 % дисульфида молибдена, – ЖГр1,2Мс1Д17О1.

Шихту на основе железа и меди получали смешиванием в шаровом смесителе типа «пьяная бочка» в течение 1,5 ч из порошков в состоянии поставки железа марки ПЖРВ (ГОСТ 9849-86), графита карандашного марки ГК-1 (ГОСТ 4404-78), меди марки ПМС-1 (ГОСТ 4960-75), олова

марки ПО-1 (ГОСТ 9723-73), дисульфида молибдена (ТУ 48-19-133-90). В шихту на основе меди дополнительно вводили железо в количестве 5 % и специальные добавки в количестве 1,5 % для исключения эрозии при инфильтрации.

Из шихты на основе железа прессовали образцы диаметром 50 мм по упору с целью получения относительной плотности 82–83 %. Инфильтрацию спрессованных каркасов осуществляли в атмосфере эндогаза при температуре 1140 °С при контакте прессовок из порошковой бронзы необходимой массы.

Поскольку исследуемые псевдосплавы обладают повышенной коррозионной стойкостью, нагрев заготовок при закалке и ВТМО проводили на воздухе.

Закалку осуществляли с температуры 800 °С в воду, после чего образцы отпускали при температуре 200 °С в течение 1 ч. ВТМО проводили по схеме: нагрев до температуры 800 °С, деформирование методом штамповки при температуре 750 °С со степенями 30 и 50 %, быстрое охлаждение (закалка) в воде, отпуск при температуре 200 и 500 °С 1 ч.

Структуру исследовали на металлографическом микроскопе MEF-3 (Австрия), а также на электронном микроскопе Mira (Чехия) с приставкой INCA 350 фирмы Oxford Instruments (Великобритания), предназначенной для микрорентгеноспектрального анализа. Шлифы изготавливали в направлении, параллельном и перпендикулярном направлению приложения давления, и травили 4%-ным раствором пикриновой кислоты в этиловом спирте.

Результаты исследований. Исследование образцов после инфильтрации выявило, что структура состоит из участков стального каркаса со структурой перлита с небольшим количеством цементита и участков медной фазы, расположенных по границам и в стыках частиц стального каркаса (рис. 1). Структура частиц железного каркаса практически однородная по углероду. Включения сульфидов расположены в частицах на основе железа, но преимущественно в медной фазе (рис. 2). Так как инфильтрация проводилась при температуре 1140 °С, дисульфид молибдена разлагался с образованием сульфида Mo_2S_3 и свободной серы [27], которая, взаимодействуя с медью, образует сульфиды меди.

Микрорентгеноспектральный анализ структуры выявил (рис. 3, а), что в участках стального каркаса на границе с медной фазой инфильтрата отмечается содержание меди 6,5–10,8 % (рис. 3, таблица, спектры 10–13), на расстоянии 5–8 мкм от границы содержание меди снижается до 2,1–2,5 %, а в центре медь отсутствует. Распределение меди оказывает влияние на распределение углерода в участках стального каркаса. Наибольшее содержание углерода наблюдается в центре участков стального каркаса, а на границе с медной фазой из-за повышенного содержания меди содержание углерода уменьшается (рис. 3, б).

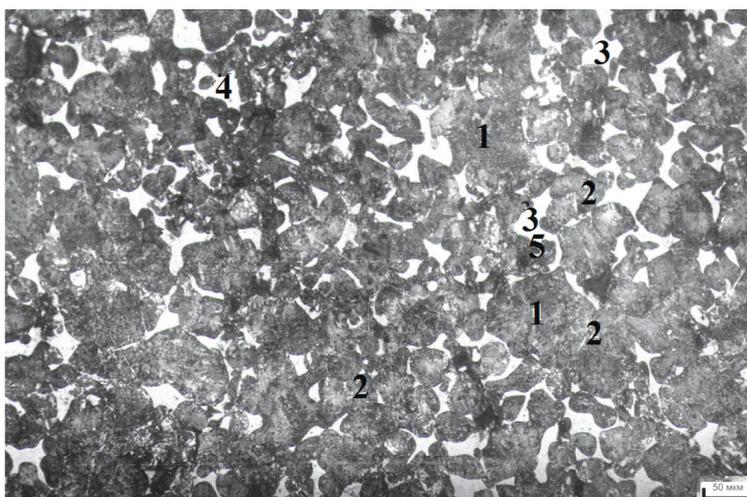
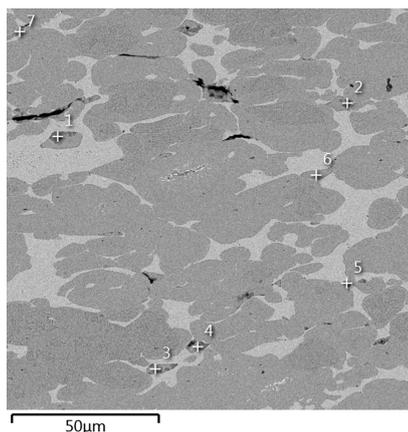


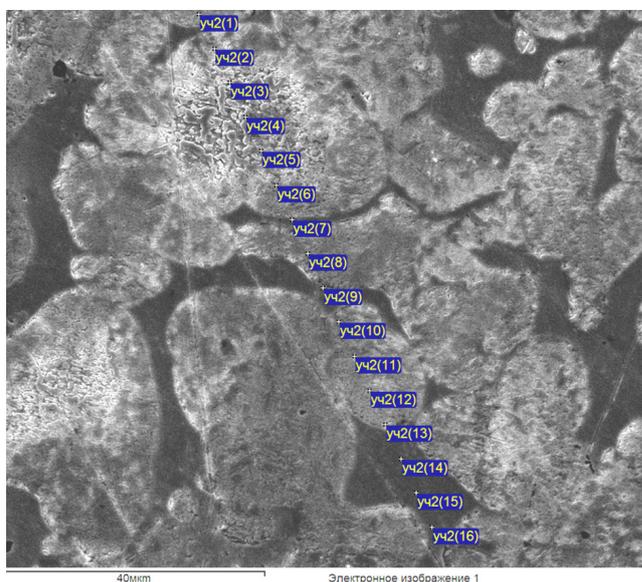
Рис. 1. Структура псевдосплава ЖГр1,2МоС₂1Д₁₇О1 после инфильтрации: 1 – стальной каркас с перлитной структурой; 2 – цементит; 3 – медная фаза; 4 – сульфид меди; 5 – сульфид молибдена

Fig. 1. The structure of the pseudo-alloy FeGr1.2MoS₂1Cu17Sn1 after infiltration: 1 – steel skeleton with a pearlite structure; 2 – cementite; 3 – copper phase; 4 – copper sulfide; 5 – molybdenum sulfide



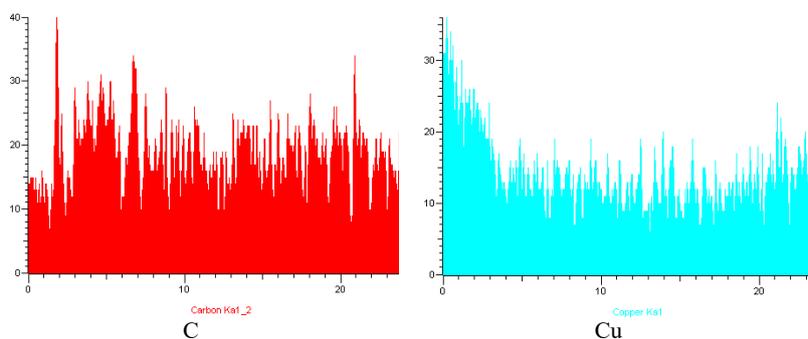
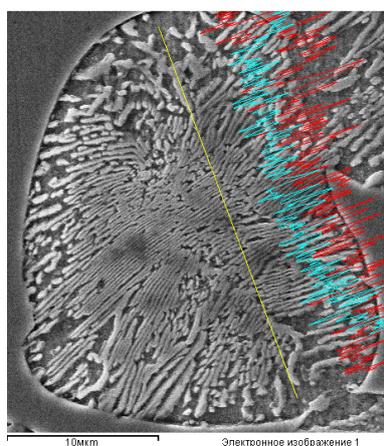
№ спектра	S, %	Mo, %	Cu, %	Sn, %	Fe, %
1	35,6	12,3	24,3	0,1	Ост.
2	30,9	6,1	32,4	0,0	Ост.
3	22,7	1,4	52,1	0,2	Ост.
4	23,2	1,3	47,9	0,0	Ост.
5	22,4	1,7	47,2	0,2	Ост.
6	21,7	1,3	52,4	0,1	Ост.
7	21,7	0,7	50,3	0,0	Ост.

Рис. 2. Электронная структура в режиме BSE и точечный анализ псевдосплава ЖГр_{1,2}МоS₂1Cu₁₇Sn₁ после инфильтрации
Fig. 2. Electronic structure in the BSE regime and point analysis of the pseudo-alloy FeGr_{1.2}MoS₂1Cu₁₇Sn₁ after infiltration



№ спектра	Cu, %	Sn, %	Fe, %
1	6,8	0,0	Ост.
2	2,5	0,0	Ост.
3	0,0	0,0	Ост.
4	0,0	0,0	Ост.
5	0,0	0,0	Ост.
6	2,1	0,0	Ост.
7	85,5	6,5	Ост.
8	6,7	0,0	Ост.
9	76,98	5,4	Ост.
10	8,2	0,0	Ост.
11	7,4	0,0	Ост.
12	7,0	0,0	Ост.
13	11,0	0,9	Ост.
14	89,4	6,0	Ост.
15	89,1	5,5	Ост.
16	89,4	5,7	Ост.

a



b

Рис. 3. Распределение железа, меди, олова и углерода в участках стального каркаса и инфильтрата псевдосплава ЖГр_{1,2}МоS₂1Cu₁₇Sn₁: a – железо, медь и олово; b – углерод и медь
Fig. 3. The distribution of iron, copper, tin and carbon in the sections of the steel skeleton and the infiltrate of the pseudo-alloy FeGr_{1.2}MoS₂1Cu₁₇Sn₁: a – iron, copper and tin; b – carbon and copper

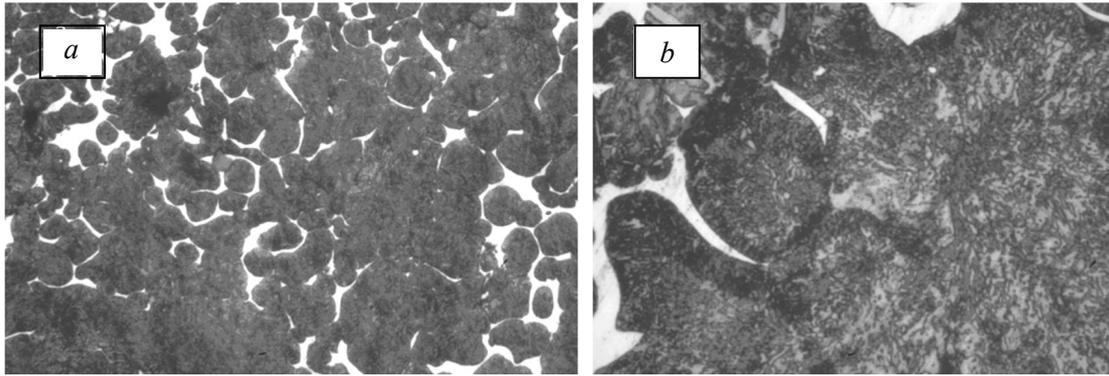


Рис. 4. Структура псевдосплава ЖГр_{1,2}МоС₁Д₁₇О₁ после закалки и низкого отпуска: *a* –100×; *b* –500×
Fig. 4. The pseudo-alloy FeGr_{1.2}MoS₂1Cu17Sn1 structure after quenching and low tempering: *a* –100×; *b* –500×

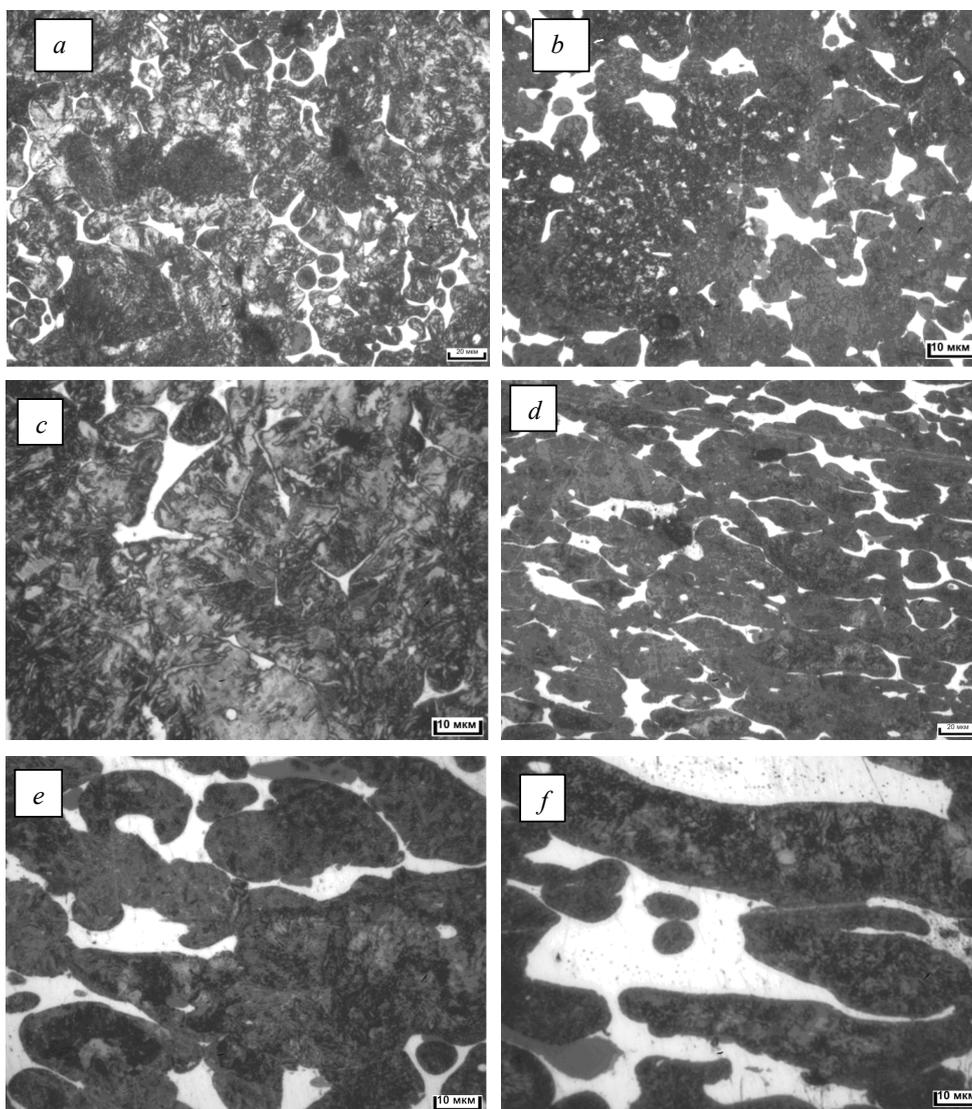


Рис. 5. Структура псевдосплава ЖГр_{1,2}МоС₁Д₁₇О₁ после высокотемпературной термомеханической обработки со степенью деформации 30 % и отпуска: *a–c* – в направлении, перпендикулярном деформации; *d–f* – в направлении деформации; *a, b* – температура отпуска 200 °С; *c–f* – температура отпуска 500 °С
Fig. 5. The pseudo-alloy FeGr_{1.2}MoS₂1Cu17Sn1 structure after high temperature thermomechanical treatment with the deformation degree of 30 % and tempering: *a–c* – in the direction perpendicular to the deformation; *d–f* – in the direction of deformation; *a, b* – tempering temperature 200 °С; *c–f* – tempering temperature 500 °С

Закалка образцов привела к повышению твердости псевдосплава с 238–342 НВ до 455–497 НВ за счет образования троосто-мартенситной структуры (рис. 4, *a*). Поскольку при нагреве под закалку происходит диффузия меди из приграничных с медной фазой участков стального каркаса в их центр, на границе с медной фазой увеличивается содержание углерода и образуется слой толщиной 2–5 мкм, который хорошо идентифицируется при увеличении 500×. Это подтверждается повышенной травимостью поверхностного слоя частиц стального каркаса (рис. 4, *b*).

Проведенные ранее исследования показали, что горячая штамповка обеспечивает повышение прочности псевдосплавов в 1,5–3 раза, ударной вязкости – в 1,5–2,5 раза, пластичности – на 1,5–2,0 % [28]. Еще в большей степени повышение свойств достигается сочетанием пластической деформации и термической обработки – термомеханической обработкой по различным

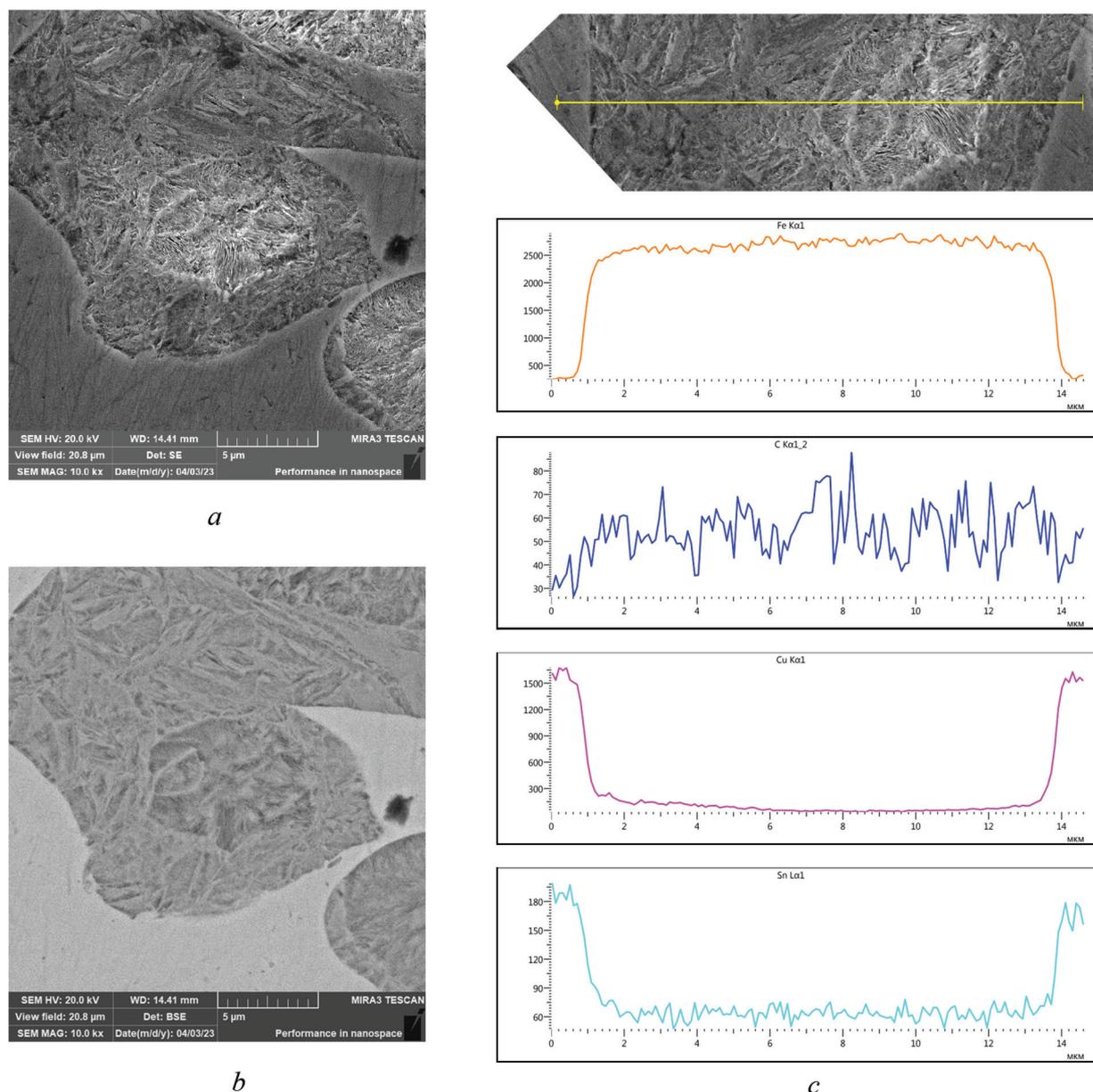


Рис. 6. Структура псевдосплава ЖГр_{1,2}МоS₂1Cu₁₇Sn₁ после высокотемпературной термомеханической обработки со степенью деформации 30 %: *a* – режим SE; *b* – режим BSE; *c* – распределение элементов (Fe, C, Cu, Sn)

Fig. 6. The pseudo-alloy FeGr_{1.2}MoS₂1Cu₁₇Sn₁ structure after high temperature thermomechanical treatment with a degree of deformation of 30 %: *a* – in the SE regime; *b* – in the BSE regime; *c* – distribution of elements (Fe, C, Cu, Sn)

схемам [26]. При пластической деформации в материале увеличивается плотность несовершенств кристаллического строения – дислокаций, вакансий, мало- и высокоугловых границ, и изменяется характер их распределения [29], поэтому фазовые превращения при термомеханической обработке происходят в условиях повышенной плотности дефектов решетки. При ВТМО упрочнение осуществляется за счет наследования мартенситом дислокационной структуры упрочненного исходного аустенита.

Исследование структуры псевдосплава ЖГр1,2Мс1Д17О1, подвергнутого ВТМО, показало, что при деформации образуется макротекстура, так как структура в параллельном и перпендикулярном деформации направлениях различается (рис. 5).

В структуре псевдосплава после ВТМО со степенью деформации 30 % и отпуска при 200 °С в направлении, перпендикулярном деформации, отмечается уменьшение размера зерен в стальном каркасе и появление большего количества тонких участков медной фазы (см. рис. 5, *a*). Зерна меньшего размера в стальном каркасе представляют собой бесструктурный мартенсит и троост-мартенсит, большего размера – троостит с остаточным аустенитом (мелкодисперсные светлые включения) (см. рис. 5, *b*).

При отпуске при температуре 500 °С прочность псевдосплава повысилась на 50–150 МПа благодаря тому, что при высокотемпературном отпуске остаточный аустенит распадается, структура стального каркаса становится преимущественно бейнитной (см. рис. 5, *c*), а в медной фазе происходит старение – выделение ультрадисперсных фаз (см. рис. 5, *f*). Согласно [30], это могут быть фазы Fe_4Cu_3 и $\eta-Cu_6Sn_5$.

Микрорентгеноспектральный анализ выявил, что в стальном участке так же, как и после закалки, имеет место неоднородный состав по углероду и меди (рис. 6, *a, b*). В приграничных с медной фазой участках содержание углерода несколько меньше, а изменение содержания меди, олова и железа плавное (рис. 6, *c*).

Увеличение степени деформации при ВТМО до 50 % приводит к еще большему измельчению структуры стального каркаса псевдосплава, уменьшению толщины прослоек медной фазы (рис. 7, *a*), а также увеличению содержания остаточного аустенита на 20–25 % (рис. 7, *b*). Так как

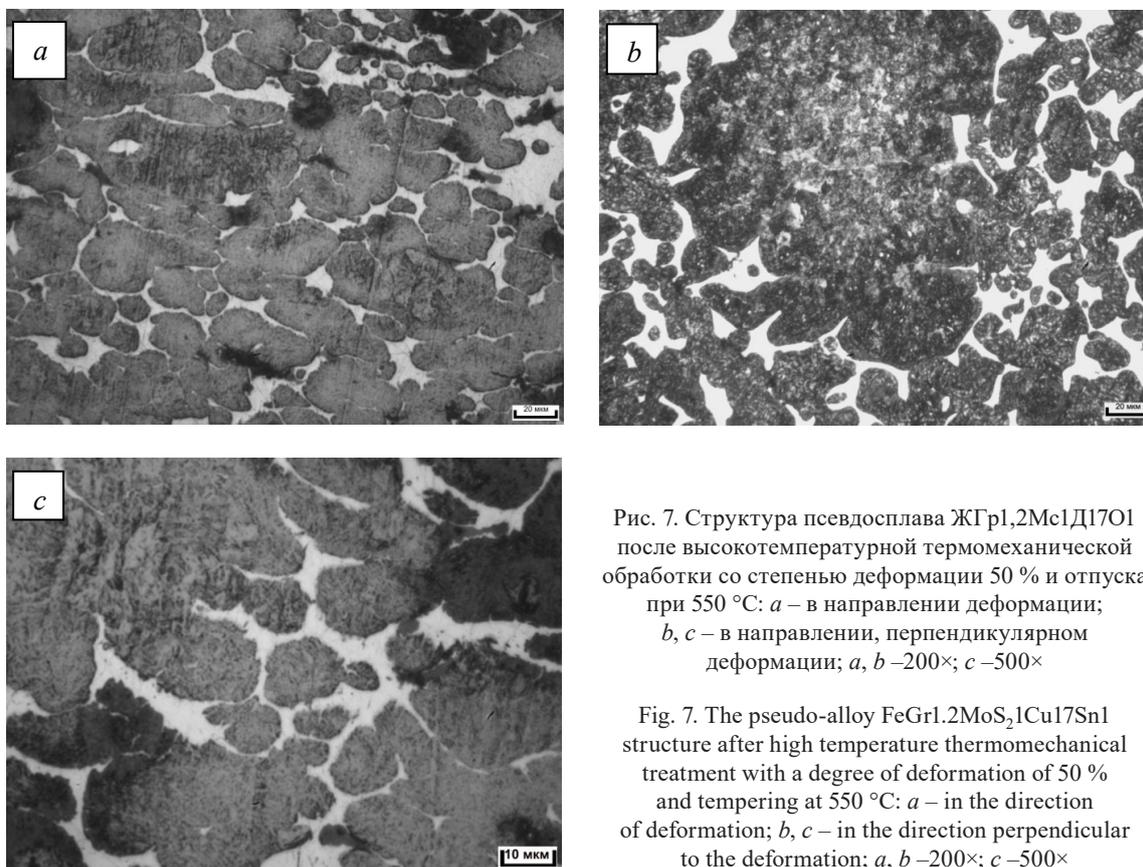
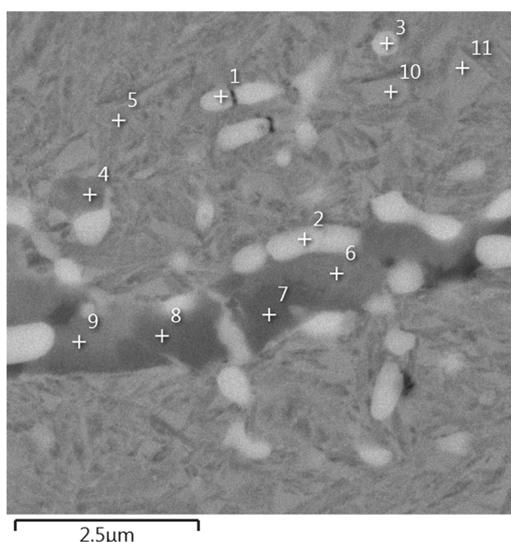


Рис. 7. Структура псевдосплава ЖГр1,2Мс1Д17О1 после высокотемпературной термомеханической обработки со степенью деформации 50 % и отпуска при 550 °С: *a* – в направлении деформации; *b, c* – в направлении, перпендикулярном деформации; *a, b* –200×; *c* –500×

Fig. 7. The pseudo-alloy FeGr1.2MoS₂.1Cu17Sn1 structure after high temperature thermomechanical treatment with a degree of deformation of 50 % and tempering at 550 °С: *a* – in the direction of deformation; *b, c* – in the direction perpendicular to the deformation; *a, b* –200×; *c* –500×

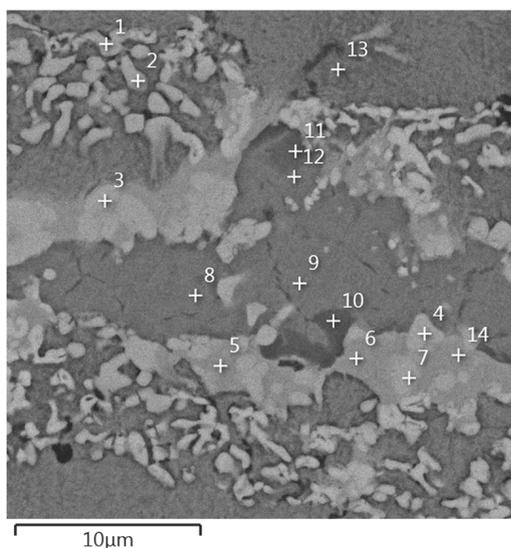
из-за повышенного количества дефектов имеет место ускорение диффузионных процессов, увеличивается количество меди и однородность по углероду в стальном участке. Структура стального каркаса представляет собой бесструктурный мартенсит (рис. 7, *с*).

Исследование структуры псевдосплава на сканирующем микроскопе выявило, что вследствие активации диффузионных процессов сульфиды молибдена распадаются и образуют сульфиды железа и меди различного состава, молибден легирует железную основу или образует карбид (рис. 8). Кроме того, микрорентгеноспектральный анализ показал, что в сульфиде молибдена содержится марганец, по-видимому, в виде сульфида, что проявилось при исследовании сульфида в режиме BSE. Сульфид с большим содержанием марганца в структуре более темный (рис. 8, *а*, спектры 7, 8; рис. 8, *б*, спектры 10, 11), с большим содержанием молибдена – более светлый (рис. 8, *а*, спектры 2, 4, 9). Как уже было отмечено, имеют место также сульфиды меди (рис. 8, *а*, спектр 6; рис. 8, *б*, спектры 8, 9, 12).



№ спектра	S, %	Mo, %	Mn, %	Cu, %	Sn, %	Fe, %
1	0,9	36,8	0,0	2,8	0,1	Ост.
2	4,1	28,9	1,6	6,7	0,0	Ост.
3	0,7	35,8	0,0	2,5	0,0	Ост.
4	7,1	12,5	0,3	23,9	0,0	Ост.
5	0,1	2,2	0,1	4,9	0,0	Ост.
6	16,1	3,3	5,0	36,2	0,1	Ост.
7	18,0	3,1	25,8	12,5	0,2	Ост.
8	16,9	11,8	22,3	11,3	0,3	Ост.
9	15,5	9,3	4,1	29,0	0,2	Ост.
10	0,2	2,15	0,1	5,7	0,1	Ост.
11	0,0	2,2	0,0	6,1	0,0	Ост.

а



№ спектра	S, %	Mo, %	Mn, %	Cu, %	Sn, %	Fe, %
1	1,2	47,5	0,0	2,0	0,2	Ост.
2	0,8	38,0	0,0	2,4	0,2	Ост.
3	0,6	47,1	0,2	9,8	1,0	Ост.
4	1,1	51,7	0,1	2,9	0,1	Ост.
5	0,0	0,7	0,1	79,4	4,4	Ост.
6	0,2	0,0	0,2	81,9	4,7	Ост.
7	1,1	50,8	0,0	4,9	0,4	Ост.
8	23,3	0,2	1,3	55,2	0,0	Ост.
9	23,3	0,6	1,5	54,7	0,1	Ост.
10	31,1	0,9	37,9	9,6	0,1	Ост.
11	27,3	1,0	26,0	26,1	0,2	Ост.
12	22,9	0,0	5,0	52,3	0,0	Ост.
13	0,0	2,3	0,1	6,5	0,0	Ост.
14	0,0	2,0	0,1	79,7	5,33	Ост.

б

Рис. 8. Включения сульфида в псевдосплаве ЖГр1,2МоS₂1Cu17Sn1 после высокотемпературной термомеханической обработки, режим BSE: *а* – со степенью деформации 30 %; *б* – со степенью деформации 50 %
Fig. 8. The sulfide inclusions in the pseudo-alloy FeGr_{1.2}MoS₂1Cu17Sn1 after high temperature thermomechanical treatment, BSE regime: *а* – with a degree of deformation of 30 %; *б* – with a degree of deformation of 50 %

Образование карбида молибдена в виде белых округлых включений подтверждают спектры 1, 3 на рис. 8, а и 1, 2, 3, 7 – на рис. 8, б, причем после ВТМО со степенью деформации 50 % таких включений значительно больше благодаря активации диффузионных процессов.

Создание композитной структуры в псевдосплаве при ВТМО позволяет предположить о существенном повышении его триботехнических свойств.

Заключение. Исследованы особенности процесса структурообразования в антифрикционном композиционном порошковом инфильтрированном медным сплавом материале на основе железа (псевдосплаве) при термической и высокотемпературной термомеханической обработке. Показано, что после инфильтрации структура псевдосплава состоит из участков стального каркаса с практически однородной по углероду структурой перлита с небольшим количеством цемента, участков медной фазы, расположенных по границам и в стыках частиц стального каркаса, включений сульфидов, расположенных преимущественно в медной фазе.

В процессе закалки углерод перераспределяется по частицам стального каркаса. На границе с медной фазой образуется слой толщиной 2–5 мкм с повышенным содержанием углерода.

При ВТМО происходят измельчение структуры, образование макротекстуры, уменьшение толщины прослоек медной фазы, зависящей от степени деформации. Степень деформации влияет также на структуру стального каркаса. После ВТМО со степенью деформации 30 % структура состоит из бесструктурного мартенсита, троосто-мартенсита и остаточного аустенита, при этом в приграничных с медной фазой участках содержание углерода несколько меньше; со степенью деформации 50 % – бесструктурного мартенсита и на 20–25 % большего содержания аустенита, при этом распределение углерода более однородное, изменение содержания меди, олова и железа плавное.

Установлено, что вследствие активации диффузионных процессов при деформации в процессе ВТМО сульфиды молибдена распадаются и образуют сульфиды железа и меди различного состава, молибден легирует железную основу или образует карбид.

Полученные результаты могут быть использованы при разработке высокопрочных антифрикционных материалов для тяжело нагруженных узлов трения.

Список использованных источников

1. Сорокин, Г. М. Проблемы технического обновления различных отраслей машиностроения / Г. М. Сорокин // Трение и износ. – 2001. – Т. 22, № 3. – С. 322–331.
2. Гаркунов, Д. Н. Триботехника. Конструирование, изготовление и эксплуатация машин / Д. Н. Гаркунов. – М.: МСХА, 2002. – 626 с.
3. Совершенствование материалов для подшипников скольжения двигателей внутреннего сгорания: обзор / Н. П. Буровская [и др.] // Труды ВИАМ. – 2020. – № 1 (85). – С. 78–91. <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2020-0-1-78-91>
4. Филиппов, М. А. Трение и антифрикционные материалы / М. А. Филиппов, О. Ю. Шешуков. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2021. – 204 с.
5. Антифрикционные материалы на основе полимерных волокон / Г. С. Кулагина [и др.] // Труды ВИАМ. – 2022. – № 11 (117). – С. 48–59. [10.18577/2307-6046-2022-0-11-48-59](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2022-0-11-48-59)
6. Федорченко, И. М. Композиционные спеченные антифрикционные материалы / И. М. Федорченко, Л. И. Пугина. – Киев: Наук, думка, 1980. – 404 с.
7. Иванов, В. А. Системный подход к созданию антифрикционных материалов и узлов трения / В. А. Иванов. – Хабаровск: Изд-во ТОГУ, 2015. – 239 с.
8. Колесников, В. И. Математические модели и экспериментальные исследования – основа конструирования гетерогенных антифрикционных материалов / В. И. Колесников, О. А. Беляк. – М.: Физматлит, 2021. – 216 с.
9. Чичинадзе, А. В. Трение, износ и смазка (трибология и триботехника) / А. В. Чичинадзе, Э. М. Берлинер, Э. Д. Браун. – М.: Машиностроение, 2003. – 576 с.
10. Каблов, Е. Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России / Е. Н. Каблов // Интеллект и технологии. – 2016. – № 2 (14). – С. 16–21.
11. Каблов, Е. Н. Без новых материалов нет будущего / Е. Н. Каблов // Металлург. – 2013. – № 12. – С. 4–8.
12. Kopeliovich D. Engine Bearing materials [Electronic resource]. – 2019. – Mode of access: <http://www.enginepartssuk.net/sites/default/files/Engine-Bearing-materials.pdf>
13. Триботехническое материаловедение и триботехнология / Н. Е. Денисова [и др.]. – Пенза: Изд-во Пенз. гос. ун-та, 2006. – 248 с.
14. Тучинский, Л. И. Композиционные материалы, получаемые методом пропитки / Л. И. Тучинский. – М.: Металлургия, 1986. – 208 с.

15. Латыпов, М. Г. Структура и свойства метастабильных псевдосплавов сталь–медь / М. Г. Латыпов, Е. В. Чепухин, А. А. Шацов // Перспективные материалы. – 2008. – № 2. – С. 63–68.
16. Композиционные материалы в технике / Д. М. Карпинос [и др.]. – Киев: Техніка, 1985. – 152 с.
17. Семенов, А. П. Антифрикционные материалы: опыт применения и перспективы / А. П. Семенов // Трение и смазка в машинах и механизмах. – 2007. – № 12. – С. 21–36.
18. Иванов, В. В. Получение и свойства медьсодержащих композиционных материалов электротехнического назначения: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.06 / В. В. Иванов. – Красноярск, 2001. – 363 с.
19. Краснобаев, А. Г. Конструирование структуры композиционных материалов на основе железа с заданными функциональными свойствами: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.01 / А. Г. Краснобаев. – Ростов н/Д, 2005. – 198 с.
20. Определение оптимального количества твердой смазки композиционных антифрикционных материалов / Г. Х. Карапетян [и др.] // Порошковая металлургия. – 1988. – № 6. – С. 85–88.
21. Брейтуэйт, Е. Р. Твердые смазочные материалы и антифрикционные покрытия / Е. Р. Брейтуэйт. – М.: Химия, 1967. – 245 с.
22. Анциферов, Н. Н. Конструктивная прочность концентрационно-неоднородных порошковых сталей / Н. Н. Анциферов, А. А. Масленников, В. Н. Шацов. – Пермь: Перм. гос. техн. ун-т, 1996. – 206 с.
23. Шацов, А. А. Оптимизация состава и режима термообработки композиционного материала сталь – медь / А. А. Шацов // Изв. вузов. Цветная металлургия. – 1998. – № 5. – С. 52–56.
24. Особенности текстурирования при холодной прокатке псевдосплавов / Р. В. Минакова [и др.] // Порошковая металлургия. – 2000. – № 1–2. – С. 88–96.
25. Дьячкова, Л. Н. Исследование структуры и свойств инфильтрированного материала на основе железа, подвергнутого термомеханической обработке / Л. Н. Дьячкова // Материалы, технологии, инструменты. – 2007. – Т. 12, № 3. – С. 46–51.
26. Дьячкова, Л. Н. Порошковые материалы на основе железа с повышенными механическими и триботехническими свойствами / Л. Н. Дьячкова. – Минск: Беларус. навука, 2020. – 203 с.
27. Patnaik, Pradyot. Handbook of Inorganic Chemicals / Patnaik Pradyot. – McGraw-Hill Education, 2003. – 1125 p.
28. Дьячкова, Л. Н. Закономерности упрочнения псевдосплавов сталь – медный сплав, получаемых инфильтрацией, при горячей пластической деформации / Л. Н. Дьячкова // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2022. – Т. 67, № 2. – С. 156–166. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2022-67-2-156-166>
29. Бернштейн, М. Л. Структура деформированных металлов / М. Л. Бернштейн. – М.: Металлургия, 1977. – 431 с.
30. Дьячкова, Л. Н. Влияние термической обработки на структуру и свойства псевдосплава сталь – медный сплав, получаемого инфильтрацией / Л. Н. Дьячкова // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2021. – Т. 67, № 1. – С. 27–38. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2022-67-1-27-38>

References

1. Sorokin G. M. Problems of technical renewal of various branches of mechanical engineering. *Friction and Wear*, 2001, vol. 22, no. 3, pp. 322–331 (in Russian).
2. Garkunov D. N. *Tribotechnics. Design, Manufacture and Operation of Machines*. Moscow, Moscow Agricultural Academy named after K. A. Timiryazev, 2002. 626 p. (in Russian).
3. Burkovskaya N. P., Sevostyanov N. V., Bolsunovskaya T. A., Efimochkin I. Yu. Improvement of materials for sliding bearings of internal combustion engines (review). *Trudy VIAM = Proceedings of VIAM*, 2020, no. 1 (85), pp. 78–91 (in Russian). <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2020-0-1-78-91>
4. Filippov M. A., Sheshukov O. Yu. *Friction and Antifriction Materials*. Yekaterinburg, Publ. House of the Ural State University, 2021. 204 p. (in Russian).
5. Kulagina G. S., Kan A. Ch., Zhelezina G. F., Levakova N. M. Antifriction materials based on polymer fibers. *Trudy VIAM = Proceedings of VIAM*, 2022, no. 11 (117), pp. 48–59 (in Russian). <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2022-0-11-48-59>
6. Fedorchenko I. M., Pugina L. I. *Composite Sintered Antifriction Materials*. Kyiv, Naukova dumka Publ., 1980. 404 p. (in Russian).
7. Ivanov V. A. *A Systematic Approach to the Creation of Antifriction Materials and Friction Units*. Khabarovsk, Publ. House of the Pacific State University, 2015. 239 p. (in Russian).
8. Kolesnikov V. I., Belyak O. A. *Mathematical Models and Experimental Studies – the Basis for the Design of Heterogeneous Antifriction Materials*. Moscow, Fizmatlit Publ., 2021. 216 p. (in Russian).
9. Chichinadze A. V., Berliner E. M., Brown E. D. *Friction, Wear and Lubrication (Tribology and Tribotechnics)*. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2003. 576 p. (in Russian).
10. Kablov E. N. Materials of the new generation – the basis of innovation, technological leadership and national security of Russia. *Intellekt i tekhnologii = Intel & Tech*, 2016, no. 2 (14), pp. 16–21 (in Russian).
11. Kablov E. N. Without New Materials – There is No Future. *Metallurg = Metallurgist*, 2014, 57, no. 11–12, pp. 1057–1061. <https://doi.org/10.1007/s11015-014-9844-z>
12. Kopeliou D. *Engine Bearing materials*. 2019. Available at: <http://www.enginepartsuk.net/sites/default/files/Engine-Bearing-materials.pdf>
13. Denisova N. E., Shorin V. A., Gontar' I. N., Volchikhina N. I., Shorina N. S. *Tribotechnical Materials Science and Tribotechnology*. Penza, Penza State University Publishing House, 2006. 248 p. (in Russian).
14. Tuchinskii L. I. *Composite Materials Obtained by Impregnation*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 208 p. (in Russian).

15. Latypov M. G., Cherepakhin E. V., Shatsov A. A. Structure and properties of steel-copper metastable pseudo-alloys. *Perspektivnye materialy*, 2008, no. 2, pp. 63–68 (in Russian).
16. Karpinos D. M., Tushinskii L. I., Sapozhnikova A. B., Grudina T. V., Vishnyakov L. R., Shafit Ya. M., Mikheev V. I. *Composite Materials in Technology*. Kyiv, Tekhnika Publ., 1985. 152 p. (in Russian).
17. Semenov A. P. Antifriction materials: application experience and prospects. *Trenie i smazka v mashinakh i mekhanizmakh = Friction & Lubrication in Machines and Mechanisms*, 2007, no. 12, pp. 21–36 (in Russian).
18. Ivanov V. V. *Obtaining and Properties of Copper-Containing Composite Materials for Electrical Purposes*. Krasnoyarsk, 2001. 363 p. (in Russian).
19. Krasnobayev A. G. *Structural Design of Iron-Based Composite Materials with Specified Functional Properties*. Rostov-on-Don, 2005. 198 p. (in Russian).
20. Karapetyan G. Kh., Akopov N. L., Karapetyan F. Kh., Manukyan N. N. Determination of the optimum amount of the solid lubricant of composite antifriction materials. *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 1988, vol. 27, pp. 485–488. <https://doi.org/10.1007/BF00798861>
21. Braithwaite E. R. *Solid Lubricants and Surfaces*. Pergamon Press, 1964. VIII, 286 p. <https://doi.org/10.1016/C2013-0-01729-X>
22. Antsiferov N. N., Maslennikov A. A., Shatsov V. N. *Structural Strength of Concentration-Inhomogeneous Powder Steels*. Perm, Perm State Technical University, 1996. 206 p. (in Russian).
23. Shatsov A. A. Optimization of the composition and mode of heat treatment of composite material steel-copper. *Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya = Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*, 1998, no. 5, pp. 52–56 (in Russian).
24. Minakova R. V., Rachek A. P., Kryachko L. A., Kresanova A. P., Zatovsky V. G. Features of texturing during cold rolling of pseudo-alloys. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2000, vol. 39, no. 1–2, pp. 78–84. <https://doi.org/10.1007/bf02677447>
25. Dyachkova L. N. Investigation of the structure and properties of an infiltrated iron-based material subjected to thermomechanical processing. *Materialy, tekhnologii, instrumenty [Materials, Technologies, Tools]*, 2007, vol. 12, no. 3, pp. 46–51 (in Russian).
26. Dyachkova L. N. *Powder Materials Based on Iron with Enhanced Mechanical and Tribotechnical Properties*. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2020. 203 p. (in Russian).
27. Patnaik Pradyot. *Handbook of Inorganic Chemicals*. McGraw-Hill Education, 2003. 1125 p.
28. Dyachkova L. N. Peculiarities of hardening of steel – copper alloy pseudo-alloys obtained by infiltration during hot plastic deformation. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2022, vol. 67, no. 2, pp. 156–166 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2022-67-2-156-166>
29. Bernshtein M. L. *Structure of Deformed Metals*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977. 431 p. (in Russian).
30. Dyachkova L. N. Influence of heat treatment on the structure and properties of pseudo-alloy steel – copper alloy obtained by infiltration. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2021, vol. 67, no. 1, pp. 27–38 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2022-67-1-27-38>