



УДК 621.762.34

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2024-4-45-54>

Научная статья

Research article



## Дисперсное упрочнение порошковой быстрорежущей стали Р6М5К5 частицами СВС-керамики $\text{MoSi}_2\text{--MoB--HfB}_2$

А. С. Ахметов<sup>✉</sup>, С. К. Муканов, М. Е. Самошина,  
В. Ю. Лопатин, Ж. В. Еремеева

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»  
Россия, 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1

✉ [aman1aotero@gmail.com](mailto:aman1aotero@gmail.com)

**Аннотация.** Исследована возможность дисперсного упрочнения порошковой быстрорежущей стали Р6М5К5 частицами гетерофазной керамики  $\text{MoSi}_2\text{--MoB--HfB}_2$ . В качестве исходного материала использованы: механически легированная порошковая смесь со средним размером частиц  $d = 10$  мкм; измельченная порошковая керамическая добавка ( $d = 5$  мкм), полученная методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Смешивание осуществлялось в планетарной центробежной мельнице. В результате получены частицы порошковой смеси размером 2–25 мкм, по форме, близкой к округлой, более крупные частицы представляли собой агломераты. Проведены холодное прессование и спекание с достижением плотности до 92,7 % и твердости 62 HRA, а также горячее прессование с плотностью заготовки 97,2 % и твердостью 65 HRC. Горячепрессованная заготовка имела прочность на изгиб 1141 МПа и на сжатие 2157 МПа. Показана перспективность применения гетерофазной керамики в качестве упрочняющей добавки, которая способствует снижению температуры образования жидкой фазы и образует ярко выраженную гетерогенную микроструктуру, схожую с микроструктурой металлокерамических материалов. Матрица – твердый раствор на основе железа (со средним размером зерен 14–34 мкм) с сеткой из эвтектического карбида  $\text{Me}_6\text{C}$  и включениями керамической добавки в виде соединений  $\text{HfO}_2$ ,  $\text{SiO}_2$  и  $\text{HfSiO}_4$ . Это обеспечило уменьшение в 2 раза приведенного износа при трибологических испытаниях в паре с контртелом из твердого сплава ВК6. Полученный композиционный материал, продемонстрировавший высокую красностойкость, может найти применение в изготовлении износостойких изделий, эксплуатируемых при температурах до 630 °С.

**Ключевые слова:** быстрорежущая сталь, порошковая металлургия, дисперсное упрочнение, керамика, трибология, износ

**Благодарности:** Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-49-00141, <https://rscf.ru/project/23-49-00141/>

**Для цитирования:** Ахметов А.С., Муканов С.К., Самошина М.Е., Лопатин В.Ю., Еремеева Ж.В. Дисперсное упрочнение порошковой быстрорежущей стали Р6М5К5 частицами СВС-керамики  $\text{MoSi}_2\text{--MoB--HfB}_2$ . *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2024;18(4):45–54. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2024-4-45-54>

# Dispersion strengthening of powder high-speed steel R6M5K5 with particles of SHS ceramics $\text{MoSi}_2\text{--MoB--HfB}_2$

A. S. Akhmetov<sup>✉</sup>, S. K. Mukanov, M. E. Samoshina,

V. Yu. Lopatin, Zh. V. Ereemeeva

National University of Science and Technology “MISIS”

4 bld. 1 Leninskiy Prosp., Moscow 119049, Russia

✉ aman1aotero@gmail.com

**Abstract.** The possibility of dispersion strengthening of powder high-speed steel R6M5K5 with  $\text{MoSi}_2\text{--MoB--HfB}_2$  heterophase ceramics particles was investigated. A mechanically alloyed powder mixture with an average particle size of  $d = 10 \mu\text{m}$  was used as the base material; the ceramic powder additive ( $d = 5 \mu\text{m}$ ), obtained by the SHS method, was also used. Mixing was carried out in a high planetary ball mill. As a result, powder mixture particles with sizes of 2–25  $\mu\text{m}$  were obtained, close to spherical in shape, with larger particles being agglomerates. Cold pressing and sintering were performed, achieving a density of up to 92.7 % and a hardness of 62 HRA, as well as hot pressing with a density of 97.2 % and a hardness of 65 HRC. The hot-pressed billet had a bending strength of 1141 MPa and a compressive strength of 2157 MPa. The prospects of using heterophase ceramics as a strengthening additive was shown, which contributes to lowering the temperature of the liquid phase formation and creates a pronounced heterogeneous microstructure, similar to the microstructure of metallic glass materials. The matrix is a solid solution based on iron (with an average grain size of 14–34  $\mu\text{m}$ ) with a network of eutectic carbide  $\text{Me}_6\text{C}$  and ceramic additive inclusions in the form of  $\text{HfO}_2$ ,  $\text{SiO}_2$ , and  $\text{HfSiO}_4$  compounds. This provided a twofold reduction in wear during tribological tests against a counterbody made of VK6 hard alloy. The obtained composite material, demonstrating high red hardness, may find application in the production of wear-resistant products operating at temperatures up to 630 °C.

**Keywords:** high-speed steel, powder metallurgy, dispersion hardening, ceramics, tribology, wear

**Acknowledgements:** The research was supported by the Russian Science Foundation grant No. 23-49-00141, <https://rscf.ru/project/23-49-00141/>

**For citation:** Akhmetov A.S., Mukanov S.K., Samoshina M.E., Lopatin V.Yu., Ereemeeva Zh.V. Dispersion strengthening of powder high-speed steel R6M5K5 with particles of SHS ceramics  $\text{MoSi}_2\text{--MoB--HfB}_2$ . *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2024;18(4):45–54. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2024-4-45-54>

## Введение

Эффективные комбинации (вид и содержание добавки) для упрочнения порошковой быстрорежущей стали (БРС) введением дисперсных твердых частиц исследуют достаточно широко. Как правило [1], при выборе упрочняющих добавок важными условиями являются их стабильность при температурах эксплуатации упрочняемого материала и минимальная растворимость в матрице. Таким требованиям по отношению к БРС отвечают карбиды NbC, TiC, VC и др. [2–7] или нитриды VN [8] металлов. Однако в качестве дисперсных добавок можно использовать и соединения, активно взаимодействующие с матрицей. Например, в работах [9; 10] исследовано влияние добавки карбида бора ( $\text{B}_4\text{C}$ ) на свойства порошковой стали МЗ/2 (аналог 10P6M5), консолидированной горячим прессованием. Обнаружено, что дисперсное упрочнение привело к увеличению твердости до 85 HRA, при этом частицы  $\text{B}_4\text{C}$  взаимодействовали с матрицей. При оптимальной концентрации такая добавка может обеспечить

высокую плотность при относительно низких температурах спекания ( $t = 1150\div 1190 \text{ }^\circ\text{C}$ ) благодаря взаимодействию с матрицей как бора, так и углерода. В результате такие особенности способствовали значительному повышению физико-механических свойств материала [10].

Консолидацию порошков быстрорежущей стали с упрочняющими добавками часто проводят прессованием и сверхсолидным спеканием или горячим прессованием (ГП), не прибегая к горячему изостатическому прессованию [2–11].

Еще одним важным аспектом при дисперсном упрочнении порошковой БРС помимо выбора добавки и ее содержания является выбор способа смешения. При неправильном подборе метода и режимов возможна сегрегация частиц [12]. Обычно для смешивания металлических порошков с дисперсными добавками используют планетарную центробежную мельницу (ПЦМ), которая обеспечивает не только качественное смешивание и однородное распределение упрочняющих дисперсных частиц в объеме шихты, но и дополнительное измельчение частиц

как упрочнителя, так и основного порошка [13]. В результате при грамотном подборе режима смешивания в ПЦМ можно получить мелкозернистую структуру материала, что способствует повышению его физико-механических свойств. Высокая дисперсность частиц порошковой смеси может привести к активированному спеканию [14]. Это также позволяет сохранить мелкозернистую структуру за счет достижения высокой плотности при более коротком времени выдержки при спекании, не допуская роста зерна в результате долгой выдержки.

В качестве упрочняющей добавки интерес вызывает полученная методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) гетерофазная керамика  $\text{MoSi}_2\text{--MoB--HfB}_2$ , отличающаяся высокой твердостью (19,5 ГПа) и жаростойкостью – сопротивлением к окислению при повышенных температурах в широком диапазоне [15; 16]. Бор, присутствующий в составе керамики, может способствовать образованию жидкой фазы при относительно низких температурах и активации процесса спекания [10; 17].

Такие сложные соединения редко используются в качестве упрочняющих добавок, потому исследование их влияния на физико-механические свойства и микроструктуру БРС является актуальной задачей.

Цель работы – получение консолидированных образцов из порошковой смеси быстрорежущей стали с добавкой гетерофазной керамики  $\text{MoSi}_2\text{--MoB--HfB}_2$  и исследование их свойств для определения перспективных областей применения такого материала.

## Материалы и методы исследований

В качестве основного материала использовали механически легированную порошковую смесь БРС марки Р6М5К5 следующего состава, мас. %:

|          |      |
|----------|------|
| W .....  | 6,0  |
| Mo ..... | 5,0  |
| Co ..... | 5,0  |
| Cr ..... | 4,0  |
| V .....  | 2,0  |
| C .....  | 0,9  |
| Fe ..... | Ост. |

Данная смесь была получена путем размола в ПЦМ Активатор-4М (Россия) при скорости вращения барабанов 800 об/мин, соотношении мелющих тел к порошковой смеси 10:1 и длительности обработки 30 мин. Характеристики исходных порошковых компонентов для ее получения представлены в табл. 1.

Диапазон размеров основной фракции механически легированной порошковой смеси составлял

3–20 мкм со средним диаметром частиц 10 мкм и  $D_{50} = 9$  мкм. Смесь состоит из твердых растворов на основе Fe, W и Mo, а также карбида WC. Порошковая керамическая добавка имела состав 60 % (90 %  $\text{MoSi}_2$ –10 % MoB) + 40 %  $\text{HfB}_2$  и средний размер частиц 5 мкм. Метод ее получения описан в работе [15].

В порошковую сталь вводили 3 об. % упрочнителя и обрабатывали в ПЦМ Активатор-4М при скорости вращения барабанов 800 об/мин, соотношении мелющих тел к порошковой смеси 10:1 и длительности обработки 15, 30 и 45 мин.

Микроструктуру образцов исследовали на растровом электронном микроскопе (РЭМ) S-3400N («Hitachi», Япония), оснащенном рентгеновским энергодисперсионным спектрометром (ЭДС) NORAN System 7 Xray Microanalysis System («Thermo Scientific», США).

Съемку дифрактограмм для рентгеноструктурного фазового анализа (РФА) образцов проводили на дифрактометре D2 PHASER («Bruker AXS GmbH», Германия) с использованием  $\text{CuK}_\alpha$ -излучения (1,5418 Å).

Гранулометрический состав оценивали на установке ANALYSETTE 22 MicroTec plus («Fritsch GmbH», Германия), текучесть и насыпную плотность порошковой смеси определяли согласно ГОСТ 20899-98 и ГОСТ 19440-94 соответственно, также исследовали уплотняемость при холодном прессовании и изменение плотности после спекания.

Холодное прессование полученной смеси с керамической добавкой и без нее проводили в стальной пресс-форме с внутренним диаметром матрицы 12 мм при давлениях  $P = 200\div900$  МПа, а спекание заготовок – при  $t = 1200$  °С в течение 60 мин. Горячее прессование осуществляли в графитовой пресс-форме с внутренним диаметром матрицы 20 мм в прессе Direct Hot Pressing DSP-515 SA («Dr. Fritsch Sondermaschinen GmbH», Германия) в вакууме при

Таблица 1. Характеристики исходных порошковых компонентов

Table 1. Characteristics of the initial powder components

| Марка порошка | Элемент | ГОСТ/ТУ           | Чистота, % |
|---------------|---------|-------------------|------------|
| ПЖРВ 2.200.26 | Fe      | ТУ 14-5365-98     | 99,24      |
| ПВЧ           | W       | ТУ 48-19-57-91    | 99,99      |
| ПМ            | Mo      | ТУ 14-22-160-2002 | 99,90      |
| ПК            | Co      | ГОСТ 9721-79      | 99,95      |
| ЭРХ-1         | Cr      | ГОСТ 5905-2004    | 99,99      |
| ФВд50У0,5     | V       | ГОСТ 27130-94     | 99,00      |
| П-803         | C       | ГОСТ 7885-86      | 99,90      |

$t = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  и  $P = 50\text{ МПа}$ . Скорость нагрева и охлаждения составляла  $50\text{ }^{\circ}\text{C/мин}$ , длительность изотермической выдержки – 3 мин. Массу навески при прессовании рассчитывали таким образом, чтобы высота беспористых заготовок составляла 0,5 от диаметра. Термообработку (ТО) полученной ГП-заготовки проводили в следующем режиме: отжиг при  $t = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ , закалка в масло с  $1210\text{ }^{\circ}\text{C}$  и двойной отпуск при  $560\text{ }^{\circ}\text{C}$  [18].

Прочность на сжатие и изгиб оценивали на установке LF-100KN («Walter + Bai», Швейцария). Твердость после ГП, ТО, а также после отжига при  $630\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение 4 ч (красностойкость) измеряли на твердомере TP5006 (ООО «Точприбор», Россия).

Сравнительные трибологические испытания проводили при комнатной температуре на автоматизированной машине трения Tribometer («CSM Instruments», Швейцария) в соответствии с ASTM G 99-17, DIN 50324. Испытания проходили в режиме возвратно-поступательного движения по схеме «стержень–пластина». В качестве контртела использовали шарик из твердого сплава WC–Co (BK6). Условия испытаний были следующими: линейная скорость –  $10\text{ см/с}$ , прикладываемая нагрузка –  $2\text{ Н}$ , длина дорожки –  $4\text{ мм}$ , длина пробега –  $10\text{ тыс. циклов}$ . Профили дорожек изучали на оптическом профилометре WYKO NT 1100 («Veeco», США).

## Результаты и их обсуждение

После обработки (смешивания) в ПЦМ в течение 15, 30 и 45 мин определяли технологические свойства каждой порошковой смеси: текучесть, насыпную плотность и гранулометрический состав. В табл. 2 представлены полученные результаты.

Полученные порошковые смеси не «текли» при определении текучести согласно ГОСТ 20899-98. Небольшие отклонения в значениях насыпной плотности связаны с разницей в размерах частиц. Отсутствие текучести и низкая насыпная плотность обусловлены высокой дисперсностью порошковой смеси (средний размер частиц  $10\text{--}16\text{ мкм}$ ). Изменение гранулометрического состава объясняется тем, что

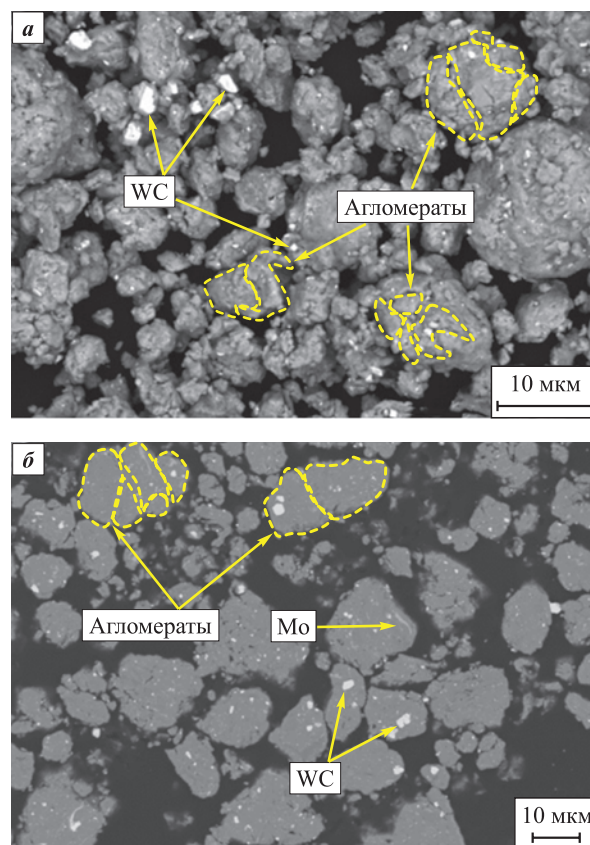


Рис. 1. РЭМ-изображения морфологии частиц (а) порошковой смеси БРС и их микроструктуры на поперечном шлифе (б)

Fig. 1. SEM images of the morphology of HSS powder mixture particles (a) and their microstructure in cross-section (b)

измельчение частиц происходит при разной длительности обработки: 15, 30 и 45 мин. В последнем случае частицы подвергаются агломерации. Дальнейшие исследования проводили на порошковой смеси, полученной обработкой в ПЦМ в течение 30 мин, что с точки зрения достижения дисперсного гранулометрического состава является оптимальным.

На рис. 1 показаны РЭМ-изображения морфологии частиц порошковой смеси БРС и их микроструктуры на поперечном шлифе. Видно, что частицы порошковой смеси имеют размеры в диапазоне

Таблица 2. Технологические свойства порошковой смеси БРС при различной длительности обработки в ПЦМ

Table 2. Technological properties of the HSS powder mixture at different processing durations of the PBM

| Длительность обработки, мин | Текучесть, с | Насыпная плотность, г/см <sup>3</sup> | Диапазон распределения размера частиц, мкм | Средний размер частиц, мкм | Квантиль распределения $D_{50}$ , мкм |
|-----------------------------|--------------|---------------------------------------|--------------------------------------------|----------------------------|---------------------------------------|
| 15                          | не течет     | 2,66                                  | 6–30                                       | 12                         | 11                                    |
| 30                          |              | 2,50                                  | 3–30                                       | 10                         | 8                                     |
| 45                          |              | 2,90                                  | 4–30                                       | 16                         | 12                                    |

2–25 мкм, их форма близка к округлой, а более крупные из них представляют собой агломераты. Изображения получены в режиме детектирования обратноотраженных электронов, что позволяет по контрасту выделить тяжелые легирующие элементы (вольфрам и молибден), дисперсно-распределенные как на поверхностях, так и в объеме железных частиц.

Наличие введенной керамики фиксируется лишь при общем анализе методом ЭДС наблюдаемых участков, что может говорить о высокой равномерности распределения высокодисперсной добавки в объеме порошковой смеси, без образования отдельных агломератов.

На рис. 2 представлена зависимость относительной плотности заготовок от давления прессования после прессования и спекания. Из приведенных зависимостей видно, что при холодном прессовании порошковые смеси уплотняются с достижением относительной плотности до 69,8 % при давлении 900 МПа. После спекания она возрастает до 92,7 %. Наибольшая твердость ( $62,0 \pm 1,0$  HRA) наблюдается у самых плотных спеченных заготовок, спрессованных при  $P = 900$  МПа. Высокий уровень уплотняемости при холодном прессовании обеспечивается матрицей на основе железного порошка.

Значительный рост плотности при спекании свидетельствует об интенсивном протекании процесса при температуре 1200 °С. Это связано с высокой исходной дисперсностью порошковой смеси, которая обуславливает повышенную удельную поверхность и способствует активации спекания. Присутствие бора снижает температуру образования жидкой фазы в стали, что также активирует процесс спекания [10; 17]. При этом возможно образование некоторого количества жидкой фазы.

На рис. 3 представлены РЭМ-изображения микроstructures спеченного образца стали Р6М5К5 с кера-

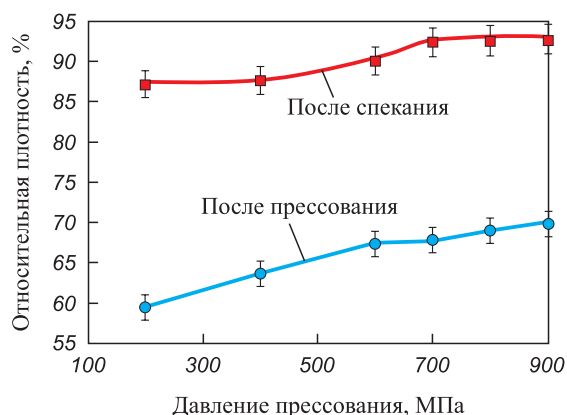


Рис. 2. Зависимость относительной плотности заготовок от давления прессования до и после спекания

Fig. 2. Dependence of relative density of billets on compaction pressure before and after sintering

мической добавкой, спрессованного при  $P = 900$  МПа. Микроструктура спеченной заготовки достаточно однородная, пористая, легирующие элементы не образовали карбидных соединений  $Me_6C$  и  $MeC$ , обеспечивающих красностойкость БРС. Влияние керамической добавки по изображениям микроstructures и результатам ЭДС-анализа оценить сложно. На рис. 3, б можно выделить зерна матрицы размером 3–8 мкм. Общий элементный ЭДС-анализ (интегральная область на рис. 3, а) показывает наличие элементов Hf и Si, присутствующих в керамике, но не входящих в состав самой БРС Р6М5К5 (табл. 3). Это свидетельствует о значительном растворении керамической добавки в стальной матрице.

После горячего прессования порошковой смеси полученная заготовка имела твердость  $64,0 \pm 0,3$  HRC при относительной плотности 97,2 % и после ТО она изменилась незначительно – до  $64,7 \pm 0,2$  HRC. Высокая твердость горячепрессованной заготовки связана с низкой температурой ГП, что обуславливает сохранение более мелкозернистой структуры.

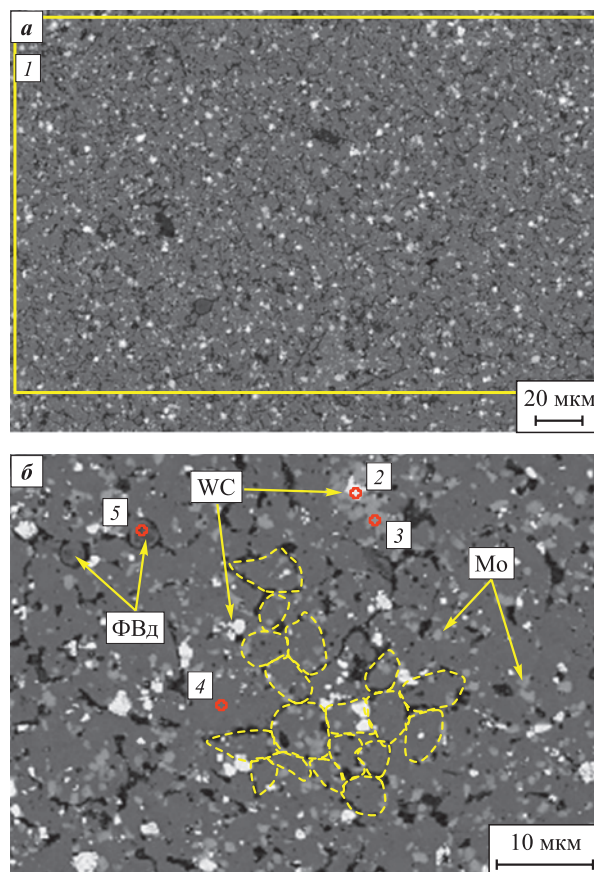


Рис. 3. РЭМ-изображения микроstructures спеченного образца при увеличении 500× (а) и 2000× (б)

Fig. 3. SEM images of the microstructure of the sintered sample at 500× (а) and 2000× (б) magnification

Таблица 3. Результаты общего и ЭДС анализов микроструктурных составляющих спеченной заготовки БРС (см. рис. 3)

Table 3. Results of general and EDS analyses of microstructural components of the sintered HSS billet (see Fig. 3)

| Область<br>(компонент) | Содержание, ат. % |      |     |      |      |     |      |     |     |     |
|------------------------|-------------------|------|-----|------|------|-----|------|-----|-----|-----|
|                        | C                 | V    | Cr  | Fe   | Mo   | Hf  | W    | Co  | O   | Si  |
| 1 (Общий)              | 20,4              | 2,4  | 3,8 | 58,4 | 4,0  | 0,4 | 1,8  | 2,5 | 3,7 | 2,7 |
| 2 (WC)                 | 81,5              | —    | —   | 2,4  | —    | —   | 16,2 | —   | —   | —   |
| 3 (Mo)                 | 62,0              | 3,3  | 2,4 | 14,5 | 16,2 | —   | 1,8  | —   | —   | —   |
| 4 (Матрица)            | 17,2              | 0,4  | 2,4 | 78,6 | 1,2  | —   | 0,3  | —   | —   | —   |
| 5 (ФВд)                | 27,1              | 37,3 | 2,4 | 25,4 | 2,9  | —   | 4,8  | —   | —   | —   |

В дальнейшем при длительной выдержке в ходе отжига и аустенизации при высокой температуре происходит неизбежный рост зерна. Рост твердости после ТО объясняется в большей степени образованием карбидной сетки при закалке и вторичных карбидов в ходе отпуска [19].

На рис. 4 показаны РЭМ-изображения микроструктуры ГП-заготовки после ТО. Как можно видеть из приведенных данных, карбид  $\text{Me}_6\text{C}$  характерной морфологии распределен вдоль границ зерен, что более типично для литых БРС [18; 20]. Это может свидетельствовать о формировании значительного количества жидкой фазы в результате оплавления

эвтектики вследствие влияния бора с выпадением эвтектического карбида  $\text{Me}_6\text{C}$ , что также делает необходимым проведение закалки при более низких температурах [17; 19]. В матрице, представленной твердым раствором на основе железа, растворены легирующие элементы. После ГП с последующей ТО в микроструктуре фиксируются введенные керамические частицы (на рис. 4, б отмечены согласно предполагаемым фазам). Размер зерен составляет в среднем 14–34 мкм, а величина керамических частиц 2–4 мкм. Вторичный карбид  $\text{MeC}$  не обнаружен, а ванадий, по результатам ЭДС (табл. 4), содержится в матрице и карбиде  $\text{Me}_6\text{C}$ . Вторичный карбид  $\text{MeC}$

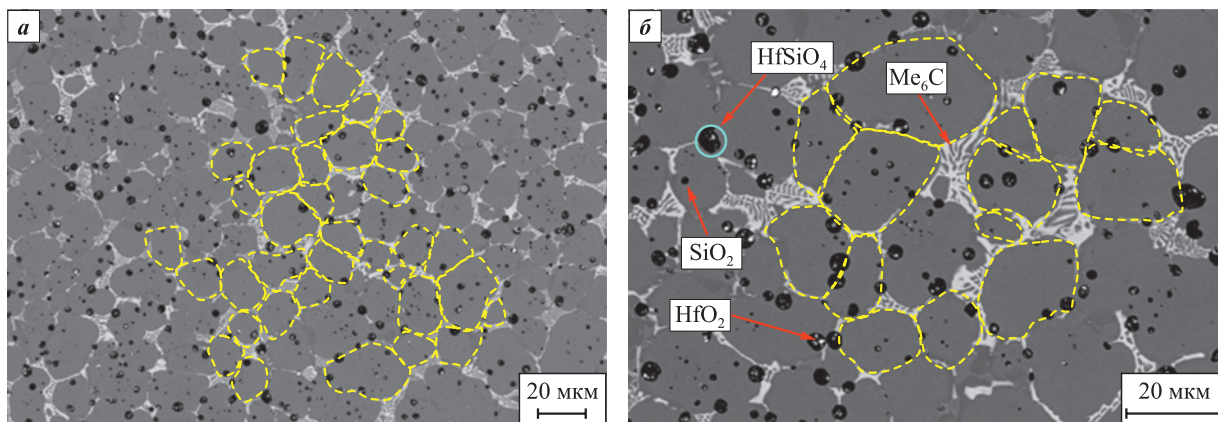


Рис. 4. РЭМ-изображения микроструктуры горячепрессованной заготовки после термообработки

Fig. 4. SEM images of the microstructure of the hot-pressed biller after heat treatment

Таблица 4. Результаты ЭДС-анализа микроструктурных компонентов горячепрессованной заготовки БРС

Table 4. Results of EDS analysis of microstructural components of the hot-pressed HSS billet

| Компонент             | Содержание, ат. % |      |      |     |     |     |      |     |      |      |     |
|-----------------------|-------------------|------|------|-----|-----|-----|------|-----|------|------|-----|
|                       | C                 | O    | Si   | V   | Cr  | Mn  | Fe   | Co  | Mo   | Hf   | W   |
| Матрица               | 14,3              | —    | —    | 1,4 | 3,7 | —   | 74,5 | 2,8 | 2,1  | —    | 1,3 |
| $\text{HfSiO}_4$      | 9,8               | 60,2 | 20,0 | 0,9 | —   | 0,4 | 2,6  | 0,1 | 0,4  | 5,6  | —   |
| $\text{HfO}_2$        | 18,5              | 57,9 | —    | —   | 0,5 | —   | 3,6  | 0,4 | 1,3  | 17,7 | —   |
| $\text{SiO}_2$        | 11,2              | 61,3 | 20,6 | 1,3 | 0,6 | 0,2 | 4,3  | —   | 0,5  | —    | —   |
| $\text{Me}_6\text{C}$ | 31,9              | —    | —    | 4,8 | 3,9 | —   | 32,8 | 1,6 | 15,6 | —    | 9,4 |

**Таблица 5. Результаты РФА горячепрессованной заготовки Р6М5К5 с керамической добавкой****Table 5. XRD results of the hot-pressed R6M5K5 billet with ceramic additive**

| Фаза                  | Структурный тип | Объемная доля, % | Период, Å    |
|-----------------------|-----------------|------------------|--------------|
| $\alpha$ -Fe          | <i>cI2/1</i>    | 82,4             | $a = 2,890$  |
| $\text{Me}_6\text{C}$ | <i>cF112/2</i>  | 9,9              | $a = 11,026$ |
| $\text{HfSiO}_4$      | <i>tI24/3</i>   | 1,6              | –            |
| $\text{HfO}_2$        | <i>mP12/3</i>   | 1,5              | –            |
| Аустенит              | <i>cF4/1</i>    | 4,5              | $a = 3,612$  |

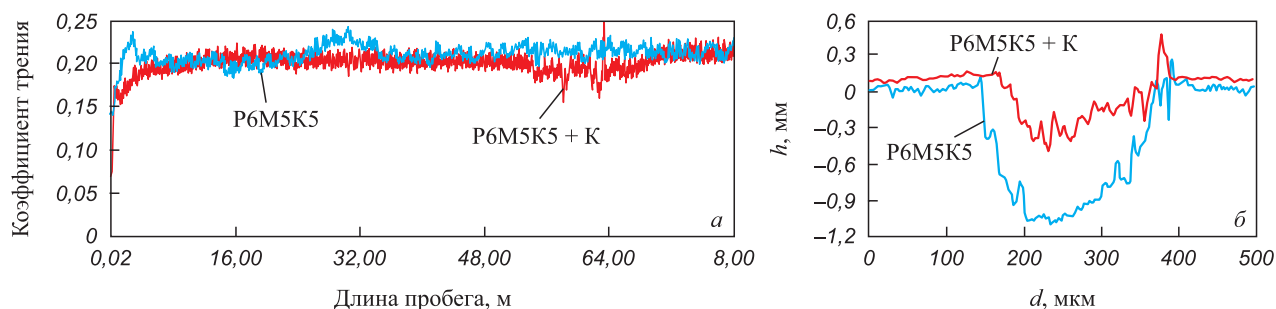
в исследуемых участках микроструктуры и результатах РФА (табл. 5) не наблюдается, о чем также свидетельствует незначительный рост твердости после ТО.

Согласно данным РФА фиксируются следующие фазы:  $\alpha$ -Fe (матрица), карбид  $\text{Me}_6\text{C}$  ( $\text{W}_3\text{Fe}_3\text{C}/\text{Mo}_3\text{Fe}_3\text{C}$ ), а также  $\text{HfO}_2$  и  $\text{HfSiO}_4$ , что согласуется с результатами исследования микроструктуры. Керамические включения (рис. 5) могут представлять собой силикат гафния, который мог образоваться как во время процесса ГП, так и в ходе дальнейшей термообработки [15; 21]. При этом частицы белого цвета в структуре керамической добавки (см. рис. 4, табл. 4) в некоторых участках по составу близки к соединению  $\text{HfO}_2$ , что свидетельствует о неполном взаимодействии  $\text{HfO}_2$  с  $\text{SiO}_2$ , которые образуют  $\text{HfSiO}_4$  [21]. Соответственно, черные участки по составу близки к  $\text{SiO}_2$ .

Исследованы прочностные характеристики ГП-заготовок: прочность на изгиб и на сжатие, показатели которых составили  $1141 \pm 50$  и  $2157 \pm 42$  МПа соответственно. Кроме того, определена красностойкость ГП-образцов отжигом на воздухе в течение 4 ч при  $t = 630$  °С. Твердость после отжига составила  $59,5 \pm 0,8$  HRC, что соответствует требованиям ГОСТ 19265-73.

На рис. 5 показано влияние керамической добавки на зависимость коэффициента трения от длины пробега и 2D-профиль дорожки износа ГП-заготовок порошковой быстрорежущей стали Р6М5К5. Установлено, что они имеют стабильно низкий коэффициент трения (0,20–0,22) при скольжении шарика из сплава ВК6. Значения приведенного износа, рассчитанные по 2D-профилям дорожек износа, составили  $5,40 \cdot 10^{-6}$  и  $2,56 \cdot 10^{-6}$  мм<sup>3</sup>/(Н·м) для заготовок Р6М5К5 и Р6М5К5 + керамика соответственно. Таким образом, керамическая добавка приводит к увеличению износостойкости стали Р6М5К5 в 2 раза (см. табл. 5). Это в первую очередь связано с повышенной твердостью ( $64,0 \pm 0,3$  HRC) образца за счет образования карбидной сетки и твердых частиц  $\text{SiO}_2$  и  $\text{HfO}_2$ . Причем приведенный износ контртела (табл. 6) вдвое выше при испытании Р6М5К5 с керамической добавкой.

Согласно [22] увеличение площади действительного контакта трибопары сопровождается увеличением коэффициента трения. Однако при скольжении шарика по образцу Р6М5К5 с керамической добавкой этот параметр не изменился. Дорожку



**Рис. 5.** Зависимость коэффициента трения от длины пробега (а) и изображение 2D-профилей дорожек износа (б) горячепрессованных заготовок из стали Р6М5К5 и Р6М5К5 + керамическая добавка

**Fig. 5.** Dependence of friction coefficient on running distance (a) and 2D profiles of wear tracks (b) of hot-pressed R6M5K5 steel billets and R6M5K5 steel billets with ceramic additive

**Таблица 6. Результаты трибологических испытаний****Table 6. Results of tribological tests**

| Образец           | Приведенный износ, $10^{-6}$ мм <sup>3</sup> /(Н·м) |           | Коэффициент трения |         |          |
|-------------------|-----------------------------------------------------|-----------|--------------------|---------|----------|
|                   | Образец                                             | Контртело | Начальный          | Средний | Конечный |
| Р6М5К5            | 5,40                                                | 0,20      | 0,41               | 0,22    | 0,23     |
| Р6М5К5 + керамика | 2,56                                                | 0,47      | 0,40               | 0,20    | 0,20     |

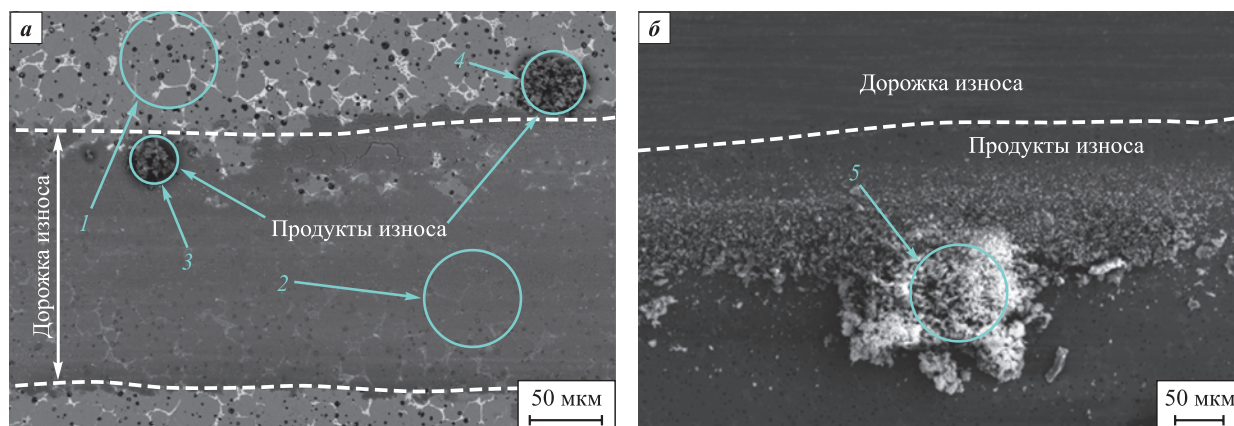


Рис. 6. РЭМ-изображения дорожки износа горячепрессованного образца (а) и продуктов износа (б)

Fig. 6. SEM images of the wear track of the hot-pressed sample (a) and wear products (b)

Таблица 7. Результаты ЭДС-анализа компонентов дорожки износа

Table 7. Results of EDS analysis of wear track components

| № участка<br>на рис. 6 | Содержание, ат. % |      |     |     |     |      |     |     |     |     |
|------------------------|-------------------|------|-----|-----|-----|------|-----|-----|-----|-----|
|                        | C                 | O    | Si  | V   | Cr  | Fe   | Co  | Mo  | Hf  | W   |
| 1                      | 19,5              | —    | 2,3 | 2,2 | 3,5 | 64,0 | 3,8 | 3,0 | 0,2 | 1,6 |
| 2                      | 9,8               | 54,3 | —   | 1,2 | 1,6 | 27,0 | 1,6 | 1,3 | 0,1 | 3,1 |
| 3                      | 12,6              | 51,7 | —   | 0,9 | 1,7 | 28,1 | 1,6 | —   | 0,1 | 3,3 |
| 4                      | 12,9              | 46,3 | 2,3 | 1,2 | 2,2 | 28,5 | 1,9 | 0,4 | 1,9 | 2,4 |
| 5                      | 44,9              | 38,9 | 0,5 | 0,5 | 0,7 | 11,9 | 0,6 | 0,6 | 0,1 | 1,3 |

износа заготовки Р6М5К5 с керамической добавкой исследовали при помощи РЭМ (рис. 6). На ее краю присутствуют соответствующие продукты в виде хлопьевидных агломератов. По данным ЭДС (табл. 7) они представляют собой смесь частиц окисленного контртела и стали. Также в области дорожки износа обнаружен налипший слой из окисленных продуктов износа образца и контртела. Ярко выраженная гетерогенная структура с керамическими включениями близка к структуре порошковых металлостеклянных материалов [23].

В процессе износа частицы  $\text{HfO}_2$ ,  $\text{SiO}_2$  и  $\text{HfSiO}_4$  могут способствовать его уменьшению [24]. Образованная карбидная структура более предпочтительна с точки зрения износостойкости в сравнении с дисперсными карбидами [25]. Можно предположить, что полученный композиционный материал, продемонстрировавший высокую красностойкость, также может найти применение в производстве износостойких изделий, эксплуатируемых при температурах до 630 °С.

## Выводы

1. Получены спеченные и горячепрессованные заготовки БРС марки Р6М5К5 с 3 %-ной добавкой

гетерофазной керамики  $\text{MoSi}_2\text{--MoB--HfB}_2$  с относительной плотностью до 92,7 и 97,2 % соответственно. Твердость спеченной заготовки составила 62,0 HRA, горячепрессованной – 64,7 HRC, а прочность на изгиб – 1141 МПа и на сжатие – 2157 МПа в обоих случаях.

2. Установлено, что горячепрессованная заготовка характеризуется выраженной гетерогенной микроструктурой, близкой к металлостеклянным материалам.

3. Трибологические испытания показали, что введение керамической добавки  $\text{MoSi}_2\text{--MoB--HfB}_2$  в состав горячепрессованной заготовки быстрорежущей стали Р6М5К5 привело к повышению износостойкости более чем в 2 раза.

4. Предложен способ дальнейшего улучшения физико-механических свойств путем введения меньшего количества борсодержащей керамической добавки и проведения закалки при более низких температурах.

## Список литературы / References

1. Костиков В.И., Еремеева Ж.В. Технология композиционных материалов: Учебное пособие. М.: Вологда: Инфра-Инженерия, 2021. 484 с.

2. Matula G., Dobrzański L.A., Herranz G., Várez A., Levenfeld B., Torralba J.M. Structure and properties of HS6-5-2 type HSS manufactured by different P/M methods. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2007;24:71–74.
3. Liu Z.Y., Khor K.A., Tor S.B. Mechanical alloying of TiC/M2 high speed steel composite powders and sintering investigation. *Materials Science and Engineering: A*. 2001; 311:31–21.  
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)00929-7](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)00929-7)
4. Herranz G., Matul G., Alonso R., Sánchez I., Rogriguez G. Metal injection moulding of carbides reinforced M2 HSS. *Proceedings of the Euro International Powder Metallurgy Congress and Exhibition*. 2009;2:99–104.
5. Herranz G., Romero A., de Castro V., Rodríguez G.P. Processing of AISI M2 high speed steel reinforced with vanadium carbide by solar sintering. *Materials & Design*. 2014;54:934–946.  
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.09.027>
6. Hadian A., Gorjan L., Clemens F.J. Thermoplastic processing and debinding behavior of NbC-M2 high speed steel cemented carbide. *Journal of Materials Processing Technology*. 2019;263:91–100.  
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.08.006>
7. Madej M. Phase reactions during sintering of M3/2 based composites with WC additions. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2013;58(3):703–708.  
<https://doi.org/10.2478/amm-2013-0058>
8. Chen N., Luo R., Xiong H., Li Z. Dense M2 high speed steel containing core-shell MC carbonitrides using high-energy ball milled M2/VN composite powders. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;771:138628.  
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138628>
9. Thavale V.T., Dhokey N.B. Wear behavior and machinability of hot pressed sintering of B4C reinforced M3/2 HSS composite. *Materials Today: Proceedings*. 2021;44(6):4891–4897.  
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.11.710>
10. Zhang F., Luo P., Ouyang Q., He Q., Hu M., Li S. microstructure and mechanical properties of B<sub>4</sub>C-blended M3:2 high-speed steel powders consolidated by sintering and heat treatment. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2019;28:6145–6156.  
<https://doi.org/10.1007/s11665-019-04347-x>
11. German R.M. Supersolidus liquid-phase sintering of pre-alloyed powders. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1997;28(7):1553–1567.  
<https://doi.org/10.1007/s11661-997-0217-0>
12. Лапшин О.В., Болдырева Е.В., Болдырев В.В. Роль смешения и диспергирования в механохимическом синтезе (обзор). *Журнал неорганической химии*. 2021;66(3):402–424.  
<https://doi.org/10.31857/S0044457X21030119>  
Lapshin O.V., Boldyreva E.V., Boldyrev V.V. Role of mixing and milling in mechanochemical synthesis (Review). *Russian Journal of Inorganic Chemistry*. 2021;66(3):433–453.  
<https://doi.org/10.1134/S0036023621030116>
13. Аввакумов Е.Г. Механические методы активации химических процессов. Изд. 3-е. М.: ЛЕНАНД, 2022. 306 с.
14. Анциферов В.Н., Анциферова И.В. Особенности процессов спекания с использованием наноразмерных твердосплавных порошков (научный обзор). *Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение*. 2015;2:66–76.  
Antsiferov V.N., Antsiferova I.V. Features of sintering using nanosized carbide powders (scientific review). *Vestnik PNIPU. Mashinostroenie, materialovedenie*. 2015;2: 66–76. (In Russ.).
15. Potanin A.Yu., Vorotilo S., Pogozhev Yu.S., Rupasov S.I., Lobova T.A., Levashov E.A. Influence of mechanical activation of reactive mixtures on the microstructure and properties of SHS-ceramics MoSi<sub>2</sub>-HfB<sub>2</sub>-MoB. *Ceramics International*. 2019;45(16):20354–20361.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.07.009>
16. Potanin A.Yu., Pogozhev Yu.S., Levashov E.A., Novikov A.V., Shvindina N.V., Sviridova T.A. Kinetics and oxidation mechanism of MoSi<sub>2</sub>-MoB ceramics in the 600–1200°C temperature range. *Ceramics International*. 2017;43(13):10478–10486.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2017.05.093>
17. Bendereva E.D., Vylkanov S.T. Activating effect of boron microadditions on sintering of powder alloy based on iron. *Metallurgist*. 2012;55(9-10):761–768.  
<https://doi.org/10.1007/s11015-012-9500-4>
18. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. Изд. 4-е. М.: Металлургия, 1975. 584 с.
19. Chaus A.S. Structural and phase changes in carbides of the high-speed steel upon heat treatment. *The Physics of Metals and Metallography*. 2016;117:684–692.  
<https://doi.org/10.1134/S0031918X16070048>
20. Ha T. K., Yang E. I., Jung J. Y., Park S. W. Effect of alloying elements and homogenization treatment on carbide formation behavior in M2 high-speed steels. *Korean Journal of Metals and Materials*. 2010;48(7):589–597.  
<https://doi.org/10.3365/KJMM.2010.48.07.589>
21. Potanin A.Yu., Vorotilo S., Pogozhev Yu.S., Rupasov S.I., Loginov P.A., Shvyndina N.V., Sviridova T.A., Levashov E.A. High-temperature oxidation and plasma torch testing of MoSi<sub>2</sub>-HfB<sub>2</sub>-MoB ceramics with single-level and two-level structure. *Corrosion Science*. 2019;158:108074.  
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.07.001>
22. Крагельский И.В. Трение и износ. Изд. 2-е перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1968. 480 с.
23. Либенсон Г.А. Производство порошковых изделий: Учебник для техникумов. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1990. 240 с.
24. Pereira N.F., Rubio C.J., dos Santos J.A., Houmard M., Câmara M., Rodrigues A. Drilling of nodular cast iron with a novel SiO<sub>2</sub> coating deposited by sol-gel process in HSS drill. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2019;105:1–13.  
<https://doi.org/10.1007/s00170-019-04429-z>
25. Chaus A.S., Hudáková M. Wear resistance of high-speed steels and cutting performance of tool related to structural factors. *Wear*. 2009;267(5-8):1051–1055.  
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2008.12.101>

## Сведения об авторах



**Аманкельды Серикбаевич Ахметов** – инженер научного проекта, кафедра порошковой металлургии и функциональных покрытий (ПМиФП), Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (НИТУ МИСИС)

 **ORCID:** 0000-0002-1606-838X

 **E-mail:** aman1aotero@gmail.com

**Самат Куандыкович Муканов** – к.т.н., мл. науч. сотрудник лаборатории «*In situ* диагностика структурных превращений» Научно-учебного центра СВС, МИСИС-ИСМАН

 **ORCID:** 0000-0001-6719-6237

 **E-mail:** sam-mukanov@mail.ru

**Владимир Юрьевич Лопатин** – к.т.н., доцент кафедры ПМиФП, НИТУ МИСИС

 **ORCID:** 0000-0002-1294-9198

 **E-mail:** lopatin63@mail.ru

**Марина Евгеньевна Самошина** – к.т.н., начальник отдела учебных степеней, ученый секретарь диссертационного совета, НИТУ МИСИС

 **ORCID:** 0009-0000-2773-3122

 **E-mail:** samoshina@list.ru

**Жанна Владимировна Еремеева** – д.т.н., профессор кафедры ПМиФП, НИТУ МИСИС

 **ORCID:** 0000-0002-1790-5004

 **E-mail:** eremeeva-shanna@yandex.ru

## Information about the Authors

**Amankeldy S. Akhmetov** – Scientific Project Engineer, Department of Powder Metallurgy and Functional Coatings (PM&FC), National University of Science and Technology “MISIS” (NUST MISIS)

 **ORCID:** 0000-0002-1606-838X

 **E-mail:** aman1aotero@gmail.com

**Samat K. Mukanov** – Cand. Sci. (Eng.), Junior Research Scientist, Laboratory “*In situ* Diagnostics of Structural Transformations”, Scientific Educational Center of Self-Propagating High-Temperature Synthesis, MISIS-ISMAN

 **ORCID:** 0000-0001-6719-6237

 **E-mail:** sam-mukanov@mail.ru

**Vladimir Yu. Lopatin** – Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor, Department of PM&FC, NUST MISIS

 **ORCID:** 0000-0002-1294-9198

 **E-mail:** lopatin63@mail.ru

**Marina E. Samoshina** – Cand. Sci. (Eng.), Head of the Division of Academic Degrees, Academic Secretary of the Dissertation Board, NUST MISIS

 **ORCID:** 0009-0000-2773-3122

 **E-mail:** samoshina@list.ru

**Zhanna V. Ereemeeva** – Dr. Sci. (Eng.), Professor, Department of PM&FC, NUST MISIS

 **ORCID:** 0000-0002-1790-5004

 **E-mail:** eremeeva-shanna@yandex.ru

## Вклад авторов



**А. С. Ахметов** – проведение экспериментов, подготовка текста статьи.

**С. К. Муканов** – исследование особенностей трибологических испытаний, участие в обсуждении результатов, подготовка текста статьи.

**М. Е. Самошина** – участие в обсуждении результатов, корректировка текста статьи.

**В. Ю. Лопатин** – участие в обсуждении результатов.

**Ж. В. Еремеева** – концептуализация исследования, участие в обсуждении результатов.

## Contribution of the Authors

**A. S. Akhmetov** – conducted experiments, prepared the manuscript of the article.

**S. K. Mukanov** – participated in editing the text of the article, studied the features of tribological tests, and discussed the results.

**M. E. Samoshina** – participated in editing the text of the article, participated in the discussion of the results.

**V. Yu. Lopatin** – participated in the discussion of the results.

**Zh. V. Ereemeeva** – conceptualization of the study, participated in the discussion of the results.

Статья поступила 26.12.2023 г.

Доработана 18.03.2024 г.

Принята к публикации 21.03.2024 г.

Received 26.12.2023

Revised 18.03.2024

Accepted 21.03.2024