




УДК 669-1, 66.017, 66.018.2, 66-963

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-1-45-58>Научная статья  
Research article

# Влияние дисперсных наночастиц WC и ZrO<sub>2</sub> на структуру, механические и трибологические свойства среднеэнтропийных порошковых сплавов Co–Cr–Fe–Ni

М. А. Березин , А. А. Зайцев, В. К. Скорописцев,  
С. К. Муканов, П. А. Логинов

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

 [berezinmaximus@gmail.com](mailto:berezinmaximus@gmail.com)

**Аннотация.** Исследование направлено на разработку и характеристику порошковых сплавов системы Co–Cr–Fe–Ni, упрочненных наночастицами WC или ZrO<sub>2</sub>. Компактные образцы были получены механическим легированием экваторной смеси порошков Co, Cr, Fe и Ni с добавлением 0,5–2,0 об. % WC или ZrO<sub>2</sub> с последующим горячим прессованием. Рентгеноструктурный анализ образцов подтвердил формирование однофазной ГЦК-структуры, а методы СЭМ и ЭДС показали равномерное распределение упрочняющих частиц в матрице. Наилучшие механические свойства зарегистрированы для следующих композиций: (CoCrFeNi) + 1 об. % WC (твёрдость 73 HRA, пределы прочности на растяжение  $\sigma_b = 1292$  МПа и на изгиб  $\sigma_{изг} = 2267$  МПа), (CoCrFeNi) + 1 % ZrO<sub>2</sub> (72,5 HRA,  $\sigma_b = 1360$  МПа) и (CoCrFeNi) + 2 % ZrO<sub>2</sub> ( $\sigma_{изг} = 2285$  МПа). Прочность исследуемых сплавов была в несколько раз выше, чем у порошковых композиций (CoCrFeNi)<sub>100-x</sub>Ti<sub>x</sub> (x = 4–12 ат. %), дисперсионно упрочненных вторичными фазами. Максимальная пластичность (относительное удлинение  $\delta = 2,3$  %) сплава (CoCrFeNi) + 0,5 % ZrO<sub>2</sub> на порядок превышала показатели Ti-содержащих аналогов, но значительно уступала неупрочненным сплавам CoCrFeNi ( $\delta = 56 \div 88$  %). Трибологические испытания выявили преимущества состава с 1 % WC, показавшего минимальные износ ( $0,96 \cdot 10^{-4}$  мм<sup>3</sup>/(Н·м)) и коэффициент трения ( $\mu = 0,69$ ) благодаря формированию стабильного трибослоя. ZrO<sub>2</sub>-содержащие сплавы имели повышенный износ ( $(2,20-2,22) \cdot 10^{-4}$  мм<sup>3</sup>/(Н·м)) и более высокий коэффициент трения ( $\mu = 0,78$ ) вследствие хрупкого разрушения керамической фазы. Свойства сплава (CoCrFeNi) + 1 об. % WC позволяют использовать его в условиях, требующих высокой прочности и износостойкости, тогда как ZrO<sub>2</sub>-содержащие материалы нуждаются в дополнительной модификации для улучшения их эксплуатационных характеристик.

**Ключевые слова:** порошковая металлургия, механическое легирование, система Co–Cr–Fe–Ni, карбид вольфрама (WC), диоксид циркония (ZrO<sub>2</sub>), наночастицы, сплав, механические свойства

**Благодарности:** Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 22-79-10144-П.

**Для цитирования:** Березин М.А., Зайцев А.А., Скорописцев В.К., Муканов С.К., Логинов П.А. Влияние дисперсных наночастиц WC и ZrO<sub>2</sub> на структуру, механические и трибологические свойства среднеэнтропийных порошковых сплавов Co–Cr–Fe–Ni. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2026;20(1):45–58.  
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-1-45-58>

# Effect of dispersed WC and ZrO<sub>2</sub> nanoparticles on the structure, mechanical, and tribological properties of Co–Cr–Fe–Ni medium-entropy powder alloys

M. A. Berezin<sup>✉</sup>, A. A. Zaitsev, V. K. Skoropistsev,

S. K. Mukanov, P. A. Loginov

National University of Science and Technology MISIS  
4 Leninskiy Prospekt, Bldg. 1, Moscow 119049, Russia

✉ berezinmaximus@gmail.com

**Abstract.** This study is aimed at the development and characterization of Co–Cr–Fe–Ni powder alloys strengthened with WC or ZrO<sub>2</sub> nanoparticles. Compact specimens were produced by mechanical alloying of an equiatomic mixture of Co, Cr, Fe, and Ni powders with the addition of 0.5–2.0 vol. % WC or ZrO<sub>2</sub>, followed by hot pressing. XRD analysis confirmed the formation of a single-phase FCC structure, whereas SEM and EDS revealed a uniform distribution of the strengthening particles within the matrix. The best mechanical properties were obtained for the following compositions: (CoCrFeNi) + 1 vol. % WC (hardness 73 HRA, ultimate tensile strength  $\sigma_{\text{tens}} = 1292$  MPa and bending strength  $\sigma_{\text{bend}} = 2267$  MPa), (CoCrFeNi) + 1 vol. % ZrO<sub>2</sub> (72.5 HRA,  $\sigma_{\text{tens}} = 1360$  MPa), and (CoCrFeNi) + 2 vol. % ZrO<sub>2</sub> ( $\sigma_{\text{bend}} = 2285$  MPa). The strength of the investigated alloys was several times higher than that of powder alloys (CoCrFeNi)<sub>100-x</sub>Ti<sub>x</sub> ( $x = 4\div 12$  at. %), which were dispersion-strengthened by secondary phases. The maximum ductility (elongation  $\delta = 2.3$  % for (CoCrFeNi) + 0.5 vol. % ZrO<sub>2</sub>) exceeded that of Ti-containing analogues by an order of magnitude but was significantly lower than that of unreinforced CoCrFeNi alloys ( $\delta = 56\div 88$  %). Tribological tests revealed the advantages of the alloy containing 1 vol. % WC, which exhibited the lowest wear rate ( $0.96 \cdot 10^{-4}$  mm<sup>3</sup>/(N·m)) and friction coefficient ( $\mu = 0.69$ ) due to the formation of a stable tribolayer. ZrO<sub>2</sub>-containing alloys showed higher wear rates ( $(2.20\text{--}2.22) \cdot 10^{-4}$  mm<sup>3</sup>/(N·m)) and a higher friction coefficient ( $\mu = 0.78$ ) as a result of brittle fracture of the ceramic phase. The properties of the (CoCrFeNi) + 1 vol. % WC alloy make it suitable for applications requiring high strength and wear resistance, whereas ZrO<sub>2</sub>-containing alloys require further modification to improve their performance.

**Keywords:** powder metallurgy, mechanical alloying, Co–Cr–Fe–Ni system, tungsten carbide (WC), zirconium dioxide (ZrO<sub>2</sub>), nanoparticles, alloy, mechanical properties

**Acknowledgements:** This work was supported by the Russian Science Foundation (Grant No. 22-79-10144-P).

**For citation:** Berezin M.A., Zaitsev A.A., Skoropistsev V.K., Mukanov S.K., Loginov P.A. Effect of dispersed WC and ZrO<sub>2</sub> nanoparticles on the structure, mechanical, and tribological properties of Co–Cr–Fe–Ni medium-entropy powder alloys. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2026;20(1):45–58. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-1-45-58>

## Введение

Сплавы системы Co–Cr–Fe–Ni и их высоко-энтропийные модификации являются перспективными современными материалами с большим потенциалом применения в различных областях промышленности. Они характеризуются достаточно высокой конфигурационной энтропией ( $\Delta S_{\text{конф}} \approx 11,5$  Дж/(моль·К)), слабоотрицательной энтальпией смешения ( $\Delta H_{\text{смеш}} \approx -4,28$  кДж/моль), близкими размерами атомных радиусов (параметр несоответствия атомных радиусов элементов  $r_1/r_2 \approx 1,18$  %) и концентрацией валентных электронов, оптимальной для формирования однофазной гранецентрированной кубической (ГЦК) структуры (*valence electron concentration* VEC  $\approx 8,25$ ). Совокупность этих факторов обеспечивает стабильность многокомпонентного твердого раствора с ГЦК кристаллической решеткой [1–3], благодаря чему сплавы CoCrFeNi обладают высокой прочностью (предел прочности на растяжение  $\sigma_{\text{в}} = 400\div 580$  МПа для литых и до 710 МПа для

порошковых сплавов), исключительной пластичностью (относительное удлинение  $\delta = 56\div 88$  %) [4–7], устойчивостью к износу и коррозии, а также высокой твердостью и термической стабильностью в широком температурном диапазоне [8; 9].

Легирование сплава CoCrFeNi дополнительными элементами способно значительно изменить его фазовый состав, микроструктуру и свойства, расширяя области применения [1; 10; 11]. Например, литые высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) в Al<sub>x</sub>CoCrCuFeNi, Al<sub>x</sub>CrFe<sub>1,5</sub>MnNi<sub>0,5</sub>, Al<sub>x</sub>CoCrFeNiTi и Al<sub>x</sub>CrCuFeNi<sub>2</sub> демонстрировали повышенные в несколько раз по сравнению с CoCrFeNi прочность и твердость при сохранении значительной пластичности [12]. Сплавы с содержанием Al менее 0,5 ат. % имели ГЦК-структуру, а при Al  $\geq 0,8$  ат. % формировалась упорядоченная ОЦК-матрица NiAl (B2), в которой были равномерно распределены наночастицы неупорядоченной ОЦК-фазы (A2). Исследования показали, что упрочняющий эффект в первую очередь обусловлен образованием нанопреципитатов,

морфология и распределение которых зависят от содержания Al. Двухфазная структура (ГЦК + ОЦК) обеспечивает оптимальное сочетание пластичности и прочности [12; 13].

В литом ВЭС состава Al<sub>0,3</sub>CoCrFeNi с ГЦК-решеткой реализуются два механизма упрочнения – зернограничное и дисперсионное, которые обусловлены наноразмерными выделениями фаз со структурным типом L1<sub>2</sub> и B2. Их совместное действие позволяет достичь высоких механических характеристик:  $\sigma_{0,2} = 490$  МПа,  $\sigma_b = 850$  МПа,  $\delta = 45$  % [14].

Литые сплавы CoCrFeNiMo<sub>x</sub> ( $x \leq 0,85$  ат. %) демонстрируют образование Cr- и Mo-обогащенной  $\sigma$ -фазы в ГЦК-матрице, причем в сплаве с  $x = 0,85$  на границах  $\sigma$ -фазы дополнительно формируется Mo- и Cr-содержащая  $\mu$ -фаза. С повышением содержания Mo увеличиваются твердость и прочность сплавов, но снижается их пластичность. Основными механизмами упрочнения в данной системе являются твердо-растворное упрочнение матрицы и дисперсионное упрочнение за счет образования  $\sigma$ - и  $\mu$ -фаз [15].

Легирование сплава CoCrFeNi ниобием, атомный радиус которого не соответствует матрице, индуцирует формирование интерметаллидных фаз Лавеса, что приводит к эффекту дисперсионного упрочнения, однако сопровождается снижением пластических характеристик сплава [16].

Таким образом, в ВЭС на основе системы Co–Cr–Fe–Ni реализуются разные механизмы упрочнения, обеспечивающие значительное улучшение механических свойств по сравнению с базовым сплавом [14]. Однако при литейном способе производства контроль этих механизмов затруднен [17]. Порошковая металлургия представляет собой перспективную альтернативу, позволяющую точно дозировать компоненты и контролировать размер зерен, хотя проблемы управления фазовым составом и распределением упрочняющих фаз сохраняют актуальность [10; 18–20]. Так, разработанные нами ранее порошковые сплавы (CoCrFeNi)<sub>100-x</sub>Ti<sub>x</sub> ( $x = 4 \div 12$  ат. %) имеют преимущественно ГЦК-структуру с содержанием интерметаллидной  $\sigma$ -фазы 0–23,8 % и оксинитридной фазы Ti(O,N) 0,4–4,8 %. Эти материалы демонстрируют высокую прочность ( $\sigma_b = 250$ –690 МПа,  $\sigma_{изг} = 565$ –1255 МПа) при незначительной пластичности ( $\delta = 0,18 \div 0,48$  %). Максимальные значения прочности  $\sigma_b = 690$  МПа и  $\sigma_{изг} = 1255$  МПа показал сплав с добавкой 8 ат. % Ti, содержащий 96,8 % ГЦК-фазы и 3,2 % фазы Ti(O,N), локализованной на границах зерен [21]. Основной сложностью остается достижение оптимального содержания и распределения упрочняющих фаз. Эффективным решением этой проблемы является добавление упрочняющих фаз (оксидов, карбидов) к смеси элементных порошков на этапе механического легирования [22–24].

Мы предположили, что дисперсное упрочнение сплава CoCrFeNi наночастицами карбида вольфрама (WC) и диоксида циркония (ZrO<sub>2</sub>), обладающих высокими твердостью и термостойкостью, позволит существенно повысить его прочностные и трибологические характеристики. Механическое легирование порошков с последующим горячим прессованием должно обеспечить равномерное распределение наночастиц в матрице CoCrFeNi. Такие композиты перспективны для применения в металлических связках алмазного инструмента, эксплуатирующегося в условиях интенсивных нагрузок.

Цель данного исследования – разработка и комплексная характеристика порошковых сплавов системы Co–Cr–Fe–Ni, модифицированных нанодисперсными добавками WC и ZrO<sub>2</sub> (0,5–2,0 об. %<sup>1</sup>). В задачи входило исследование влияния указанных добавок на микроструктуру, механические и трибологические свойства композитов для создания инструментальных материалов с улучшенными эксплуатационными свойствами.

## Методика исследований

Объектами исследования служили сплавы системы Co–Cr–Fe–Ni, содержащие наночастицы WC или ZrO<sub>2</sub>. Компактные сплавы были получены по технологии горячего прессования порошковых композиций, синтезированных путем механического легирования элементных порошков Co, Cr, Fe, Ni, взятых в эквиатомном соотношении с добавлением WC и ZrO<sub>2</sub> в количестве 0,5, 1 и 2 %. Свойства исходных порошков приведены в табл. 1.

Механическое легирование порошковых смесей проводили в планетарно-центробежной мельнице «Активатор» 2SL (Завод химического машиностроения, Россия) с частотой вращения валика 694 мин<sup>-1</sup>. В качестве размольных тел использовали шары из стали марки ШХ15 диаметром 9, 5 и 3 мм, взятые в массовом соотношении 56:26:18. Массовое отношение шаров к порошковой смеси составляло 15:1 (300 г шаров на 20 г порошка). Для создания инертной атмосферы барабаны предварительно вакуумировали с последующим заполнением аргоном высокой чистоты (марка ВЧ, содержание Ar – 99,99 %) до давления ~3 атм. Режим механического легирования включал 2 цикла длительностью 15 мин с интервалами охлаждения между ними в течение 5 мин. Компактные образцы сплавов получали путем горячего прессования на установке DSP-515 SA (Fritsch, Германия) в вакуумной среде при температуре 950 °С, давлении 35 МПа и времени изотермической выдержки 3 мин.

<sup>1</sup> Здесь и далее содержание добавок приводится в об. %, если не указано иное.

Таблица 1. Спецификация исходных порошков

Table 1. Characteristics of the starting powders

Марка порошка	Размер частиц, мкм	Содержание основного компонента, примеси, об. %
ПК-1у (ГОСТ 9721–79)	<45 (доля 70 %)	Co > 99,35; O < 0,30
ПХО-1м (ТУ 14-1-1474–75)	10–40	Cr > 99,80; N < 0,10
ПЖВ-1 (ГОСТ 9849–86)	45–100	Fe > 99,30; O – 0,15
ПНК-УТ-3 (ГОСТ 9722–97)	<20 (доля 80 %)	Ni > 99,9; O – 0,10
Плазмохимический порошок WC (ИМЕТ РАН)	0,002–0,010	WC > 97,00
Порошок ZrO <sub>2</sub> (ФГУП СКХ)	0,001–0,004	ZrO <sub>2</sub> > 99,95

Микроструктуру и распределение элементов в образцах исследовали методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС), используя электронный микроскоп S-3400N (Hitachi High-Technology Corporation, Япония), оснащенный системой NORAN X-ray System 7 (Thermo Fisher Scientific, США). Химический состав микрообластей определяли методом микрорентгеноспектрального анализа (МРСА), проводимого совместно с СЭМ. Рентгеноструктурный анализ (РСА) образцов выполняли на дифрактометре ДРОН 4-07 (ЛНПО «Буревестник», Россия) с применением CoK<sub>α</sub>-излучения ( $\lambda = 0,179$  нм).

Из компактных цилиндрических заготовок (Ø50×5 мм) электроэрозионной резкой были получены образцы для механических испытаний, включая бруски размером 25×3×5 мм для испытаний прочности при трехточечном изгибе. Испытания на изгиб проводили на универсальной сервогидравлической машине LF-100 (Walter+Bai, Швейцария) с внешним цифровым контроллером (EDC). Регистрацию и обработку данных осуществляли с помощью программного комплекса DIONPro, обеспечивающего определение предела прочности и статистическую обработку результатов. Для испытаний на растяжение в соответствии со стандартом ASTM E8 использовали плоские образцы в форме лопатки толщиной 2 мм и длиной рабочей области 15 мм. Испытания проводили на универсальной испытательной машине Instron 5966 (Instron, США), оборудованной осевым экстензометром серии 2630-100. Скорость деформации составляла  $1 \cdot 10^{-3}$  с<sup>-1</sup>. Расчет значений предела прочности при растяжении выполняли с использованием программного обеспечения Bluehill (Instron, США). Твердость измеряли на твердомере Роквелла по шкале «А» (HRA) с алмазным индентором в соответствии с ГОСТ 9013–59. Для каждого образца выполняли не менее 10 измерений с последующей статистической обработкой результатов.

Плотность определяли методом гидростатического взвешивания на аналитических весах GR-202

(A&D Technology Inc., Япония). Трибологические испытания проводили на автоматизированной машине трения Tribometer (CSM Instruments, Швейцария) по схеме возвратно-поступательного скольжения «стержень–пластина» в соответствии со стандартом ASTM G133-22. В качестве контртела использовали шарик из спеченного нитрида кремния Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> диаметром 3 мм. Параметры испытаний были следующими: нагрузка 2 Н, линейная скорость 5 см/с, среда – воздух при комнатной температуре, длина дорожки износа 6 мм при общем пробеге 4000 циклов (эквивалентно 48 м). Непосредственно в процессе испытаний определяли коэффициент трения трибологической пары Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–[(CoCrFeNi) + x % ZrO<sub>2</sub>/WC]. Измерения профиля бороздки износа и диаметра пятна износа контртела выполняли с помощью оптического профилометра WYKO NT1100 (Veeco, США) и электронного микроскопа Hitachi S-3400N, оснащенного приставкой NORAN 7.

## Результаты и их обсуждение

Режим изготовления сплавов CoCrFeNi + x % WC/ZrO<sub>2</sub> подбирали на основе результатов расчетов термодинамических параметров, анализа прогнозируемого фазового состава и с учетом перспективного применения материалов в качестве связок для алмазорежущего инструмента [25].

Для эквиатомного сплава CoCrFeNi конфигурационную энтропию рассчитывали по формуле

$$\Delta S_{\text{конф}} = -R \sum_{i=1}^n c_i \ln c_i,$$

где  $R$  – универсальная газовая постоянная;  $c_i$  – атомная доля каждого элемента, и она составила  $1,386R$ , что позволяет отнести этот сплав к среднеэнтропийным (СЭС) ( $<1,5R$ ).

Энтальпия смешения ( $\Delta H_{\text{смеш}}$ ) для сплава CoCrFeNi, рассчитанная с использованием значений энтальпии смешения для соответствующих парных взаимодействий (Thermo-Calc Solutions) составила

–4,28 кДж/моль, что указывает на умеренную, но недостаточную для образования интерметаллидов, склонность к упорядочиванию, а также на стабильность твердого раствора при высоких температурах.

Термодинамический параметр  $\Omega$  определяет баланс между энтропийными и энтальпийными эффектами в системах ВЭС и СЭС:

$$\Omega = \frac{t_{пл} \Delta S_{конф}}{|\Delta H_{смеш}|},$$

где  $t_{пл} = \sum c_i t_{пл i}$  – средняя температура плавления сплава, а  $t_{пл i}$  – температура плавления  $i$ -го элемента в сплаве.

Для CoCrFeNi величина  $\Omega \approx 5,04$ , что вкупе со значением  $VEC = 8,25$  прогнозируют высокую вероятность образования ГЦК твердого раствора и подтверждают хорошую термодинамическую стабильность сплава.

Выбранные параметры механического легирования (высокое соотношение шар:порошок, большая скорость) обеспечивают интенсивную пластическую деформацию и измельчение, что приводит к формированию нанокристаллической структуры с высокой плотностью дефектов и существенно ускоряет диффузию и образование твердых растворов. Короткие циклы обработки с промежуточным охлаждением предотвращают перегрев и отжиг дефектов, сохраняя высокую химическую активность и метастабильность структуры порошка. Эффективность подхода подтверждается результатами работы [21], где уже после 15 мин обработки в системе Co–Cr–Fe–Ni–Ti наблюдалось образование твердых растворов (ГЦК и ОЦК), а не механической смеси.

Критерием выбора режима горячего прессования стала минимизация температурного воздействия на алмазные зерна ( $t \leq 950$  °С) при сохранении оптимальных прочностных и эксплуатационных характеристик сплава. Малый размер зерен и высокая химическая однородность механоактивированного порошка позволяют снизить температуру и время гомогенизации. Применение давления 35 МПа

обеспечивает не только уплотнение материала, но и пластическую деформацию частиц уже при 950 °С, а короткая выдержка позволяет избежать нежелательного роста зерен [21].

Методом горячего прессования механоактивированных порошков получены 2 серии образцов сплавов: (CoCrFeNi) +  $x$  % WC и (CoCrFeNi) +  $x$  % ZrO<sub>2</sub> ( $x = 0,5, 1$  и  $2$  %). Предполагалось, что наночастицы WC или ZrO<sub>2</sub> в многокомпонентном однофазном твердом растворе должны затруднять движение дислокаций, выступая в качестве препятствий, что приведет к увеличению прочности и твердости. Согласно литературным данным добавление наноразмерных частиц закрепляет границы зерен, препятствуя их дальнейшему росту. Это позволяет сохранить ультрамелкозернистую структуру, что способствует повышению прочности благодаря эффекту Холла–Петча [14; 26].

Сравнительное исследование влияния нанодисперсных добавок WC и ZrO<sub>2</sub> на механические свойства сплава CoCrFeNi (табл. 2) показало, что максимальной твердостью обладают сплавы, содержащие 1 % WC (73 HRA) или 1 % ZrO<sub>2</sub> (72,5 HRA). Увеличение или уменьшение содержания добавок приводило к незначительному снижению твердости в обеих сериях образцов. Все компактные образцы имели высокую относительную плотность ( $\rho_{отн} = 97 \div 99$  % от теоретической). Плотность WC-содержащих сплавов была выше, чем у сплавов, с ZrO<sub>2</sub>, что, вероятно, связано с более высокой плотностью карбида вольфрама. Максимальным ее значением 8,18 г/см<sup>3</sup> обладал сплав с 1 % WC.

В серии сплавов, легированных карбидом вольфрама, наибольшей прочностью обладал состав с 1 % WC:  $\sigma_b = 1292$  МПа,  $\sigma_{изг} = 2267$  МПа. В серии образцов, содержащих диоксид циркония, максимальное значение  $\sigma_b = 1360$  МПа зарегистрировано для варианта с 1 % ZrO<sub>2</sub>, тогда как максимальное значение  $\sigma_{изг} = 2285$  МПа зафиксировано для сплава с 2 % ZrO<sub>2</sub>, и это наилучший показатель для сплавов обеих серий. При этом прочность исследуемых образцов была значительно выше, чем у сплавов CoCrFeNi, не содержащих дисперсных и легирующих

Таблица 2. Механические свойства сплавов (CoCrFeNi) +  $x$  % WC/ZrO<sub>2</sub> ( $x = 0,5, 1, 2$  %)

Table 2. Mechanical properties of (CoCrFeNi) +  $x$  % WC/ZrO<sub>2</sub> alloys ( $x = 0,5, 1, 2$  %)

Состав	HRA	$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	$\rho_{отн}$ , %	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_{изг}$ , МПа
(CoCrFeNi) + 0,5 % WC	72,1 ± 0,4	8,11 ± 0,09	98,1	1248 ± 135	1,13 ± 0,22	2042 ± 6
(CoCrFeNi) + 1 % WC	73,0 ± 0,9	8,18 ± 0,07	98,6	1292 ± 37	1,35 ± 0,07	2267 ± 66
(CoCrFeNi) + 2 % WC	70,4 ± 0,5	8,14 ± 0,09	97,1	1166 ± 22	1,93 ± 0,23	2180 ± 16
(CoCrFeNi) + 0,5 % ZrO <sub>2</sub>	70,3 ± 0,7	8,03 ± 0,10	97,7	1212 ± 12	2,30 ± 0,65	2041 ± 27
(CoCrFeNi) + 1 % ZrO <sub>2</sub>	72,5 ± 1,0	8,07 ± 0,11	98,4	1360 ± 70	1,36 ± 0,45	2120 ± 143
(CoCrFeNi) + 2 % ZrO <sub>2</sub>	71,0 ± 0,4	8,09 ± 0,08	98,9	1185 ± 24	1,60 ± 0,54	2285 ± 1

добавок (см. раздел **Введение**). Сравнение с порошковыми сплавами (CoCrFeNi)<sub>100-x</sub>Ti<sub>x</sub> (x = 4÷12 ат. %), изготовленными на основе той же матрицы в практически идентичных условиях [21], показало преимущество упрочнения наночастицами WC и ZrO<sub>2</sub>: Ti-содержащие сплавы, дисперсионно упрочненные вторичными фазами, демонстрировали более низкую прочность (см. табл. 2 и раздел **Введение**).

Сплавы, содержащие как WC, так и ZrO<sub>2</sub>, имели низкую пластичность: максимальное относительное удлинение  $\delta = 2,3\%$  наблюдалось у образца (CoCrFeNi) + 0,5 % ZrO<sub>2</sub> (см. табл. 2). Это значительно ниже, чем у CoCrFeNi-сплавов, не содержащих дисперсных и легирующих добавок (см. раздел **Введение**). Очевидно, упрочнение за счет твердых частиц может сопровождаться потерей пластичности материалов, ограничивая их способность к пластической деформации без разрушения. Тем не менее значения  $\delta$  для сплавов CoCrFeNi, упрочненных наночастицами WC и ZrO<sub>2</sub>, были примерно на порядок выше, чем у Ti-содержащих сплавов на основе CoCrFeNi [21].

Таким образом, введение 1 % WC или 1–2 % ZrO<sub>2</sub> значительно повысило прочность сплавов CoCrFeNi, подтвердив эффективность дисперсного упрочнения. Однако низкая пластичность свидетельствует о том, что одновременное достижение высоких показателей прочности и пластичности все еще является трудной задачей.

Сплавы (CoCrFeNi) + 1 % WC и (CoCrFeNi) + 2 % ZrO<sub>2</sub>, обладающие максимальной прочностью на изгиб, были отобраны для фазового анализа, выявившего преимущественно ГЦК-фазу с параметрами решетки 0,35642 и 0,35669 нм соответственно (рис. 1, табл. 3). Наблюдаемая структура характерна для сплавов на основе металлов триады железа, а значения параметра решетки занимают промежуточное положение между значениями для чистых металлов – Fe (0,3660 нм), Co (0,3545 нм) и Ni (0,3524 нм) (ICDD: 00-052-0513, 00-015-0806, 00-004-0850 соответственно), что согласуется с образованием твердого раствора (рис. 1, табл. 3). На рентгенограммах также зафиксированы пики малой интенсивности, однако достоверную идентификацию фазы провести

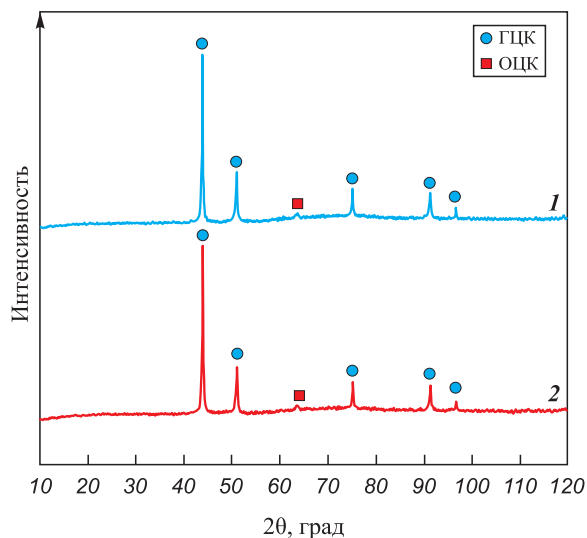


Рис. 1. Рентгенограммы образцов (CoCrFeNi) + 1 % WC (1) и (CoCrFeNi) + 2 % ZrO<sub>2</sub> (2)

Fig. 1. XRD patterns of (CoCrFeNi) + 1 % WC (1) and (CoCrFeNi) + 2 % ZrO<sub>2</sub> (2) specimens

не удалось. Вероятно, они соответствуют ОЦК-фазе, которая, учитывая состав сплава, может представлять собой твердый раствор системы железо–хром (рис. 1).

Для подтверждения результатов РСА проведен дополнительный анализ микроструктуры методами СЭМ, ЭДС и МРСА (рис. 2 и 3). Исследование WC-содержащих образцов выявило их высокую структурную однородность независимо от содержания модифицирующей добавки. Обнаружены отдельные темные включения с повышенным содержанием хрома и углерода, идентифицированные как карбиды хрома (рис. 2, *a–в* и 3, *a*). Наблюдаемая микроструктура, по всей видимости, формируется в результате реакции распада карбида вольфрама с образованием карбидов хрома (Cr<sub>x</sub>C<sub>y</sub>) при температуре горячего прессования.

Подвижные атомы углерода, донором которых является WC, диффундируют в объеме матрицы и связываются с хромом. В результате карбиды хрома образуются не в виде слоя на частицах WC, а в структурно-благоприятных местах (границы зерен, дефекты), что подтверждается локализованными

Таблица 3. Параметры кристаллической структуры и результаты полуколичественного анализа образцов (CoCrFeNi) + 1 % WC и (CoCrFeNi) + 2 % ZrO<sub>2</sub>

Table 3. Crystal structure parameters and semiquantitative XRD analysis results for (CoCrFeNi) + 1% WC и (CoCrFeNi) + 2 % ZrO<sub>2</sub> specimens

Образец	Фаза	Структурный тип	Доля фазы, мас. %	Параметр решетки, нм
(CoCrFeNi) + 1 % WC	ГЦК	<i>cF4/1</i>	100	0,35642
(CoCrFeNi) + 2 % ZrO <sub>2</sub>				0,35669

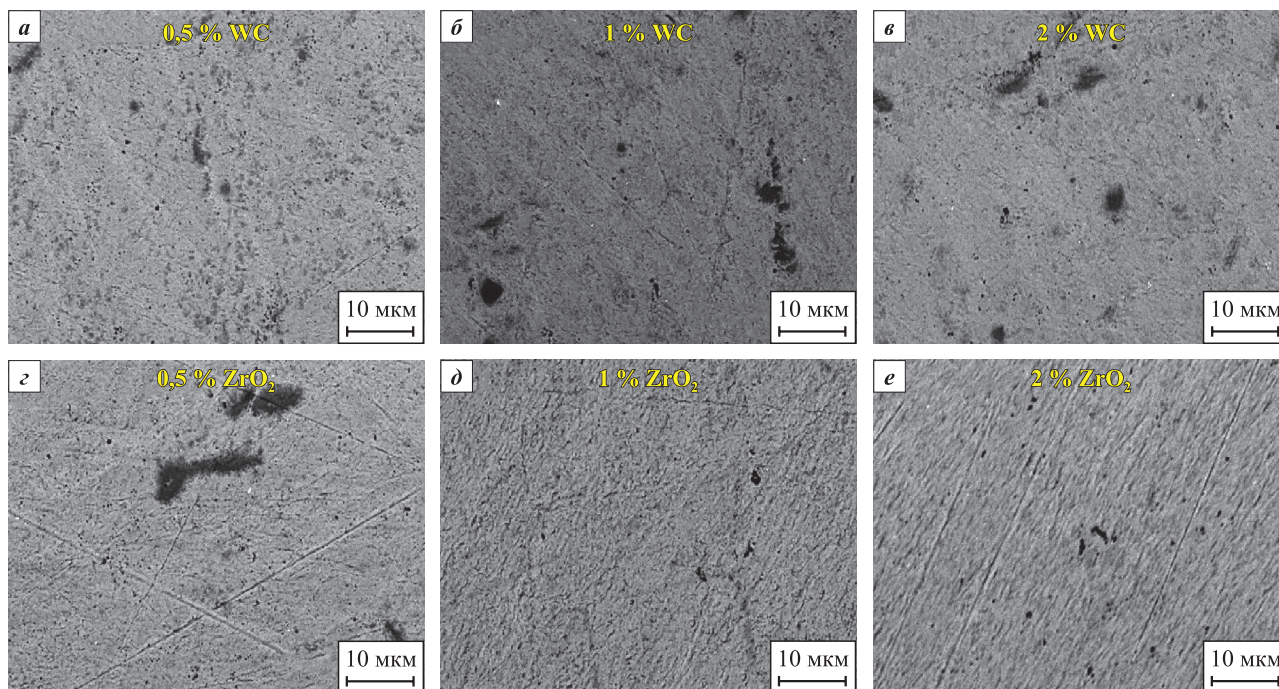


Рис. 2. СЭМ-изображения микроструктур компактных образцов (CoCrFeNi) + x % WC (а–в) и (CoCrFeNi) + x % ZrO<sub>2</sub> (з–е)

Fig. 2. SEM micrographs of (CoCrFeNi) + x % WC (a–в) and (CoCrFeNi) + x % ZrO<sub>2</sub> (z–e) samples

скоплениями Cr на картах распределения элементов. Низкоподвижный вольфрам растворяется в ГЦК-решетке, что объясняет его равномерное распределение (см. рис. 3, а).

Таким образом, упрочнение обеспечивается комплексом механизмов: твердорастворным (растворенный в матрице W), преципитационным (выделения Cr<sub>x</sub>C<sub>y</sub>) и дисперсным (остаточные крупные частицы WC). Образующиеся карбиды, как и частицы WC, тормозят рост зерен матрицы. Следовательно, добавка WC выступает как активный модификатор микроструктуры, инициирующий комплексное упрочнение – эффективный путь для улучшения механических свойств. Однако для окончательного подтверждения механизма и количественной оценки вклада каждого фактора упрочнения требуются дальнейшие исследования.

В сплавах (CoCrFeNi) + x % ZrO<sub>2</sub> микроструктура заметно изменяется с ростом содержания добавки. Несмотря на наличие темных Cr-содержащих включений, сходных с обнаруженными в образцах с WC, при увеличении содержания ZrO<sub>2</sub> их размер существенно уменьшается. Вероятно, частицы ZrO<sub>2</sub>, расположенные на границах включений, препятствуют их укрупнению в процессе спекания. Чем выше содержание частиц ZrO<sub>2</sub>, тем сильнее выражен эффект. Кроме того, зоны с повышенной плотностью дефектов вокруг частиц ZrO<sub>2</sub> могут служить центрами нуклеации для новых карбидов, и чем больше таких зон, тем мельче будут выделения. Однако в целом распределе-

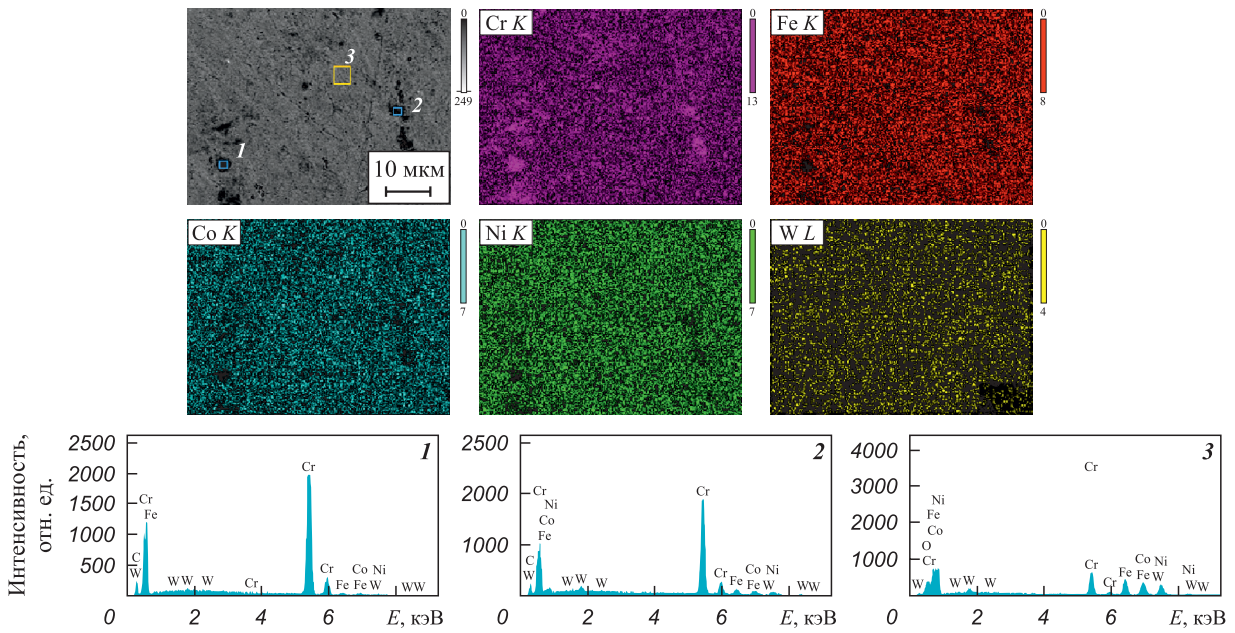
ние основных компонентов остается равномерным, что подтверждается результатами ЭДС-анализа для образца (CoCrFeNi) + 2 % ZrO<sub>2</sub> (см. рис. 3, б).

Трибологические испытания образцов показали, что во всех случаях продукты износа занимают около 70 % поверхности дорожек износа (рис. 4). На продуктах износа выявлены трещины, а также многочисленные царапины шириной менее 1 мкм, ориентированные вдоль направления скольжения (рис. 4, з–е, к–м), что указывает на абразивный износ.

Продукты износа в сплаве (CoCrFeNi) + 1 % WC, вероятно, представляют собой оксиды металлов матрицы (рис. 5, а). Концентрации Cr, Fe, Co и Ni близки (12,3–13,0 %), что исключает селективное окисление отдельных компонентов сплава. Присутствие Si обусловлено износом контртела, а углерод является артефактом от адсорбции углеродсодержащих соединений на поверхность образца. Продукты износа в сплаве (CoCrFeNi) + 2 % ZrO<sub>2</sub> имеют схожий состав (рис. 5, б). Таким образом, элементный состав продуктов износа слабо зависит от типа упрочняющих наночастиц.

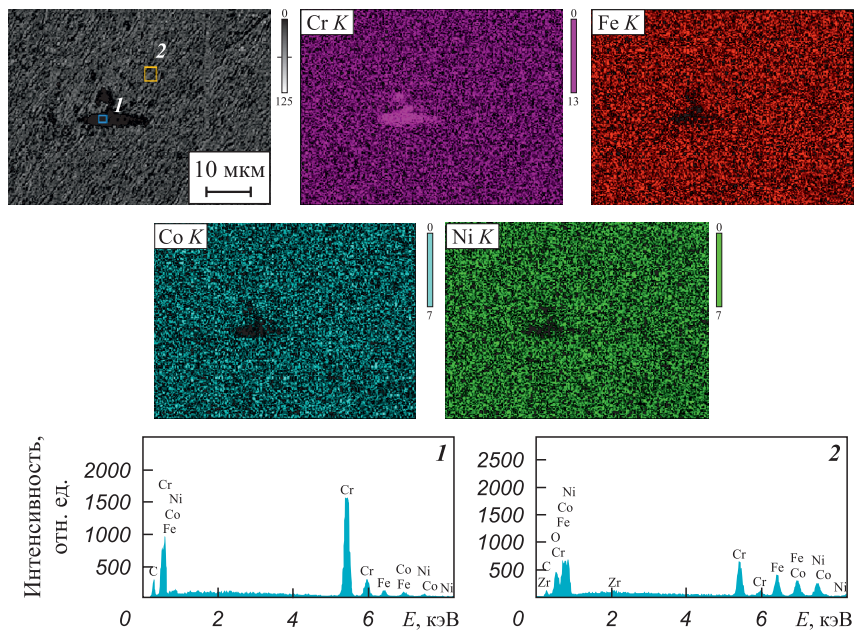
На основании проведенных исследований пар трения предложен следующий механизм износа:

- 1) трибоокисление поверхностного слоя сплава с образованием оксидов Cr, Fe, Co и Ni;
- 2) разрушение окисленного слоя на микрочастицы, которые начинают абразивно изнашивать пару трения, в том числе с формированием микрочастиц Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>;



Состав (область анализа)	Содержание элементов					
	C	Cr	Fe	Co	Ni	W
CoCrFeNi + 1 % WC (1)	28,9	67,3	1,5	1,0	1,2	0,1
CoCrFeNi + 1 % WC (2)	29,3	57,7	5,2	3,7	3,5	0,5
CoCrFeNi + 1 % WC (3)	–	23,9	25,7	23,1	26,4	0,9

*a*



Состав (область анализа)	Содержание элементов						
	C	O	Cr	Fe	Co	Ni	Zr
CoCrFeNi + 2 % ZrO <sub>2</sub> (1)	31,4	–	58,2	4,3	2,9	3,1	–
CoCrFeNi + 2 % ZrO <sub>2</sub> (2)	–	6,5	24,3	24,1	21,5	23,1	0,5

*б*

Рис. 3. Карты распределения элементов и результаты МРСА для образцов сплавов (CoCrFeNi) + 1 % WC (*a*) и (CoCrFeNi) + 2 % ZrO<sub>2</sub> (*б*)

Fig. 3. Elemental distribution maps and X-ray microanalysis results for (CoCrFeNi) + 1% WC (*a*) and (CoCrFeNi) + 2% ZrO<sub>2</sub> (*b*) samples

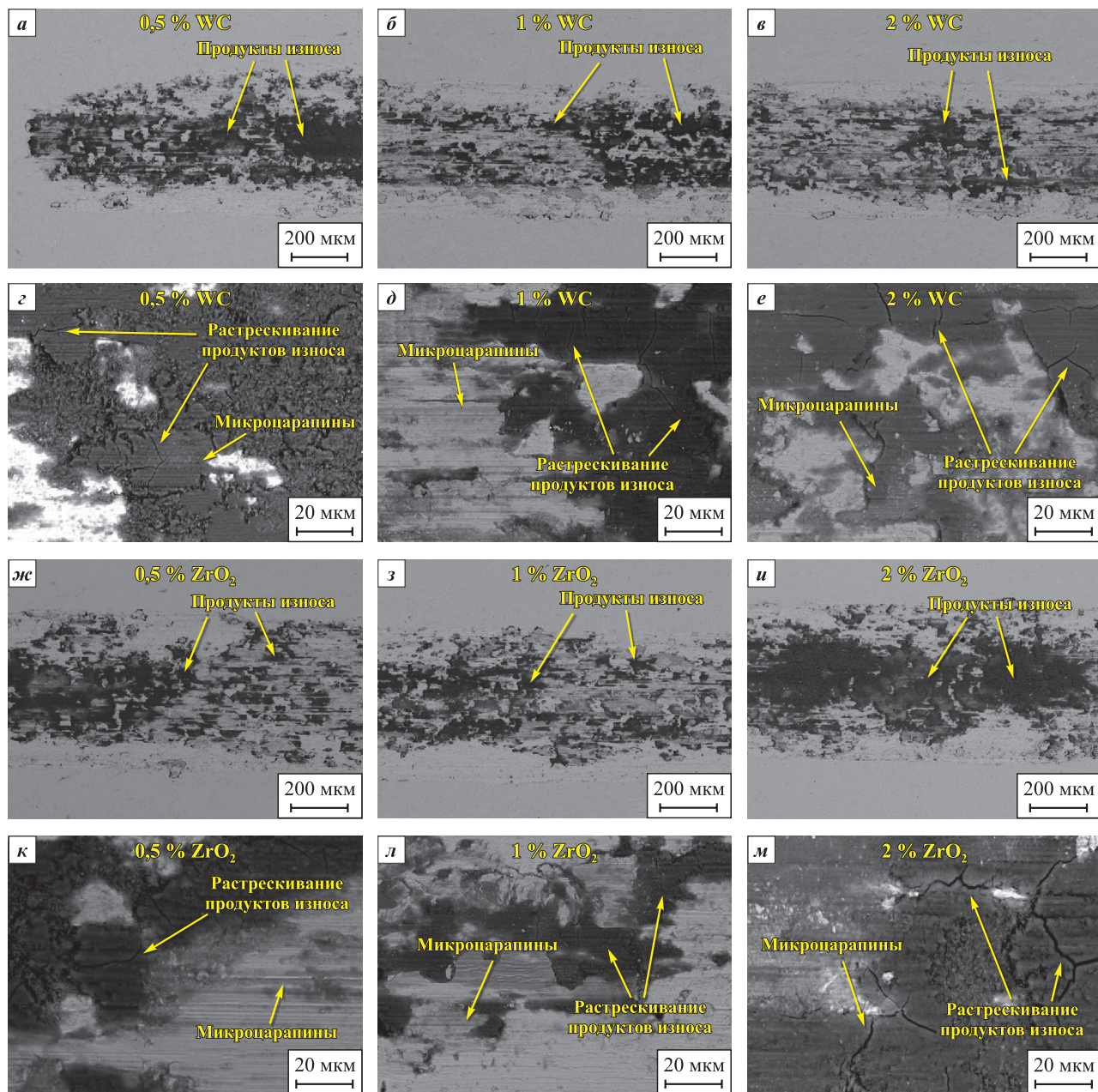


Рис. 4. СЭМ-изображения микроструктуры дорожек износа после трибологических испытаний образцов CoCrFeNi-сплавов, содержащих WC (а–е) и ZrO<sub>2</sub> (ж–м)

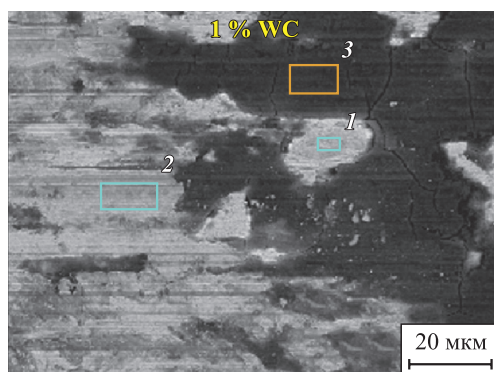
Fig. 4. SEM micrographs of wear tracks after tribological testing of CoCrFeNi alloys containing WC (a–e), and ZrO<sub>2</sub> (ж–м)

3) накопление и уплотнение продуктов износа в канавках с образованием агломератов;

4) формирование динамически обновляющегося трибослоя из продуктов износа.

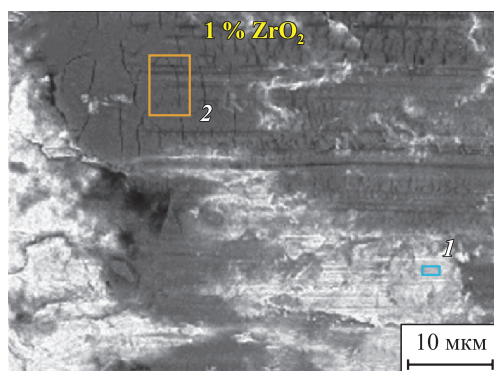
Трибологические характеристики сплавов CoCrFeNi, содержащих WC или ZrO<sub>2</sub>, обобщены в табл. 4. Среди них наибольший приведенный износ ( $2,16 \cdot 10^{-4} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$ ) зафиксирован у образца с 0,5 % WC. Повышение содержания карбида вольфрама до 1 и 2 % снизило этот показатель более чем вдвое – до  $0,96 \cdot 10^{-4}$  и  $0,99 \cdot 10^{-4} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$  соответственно. Для сплавов, модифицированных ZrO<sub>2</sub>, значе-

ния приведенного износа оставались стабильно высокими ( $(2,20\text{--}2,22) \cdot 10^{-4} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$ ) независимо от концентрации добавки (0,5–2,0 %). Наилучшие трибологические характеристики показал сплав с 1 % WC, у которого износ оказался в 2,3 раза ниже, чем у аналогов с ZrO<sub>2</sub>. Минимальный износ контртела при испытании сплава с 1 % WC ( $0,10 \cdot 10^{-4} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$ ) свидетельствует об умеренном абразивном воздействии частиц карбида вольфрама. В отличие от этого хрупкие частицы ZrO<sub>2</sub>, вероятно, склонны к разрушению, что приводит к повышенному износу контртела ( $0,12\text{--}0,15 \cdot 10^{-4} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$ ) (табл. 4).



Состав (область анализа)	Содержание элементов							
	C	O	Si	Cr	Fe	Co	Ni	W
CoCrFeNi + 1 % WC (1)	8,7	21,5	–	18,1	18,4	15,1	17,4	0,8
CoCrFeNi + 1 % WC (2)	13,9	26,0	0,8	15,0	16,3	13,1	14,4	0,7
CoCrFeNi + 1 % WC (3)	5,5	65,0	5,7	6,3	6,1	5,5	5,8	0,2

*a*



Состав (область анализа)	Содержание элементов							
	C	O	Si	Cr	Fe	Co	Ni	Zr
CoCrFeNi + 2 % ZrO <sub>2</sub> (1)	14,4	21,1	1,4	17,0	15,9	14,7	15,2	0,2
CoCrFeNi + 2 % ZrO <sub>2</sub> (2)	9,0	64,7	4,7	5,5	6,0	4,7	5,3	0,1

*б*

Рис. 5. Результаты ЭДС областей трексов сплавов (CoCrFeNi) + 1 % WC (*a*) и (CoCrFeNi) + 2 % ZrO<sub>2</sub> (*б*) после трибологических испытаний

Fig. 5. EDS results for wear track regions of (CoCrFeNi) + 1 % WC (*a*) and (CoCrFeNi) + 2 % ZrO<sub>2</sub> (*б*) samples after tribological testing

Таблица 4. Трибологические свойства сплавов CoCrFeNi, содержащих WC или ZrO<sub>2</sub>

Table 4. Tribological properties of CoCrFeNi samples containing WC or ZrO<sub>2</sub>

Образец	Приведенный износ образца / контртела, 10 <sup>-4</sup> мм <sup>3</sup> /(Н·м)	Коэффициент трения	
		средний	конечный
(CoCrFeNi) + 0,5 % WC	2,16 / 0,14	0,71	0,73
(CoCrFeNi) + 1 % WC	0,96 / 0,10	0,71	0,69
(CoCrFeNi) + 2 % WC	0,99 / 0,13	0,71	0,78
(CoCrFeNi) + 0,5% ZrO <sub>2</sub>	2,21 / 0,12	0,71	0,78
(CoCrFeNi) + 1 % ZrO <sub>2</sub>	2,22 / 0,13	0,67	0,78
(CoCrFeNi) + 2 % ZrO <sub>2</sub>	2,20 / 0,15	0,71	0,78

Вероятно, высокий износ сплавов с ZrO<sub>2</sub> обусловлен хрупким скалыванием керамической фазы с последующим вырыванием осколков из матрицы (механизм *pull-out*). Первопричиной является слабая адгезия на границе раздела, вызванная химической инертностью ZrO<sub>2</sub>. Образовавшиеся при трении абразивные частицы выступают в роли «третьего тела», дополнительно увеличивая износ.

Все исследованные образцы демонстрировали близкие средние значения коэффициента трения ( $\mu = 0,67 \pm 0,71$ , см. табл. 3), что объясняется формированием трибослоев схожего состава на основе оксидов Cr, Fe, Co и Ni. Однако динамика трения существенно различалась. Для сплава с 1 % WC зафиксировано снижение  $\mu$  до 0,69, что указывает на образование стабильного защитного слоя. В то же время для образца с 2 % WC наблюдался рост значений  $\mu$  до 0,78, вероятно вызванный агрегацией наночастиц. Принципиально иной механизм характерен для ZrO<sub>2</sub>-содержащих сплавов, демонстрировавших высокие значения  $\mu \approx 0,78$  из-за выкрашивания керамической фазы: ее продукты разрушения работают как абразив, повышая трение.

Анализ морфологии площадок износа контртела выявил многочисленные микроцарапины, что подтверждает абразивный механизм износа (рис. 6). В большинстве образцов площадки износа имеют эллиптическую форму с соотношением радиусов  $\sim 1,3$ . В случае сплава (CoCrFeNi) + 1 % WC контактная зона отличается более округлой формой и меньшей площадью износа, что указывает на пониженный износ контртела и более высокую износостойкость данного образца по сравнению с остальными исследуемыми композициями.

Сравнение со сплавами (CoCrFeNi)<sub>100-x</sub>Ti<sub>x</sub> [21] показало преимущество комбинированного механизма упрочнения в WC-содержащих композитах: приведенный износ для (CoCrFeNi) + 1 % WC  $(0,96\text{--}2,16) \cdot 10^{-4}$  против  $(1,25\text{--}5,66) \cdot 10^{-4}$  мм<sup>3</sup>/(Н·м) для (CoCrFeNi)<sub>100-x</sub>Ti<sub>x</sub>. Однако ZrO<sub>2</sub>-содержащие сплавы оказались менее износостойкими (см. табл. 3).

Сравнительный анализ сплава (CoCrFeNi) + 1 % WC с быстрорежущими сталями CPM REX 121 и P6M5, а также твердым сплавом WC–6Co выявил следующее соотношение свойств:

- твердость 73 HRA уступает P6M5 (83,5–85,5 HRA), WC–6Co ( $\geq 89,5$  HRA) и REX 121 ( $\sim 92$  HRA);
- плотность  $\rho = 8,18$  г/см<sup>3</sup> сопоставима со сталями, но ниже, чем у WC–6Co (14,7–14,95 г/см<sup>3</sup>);
- прочность на изгиб  $\sigma_{\text{изг}} = 2267$  МПа выше, чем у CPM REX 121 ( $\sim 1500\text{--}1700$  МПа), сопоставима с WC–6Co (1700–2300 МПа) и ниже, чем у P6M5 ( $\sim 3100\text{--}3500$  МПа);
- относительное удлинение  $\delta = 1,93$  % в 2–4 раза выше, чем у сравниваемых материалов;

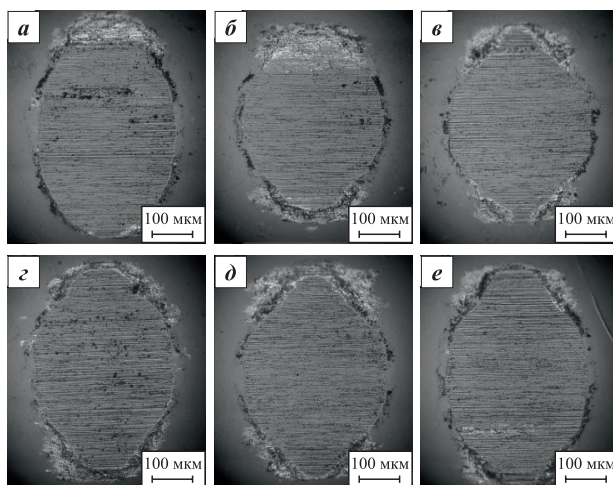


Рис. 6. СЭМ-изображения площадок износа контртела трения после трибологических испытаний CoCrFeNi-сплавов, содержащих WC (а–в) и ZrO<sub>2</sub> (z–e) Содержание добавки, %: 0,5 (а, z), 1 (б, д) и 2 (в, e)

Fig. 6. SEM micrographs of counterbody wear scars after tribological testing of CoCrFeNi alloys containing WC (a–b), and ZrO<sub>2</sub> (z–e) Contents of the additive, %: 0.5 (a, z), 1 (b, d), and 2 (b, e)

– износостойкость  $0,96 \cdot 10^{-4}$  мм<sup>3</sup>/(Н·м) сопоставима с P6M5, уступает REX 121 и WC–6Co ( $< 0,5 \cdot 10^{-4}$  мм<sup>3</sup>/(Н·м)).

Более точное сопоставление возможно при испытаниях в идентичных условиях.

Таким образом, сплав (CoCrFeNi) + 1 % WC, обладая уникальным балансом износостойкости, прочности на изгиб, пластичности и низкой плотности, заполняет технологическую нишу для изготовления облегченных деталей, работающих в условиях ударно-абразивного износа, где традиционные материалы не применимы из-за хрупкости. В отличие от WC-модифицированных композиций, сплавы с ZrO<sub>2</sub> требуют дальнейшей оптимизации трибологических свойств. Этого можно достичь легированием матрицы такими элементами, как титан, которые усиливают адгезию керамической фазы.

Представленные исследования вносят вклад в разработку новых нанокompозитных материалов на основе системы Co–Cr–Fe–Ni для металлических связок алмазного инструмента с улучшенными эксплуатационными характеристиками.

## Выводы

1. Сплавы (CoCrFeNi) + x % WC и (CoCrFeNi) + x % ZrO<sub>2</sub> (x = 0,5, 1 и 2 %) синтезированы путем механического легирования элементных порошков Co, Cr, Fe, Ni с добавлением WC или ZrO<sub>2</sub> и последующим горячим прессованием. Исследованы их фазовые составы, микроструктуры и механические свойства.

2. Комбинация кратковременного высокоэнергетического механического легирования и последующего горячего прессования (высокое давление, умеренная температура, короткое время) представляет собой ресурсосберегающую стратегию синтеза однофазных ВЭС с высокими механическими свойствами.

3. РСА выявил преобладание ГЦК-фазы во всех WC- и ZrO<sub>2</sub>-содержащих образцах. Данные СЭМ и ЭДС подтвердили однородное распределение упрочняющих частиц в матрице. При содержании 1–2 % ZrO<sub>2</sub> наблюдалось уменьшение размера Cr-содержащих включений, что способствовало дополнительному упрочнению композитов.

4. Максимальные прочность и твердость достигнуты в сплавах (CoCrFeNi) + 1 % WC (73 HRA, или ~446 HV,  $\sigma_b = 1292$  МПа,  $\sigma_{изг} = 2267$  МПа) и (CoCrFeNi) + 1 % ZrO<sub>2</sub> (72,5 HRA, или ~434 HV,  $\sigma_b = 1360$  МПа,  $\sigma_{изг} = 2120$  МПа). Максимальная среди всех образцов прочность на изгиб зафиксирована у составов (CoCrFeNi) + 2 % ZrO<sub>2</sub> ( $\sigma_{изг} = 2285$  МПа). Прочность исследуемых композитов в несколько раз превышает показатели как сплавов CoCrFeNi без добавок, так и (CoCrFeNi)<sub>100-x</sub>Ti<sub>x</sub> (x = 4÷12 ат. %), дисперсионно упрочненных вторичными фазами.

5. Максимальное относительное удлинение ( $\delta = 2,3$  %) зафиксировано у образца (CoCrFeNi) + 0,5 % ZrO<sub>2</sub>. Это значительно ниже, чем у CoCrFeNi-сплавов без упрочняющих добавок, но примерно на порядок превышает показатели дисперсионно упрочненных сплавов (CoCrFeNi)<sub>100-x</sub>Ti<sub>x</sub> (x = 4÷12 ат. %).

6. Наилучшие трибологические характеристики показал сплав с 1 % WC: приведенный износ  $0,96 \cdot 10^{-4}$  мм<sup>3</sup>/(Н·м) и  $\mu = 0,69$ . Эти значения более чем в 2 раза ниже, чем у аналогов, модифицированных ZrO<sub>2</sub>:  $(2,20-2,22) \cdot 10^{-4}$  мм<sup>3</sup>/(Н·м),  $\mu = 0,78$ .

7. Нанодисперсная добавка 1 % WC обеспечивает оптимальный комплекс механических свойств эквиатомного сплава CoCrFeNi, сочетая высокие прочность и твердость с низкими значениями приведенного износа и коэффициента трения. В отличие от него сплавы, модифицированные ZrO<sub>2</sub>, требуют дальнейшей доработки для улучшения трибологических характеристик.

8. Полученный комплекс свойств позволяет рекомендовать рассмотренные сплавы для изготовления режущего инструмента, работающего в условиях абразивного износа и ударных нагрузок, а также легких высокопрочных конструктивных элементов в аэрокосмической и транспортной отраслях.

## Список литературы / References

- George E.P., Raabe D., Ritchie R.O. High-entropy alloys. *Nature Reviews Materials*. 2019;4:515–534. <https://doi.org/10.1038/s41578-019-0121-4>
- He M., Eizadjou M., Chen H., Liu H., Chang L., Ringer S.P. Microstructure and properties of CoCrFeNi-based multi-principal element alloys containing C and Sc. *Journal of Materials Science*. 2022;57:9442–9453. <https://doi.org/10.1007/s10853-022-07227-3>
- Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering A*. 2004;375–377(1):213–218. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257>
- Salishchev G.A., Tikhonovsky M.A., Shaysultanov D.G., Stepanov N.D., Kuznetsov A.V., Kolodiy I.V., Tortika A.S., Senkov O.N. Effect of Mn and V on structure and mechanical properties of high-entropy alloys based on CoCrFeNi system. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014;591: 11–21. <https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2013.12.210>
- He J.Y., Wang H., Huang H.L., Xu X.D., Chen M.W., Wu Y., Liu X.J., Nieh T.G., An K., Lu Z.P. A precipitation-hardened high-entropy alloy with outstanding tensile properties. *Acta Materialia*. 2016;102:187–196. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.08.076>
- Gali A., George E.P. Tensile properties of high- and medium-entropy alloys. *Intermetallics*. 2013;39:74–78. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2013.03.018>
- Liu B., Wang J., Liu Y., Fang Q., Wu Y., Chen S., Liu C.T. Microstructure and mechanical properties of equimolar FeCoCrNi high entropy alloy prepared via powder extrusion. *Intermetallics*. 2016;75:25–30. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2016.05.006>
- George E.P., Curtin W.A., Tسان C.C. High entropy alloys: A focused review of mechanical properties and deformation mechanisms. *Acta Materialia*. 2020;188:435–474. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.12.015>
- Gludovatz B., Hohenwarter A., Catoor D., Chang E.H., George E.P., Ritchie R.O. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications. *Science*. 2014; 345(6201):1153–1158. <https://doi.org/10.1126/science.1254581>
- Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Materialia*. 2017;122:448–511. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081>
- Tong C.J., Chen Y.L., Chen S.K., Yeh J.W., Shun T.T., Tsau C.H., Lin S.J., Chang S.Y. Microstructure characterization of AlxCoCrCuFeNi high-entropy alloy system with multiprincipal elements. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2005;36(4):881–893. <https://doi.org/10.1007/s11661-005-0283-0>
- Tang Z., Gao M., Diao H., Yang T., Liu J., Zuo T., Zhang Y., Lu Z., Cheng Y., Dahmen K., Liaw P., Egami T. Aluminum alloying effects on lattice types, microstructures, and mechanical behavior of high-entropy alloys systems. *JOM*. 2013;65(12):1848–1858. <https://doi.org/10.1007/s11837-013-0776-z>
- Rivera-Díaz-del-Castillo P.E.J., Fu H. Strengthening mechanisms in high-entropy alloys: Perspectives for alloy design. *Journal of Materials Research*. 2018;33(19): 2970–2982. <https://doi.org/10.1557/jmr.2018.328>
- Gwalani B., Soni V., Lee M., Mantri S.A., Ren Y., Banerjee R. Optimizing the coupled effects of Hall-Petch and


- precipitation strengthening in a Al<sub>0.3</sub>CoCrFeNi high entropy alloy. *Materials & Design*. 2017;121:254–260. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.02.072>
15. Shun T.T., Chang L.Y., Shiu M.H. Microstructure and mechanical properties of multiprincipal component CoCrFeNiMo<sub>x</sub> alloys. *Materials Characterization*. 2012; 70:63–67. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2012.05.005>
  16. Liu W.H., He J.Y., Huang H.L., Wang H., Lu Z.P., Liu C.T. Effects of Nb additions on the microstructure and mechanical property of CoCrFeNi high-entropy alloys. *Intermetallics*. 2015;60:1–8. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2015.01.004>
  17. Olejarz A., Huo W., Kalita D., Zieliński M., Wyszowska E., Chromiński W., Diduszko R., Chmielewski M., Józwiak I., Kurpaska Ł. Cr-rich structure evolution and enhanced mechanical properties of CoCrFeNi high entropy alloys by mechanical alloying. *Journal of Materials Research and Technology*. 2024;30:1490–1504. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.03.116>
  18. Kumar A., Singh A., Suhane A. Mechanically alloyed high entropy alloys: existing challenges and opportunities. *Journal of Materials Research and Technology*. 2022;17: 2431–2456. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.01.141>
  19. Zhang Y., Zuo T.T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z. Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*. 2014;61: 1–93. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001>
  20. Yeh J.W. Alloy design strategies and future trends in high-entropy alloys. *JOM*. 2013;65(12):1759–1771. <https://doi.org/10.1007/s11837-013-0761-6>
  21. Berezin M.A., Zaitsev A.A., Romanenko B.Y., Loginov P.A. Effect of mechanical alloying modes on the microstructure, phase composition, and mechanical properties of powder high-entropy Co–Cr–Fe–Ni–Ti alloys. *Physics of Metals and Metallography*. 2024;125:1472–1485. <https://doi.org/10.1134/S0031918X24601707>
  22. Chen R., Zheng S., Zhou R., Wei B., Yang G., Chen P., Cheng J. Development of cemented carbides with Co<sub>x</sub>FeNiCrCu high-entropy alloyed binder prepared by spark plasma sintering. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2022;103(9):105751. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2021.105751>
  23. Peng S., Lu Z., Yu L. Effects of Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Ti/Zr addition on microstructure and hardness of ODS-CoCrFeNi HEAs produced by mechanical alloying and spark plasma sintering. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;861:157940. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020>
  24. Li M., Guo Y., Wang H., Shan J., Chang Y. Microstructures and mechanical properties of oxide dispersion strengthened CoCrFeNi high-entropy alloy produced by mechanical alloying and spark plasma sintering. *Intermetallics*. 2020;123:106819. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2020.106819>
  25. Loginov P.A., Zaitsev A.A., Berezin M.A., Sheveyko A.N., Sidorenko D.A., Eganova E.M., Levashov E.A. Interaction of diamond with CoCrFeNiTi HEA during *in situ* TEM heating: From early-stage catalytic graphitization to metal carbides. *Surfaces and Interfaces*. 2025;59:105980. <https://doi.org/10.1016/j.surfin.2025.105980>
  26. Loginov P.A., Fedotov A.D., Sheveyko A.N., Zaitsev A.A., Eganova E.M., Levashov E.A. *In situ* heating TEM study of the interaction between diamond and Cu-rich CoCr-CuFeNi high-entropy alloy. *Metals*. 2025;15(3):257. <https://doi.org/10.3390/met15030257>

### Сведения об авторах




### Information about the Authors

**Максим Александрович Березин** – аспирант, инженер науч. проекта кафедры порошковой металлургии и функциональных покрытий (ПМиФП), Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (НИТУ МИСИС)

 ORCID: 0009-0003-5776-6525


 E-mail: berezinmaximus@gmail.com

**Александр Анатольевич Зайцев** – к.т.н., доцент, ст. науч. сотрудник кафедры ПМиФП, НИТУ МИСИС

 ORCID: 0000-0001-6934-9137

 E-mail: aazaitsev@bk.ru

**Владимир Кириллович Скоропистцев** – студент магистратуры кафедры ПМиФП, НИТУ МИСИС

 ORCID: 0009-0005-6607-5085


 E-mail: skoropiscev02@mail.ru

**Самат Куандыкович Муканов** – к.т.н., науч. сотрудник кафедры ПМиФП, НИТУ МИСИС

 ORCID: 0000-0001-6719-6237


 E-mail: sam-mukanov@mail.ru

**Павел Александрович Логинов** – д.т.н., ст. науч. сотрудник кафедры ПМиФП, НИТУ МИСИС

 ORCID: 0000-0003-2505-2918

 E-mail: pavel.loginov.misis@list.ru

**Maksim A. Berezin** – Postgraduate Student, Research Engineer of a research project, Department of Powder Metallurgy and Functional Coatings (PM&FC), National University of Science and Technology MISIS (NUST MISIS)

 ORCID: 0009-0003-5776-6525

 E-mail: berezinmaximus@gmail.com

**Alexander A. Zaitsev** – Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor, Senior Researcher of PM&FC, NUST MISIS

 ORCID: 0000-0001-6934-9137

 E-mail: aazaitsev@bk.ru

**Vladimir K. Skoropistsev** – Master’s Student of PM&FC, NUST MISIS

 ORCID: 0009-0005-6607-5085

 E-mail: skoropiscev02@mail.ru

**Samat K. Mukanov** – Cand. Sci. (Eng.), Researcher of PM&FC, NUST MISIS

 ORCID: 0000-0001-6719-6237

 E-mail: sam-mukanov@mail.ru

**Pavel A. Loginov** – Dr. Sci. (Eng.), Senior Researcher of PM&FC, NUST MISIS

 ORCID: 0000-0003-2505-2918

 E-mail: pavel.loginov.misis@list.ru

### Вклад авторов



### Contribution of the Authors

**М. А. Березин** – подготовка текста рукописи, редактирование рукописи, концептуализация, методология, проведение исследований и обработка результатов, визуализация.

**А. А. Зайцев** – рецензирование и редактирование рукописи, концептуализация, методология, участие в обсуждении результатов.

**В. К. Скорописцев** – подготовка порошковых смесей, проведение исследований, участие в обсуждении результатов.

**С. К. Муканов** – проведение трибологических испытаний, участие в обсуждении результатов

**П. А. Логинов** – рецензирование и редактирование рукописи, концептуализация, администрирование проекта, участие в обсуждении результатов.

**M. A. Berezin** – conceptualization, methodology, investigation and data processing, visualization, preparation and editing of the manuscript.

**A. A. Zaitsev** – conceptualization, methodology, review and editing of the manuscript, participation in the discussion of the results.

**V. K. Skoropistsev** – preparation of powder mixtures, investigation, participation in the discussion of the results.

**S. K. Mukanov** – tribological testing, participation in the discussion of the results.

**P. A. Loginov** – conceptualization, project administration, review and editing of the manuscript, participation in the discussion of the results.

Статья поступила 31.10.2025 г.

Доработана 05.12.2025 г.

Принята к публикации 07.12.2025 г.

Received 31.10.2025

Revised 05.12.2025

Accepted 07.12.2025