




УДК 621.762.4 : 620.17 : 62.13

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-2-48-60>

Научная статья  
Research article



# Получение методами СВС и горячего прессования бимодальной наномодифицированной керамики TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiAlON с повышенными трещиностойкостью и износостойкостью

С. К. Муканов<sup>1</sup> , Б. Ю. Романенко<sup>1</sup>, М. И. Петржик<sup>1</sup>,  
Е. И. Пацера<sup>1</sup>, Ю. В. Иони<sup>2</sup>, Е. А. Левашов<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup> Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН  
Россия, 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, 31

 smukanov@misis.ru

**Аннотация.** Исследовано влияние дисперсных добавок гексагонального нитрида бора, восстановленного оксида графена и однослойных углеродных нанотрубок на структуру, физические, механические и трибологические свойства наномодифицированной керамики TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiAlON. Образцы керамики в виде дисков получены методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) с последующим горячим прессованием (ГП) при температуре 1600 °С и давлении 35 МПа. Структура и фазовый состав исследованы методами рентгеноструктурного анализа, растровой и просвечивающей электронной микроскопии и рамановской спектроскопии. Показано, что в условиях ГП химического взаимодействия дисперсных добавок с компонентами СВС-реакционных смесей TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–Ta<sub>3</sub>Si<sub>3</sub>–YAG не происходит. Керамики характеризуются бимодальной микроструктурой, которая состоит из полиэдрических зерен *h*-TaN/*c*-TaN с размером около 3 мкм, окруженных субмикронными зёрнами Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Введение дисперсных добавок приводит росту твердости до 18,8 ГПа и трещиностойкости до 9,4 МПа·м<sup>1/2</sup> при сохранении предела прочности при изгибе (на уровне 430–484 МПа) и теплопроводности (13,2–13,5 Вт/(м·К)). Трибологические испытания в условиях сухого трения показали снижение приведенного износа при введении углеродных нанотрубок до 7,08·10<sup>-6</sup> мм<sup>3</sup>/(Н·м), что связано с ограничением роста зерен при ГП и образованием окисленных продуктов износа на основе Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub>.

**Ключевые слова:** нитридная керамика, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, горячее прессование, механические свойства, трибологические характеристики

**Благодарности:** Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания (проект FSME-2025-0003).

Авторы выражают признательность за оказанную помощь сотрудникам МИСИС: А.А. Зайцеву (РФА), С.И. Рупасову (горячее прессование), П.А. Логинову (ПЭМ), Н.В. Швындиной (РЭМ).

**Для цитирования:** Муканов С.К., Романенко Б.Ю., Петржик М.И., Пацера Е.И., Иони Ю.В., Левашов Е.А. Получение методами СВС и горячего прессования бимодальной наномодифицированной керамики TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiAlON с повышенными трещиностойкостью и износостойкостью. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2026;20(2):48–60. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-2-48-60>

# Fabrication of bimodal nanomodified TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiAlON ceramics with enhanced fracture toughness and wear resistance by self-propagating high-temperature synthesis and hot pressing

S. K. Mukanov<sup>1</sup>✉, B. Yu. Romanenko<sup>1</sup>, M. I. Petrzhik<sup>1</sup>,

E. I. Patsera<sup>1</sup>, Yu. V. Ioni<sup>2</sup>, E. A. Levashov<sup>1</sup>

<sup>1</sup>National University of Science and Technology MISIS

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

<sup>2</sup>N.S. Kurnakov Institute of General and Inorganic Chemistry, Russian Academy of Sciences

31 Leninskiy Prosp., Moscow 119071, Russia

✉ smukanov@misis.ru

**Abstract.** The effect of dispersed hexagonal boron nitride, reduced graphene oxide, and single-walled carbon nanotubes additives on the microstructure, physical, mechanical, and tribological properties of nanomodified TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiAlON ceramics was investigated. Disk-shaped ceramic samples were fabricated by self-propagating high-temperature synthesis (SHS) followed by hot pressing (HP) at 1600 °C under a pressure of 35 MPa. Their microstructure and phase composition were examined using X-ray diffraction, scanning and transmission electron microscopy, and Raman spectroscopy. The results showed that, under hot-pressing conditions, no chemical interaction was occurred between the dispersed additives and the components of the TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–Ta<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>–YAG SHS reaction mixtures. The ceramics had a microstructure consisting of polyhedral *h*-TaN/*c*-TaN grains approximately 3 μm in size, surrounded by submicron Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> grains. The introduction of dispersed additives increased the hardness till 8.8 GPa and fracture toughness till 9.5 MPa·m<sup>1/2</sup>, while the flexural strength remained within 430–484 MPa and the thermal conductivity within 13.2–13.5 W/(m·K). Tribological tests under dry sliding conditions showed that the addition of carbon nanotubes reduced the specific wear rate to 7.08·10<sup>-6</sup> mm<sup>3</sup>/(N·m). This effect was attributed to the suppression of grain growth during hot pressing and the formation of oxidized wear products based on Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub>.

**Keywords:** nitride ceramics, self-propagating high-temperature synthesis, hot pressing, mechanical properties, tribological properties

**Acknowledgements:** This work was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the framework of the state assignment (project FSME-2025-0003).

The authors acknowledge the assistance of MISIS staff members A.A. Zaitsev with XRD analysis, S.I. Rupasov with hot pressing, P.A. Loginov with TEM analysis, and N.V. Shvyndina with SEM analysis.

**For citation:** Mukanov S.K., Romanenko B.Yu., Petrzhik M.I., Patsera E.I., Ioni Yu.V., Levashov E.A. Fabrication of bimodal nanomodified TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiAlON ceramics with enhanced fracture toughness and wear resistance by self-propagating high-temperature synthesis and hot pressing. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2026;20(2):48–60. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-2-48-60>

## Введение

Керамические композиционные материалы (ККМ) на основе нитридов переходных металлов привлекают значительное внимание благодаря сочетанию высокой твердости, прочности, низкой плотности, а также стойкости к окислению [1; 2]. Однако их практическое использование во многих конструктивных узлах ограничено склонностью к хрупкому разрушению и низкой износостойкостью [3].

Одним из вариантов преодоления указанных недостатков является разработка высокоплотных керамических композитов с гетерофазной структурой, обладающих комплексом улучшенных механических свойств и расширенным функциональным потенциалом для применения в атомной

энергетике, двигателестроении и других отраслях промышленности [4; 5].

Высокоплотные керамические материалы с контролируемой бимодальной структурой получают при использовании добавок оксида иттрия Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и алюмоиттриевого граната Y<sub>3</sub>Al<sub>5</sub>O<sub>12</sub> (YAG), активирующих спекание [6–9]. При этом в условиях жидкофазного спекания образуются оболочки зерен из аморфной фазы Y–Si–Al–O–N, которые препятствуют росту керамических зерен, способствуют формированию ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры и повышают плотность ККМ [8–10].

Значительного улучшения свойств можно достичь путем формирования УМЗ-структуры ККМ, применяя самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) с последующим горячим пресс-

сованием (ГП) или искровым плазменным спеканием (ИПС) продуктов СВС [7–9]. Однако важным вопросом является поиск оптимальной концентрации, размеров и способа введения в порошковую смесь активаторов спекания с учетом их совместности и возможности химического взаимодействия с керамической шихтой. В работах [8; 9] определены оптимальные концентрации спекающей добавки YAG при консолидации СВС-порошковых смесей TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–Ta<sub>3</sub>Si<sub>3</sub>, которые способствовали уменьшению в 3–4 раза среднего размера зерен и улучшению механических свойств.

Трибологические характеристики при этом приобретают решающее значение при использовании ККМ в узлах трения [11]. В условиях сухого скольжения для большинства керамик характерны высокие значения коэффициента трения (до  $f = 0,8 \div 0,9$ ), что сопровождается интенсивным износом контактных поверхностей [2; 12].

Для улучшения механических и трибологических характеристик ККМ перспективно введение функциональных микродобавок, к числу которых относятся однослойные углеродные нанотрубки (ОУНТ), гексагональный нитрид бора (*h*-BN) и восстановленный оксид графена (ВОГ) [1; 13–21]. При этом равномерное распределение микродобавок в объеме керамической матрицы является критически важным условием повышения эксплуатационных свойств, поскольку агломерация частиц приводит к формированию концентраторов напряжений [3; 22] и снижению свойств керамики.

В ряде работ отмечается, что добавки слоистых, в том числе атомно-слоистых соединений, улучшают трибологические характеристики керамических материалов в условиях сухого трения [23–25]. При этом высокое содержание этих легирующих добавок отрицательно сказывается на износостойкости керамики [26].

Результаты многочисленных исследований демонстрируют заметное влияние добавок *h*-BN на коэффициент трения нитридной керамики Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> при сухом трении при комнатной температуре. В частности, в работе [27] установлено, что с увеличением содержания *h*-BN до 20 об. % коэффициент трения трибологической пары Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/сталь GCr15 монотонно уменьшается с 0,7 до 0,3 за счет образования трибопленки из H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> и SiO<sub>2</sub>. Похожий эффект наблюдается в исследовании [25] при сухом трении керамик Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> с добавлением 10, 18 и 25 об. % *h*-BN. Причем минимальные значения коэффициента трения ( $f = 0,67$ ) достигались при параллельной ориентации пластин *h*-BN относительно контактной поверхности.

В то же время необходимо учитывать, что высокая доля *h*-BN сопряжена со снижением твердости ком-

позитов. Так, согласно данным [24], добавка *h*-BN (1, 3 и 5 мас. %) в спеченную керамику Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-YAG приводит к резкому падению твердости с 14,2 ГПа (при 1 мас. % *h*-BN) до 7,4 ГПа (при 5 мас. % *h*-BN). При этом происходит незначительное изменение коэффициента трения (от 0,73 до 0,64) в паре с керамическим контртелом Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. При содержании 1 мас. % *h*-BN наблюдается повышение (на 78 %) износостойкости керамики по сравнению с чистым Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>.

Целью данной работы являются получение и исследование керамических материалов на основе TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiAlON в зависимости от содержания в них модифицирующих добавок *h*-BN, ВОГ, ОУНТ.

## Материалы и методы

В качестве основных исходных компонентов для получения реакционных смесей использованы порошки тантала (TaПМ;  $d < 40$  мкм; 98,5 %), кремния (измельченный монокристаллический кремний КЭФ-4.5;  $d < 63$  мкм; 99 %), сажи (П804Т;  $d < 0,2$  мкм; 99,5 %). Изготовление порошка YAG (99 %) осуществляли методом реакционного спекания чистых оксидов в соотношении 57 мас. % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и 43 мас. % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и последующим измельчением до фракции  $d < 2$  мкм.

В качестве модифицирующих добавок применяли порошки *h*-BN (ТУ 2-036-707-77;  $d < 6$  мкм; 99,8 %), ВОГ ( $d < 100$  мкм; 98,5 %, производитель – ИОНХ РАН) и ОУНТ ( $d = 1 \div 2$  нм; длина  $> 5$  мкм; 99,8 %; торговая марка TUBALL производства ООО «ОКСиАл», Россия). Оксид графена получали по методике, описанной в работе [28], а порошок ВОГ – обработкой в сверхкритическом изопропанол, согласно [29].

Реакционные смеси 14,4 Si + 85,6 Ta (мас. %) готовили путем высокоэнергетической механической обработки (ВЭМО) в планетарной центробежной мельнице (ПЦМ) «Активатор-4М» (машиностроительный завод «Активатор», г. Новосибирск). ВЭМО проводили при скорости вращения барабанов 600 об/мин в течение 5 мин. Соотношение масс размоленных тел и компонентов смеси составляло 10:1.

Для синтеза в режиме фильтрационного горения реакционную смесь засыпали в бумажный стакан цилиндрической формы диаметром 15 мм и высотой 30 мм. Синтез проводили в СВС-газостате при давлении азота 60 МПа, при этом реакционную камеру предварительно продували азотом. После достижения заданного давления азота инициировали процесс горения с помощью вольфрамовой спирали, которая соприкасалась с верхней поверхностью реакционной смеси. Температуру ( $T_r$ ) и скорость ( $U_r$ ) горения контролировали W–Re-микротермопарами, которые размещали внутри реакционной смеси. Измельчение

продуктов синтеза осуществляли в ПЦМ Pulverisette 5 (Dr. Fritsch, Германия) с использованием полиуретановых барабанов и размольных тел из Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. После этого в тех же барабанах домешивали спекающую добавку 5 мас. % YAG, а также дисперсные добавки *h*-BN, BOG и ОУНТ в количестве от 0,1 до 1,0 мас. %. Полученные гетерофазные СВС-порошки просеивали через сито с номинальным размером ячеек 45 мкм.

Образцы керамики в виде дисков диаметром 30 и 50 мм и толщиной 5 мм получали из порошковых смесей путем консолидации на горячем прессе DSP-515 SA (Dr. Fritsch, Германия) в среде азота при скорости нагрева 50 °С/мин, температурах изотермической выдержки 1500 и 1600 °С, давлении прессования 35 МПа и продолжительности изотермической выдержки 10 мин.

Рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА) проводили на дифрактометре D2 PHASER (Bruker, Германия) с использованием излучения CuK<sub>α</sub> (1,5418 Å) в диапазоне углов 2θ = 10–120°. Для количественной оценки фазового состава применяли базу данных PDF-2 и метод корундовых чисел (Reference Intensity Ratio).

Микроструктурные исследования осуществляли методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопе S-3400N (Hitachi, Япония), оснащенном энергодисперсионным рентгеновским спектрометром (ЭДС) NORAN System 7 Xray Microanalysis System (Thermo Scientific, США) для анализа химического состава структурных составляющих. Исследования тонкой структуры керамики проводили методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEM-2100 (JEOL, Япония). Ламели из образцов для ПЭМ-исследований вырезали методом фокусированного ионного пучка (ФИП) на установке Quanta 200 3D FIB (FEI Company, США). Регистрацию спектров комбинационного рассеяния консолидированных образцов, а также продуктов износа осуществляли на Раман-спектрометре EnSpectr R532 (ООО «Спектр-М», Россия).

Твердость по Виккерсу ( $HV_{10}$ ) измеряли на твердомере HVS-50 (Time Group Incorporated, Китай) при нагрузке на индентор 100 Н. Трещиностойкость рассчитывали с использованием модели Эванса [30] по длине трещин, образовавшихся в углах отпечатка, по формуле

$$K_{Ic} = \frac{0,16l}{k} - 1,5HV_{10}\sqrt{k}, \quad (1)$$

где  $k$  – полудиаметр отпечатка,  $l$  – половина длины трещины.

Прочность на изгиб определяли на универсальной испытательной машине LF100kN («Walter+Bai» AG, Швейцария) с использованием стандартных образ-

цов в форме штабиков прямоугольного сечения 4×3 мм и длиной 35 мм. Испытания проводили в соответствии с международным стандартом ISO 14704:2016. Расстояние между опорами в процессе испытаний по схеме трехточечного изгиба составляло 25 мм, скорость перемещения траверсы при нагружении – 0,5 мм/мин.

Гидростатическую плотность ( $\rho_{гидр}$ ) определяли с помощью аналитических весов AND1 GR-202 (A&D, Япония), истинную плотность ( $\rho_{пик}$ ) – на гелиевом пикнометре AccuPyc 1340 (Micromeritics, США). Остаточную пористость рассчитывали по формуле

$$P_{ост} = \left(1 - \frac{\rho_{гидр}}{\rho_{пик}}\right) \cdot 100 \%. \quad (2)$$

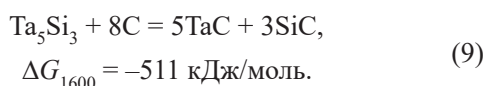
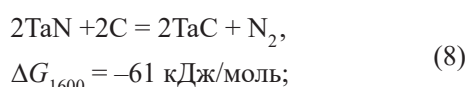
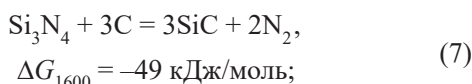
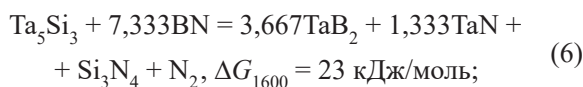
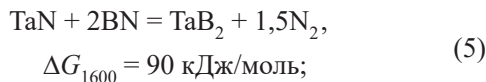
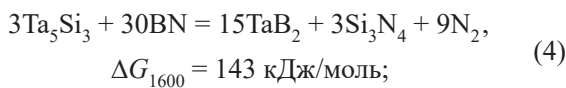
Теплоемкость ( $C_p$ ) керамики измеряли на приборе DSC 404 C Pegasus (NETZSCH, Германия) в диапазоне температур от 25 до 600 °С. Температуропроводность ( $\alpha$ ) определяли методом лазерной вспышки на приборе LFA 457 MicroFlash (NETZSCH, Германия). Теплопроводность ( $\lambda$ ) рассчитывали исходя из экспериментально измеренных значений теплоемкости, температуропроводности и гидростатической плотности образцов:

$$\lambda = \alpha C_p \rho_{гидр}. \quad (3)$$

Трибологические испытания образцов выполнены методом измерительного скольжения на автоматизированной машине трения (трибометре) TRIBOMETER (CSM Instruments, Швейцария). Испытания проводили с использованием вращательного движения по схеме «неподвижный стержень – вращающийся диск» при комнатной температуре на воздухе в соответствии с ASTM G99-23. В качестве контртела применяли стандартный шарик диаметром 3 мм из спеченного оксида алюминия Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Испытания проводили при скорости скольжения 0,8 м/с, нагрузке 5 Н и дистанции 60 тыс. циклов. Объем изношенного материала определяли с помощью оптического профилометра WYKO NT1100 (Veeco, США). Геометрию пятна износа контртела изучали после испытания, используя оптический микроскоп Axiovert CA25 (Karl Zeiss, Германия).

## Результаты и их обсуждение

Для оценки химического взаимодействия продуктов синтеза TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–Ta<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> с добавками *h*-BN, BOG и ОУНТ с помощью программного обеспечения HSC Chemistry 6 (Metso Outotec, Финляндия) построены температурные зависимости энергии Гиббса ( $\Delta G_T$ ). При температуре горячего прессования 1600 °С значения  $\Delta G_T$  реакций (4)–(9) составили:



Расчет изобарно-изотермического потенциала химического взаимодействия между компонентами гетерофазных СВС-порошков показал, что в исследуемом интервале температур возможно протекание реакции (9) между углеродом и силицидом тантала  $\text{Ta}_5\text{Si}_3$  с образованием карбидов TaC и SiC. При температурах выше 1200 °C возможно взаимодействие углерода с TaN с образованием карбида тантала TaC по реакции (8), а выше 1450 °C – химическая реакция (7) с  $\text{Si}_3\text{N}_4$  с образованием SiC. Таким образом, в интервале температур от 1400 до 1700 °C химические реакции соединений TaN– $\text{Si}_3\text{N}_4$ – $\text{Ta}_5\text{Si}_3$  с *h*-BN термодинамически маловероятны. В то же время

углерод может взаимодействовать с керамическими фазами с образованием карбидов тантала и кремния. Помимо результатов термодинамического анализа необходимо учитывать и кинетические факторы – такие, как скорость диффузии реагентов, изменение объемной доли границ раздела между компонентами, масштаб гетерогенности смеси и др. Высокие удельные поверхности ВОГ и ОУНТ могут снизить кинетические барьеры, обеспечив протекание реакций.

Изображения, полученные на растровом и просвечивающем электронных микроскопах, демонстрирующие морфологию дисперсных добавок и соответствующие им электронные дифракции, приведены на рис. 1.

Экспериментальные исследования взаимодействия продуктов синтеза с дисперсными добавками выполнены в условиях горячего прессования при температурах 1500 и 1600 °C. Согласно [9], данный температурный режим обеспечивает консолидацию керамики до минимальной остаточной пористости. При температуре 1500 °C образцы имели пористость 4–6 %, что указывает на незавершенность консолидации. Повышение температуры изотермической выдержки до 1600 °C привело к интенсификации диффузионных процессов и снижению пористости до значений менее 1 %.

На рис. 2, *a–в* приведены спектры комбинационного рассеяния света на керамиках, полученных при температуре 1600 °C. Пики комбинационного рассеяния, соответствующие *h*-BN, ВОГ, ОУНТ, хорошо различимы на спектрах и служат подтверждением того, что дисперсные добавки сохраняют свою структурную целостность в процессе горячего прессова-

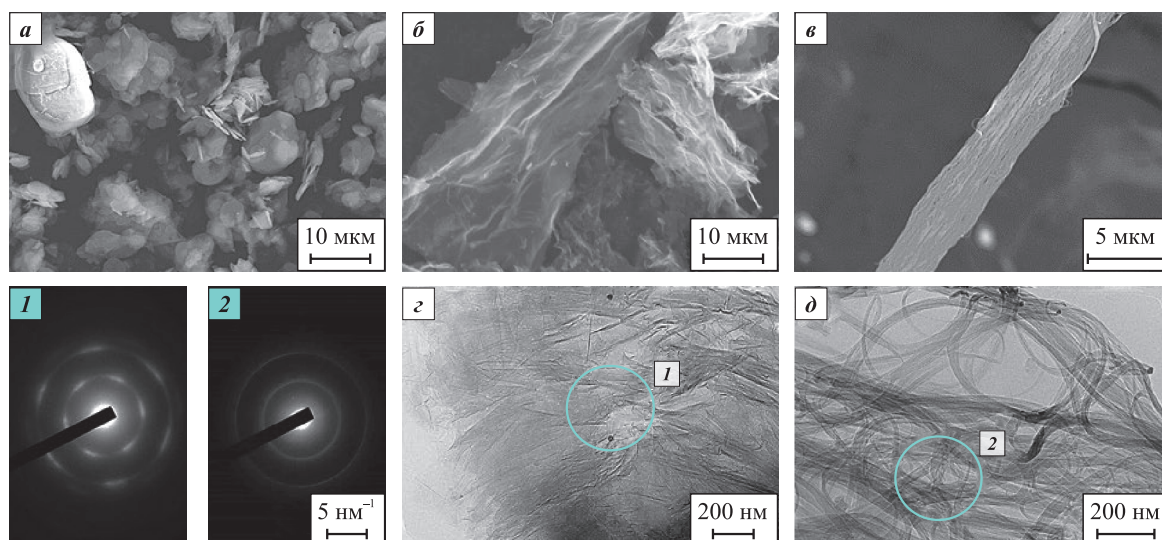
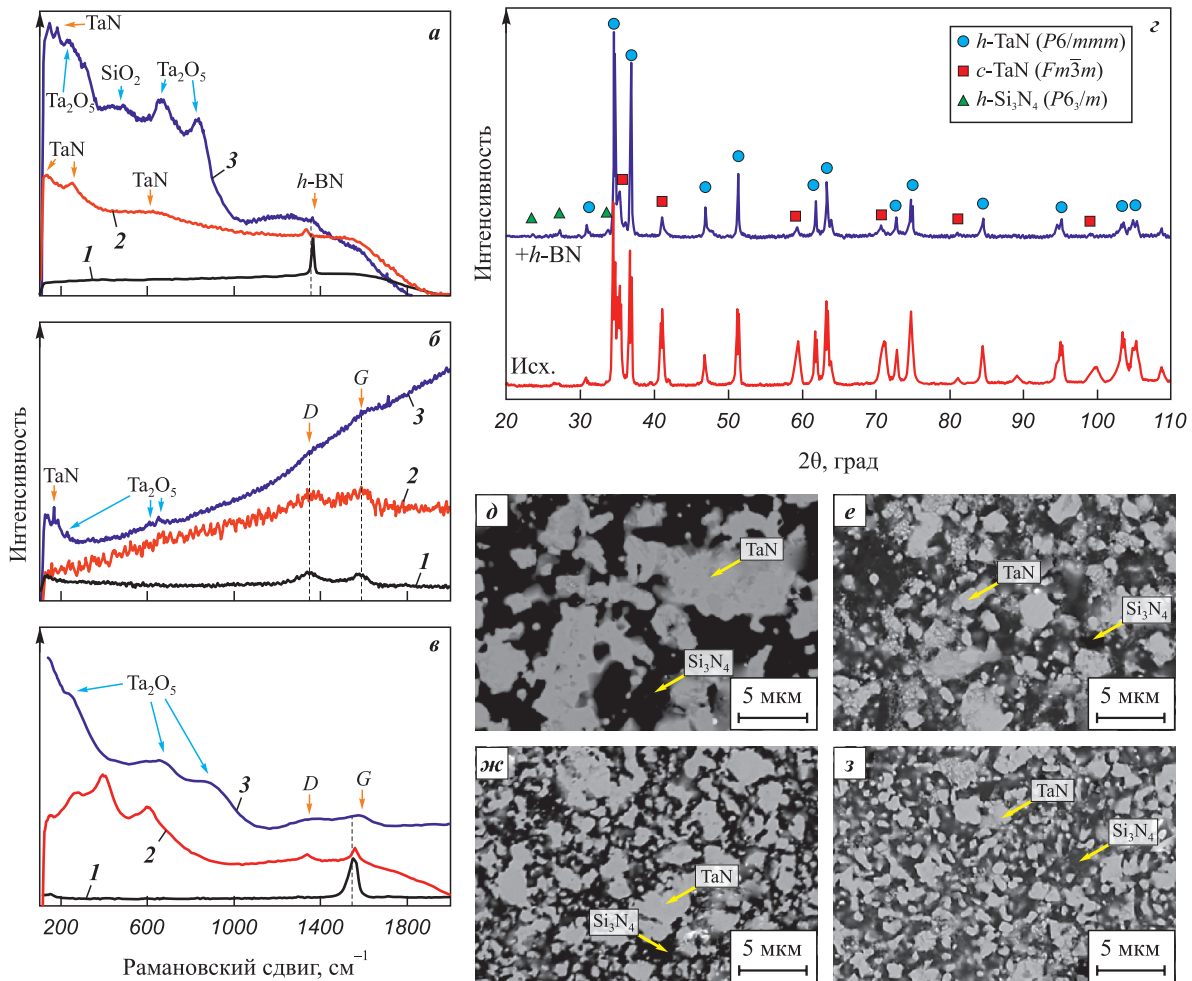


Рис. 1. Изображения порошка *h*-BN (*a*), ВОГ (*б*, *з*) и ОУНТ (*в*, *д*), снятые в состоянии свободной насыпки  
На вставке приведены электронные дифракции соответствующих областей ВОГ (1) и ОУНТ (2)

Fig 1. Images of *h*-BN powder (*a*), rGO (*б*, *з*), and SWCNTs (*в*, *д*) in the loose powder state  
Inserts show electron diffraction patterns from the corresponding areas of rGO (1) and SWCNTs (2)



**Рис. 2.** Спектры комбинационного рассеяния от керамики TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiAlON с добавками *h*-BN (а), ВОГ (б), ОУНТ (в) и продуктов их износа; типичные дифрактограммы (z) и РЭМ-изображения микроструктуры исходной ГП-керамики (d) и керамик с дисперсными добавками *h*-BN (e), ВОГ (ж), ОУНТ (з)  
 1 – добавка, 2 – ГП-керамика, 3 – продукты износа

**Fig. 2.** Raman spectra of TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiAlON ceramics with *h*-BN (a), rGO (b), and SWCNT (c) additives and of their wear debris; representative XRD patterns (z) and SEM images of the microstructure of the as-hot-pressed ceramics (d) and ceramics with dispersed *h*-BN (e), rGO (ж), and SWCNTs (з)  
 1 – additive, 2 – hot-pressed ceramic, 3 – wear debris

ния. Положения пиков от добавок в ГП-керамиках несколько смещены в область меньших волновых чисел относительно пиков исходных добавок. Такие сдвиги могут быть обусловлены внутренними напряжениями и деформацией кристаллической решетки.

На рис. 2, z представлены дифрактограммы исходной керамики и керамики, легированной дисперсными добавками. Видно, что все образцы состоят из нитридов тантала гексагональной и кубической модификаций *h*-TaN и *c*-TaN, а также гексагонального Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Отсутствие фазы Ta<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>, вероятно, связано с его взаимодействием в процессе горячего прессования с углеродом графитовой пресс-формы.

На рис. 2, d–z приведены РЭМ-изображения структуры консолидированных образцов ГП-керамики, в том числе с добавками *h*-BN, ВОГ и ОУНТ

в количестве 0,5 мас. %. Для всех образцов характерно наличие двух структурных составляющих: полиэдрических зерен *h*-TaN/*c*-TaN (светлые области) и зерен Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/SiAlON (темные области). Исходная керамика характеризуется средним размером структурных составляющих ~15 мкм, введение добавок приводит к значительному измельчению структуры ГП-образцов до 3 мкм.

На рис. 3 представлены ПЭМ-изображения структуры и картины микродифракции электронов, снятые с характерных областей. Во всех образцах выявлены зерна TaN в гексагональной (до ~3 мкм) и кубической (до ~0,2 мкм) модификациях, окруженные мелкими зернами β-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Анализ картин электронной дифракции (вставка на рис. 3, a) всех образцов показал наличие аморфной прослойки. Наиболее вероятно,

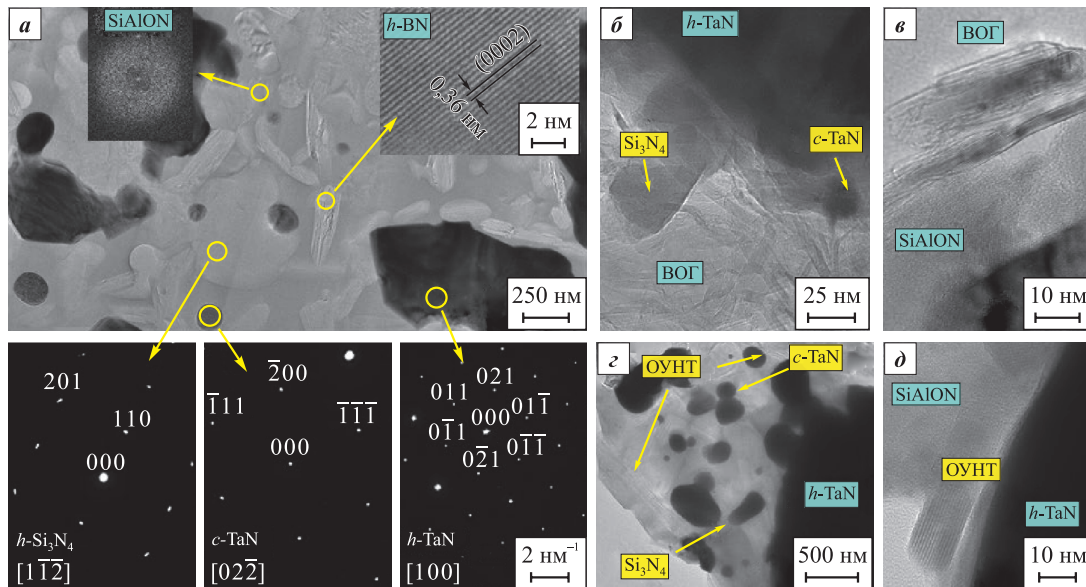


Рис. 3. ПЭМ-изображения микроструктуры и соответствующие электронные дифракции ламели из ГП-образца с добавкой *h*-BN (а); характерные изображения высокого разрешения керамик с добавками ВОГ (б, е) и ОУНТ (з, д)

Fig. 3. TEM images of the microstructure and corresponding electron diffraction patterns of a lamella from the hot-pressed sample with an *h*-BN additive (a); representative high-resolution images of ceramics with rGO (b, e) and SWCNT (z, d) additives

что данная фаза представляет собой Y-содержащий SiAlON, сформировавшийся вследствие взаимодействия частиц Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и YAG при ГП. ПЭМ-исследования подтвердили присутствие частиц *h*-BN (см. рис. 3, а) чешуйчатой морфологии толщиной 50–100 нм и длиной до ~0,5 мкм со слоистой структурой, что свидетельствует о сохранности дисперсной добавки *h*-BN в условиях горячего прессования при 1600 °С.

Состояние углеродных добавок (ВОГ и ОУНТ) анализировали на порошках, полученных измельчением ГП-образцов. В образцах с ВОГ (рис. 3, б, е) зафиксирована графеноподобная слоистая структура толщиной ~3,5 нм ( $d_{002} = 0,430$  нм и  $d_{200} = 0,210$  нм), что указывает на отсутствие их взаимодействия с компонентами керамической матрицы. Частицы ОУНТ также сохраняются в виде вытянутых полос в межзеренных областях (рис. 3, з, д).

Механические и теплофизические свойства бимодальной керамики TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiAlON представлены в табл. 1.

Введение в керамику добавки *h*-BN повышает твердость до 16,7 ГПа и трещиностойкость до 8,0–8,5 МПа·м<sup>1/2</sup>. Добавка ВОГ увеличивает твердость до 18,8 ГПа и трещиностойкость до 9,4 МПа·м<sup>1/2</sup>. Твердость образцов при добавлении ОУНТ составила 18 ГПа, но при этом снизилась трещиностойкость до 6,7 МПа·м<sup>1/2</sup>. Предел прочности при изгибе образцов с дисперсными добавками находится в диапазоне от 430 до 480 МПа, что сопоставимо с прочностью керамики без добавок (503 МПа). Эти добавки не оказали существенного влияния на коэффициент теплопроводности, значения которого находятся в интервале 13,2–13,5 Вт/(м·К).

В табл. 2 и на рис. 4 представлены результаты трибологических испытаний модифицированной керамики TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiAlON. В условиях сухого трения керамика без добавок в паре с керамическим контролем Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> характеризуется стабильным коэффициентом трения ( $f = 0,72$ ). Более высокие его значения ( $f = 0,78$ ) отмечены для керамики с добавкой ВОГ,

Таблица 1. Свойства бимодальной керамики TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiAlON

Table 1. Properties of bimodal TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiAlON ceramics

Образец	Твердость HV <sub>10</sub> , ГПа	Трещиностойкость K <sub>Ic</sub> , МПа·м <sup>1/2</sup>	Прочность на изгиб σ <sub>b</sub> , МПа	Теплопроводность λ, Вт/(м·К)
Без добавки	14,8 ± 0,4	8,0 ± 0,7	503 ± 24	13,4
+ 0,5 % BN	16,7 ± 0,5	8,5 ± 0,6	430 ± 16	13,2
+ 0,5 % ВОГ	18,8 ± 0,6	9,4 ± 0,7	484 ± 18	13,5
+ 0,5 % ОУНТ	18,0 ± 0,3	6,7 ± 0,2	480 ± 18	13,2

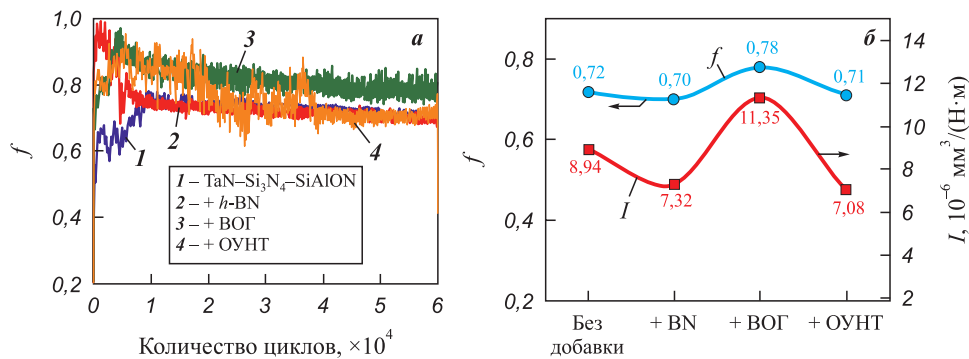


Рис. 4. Экспериментальные зависимости коэффициента трения от количества циклов (а) и влияние добавок h-BN, BOГ, ОУНТ в количестве 0,5 мас. % на трибологические характеристики керамики TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiAlON (б)

Fig. 4. Experimental dependences of the coefficient of friction on the number of cycles (a) and the effect of h-BN, rGO, and SWCNT additives at a content of 0.5 wt. % on the tribological characteristics of TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiAlON ceramics (b)

Таблица 2. Влияние дисперсных добавок на трибологические свойства керамики TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiAlON

Table 2. Effect of dispersed additives on the tribological properties of TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiAlON ceramics

Образец	Приведенный износ $I$ , $10^{-6} \text{ мм}^3/(\text{H}\cdot\text{м})$		Коэффициент трения $f$	
	Образец	Контртело	Средний	Конечный
Без добавки	8,94	4,82	0,72	0,72
+ 0,5 % h-BN	7,32	4,84	0,74	0,70
+ 0,5 % BOГ	11,35	3,99	0,81	0,78
+ 0,5 % ОУНТ	7,08	3,79	0,77	0,71

что одновременно сопровождается ростом величины приведенного износа. Минимальные значения приведенного износа –  $I = (7,08 \div 7,32) \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3/(\text{H}\cdot\text{м})$  – получены в случае керамики с h-BN и ОУНТ (рис. 4, б), что на 22 % ниже по сравнению с керамикой без дисперсных добавок. Следует отметить, что в ходе испытаний керамики с ОУНТ зафиксирован продолжительный период приработки длительностью около 38 тыс. циклов (3260 м), после которого коэффициент трения стабилизируется до  $f = 0,71$  (рис. 4, а).

На рис. 5 показаны РЭМ-изображения пятна износа контртела Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> после скольжения по керамике TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiAlON с разными типами дисперсных добавок. Для этих образцов испытания вызвали повышенный износ контртела (от  $3,79 \cdot 10^{-6}$  до  $4,82 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3/(\text{H}\cdot\text{м})$ ). При этом пятно износа (рис. 5, а–е) имеет гладкую поверхность без явных следов налипания. С другой стороны, повышенный износ контртела может быть обусловлен высокой твердостью керамик (см. табл. 1) и интенсивным абразивным воздействием выкрашенных твердых частиц. Также в области контакта обнаружены отдельные фрагменты трибооксидов и локальное налипание микроволокон размером до 1 мкм. По данным ЭДС (табл. 3, обл. 1–3) принципиальных отличий в составе продуктов износа для керамик с разными дисперсными добавками не обнаружено.

На рис. 2, а–в представлены спектры комбинационного рассеяния продуктов износа керамики, на которых видны следы интенсивной фотолюминесценции, накладывающиеся на пики комбинационного рассеяния. Тем не менее анализ продуктов износа показал присутствие добавок, колебания от которых отмечены при  $\sim 1360 \text{ см}^{-1}$  (h-BN, рис. 2, а),  $\sim 1357$  и  $\sim 1580 \text{ см}^{-1}$  (BOГ, рис. 2, б),  $\sim 1580 \text{ см}^{-1}$  (ОУНТ, рис. 2, в). Также все спектры свидетельствуют о преобладании трибооксидов Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub> [31; 32], формирующихся при окислении продуктов износа матричных зерен. Причем ширина этих пиков, особенно в образце с ОУНТ, может быть обусловлена аморфной структурой Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub> [33]. Примечательно, что острые пики  $\sim 497 \text{ см}^{-1}$ , обусловленные колебаниями атомов

Таблица 3. Данные ЭДС продуктов износа, налипших на контртело (см. рис. 5)

Table 3. EDS data for wear debris adhered to the counterbody (see Fig. 5)

Область	Концентрация, ат. %					
	O	Al	Ta	Si	C	Y
1	58,7	38,7	0,8	1,6	–	0,2
2	57,5	37,2	0,9	1,8	2,5	0,1
3	63,0	25,2	3,7	7,7	–	0,4

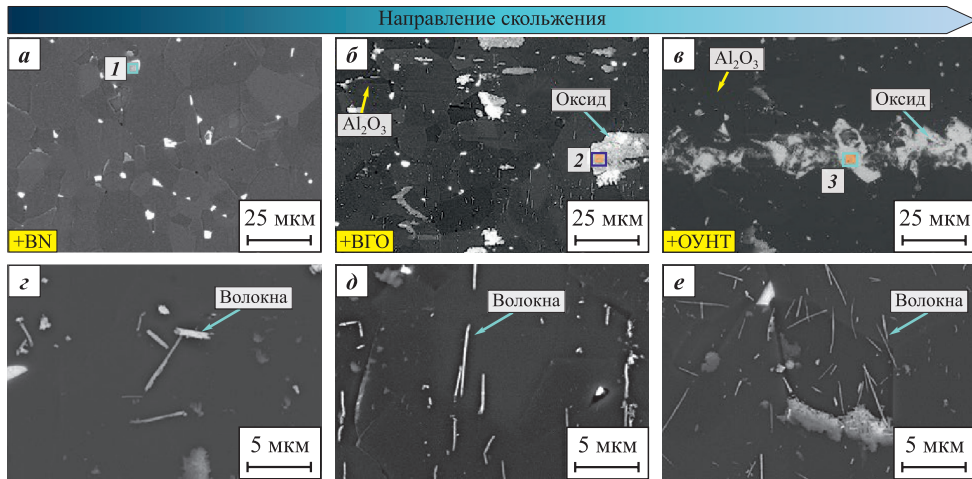


Рис. 5. Увеличенные РЭМ-изображения пятна износа контртела  $\text{Al}_2\text{O}_3$  после скольжения по керамике  $\text{TaN-Si}_3\text{N}_4\text{-SiAlON}$  с добавками  $h\text{-BN}$  (а, г), ВОГ (б, д), ОУНТ (в, е)

Fig. 5. High-magnification SEM images of the wear scar on the  $\text{Al}_2\text{O}_3$  counterbody after sliding against  $\text{TaN-Si}_3\text{N}_4\text{-SiAlON}$  ceramic with  $h\text{-BN}$  (a, g), rGO (б, д), and SWCNT (в, e) additives

Si–O–Si, характерны только для образца с  $h\text{-BN}$  (см. рис. 2, а), обладающего сочетанием низких значений коэффициента трения (0,70) и приведенного износа ( $7,32 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$ ).

Изображения поверхности дорожек износа и продуктов износа в зависимости от типа добавок в керамике  $\text{TaN-Si}_3\text{N}_4\text{-SiAlON}$  показаны на рис. 6–8.

Для керамики с добавкой  $h\text{-BN}$  (рис. 6, а–в) при скольжении шарика  $\text{Al}_2\text{O}_3$  формируется сравнительно гладкая поверхность дорожки износа, в которой видны отдельные разрушенные частицы  $\text{TaN}$  (рис. 6, б). В керамике с ВОГ доля разрушенных зерен увеличивается (рис. 7, а–в), что согласуется с повышенным коэффициентом трения (0,78) и высо-

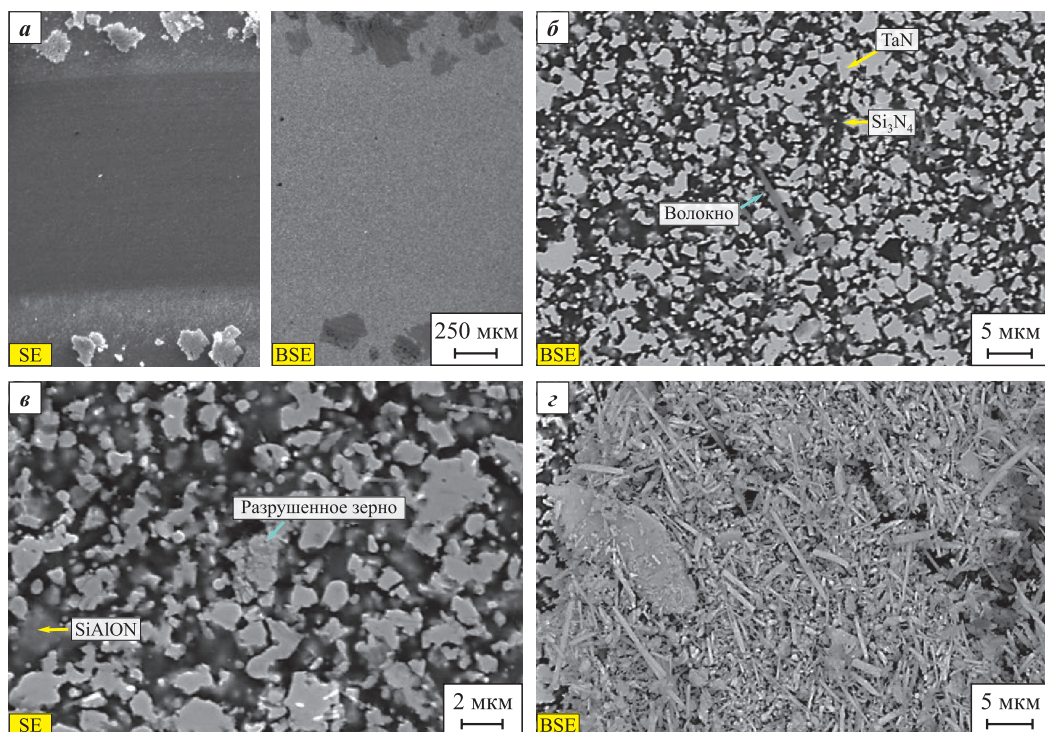


Рис. 6. РЭМ-изображения дорожек износа образца  $\text{TaN-Si}_3\text{N}_4\text{-SiAlON}$  с дисперсной добавкой  $h\text{-BN}$  (а–в), а также продуктов износа вне дорожки (г)

Fig. 6. SEM images of wear tracks on the  $\text{TaN-Si}_3\text{N}_4\text{-SiAlON}$  sample with a dispersed  $h\text{-BN}$  additive (a–в) and wear debris outside the wear track (г)

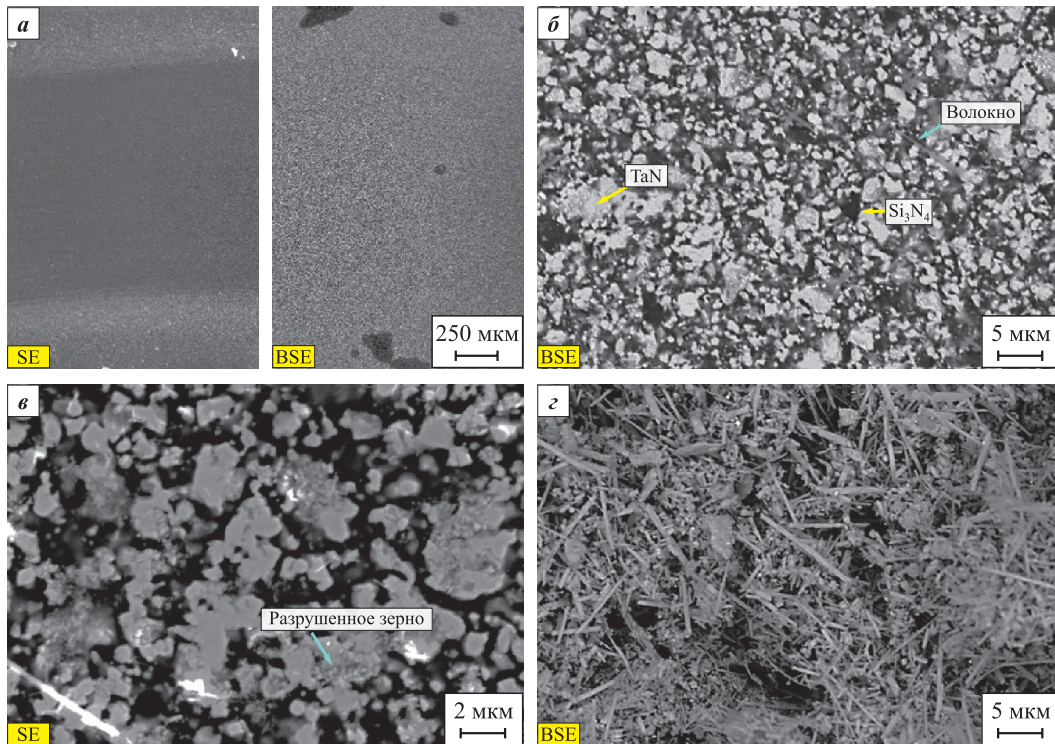


Рис. 7. РЭМ-изображения дорожек износа образца TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiAlON с дисперсной добавкой ВОГ (а–в), а также продуктов износа вне дорожки (z)

Fig. 7. SEM images of wear tracks on the TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiAlON sample with a dispersed rGO additive (a–в) and wear debris outside the wear track (z)

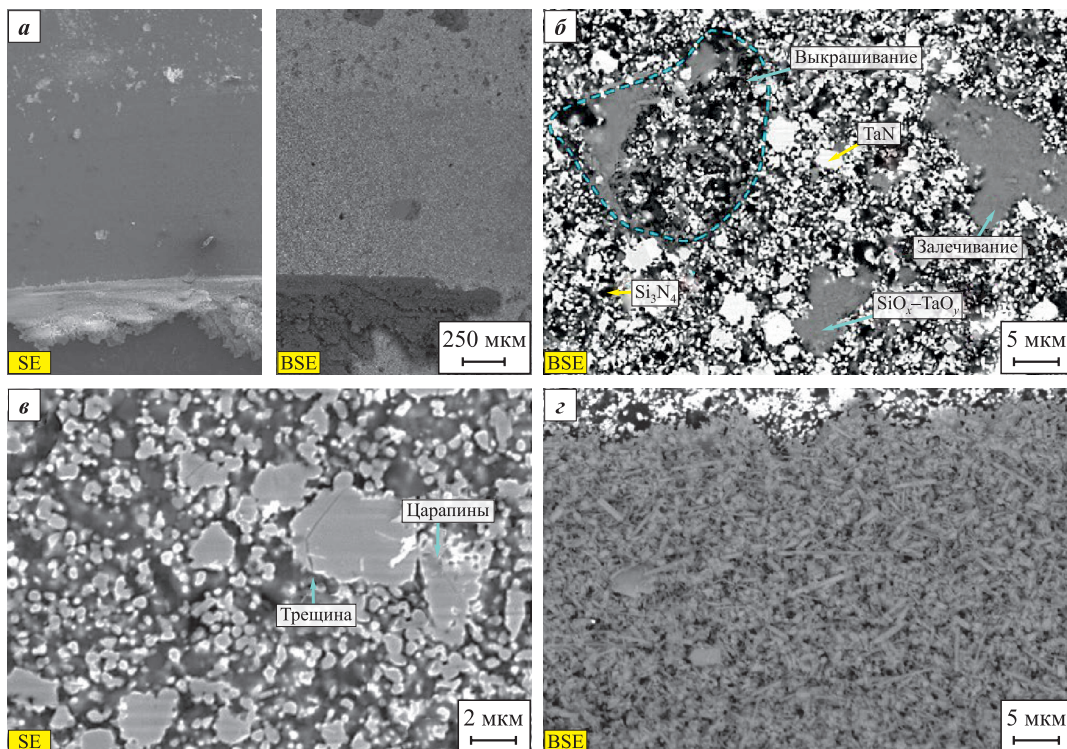


Рис. 8. РЭМ-изображения дорожек износа образца TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiAlON с дисперсной добавкой ОУНТ (а–в), а также продуктов износа вне дорожки (z)

Fig. 8. SEM images of wear tracks on the TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiAlON sample with a dispersed SWCNT additive (a–в) and wear debris outside the wear track (z)

ким значением трещиностойкости ( $9,4 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ ). Таким образом, скалывание отдельных зерен является альтернативным каналом деформации, реализация которого исключает образование и распространение трещин.

Напротив, в дорожке износа керамики с ОУНТ (рис. 8, а–в) наблюдается значительное количество очагов выкрашивания (рис. 8, б), что коррелирует с наименьшей вязкостью разрушения ( $6,7 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ ). Это хорошо согласуется с наблюдаемыми высокоамплитудными скачками коэффициента трения на протяжении первых  $\sim 40$  тыс. циклов (см. рис. 4, а). Далее, по мере накопления и уплотнения трибооксидов на основе  $\text{Ta}_2\text{O}_5$ , происходит залечивание образованных кратеров, что является причиной стабилизации коэффициента трения и его выхода на установившийся уровень (0,71).

Независимо от типа добавок продукты износа в бороздке износа (рис. 6, з, рис. 7, з, рис. 8, з), как правило, имеют форму волокон. Волокна диаметром менее 1 мкм (см. рис. 5) также обнаружены в пятне износа шарика. Механизм их образования можно описать как разрушение фрагментов оксидного слоя под действием циклических напряжений: сжимающих – перед контртелом и растягивающих – за ним. Под действием накопленных внутренних напряжений отслоившиеся фрагменты оказываются в зоне контакта и приобретают форму волокон, как сообщалось в [12; 34]. Однако в данном случае их количество и размеры недостаточны для образования «третьего тела», понижающего коэффициент трения. Другой причиной этого может быть одновременное образование абразивных частиц из-за разрушения хрупких пленок оксида кремния, что увеличивает локальные контактные напряжения. Этим могут быть объяснены более высокий износ контртела –  $(3,25 \div 4,84) \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$  – и повышенный коэффициент трения (0,72–0,78).

## Выводы

1. Показано, что в условиях горячего прессования при температуре  $1600 \text{ }^\circ\text{C}$  и давлении  $35 \text{ МПа}$  не происходит химического взаимодействия дисперсных добавок  $h\text{-BN}$ ,  $\text{VOG}$ ,  $\text{OУНТ}$  с соединениями керамической матрицы  $\text{TaN-Si}_3\text{N}_4\text{-Ta}_5\text{Si}_3\text{-YAG}$ , что позволило получить беспористые бимодальные керамические композиты с размером зерен менее 3 и 1 мкм.

2. Дискретное армирование керамики фазами с наноразмерной слоистой структурой приводит к улучшению одновременно механических, трибологических и физических свойств. Модифицированные керамики характеризуются твердостью  $16,7\text{--}18,8 \text{ ГПа}$ , прочностью на изгиб  $430\text{--}484 \text{ МПа}$ , трещиностойкостью  $6,7\text{--}9,5 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$  и теплопроводностью  $13,2\text{--}13,5 \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})$ .

3. Изучено влияние дисперсных добавок на трибологическое поведение керамики в условиях сухого трения. Добавка ОУНТ оказывает наиболее позитивное влияние на снижение приведенного износа от  $8,94 \cdot 10^{-6}$  до  $7,08 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$ . Причиной улучшения трибологических свойств является ингибирование роста зерен при ГП и заполнение (залечивание) дефектов окисленными продуктами износа при трибоиспытаниях.

## Список литературы / References

1. Nieto A., Bisht A., Lahiri D., Zhang C., Agarwal A. Graphene reinforced metal and ceramic matrix composites: A review. *International Materials Reviews*. 2016;62(5): 241–302. <https://doi.org/10.1080/09506608.2016.12194>
2. Zhang W. A review of tribological properties for boron carbide ceramics. *Progress in Materials Science*. 2020;116:100718. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100718>
3. Hvizdoš P., Vencl A. Ceramic matrix composites with carbon nanophases: development, structure, mechanical and tribological properties and electrical conductivity. *Encyclopedia of Materials: Composites*. 2021;2:116–133. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.11858-2>
4. Palmero P. Structural ceramic nanocomposites: A review of properties and powders synthesis methods. *Nanomaterials*. 2015;5(2):656–696. <https://doi.org/10.3390/nano5020656>
5. Prajapati P.K., Bapanapalle C.O., Biswas P., Sadhu K.K., Sahoo R.R., Mandal N. Cutting performance, failure mechanisms and tribological properties of MWCNT-reinforced ZTA-MgO ceramic inserts in high-speed machining of hardened AISI-4340 steel. *Diamond and Related Materials*. 2025;153:112094. <https://doi.org/10.1016/j.diamond.2025.112094>
6. Flores-Martinez N., Ouamara L., Remondiere F., Jouin J., Fiore G., Oriol S., Rossignol S. Synthesis and robocasting of YAG xerogel: one-step conversion of ceramics. *Scientific Reports*. 2022;12(1):8454. <https://doi.org/10.1038/s41598-022-12204-6>
7. Kašiarová M., Tatarko P., Burik P., Dusz J., Šajgalik P. Thermal shock resistance of  $\text{Si}_3\text{N}_4$  and  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-SiC}$  ceramics with rare-earth oxide sintering additives. *Journal of the European Ceramic Society*. 2014;34(14):3301–3308. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2014.04.034>
8. Patsera E.I., Pogozhev Yu.S., Akopdzhanyan T.G., Levashov E.A. Combustion synthesis and consolidation of  $\text{Ti}(\text{C,N})\text{-Si}_3\text{N}_4\text{-SiC}$  heterophase ceramic with YAG sintering additives. *Ceramics International*. 2023; 50(3):4513–4522. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2023.11.185>
9. Pogozhev Yu.S., Patsera E.I., Romanenko B.Yu., Akopdzhanyan T.G., Shvyndina N.V., Loginov P.A., Levashov E.A. Combustion synthesis in Ta–Si–N system: Macrokinetics, structure formation and consolidation of  $\text{TaN-Si}_3\text{N}_4\text{-Ta}_5\text{Si}_3$  ceramics. *Journal of the European Ceramic Society*. 2025;46(1):117707. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2025.117707>

10. Yang H., Li Q., Wang Z., Wu H., Wu Y., Hou P., Cheng X. Effect of graphene on microstructure and mechanical properties of Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/SiC ceramics. *ES Materials & Manufacturing*. 2021;12:29–34. <https://doi.org/10.30919/esmm5f418>
11. Ujah C.O., Von Kallon D.V., Aigbodion V.S. Tribological properties of CNTs-reinforced nano composite materials. *Lubricants*. 2023;11(3):95. <https://doi.org/10.3390/lubricants11030095>
12. Yu Z., Chen J., Cheng J., Zhu S., Tan H., Wang S., Sun Q., Ding Y., Yang J. High temperature tribological behaviors of MoAlB ceramic from 800 to 1200 °C. *Tribology International*. 2023;185:108522. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2023.108522>
13. Mukanov S.K., Petrzlik M.I., Loginov P.A., Shvindina N.V., Patsera E.I., Levashov E.A. Comparative tribological study of advanced ceramics based on Ti(C,N)–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiC and TaN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> under dry sliding conditions. *Tribology Letters*. 2026;74:14. <https://doi.org/10.1007/s11249-026-02106-3>
14. Balázs K., Almansoori A., Balázs C. Superior ceramics: graphene and carbon nanotube (CNT) reinforcements. *Ceramics*. 2024;7(4):1758–1778. <https://doi.org/10.3390/ceramics7040112>
15. Theunissen G.S.A.M., Bouma J.S., Winnubst A.J.A., Burggraaf A.J. Mechanical properties of ultra-fine grained zirconia ceramics. *Journal of Materials Science*. 1992;27(16):4429–4438. <https://doi.org/10.1007/BF00541576>
16. Sung J.W., Kim N.K., Kang M.C. Material properties and machining performance of CNT and graphene reinforced hybrid alumina composites for micro electrical discharge machining. *Journal of the Korean Society of Manufacturing Process Engineers*. 2013;12(6):3–9. <https://doi.org/10.14775/ksmpe.2013.12.6.003>
17. Chen W., Zhang D., Ai X. Effect of load on the friction and wear characteristics of Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-hBN ceramic composites sliding against steels. *Ceramics International*. 2016;43(5):4379–4389. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.12.084>
18. Echeberria J., Rodriguez N., Vleugels J., Vanmeensel K., Reyes-Rojas A., Garcia-Reyes A., Domínguez-Rios C., Aguilar-Elguézabal A., Bocanegra-Bernal M.H. Hard and tough carbon nanotube-reinforced zirconia-toughened alumina composites prepared by spark plasma sintering. *Carbon*. 2011;50(2):706–717. <https://doi.org/10.1016/j.carbon.2011.09.031>
19. Sun Q., Song J., Chen S., Shi J., Zhang X., Su Y., Fan H., Hu L., Zhang Y. Tribological behavior and lubrication mechanism of h-BN/ceramic composites: Effects of h-BN platelet size and ceramic phase. *Tribology International*. 2023;187:108722. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2023.108722>
20. Liu L., Shi L., Guo X., Li A., Zhang F. The friction and wear properties of RGO/3Y-TZP composites under dry sliding. *Advanced Composites Letters*. 2019;28:1–9. <https://doi.org/10.1177/2633366X19890626>
21. Kovalčíková A., Balko J., Balázs C., Hvizdoš P., Dusza J. Influence of hBN content on mechanical and tribological properties of Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/BN ceramic composites. *Journal of the European Ceramic Society*. 2014;34(14):3319–3328. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2014.02.021>
22. Chan K.F., Zaid M.H.M., Mamat M.S., Liza S., Tanemura M., Yaakob Y. Recent developments in carbon nanotubes-reinforced ceramic matrix composites: A review on dispersion and densification techniques. *Crystals*. 2021;11(5):457. <https://doi.org/10.3390/cryst11050457>
23. Han F., Wen H., Sun J., Wang W., Fan Y., Jia J., Chen W. Tribological properties of Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-hBN composite ceramics bearing on GCr15 under seawater lubrication. *Materials*. 2020; 13(3):635. <https://doi.org/10.3390/ma13030635>
24. Lee B., Lee D., Lee J.H., Ryu H.J., Hong S.H. Enhancement of toughness and wear resistance in boron nitride nanoplatelet (BNNP) reinforced Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> nanocomposites. *Scientific Reports*. 2016;6(1):27609. <https://doi.org/10.1038/srep27609>
25. Carrapichano J.M., Gomes J.R., Silva R.F. Tribological behaviour of Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-BN ceramic materials for dry sliding applications. *Wear*. 2002;253(9–10):1070–1076. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(02\)00219-3](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(02)00219-3)
26. Tatarko P., Kašiarová M., Dusza J., Morgiel J., Šajgalík P., Hvizdoš P. Wear resistance of hot-pressed Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/SiC micro/nanocomposites sintered with rare-earth oxide additives. *Wear*. 2010;269(11–12):867–874. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2010.08.020>
27. Wei C., Zhaoxun W., Yimin G., Huaqiang L., Nairu H. Microstructure, mechanical properties and friction/wear behavior of hot-pressed Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/BN ceramic composites. *Journal Ceramics-Silikaty*. 2019;63(1):1–10. <https://doi.org/10.13168/cs.2018.0040>
28. Ioni Y., Khamidullin T., Sapkov I., Brusko V., Dimiev A.M. Revealing the effect of graphite source on the properties of synthesized graphene oxide. *Carbon Letters*. 2024;34:1219–1228. <https://doi.org/10.1007/s42823-023-00680-3>
29. Иони Ю.В., Грошкова Ю.А., Буслаева Е.Ю., Губин С.П. Изменение электропроводности пленки оксида графена после обработки сверхкритическими флюидами (изо-С<sub>3</sub>Н<sub>7</sub>ОН; Н<sub>2</sub>О). *Журнал неорганической химии*. 2021;66(6):843–848. <https://doi.org/10.31857/S0044457X21060118>
30. Ioni Yu.V., Groshkova Yu.A., Buslaeva E.Yu., Gubin S.P. Change in the electrical conductivity of graphene oxide film after treatment with supercritical fluids (iso-C<sub>3</sub>H<sub>7</sub>OH, H<sub>2</sub>O). *Russian Journal of Inorganic Chemistry*. 2021;66(6):950–955. <https://doi.org/10.1134/S0036023621060115>
31. Evans A.G., Charles E.A. Fracture toughness determinations by indentation. *Journal of the American Ceramic Society*. 1976;59(7–8):371–372. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1976.tb10991.x>
32. Joseph C., Bourson P., Fontana M.D. Amorphous to crystalline transformation in Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub> studied by Raman spectroscopy. *Journal of Raman Spectroscopy*. 2012;43(8):1146–1150. <https://doi.org/10.1002/jrs.3142>
33. Ebel S., Lebsir Y., Yezekyan T., Mortensen N.A., Morozov S. An atlas of photonic and plasmonic materials for cathodoluminescence microscopy. *Nanophotonics*. 2025;14(15):2647–2671. <https://doi.org/10.1515/nanoph-2025-0135>

33. Moharana N., Ghosh C., Dasgupta A., Maezono R., Kumar R., Kumar K.C.H. Thermal decomposition of oxygen-containing Ta<sub>3</sub>N<sub>5</sub>. *Journal of the American Ceramic Society*. 2024;107(9):6342–6352. <https://doi.org/10.1111/jace.19869>
34. Prakasarao C.S., Kalin M., Kumar B.V.M. Influence of TiB<sub>2</sub> and wear conditions on friction and wear behaviour of SiC ceramics in reciprocating sliding. *Journal of the European Ceramic Society*. 2023;44(5):2704–2719. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2023.12.055>

### Сведения об авторах




### Information about the Authors

**Самат Куандыкович Муканов** – к.т.н., науч. сотрудник Научно-учебного центра (НУЦ) СВС МИСИС–ИСМАН, Национальный исследовательский университет «МИСИС» (НИТУ МИСИС)

 ORCID: 0000-0001-6719-6237

 E-mail: smukanov@sisis.ru

**Богдан Юрьевич Романенко** – аспирант, инженер научного проекта НУЦ СВС МИСИС–ИСМАН, НИТУ МИСИС

 ORCID: 0009-0003-7470-5185

 E-mail: romanenko.b.yu@gmail.com

**Михаил Иванович Петржик** – д.т.н., профессор кафедры порошковой металлургии и функциональных покрытий (ПМиФП) НИТУ МИСИС, вед. науч. сотрудник НУЦ СВС МИСИС–ИСМАН

 ORCID: 0000-0002-1736-8050

 E-mail: petrzhik.mi@sisis.ru

**Евгений Иванович Пацера** – к.т.н., ст. науч. сотрудник НУЦ СВС МИСИС–ИСМАН

 ORCID: 0000-0001-6372-6309

 E-mail: patsera.ei@sisis.ru

**Юлия Владимировна Иони** – к.х.н., науч. сотрудник лаборатории химии обменных кластеров Института общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН

 ORCID: 0000-0001-5108-4329

 E-mail: acidladj@mail.ru

**Евгений Александрович Левашов** – д.т.н., чл.-корр. РАН, проф., зав. кафедрой ПМиФП НИТУ МИСИС, директор НУЦ СВС МИСИС–ИСМАН

 ORCID: 0000-0002-0623-0013


 E-mail: levashov@shs.sisis.ru

**Samat K. Mukanov** – Cand. Sci. (Eng.), Research Scientist of the Scientific-Educational Center of Self-Propagating High-Temperature Synthesis (SHS-Center) of MISIS–ISMAN, National University of Science and Technology “MISIS” (NUST MISIS)

 ORCID: 0000-0001-6719-6237

 E-mail: smukanov@sisis.ru

**Bogdan Yu. Romanenko** – Postgraduate Student, Engineer of the scientific project of the SHS-Center of MISIS–ISMAN, NUST MISIS

 ORCID: 0009-0003-7470-5185

 E-mail: romanenko.b.yu@gmail.com

**Mikhail I. Petrzhik** – Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Department at Powder Metallurgy and Functional Coatings (PM&FC) of NUST MISIS, Leading Research Scientist of the SHS-Center of MISIS–ISMAN

 ORCID: 0000-0002-1736-8050


 E-mail: petrzhik.mi@sisis.ru

**Evgeny I. Patsera** – Cand. Sci. (Eng.), Senior Scientist of the SHS-Center of MISIS–ISMAN, NUST MISIS

 ORCID: 0000-0001-6372-6309

 E-mail: patsera.ei@sisis.ru

**Yuliya V. Ioni** – Cand. Sci. (Chem.), Research Scientist of the Laboratory of Exchange Cluster Chemistry, Kurnakov Institute of General and Inorganic Chemistry, Russian Academy of Sciences

 ORCID: 0000-0001-5108-4329

 E-mail: acidladj@mail.ru

**Evgeny A. Levashov** – Dr. Sci. (Eng.), Prof., Corresponding Member of the Russian Academy of Sciences, Head of the Department of PM&FC of NUST MISIS, Head of SHS-Center of MISIS–ISMAN

 ORCID: 0000-0002-0623-0013

 E-mail: levashov@shs.sisis.ru

### Вклад авторов



### Contribution of the Authors

**С. К. Муканов** – написание текста статьи, визуализация, проведение трибологических испытаний, обсуждение результатов.

**Б. Ю. Романенко** – анализ и обсуждение результатов, термодинамические расчеты, проведение экспериментов по синтезу порошков, консолидация образцов, определение механических свойств образцов.

**М. И. Петржик** – постановка цели и задачи исследования, корректировка текста статьи, формулировка выводов.

**Е. И. Пацера** – анализ и обсуждение результатов, проведение экспериментов по синтезу керамик, определение теплофизических свойств образцов.

**Ю. В. Иони** – проведение экспериментов по получению дисперсных добавок восстановленного оксида графена.

**Е. А. Левашов** – формирование основной концепции, корректировка текста статьи и выводов.

**S. K. Mukanov** – wrote the manuscript, prepared the visual materials, conducted the tribological tests, and participated in the discussion of the results.

**B. Yu. Romanenko** – analyzed and discussed the results, performed the thermodynamic calculations, conducted the powder synthesis experiments, consolidated the samples, and evaluate their mechanical properties.

**M. I. Petrzhik** – defined the research objectives and scope, revised the manuscript, and formulated the conclusions.

**E. I. Patsera** – analyzed and discussed the results, conducted the ceramic synthesis experiments, and evaluated the thermophysical properties of the samples.

**Yu. V. Ioni** – prepared the dispersed reduced graphene oxide additives.

**E. A. Levashov** – developed the overall research concept, revised the manuscript, and refined the conclusions.

Статья поступила 27.01.2026 г.

Доработана 30.01.2026 г.

Принята к публикации 03.02.2026 г.

Received 27.01.2026

Revised 30.01.2026

Accepted 03.02.2026