



Самораспространяющийся высокотемпературный синтез
Self-Propagating High-Temperature Synthesis



УДК 621.762.4 : 620.17 : 62.13

<https://doi.org/10.17073/1997-308X.2026.591P.1092>

Научная статья

Research article



Структура и свойства керамики Ta(C,N)–Ta₅Si₃–Si₃N₄–SiAlON, полученной методами СВС с твердым источником азота и горячего прессования

А. Ю. Потанин , С. К. Муканов, А. А. Зайцев,

Н. В. Швындина, Е. А. Левашов

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Россия, 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1

 a.potantin@inbox.ru

Аннотация. Методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) с использованием твердого источника азота (Si₃N₄) в системе Ta–Si₃N₄–C получен гетерофазный порошок-прекурсор. Процесс горения протекал при температуре 1910 °С и скорости распространения фронта 1,42 мм/с. Показано, что продукты СВС содержат карбонитрид тантала Ta(C,N), силицид Ta₅Si₃ и незначительное количество промежуточных фаз TaC и Ta₃N. Методом горячего прессования в среде азота со спекающими добавками Si₃N₄ и YAG получена компактная керамика состава Ta(C,N)–Ta₅Si₃–Si₃N₄–SiAlON. Методами рентгенофазового анализа, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии установлено, что материал имеет однородную микроструктуру, включающую зерна карбонитрида тантала (до 2 мкм), силицида Ta₅Si₃ (до 3 мкм) и β-Si₃N₄ (до 5 мкм); на границах зерен нитрида кремния формируются аморфные прослойки Y–Si–Al–O–N, способствующие жидкофазному спеканию. Керамика имеет твердость 17,3 ГПа, трещиностойкость 5,9 МПа·м^{0,5}, предел прочности на изгиб 410 МПа и коэффициент теплопроводности 13,26 Вт/(м·К). Трибологические испытания по схеме «стержень–диск» показали, что с ростом скорости скольжения от 0,3 до 0,8 м/с происходит снижение коэффициента трения от 0,82 до 0,72 и двукратное уменьшение приведенного износа. Это обусловлено сменой доминирующего механизма изнашивания с усталостно-абразивного на трибохимический с формированием оксидных фаз AlTaO₄ и SiO_x–TaO_y. Полученные результаты демонстрируют перспективность разработанной керамики для применения в узлах трения, работающих в условиях высоких контактных нагрузок и скоростей скольжения.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), горячее прессование, карбонитрид тантала, механические свойства, трибология

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

Для цитирования: Потанин А.Ю., Муканов С.К., Зайцев А.А., Швындина Н.В., Левашов Е.А. Структура и свойства керамики Ta(C,N)–Ta₅Si₃–Si₃N₄–SiAlON, полученной методами СВС с твердым источником азота и горячего прессования. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2026;20(3):34–47.
<https://doi.org/10.17073/1997-308X.2026.591P.1092>

Structure and properties of Ta(C,N)–Ta₅Si₃–Si₃N₄–SiAlON ceramics fabricated by SHS using a solid nitrogen source followed by hot pressing

A. Yu. Potanin , S. K. Mukanov, A. A. Zaitsev,
N. V. Shvyndina, E. A. Levashov

National University of Science and Technology “MISIS”
1 Bld, 4 Leninskiy Prosp., Moscow 119049, Russia

 a.potanin@inbox.ru

Abstract. A multiphase precursor powder was synthesized by self-propagating high-temperature synthesis (SHS) using Si₃N₄ as a solid nitrogen source in the Ta–Si₃N₄–C system. Combustion occurred at 1910 °C, and the combustion-front velocity was 1.42 mm/s. The SHS products comprised tantalum carbonitride Ta(C,N), Ta₅Si₃ silicide, and minor amounts of the intermediate phases TaC and Ta₂N. Dense Ta(C,N)–Ta₅Si₃–Si₃N₄–SiAlON ceramics were fabricated by hot pressing in nitrogen with Si₃N₄ and YAG as sintering aids. X-ray diffraction, scanning electron microscopy, and transmission electron microscopy showed a homogeneous microstructure composed of tantalum carbonitride grains (up to 2 μm), Ta₅Si₃ silicide (up to 3 μm), and β-Si₃N₄ (up to 5 μm); amorphous Y–Si–Al–O–N intergranular films formed along silicon nitride grain boundaries and promoted liquid-phase sintering. The ceramics exhibited a hardness of 17.3 GPa, fracture toughness of 5.9 MPa·m^{0.5}, flexural strength of 410 MPa, and thermal conductivity of 13.26 W/(m·K). Pin-on-disk tests showed that increasing the sliding velocity from 0.3 to 0.8 m/s reduced the coefficient of friction from 0.82 to 0.72 and halved the specific wear rate. This behavior was attributed to a shift in the dominant wear mechanism from fatigue–abrasive wear to tribochemical wear, accompanied by the formation of AlTaO₄ and SiO_x–TaO_y oxide phases. These results indicate that the developed ceramics are promising for tribological components subjected to high contact loads and sliding velocities.

Keywords: self-propagating high-temperature synthesis (SHS), hot pressing, tantalum carbonitride, mechanical properties, tribology

Acknowledgements: The 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).

For citation: Potanin A.Yu., Mukanov S.K., Zaitsev A.A., Shvyndina N.V., Levashov E.A. Structure and properties of Ta(C,N)–Ta₅Si₃–Si₃N₄–SiAlON ceramics fabricated by SHS using a solid nitrogen source followed by hot pressing. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2026;20(3):34–47. <https://doi.org/10.17073/1997-308X.2026.591P.1092>

Введение

Разработка новых конструкционных материалов, сочетающих высокую прочность, твердость, сопротивление хрупкому разрушению и устойчивость к воздействию агрессивных сред, является важным направлением материаловедения. Особый интерес представляют керамические композиты на основе тугоплавких нитридов и карбидов переходных металлов для ответственных узлов машиностроения и аппаратов химической промышленности [1–3]. Керамики на основе карбидов и карбонитридов находят применение в узлах трибосопряжения [4–6]. В частности, в работе [6] исследованы керамики Ti(C,N)–Si₃N₄–SiC–SiAlON [7] и TaN–Si₃N₄–Ta₅Si₃–SiAlON [8] с добавками иттрий-алюминиевого граната YAG, полученные методами самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) в режиме фильтрационного горения при давлении азота 60 МПа и горячего прессования СВС-порошка в среде азота. Данные композиты по

износостойкости превосходят промышленные керамики из Al₂O₃ и В₄С [6], что подтверждает их высокий потенциал применения в узлах интенсивного трения (трибосопряжений).

Для получения нитридов методом СВС в качестве реагента обычно используют газообразный азот [7–12], взаимодействие металлов с которым осуществляется в режиме фильтрационного горения в газостатах высокого давления. Основными параметрами, характеризующими процесс, являются давление азота, размер частиц металла-реагента, плотность и размер шихтового брикета. Также известны эксперименты по осуществлению синтеза в жидком азоте [13].

Альтернативным способом получения нитридов является азидная СВС-технология с применением порошка соли азиды натрия (NaN₃) в качестве азотирующего реагента [14]. В этом случае из-за большого количества газообразных побочных продуктов синтеза температура горения уменьшается, и для получения качественного целевого продукта необходимо

максимально увеличить температуру и скорость горения. Так, например, в работе [15] использование азидной технологии СВС позволило получить нитридно-карбидную микро- и нанопорошковую композицию Si₃N₄–SiC с размером частиц карбида кремния от 250 до 400 нм и диаметром волокон нитрида кремния от 100 до 500 нм высокой степени чистоты.

Указанные выше технологии имеют ряд недостатков и ограничений. В первом случае это необходимость применения газостатов высокого давления для реализации фильтрационного горения в послойном режиме, что создает проблемы с точки зрения стабильности, управляемости и безопасности процесса. Во втором случае это использование токсичных и взрывоопасных азидов, что требует особых мер предосторожности при работе с ними. Поэтому исследования возможности применения соединений AlN, BN и Si₃N₄ в качестве твердых источников азота весьма актуальны и позволят создать технологию производства нитридов, исключаящую эксплуатацию газостатов высокого давления и работу с токсичными азидами [16–19]. В частности, использование Si₃N₄ является эффективным способом получения конструкционной керамики на основе нитридов и силицидов различной стехиометрии с высокой термической стабильностью и стойкостью к высокотемпературному окислению. В работе [17] получена керамика на основе TiN–Ti₅Si₃, а в [20] – ZrN–ZrSi₂–(Co) для применения в декорировании и в качестве абразивных материалов; в работах [21; 22] из реакционных смесей Ti–Al–Si₃N₄–C изготовлены композиционные мишени Ti(C,N)–Ti₅Si₃–TiAl₃ для технологии магнетронного напыления [23; 24].

Из литературных данных [17; 25–27] следует, что в волне горения смесей Ta–C образование карбида тантала TaC может протекать как по твердофазной реакции, так и за счет массопереноса углерода к поверхности частиц Ta посредством циркуляции CO и CO₂ по механизму Будуара–Бэлла [25]. В то же время образование нитрида и силицида тантала становится возможным после разложения Si₃N₄, которое при нагреве в условиях СВС происходит при температурах, близких к 1900 °C [17]. При температурах выше 1900 °C возможно формирование карбонитрида тантала Ta(C,N) либо путем азотирования предварительно образовавшегося карбида, либо в результате твердофазного обмена между карбидом и нитридом тантала [26; 27]. Однако, как известно, термодинамическая возможность реакции не гарантирует ее кинетической реализации в волне горения, где определяющую роль играют нагрев, диффузия и фазовые переходы. Прямые экспериментальные подтверждения последовательности стадий в системе Ta–Si₃N₄–C в режиме СВС отсутствуют и требуют специальных исследований (например, методами

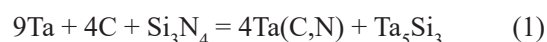
закалки зон реакции), которые не входили в задачу этой работы.

Цель данной работы состояла в получении керамики на основе карбонитрида тантала в системе Ta(C,N)–Ta₅Si₃–Si₃N₄–SiAlON в две стадии: послойное горение реакционных смесей Ta–Si₃N₄–C с твердым источником азота и горячее прессование синтезированного гетерофазного порошка с дисперсными добавками активаторов спекания YAG и Si₃N₄. Важным аспектом исследования являлся анализ фазового состава, структуры, механических, теплофизических и трибологических свойств керамики.

Материалы и методы исследований

В качестве исходных реагентов брали порошки тантала марки ТаП-1 (размер менее 45 мкм, чистота 99,9 %), нитрида кремния β-Si₃N₄ (<22 мкм, 95,0 %), сажи П804-Т (удельная поверхность ~15 м²/г, 98,8 %) и алюмоиттриевого граната Y₃Al₅O₁₂ (YAG) дисперсностью <12 мкм.

Реакционную смесь состава 93,1Ta–3,2Si₃N₄–3,7C (мас. %) готовили в шаровой вращающейся мельнице (ШВМ) со стальными барабанами при скорости вращения 70 мин^{–1} в течение 8 ч. Указанное соотношение компонентов выбрано из расчета образования трехфазного продукта состава 60TaC–17,6TaN–22,4Ta₅Si₃ (мас. %) по реакции



при зашихтовке смеси (мас. %) 60(Ta + C)–40(9Ta + Si₃N₄), позволяющей получить силицид тантала Ta₅Si₃ в количестве, сопоставимом с ранее изученной керамикой TaN–Si₃N₄–Ta₅Si₃ [8].

Синтез осуществляли в СВС-реакторе при давлении аргона 0,6 МПа. Из смеси прессовали цилиндрические брикеты диаметром 30 мм с относительной плотностью 60 %. Горение инициировали с верхнего торца образца вольфрамовой спиралью толщиной 0,6 мм, нагретой пропусканием электрического тока. Для одновременного инициирования по всей поверхности торца образца между ним и спиралью помещали таблетку быстрогорящего состава Ti + 2В. Для определения температуры горения использовалась W–Re-термопара ВР5/ВР20, установленная внутри брикета снизу в отверстии глубиной ~8 мм. Скорость горения измеряли методом скоростной видеосъемки с помощью видеокамеры «Casio Exilim EX-F1» (Casio Computer Co., Ltd, Япония).

Спеки измельчали в планетарной центробежной мельнице «Pulverisette 5» (Dr. Fritsch GmbH, Германия) с полиуретановыми барабанами и шарами из нитрида кремния при частоте вращения 400 об/мин. Гранулометрический состав порошка измеряли мето-

дом лазерной дифракции на приборе «Analysette 22 MicroTec plus» (Dr. Fritsch GmbH, Германия).

В полученный порошок-прекурсор вводили добавки Si₃N₄ (10 мас. %) и YAG (1,67 мас. %). Смесь готовили в планетарной мельнице «Pulverisette 5» в тех же условиях при частоте вращения 250 об/мин. Консолидацию смеси осуществляли методом горячего прессования (ГП) на прессе «DSP-515 SA» (Dr. Fritsch GmbH, Германия) в атмосфере азота при температуре 1750 °С, скорости нагрева 50 °С/мин, давлении 35 МПа и времени изотермической выдержки 10 мин.

Гидростатическую плотность ($P_{\text{гидр}}$) определяли на аналитических весах «AND1 GR-202» (A&D, Япония), истинную плотность ($P_{\text{пик}}$) – на гелиевом пикнометре «АссуРус 1340» (Micromeritics, США). Остаточную пористость ($P_{\text{ост}}$) рассчитывали из соотношения

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

Твердость по Виккерсу (HV) измеряли на твердомере «HVS-50» (TimeGroup, Китай) при нагрузке на индентор 10 и 100 Н. Трещиностойкость рассчитывали по длине трещин, образующихся в углах отпечатка, через уравнение Эванса [28]:

$$K_{\text{Ic}} = 0,16 \left(\frac{d}{2} \right)^2 c^{-1,5} HV_{10}, \quad (3)$$

где d – средняя длина диагоналей отпечатка; c – длина трещин от центра отпечатка; HV_{10} – твердость по Виккерсу.

Предел прочности на изгиб ($\sigma_{\text{изг}}$) определяли на универсальной испытательной машине «LF-100KN» (Walter + Bai AG, Швейцария) на образцах размером 3×4×35 мм по стандарту ISO 14704:2016. Поскольку данная керамика является диэлектриком, образцы вырезали алмазным кругом. Кромки шлифовали и полировали алмазными пастами.

Теплоемкость (C_p) измеряли на приборе «DSC 404 C Pegasus» (NETZSCH, Германия), коэффициент температуропроводности (a) – методом лазерной вспышки на приборе «LFA 457 MicroFlash» (NETZSCH, Германия). Коэффициент теплопроводности (λ) рассчитывали по формуле

$$\lambda = a C_p P_{\text{гидр}} \quad (4)$$

Трибологические испытания полированных образцов в виде дисков диаметром 30 мм выполняли методом измерительного скольжения на автоматизированной машине трения «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. Контртелом служил сертифицированный шарик диаметром 3 мм из спеченного оксида алюминия Al₂O₃. Испытания осуществляли при скоростях скольжения 0,3; 0,6 и 0,8 м/с, нагрузке 5 Н и дистанции 60 тыс. циклов. Для расчета величины приведенного износа определяли объем изношенного материала, для этого применяли оптический профилометр «WYKO NT1100» (Veeco, США). Геометрию пятна износа контртела изучали после испытаний на микроскопе «Axiovert CA25» (Carl Zeiss, Германия).

Структурные исследования и микрорентгено-спектральный анализ выполняли на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) «S-3400N» (Hitachi, Япония) и просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) «JEM-2100» (JEOL, Япония). Оба микроскопа оборудованы рентгеновскими энергодисперсионными спектрометрами (ЭДС). Рентгеноструктурный фазовый анализ (РФА) проводили на дифрактометре «D2 Phaser» (Bruker, США) с использованием CuK_α-излучения ($\lambda = 0,15406$ нм) в геометрии Брегга–Брентано в диапазоне углов $2\theta = 10 \div 120^\circ$ с инкрементом $0,02^\circ$. Для расшифровки рентгеновских спектров применяли программный пакет DiffraC.EVA. Спектры обрабатывали с помощью картотеки JCPDS (International Centre for Diffraction Data), а полуколичественный анализ выполняли методом корундовых чисел. Для оценки стехиометрии карбонитрида Ta(C_xN_{1-x}) использовали кристаллографические карточки PDF 00-035-0801, PDF 01-085-4295 и PDF 00-049-1283 по соединениям TaC, TaC_{0,51}N_{0,49} и TaN соответственно и регрессионное уравнение, связывающее период решетки $a_{\text{Ta(C}_x\text{N}_{1-x})}$ и параметр x :

$$a_{\text{Ta(C}_x\text{N}_{1-x})} = -0,1054x^2 + 0,2204x + 4,34; R^2 = 1. \quad (5)$$

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1 представлена термограмма процесса горения смеси Ta + Si₃N₄ + C, представляющая собой типичный для горения профиль распределения – экзотермический скачок до максимальной температуры горения ($t_r = 1910$ °С) с последующим плавным охлаждением продуктов синтеза за счет теплоотвода в окружающую среду и оснастку реактора. Скорость распространения фронта горения составляет 1,42 мм/с.

Измеренная температура горения оказалась ниже температуры плавления тантала (3017 °С), но сопоставима с температурой разложения Si₃N₄ (1900 °С). Предположительно, образование карбонитрида тан-

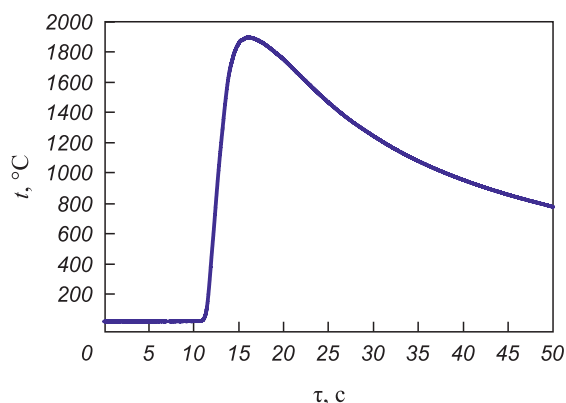
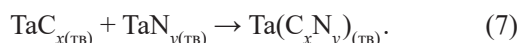
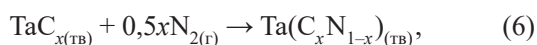


Рис. 1. Температурный профиль волны горения смеси Ta + Si₃N₄ + C

Fig. 1. Temperature profile of the combustion wave for the Ta + Si₃N₄ + C mixture

тала Ta(C,N) при температурах выше 1900 °C может происходить по двум механизмам:



В первом случае (реакция (6)) протекает процесс азотирования, когда атомы азота внедряются в структуру нестехиометрического карбида [26]. Данная реакция относится к типу «твердое–газ», и на

ее протекание оказывают влияние стехиометрия (x) ранее образовавшегося карбида тантала, температура и давление азота [27]. Во втором случае (реакция (7)) может протекать обменная диффузионная твердофазная реакция «твердое–твердое», когда атомы углерода и азота замещают друг друга в кристаллической решетке карбида или нитрида, образуя твердый раствор переменного состава Ta(C_{*x*}N_{*y*}).

Продукты СВС представляли собой рыхлые спеки с пористостью более 50 % и характерным для нитридной керамики золотистым оттенком. На рис. 2, а, б приведены СЭМ-изображения продуктов синтеза. Они состоят из агломератов размером от 5 до 20 мкм (рис. 2, а), имеющих гетерофазное строение с размером субзерен до 2 мкм (рис. 2, б). Агломераты легко разрушаются при механическом воздействии. Гранулометрический состав порошка после измельчения (рис. 2, в) находится в диапазоне от 0,1 до 33 мкм. Распределение частиц по размерам является одномодальным с максимумом, смещенным в область меньших размеров. Интегральные характеристики распределения: средний размер частиц $D_{[4,3]} = 10,96$ мкм; квантили $D_{10} = 3,7$ мкм, $D_{50} = 9,4$ мкм, $D_{90} = 20,0$ мкм.

Согласно данным РФА (рис. 3, а, табл. 1), основной структурной составляющей СВС-порошка является фаза карбонитрида тантала Ta(C_{*x*}N_{*1-x*}) с кубической решеткой (пр. группа *Fm-3m*). Помимо карбонитрида в продуктах синтеза идентифицировано

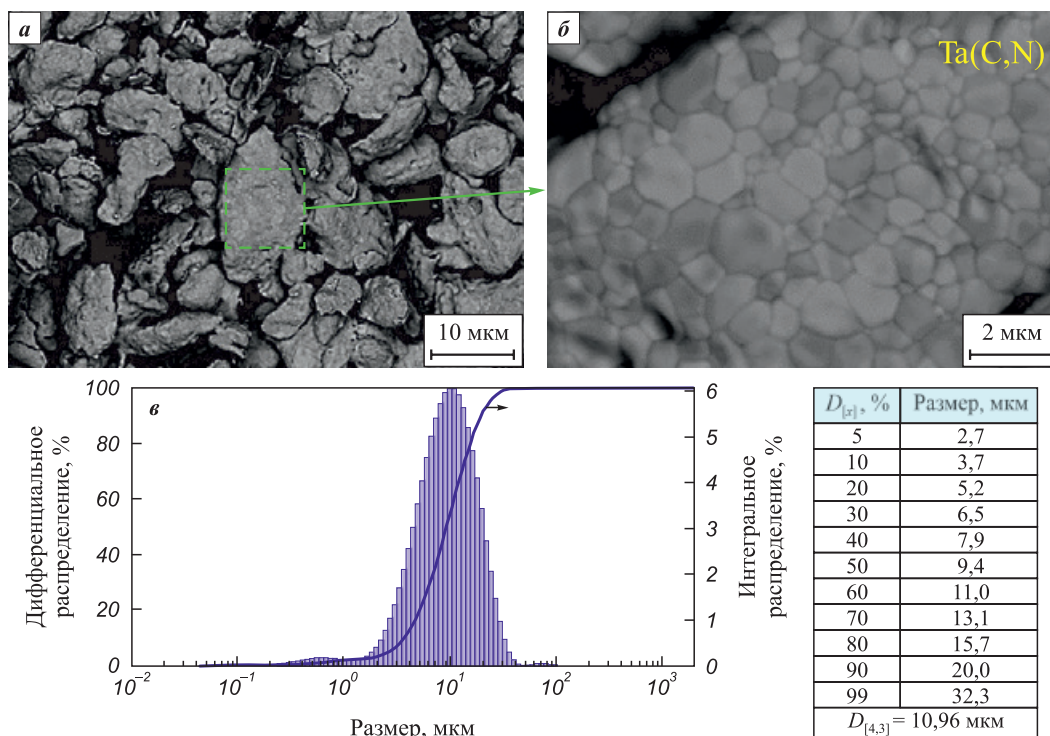


Рис. 2. Морфология СВС-продуктов (а, б), полученных из смеси Ta–Si₃N₄–C, и гранулометрический состав порошка (в)

Fig. 2. Morphology of SHS products (a, б) synthesized from the Ta–Si₃N₄–C mixture and particle size distribution of the powder (в)

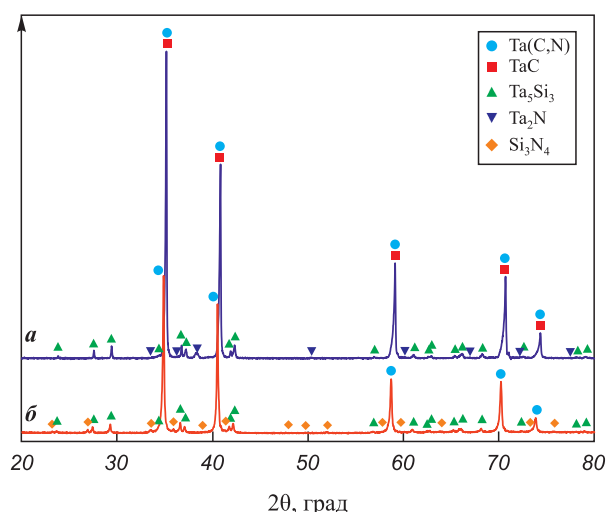


Рис. 3. Дифракционные спектры СВС-порошка (а) и ГП-образца (б)

Fig. 3. XRD patterns of the SHS powder (a) and the hot-pressed sample (b)

15 % силицида Ta₅Si₃ с гексагональной решеткой (пр. группа $P6_3/mc$), 3 % фазы TaC, а также 2 % твердого раствора внедрения Ta₂N с гексагональной решеткой и пр. группой $P6_3/mmc$.

Оценка состава карбонитрида по уравнению (5) на основе экспериментального периода решетки ($a = 0,4415$ нм) дает состав Ta(C_{0,43}N_{0,57}). Однако, если основываться на исходном расчетном соотношении компонентов (60TaC + 17,6Ta₂N, мас. %), то ожидаемый состав карбонитрида при полном взаимном растворении этих фаз должен соответствовать

Ta(C_{0,77}N_{0,23}). Полученный результат указывает на существенное отклонение реальной стехиометрии от ожидаемой.

Подобное расхождение может быть связано с несколькими факторами. Во-первых, зависимость периода решетки от соотношения C/N в карбонитридах тантала может носить нелинейный характер, особенно в области составов, богатых азотом. Во-вторых, рассчитанная по уравнению (5) стехиометрия Ta(C_{0,43}N_{0,57}) предполагает, что сумма C + N в неметаллической подрешетке строго равна 1. В действительности, карбонитрид тантала может быть нестехиометрическим соединением с вакансиями как в подрешетке металлоида (C + N < 1), так и в подрешетке металла (Ta < 1). Образование вакансий любого типа, как правило, приводит к закономерному уменьшению периода кристаллической решетки. Совместное влияние стехиометрических вакансий и соотношения C/N затрудняет однозначное определение состава карбонитрида исключительно по периоду решетки [29]. В связи с этим приведенное значение Ta(C_{0,43}N_{0,57}) следует рассматривать как оценку, полученную в приближении отсутствия вакансий и линейности зависимости период–состав, тогда как реальная кристаллохимическая формула соединения может быть более сложной и включать структурные вакансии.

Для получения компактной керамики СВС-порошок смешивали с добавками Si₃N₄ и YAG. Результаты РФА образца после ГП приведены на рис. 3, б и в табл. 1. Качественный анализ показал, что после консолидации в материале присутствуют

Таблица 1. Результаты полуколичественного РФА и параметры решетки фаз в СВС-порошке и ГП-образце

Table 1. Results of semiquantitative XRD analysis and lattice parameters of the phases in the SHS powder and hot-pressed sample

Фаза Сингония (структурный тип)	Доля, мас. %		Период решетки, нм	
	СВС-порошок	ГП-образец	СВС-порошок	ГП-образец
Ta(C,N) Кубическая ($Fm-3m$)	80	67	$a = 0,4415$	$a = 0,4435$
TaC Кубическая ($Fm-3m$)	3	–	$a = 0,4453$	–
Ta ₅ Si ₃ Гексагональная ($P6_3/mc$)	15	15	$a = 0,7461$ $c = 0,5204$	$a = 0,7464$ $c = 0,5205$
Ta ₂ N Гексагональная ($P6_3/mmc$)	2	–	$a = 0,3076$ $c = 0,4914$	–
β -Si ₃ N ₄ Гексагональная ($P6_3/m$)	–	18	–	$a = 0,7605$ $c = 0,2906$

3 фазы: 67 % кубического карбонитрида тантала *c*-Ta(C,N), 15 % гексагонального силицида *h*-Ta₅Si₃ и 18 % фазы со структурой *P*6₃/*m*, которая может быть идентифицирована как β-Si₃N₄, так и β-SiAlON. Отсутствие на спектре промежуточных фаз TaC и Ta₂N, присутствовавших в СВС-порошке, свидетельствует об их полном дореагировании в процессе горячего прессования с образованием карбонитрида переменного состава. Линии добавки YAG на дифрактограмме также отсутствуют, что, вероятно, связано с его взаимодействием с β-Si₃N₄ и образованием твердых растворов замещения и внедрения типа SiAlON. Эта фаза может быть как рентгено-аморфной, так и кристаллической со следующими типами решеток: α-тригональная, β-гексагональная и О'-орторомбическая [30]. На спектре рис. 3, б отсутствуют линии, соответствующие тригональной фазе α-SiAlON, имеющей пространственную группу *P*3₁*c* и стехиометрию Y_{*x*}Si_{12-(*m*+*n*)}Al_{*m*+*n*}O_{*n*}N_{16-*n*}. Фаза β-SiAlON с точки зрения кристаллической структуры изоморфна β-Si₃N₄ (пространственная группа *P*6₃/*m*) и имеет стехиометрию Si_{6-*z*}Al_{*z*}O_{*z*}N_{8-*z*}, где *z* варьируется от 0 до 4,2. Для оценки стехиометрии β-SiAlON используются следующие линейные зависимости периодов решетки (нм) от параметра *z* [31]:

$$a = 0,7603 + 0,00296z, \quad (8)$$

$$c = 0,2907 + 0,00255z. \quad (9)$$

Параметр *z*, рассчитанный по уравнениям (8) и (9) из периодов решетки *a* и *c*, характеризует степень замещения кремния и азота на алюминий и кислород. При этом принято считать, что при значениях *z* < 0,2 формирующуюся фазу можно рассматривать как практически чистый β-Si₃N₄ с незначительным содержанием алюминия и кислорода в твердом растворе, тогда как при *z* > 0,2 замещение становится кристаллографически значимым и фаза классифицируется как β-SiAlON. В полученной ГП-керамике параметр *z* составляет всего 0,02, что позволяет идентифицировать данную фазу как β-Si₃N₄. В образце после ГП период решетки карбонитрида увеличивается до *a* = 0,4435 нм, что хорошо видно по смещению соответствующих дифракционных линий в сторону меньших углов 2θ. Изменение периода решетки по сравнению с исходным СВС-прекурсором обусловлено диффузионным растворением фаз TaC и Ta₂N, присутствовавших в продуктах СВС, и формированием на их основе карбонитрида с более равновесным составом.

Микроструктура консолидированной керамики исследована методами СЭМ и ПЭМ (рис. 4). На рис. 4, а–в представлены СЭМ-изображения поверхности шлифа ГП-образца, полученные при различных увеличениях в режимах вторичных (SE) (рис. 4, а, б) и обратно-отраженных (BSE) (рис. 4, а, в) электронов. Материал характеризуется плотной однородной микроструктурой без видимых трещин, ско-

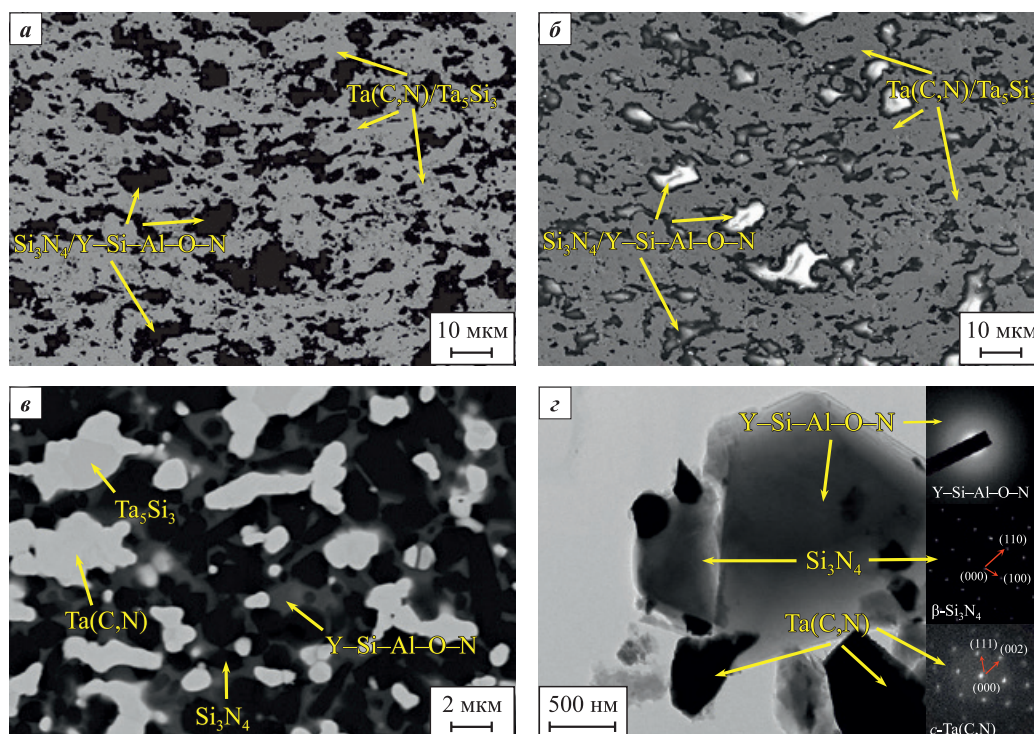


Рис. 4. СЭМ (а–в) и ПЭМ (г) изображения структуры керамики Ta(C,N)–Ta₅Si₃–Si₃N₄–SiAlON

Fig. 4. SEM images (a–c) and TEM image (d) showing the microstructure of Ta(C,N)–Ta₅Si₃–Si₃N₄–SiAlON ceramics

Таблица 2. Физико-механические и теплофизические свойства ГП-керамики Ta(C,N)–Ta₅Si₃–Si₃N₄–SiAlON
Table 2. Physical, mechanical, and thermophysical properties of hot-pressed Ta(C,N)–Ta₅Si₃–Si₃N₄–SiAlON ceramics

$P_{\text{пик}},$ Г/см ³	$P_{\text{гидр}},$ Г/см ³	$P_{\text{ост}},$ %	$HV_1,$ ГПа	$HV_{10},$ ГПа	$K_{1c},$ МПа·м ^{0,5}	$\sigma_{\text{изг}},$ МПа	$C_p,$ Дж/(г·К)	$a,$ мм ² /с	$\lambda,$ Вт/(м·К)
10,29	9,97	3,10	17,3 ± 0,3	16,8 ± 0,2	5,9 ± 0,3	410 ± 10	0,25	5,23	13,26

лов и открытых пор. Светло-серые зерна относятся к фазам c -Ta(C,N) и h -Ta₅Si₃, а темные зерна – к β -Si₃N₄ (рис. 4, а). Детальное исследование структуры ГП-образца при большем увеличении в сочетании с ЭДС выявило, что светло-серая структурная составляющая представляет собой смесь двух фаз – Ta(C,N) и Ta₅Si₃ размером до 2 и 3 мкм соответственно (рис. 4, в). Присутствие силицидной фазы, обладающей более высокой пластичностью по сравнению с карбонитридом, может играть положительную роль в увеличении трещиностойкости композита. Темная структурная составляющая с наименьшей яркостью в BSE-режиме представлена зернами β -Si₃N₄ размером до 5 мкм. Согласно ЭДС-анализу, усредненный состав этих зерен следующий, ат. %: Si – 42,0; Al – 0,4; O – 2,8; N – 54,6; Y – 0,1, что подтверждает их идентификацию как нитрида кремния с незначительным содержанием алюминия и кислорода.

На границах зерен Si₃N₄ наблюдаются тонкие прослойки более светлой фазы (рис. 4, в). Усредненный состав данных областей, ат. %: Si – 35,3; Al – 4,3; O – 30,7; N – 25,8; Y – 3,9. Отсутствие на РФА-спектре данной структурной составляющей позволяет предположить, что данные прослойки представляют собой аморфную фазу Y–Si–Al–O–N [32], формирующуюся в результате взаимодействия добавки YAG с нитридом кремния в процессе ГП. Эти прослойки играют ключевую роль при спекании с исчезающей жидкой фазой, обеспечивая высокую плотность материала. Для подтверждения аморфного состояния этой фазы часть образца была измельчена в порошок и исследована методом просвечивающей электронной микроскопии (рис. 4, з). На ПЭМ-изображении представлены две кристаллические фазы: кубический Ta(C,N) и гексагональный β -Si₃N₄, что подтверждает данные РФА. Отсутствие Ta₅Si₃ связано с локальностью анализа. Наряду с кристаллическими фазами, по аналогии с [7; 8], методом ПЭМ установлена аморфная фаза SiAlON (Y–Si–Al–O–N).

В табл. 2 приведены физико-механические и теплофизические показатели керамики. Плотность 9,97 г/см³ и остаточная пористость 3,1 % достигнуты при температуре горячего прессования 1750 °С, давлении 35 МПа и времени изотермической выдержки 10 мин. Твердость составила 17,3 ГПа при нагрузке 10 Н и 16,8 ГПа при 100 Н. Снижение твердости с ростом нагрузки связано с вкладом хрупкого разрушения в формирование отпечатка при высо-

ких нагрузках, что характерно для керамических материалов. Измеренные значения трещиностойкости (5,9 МПа·м^{0,5}) и предела прочности на изгиб (410 МПа) превосходят аналогичные показатели для керамик на основе Si₃N₄ и SiC [33] и сопоставимы с нитридными и карбонитридными керамиками из порошков, полученных при высоких давлениях азота [7; 8].

Теплофизические измерения показали, что теплоемкость материала составляет 0,25 Дж/(г·К), коэффициент температуропроводности – 5,23 мм²/с, теплопроводности – 13,26 Вт/(м·К). Данные значения типичны для тугоплавких нитридных и карбонитридных композитов. Достигнутый уровень теплопроводности позволит эффективно отводить тепло из зоны трения узлов трибосопряжения.

На рис. 5 построены зависимости коэффициента трения (f) и глубины профилей дорожек износа

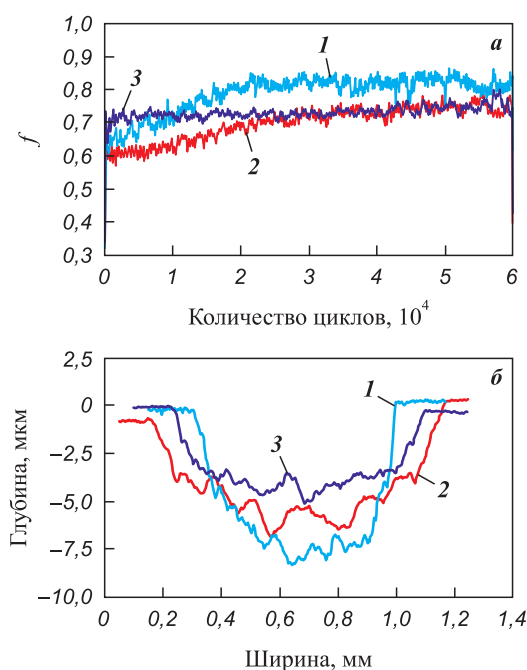


Рис. 5. Изменение коэффициента трения (а) и глубины профилей дорожек износа (б) керамики Ta(C,N)–Ta₅Si₃–Si₃N₄–SiAlON в зависимости от скорости скольжения
 v , м/с: 1 – 0,3; 2 – 0,6; 3 – 0,8

Fig. 5. Friction coefficient (a) and wear-track depth profiles (b) for Ta(C,N)–Ta₅Si₃–Si₃N₄–SiAlON ceramics as functions of sliding velocity
 v , m/s: 1 – 0.3; 2 – 0.6; 3 – 0.8

керамики Ta(C,N)–Ta₅Si₃–Si₃N₄–SiAlON от скорости скольжения в паре с контртелом из Al₂O₃. Видно, что с ростом скорости (v) от 0,3 до 0,8 м/с коэффициент трения снижается от 0,82 до 0,72 (рис. 5, а). При максимальном уровне v зафиксирована минимальная продолжительность периода приработки. Профили дорожек износа (рис. 5, б) демонстрируют уменьшение их глубины с ростом величины v , что согласуется с двукратным снижением приведенного износа от $14,67 \cdot 10^{-6}$ до $7,07 \cdot 10^{-6}$ мм³/(Н·м). Следует отметить, что данные показатели лучше, чем у керамик на основе Al₂O₃ и B₄C, приведенный износ которых меняется от $7 \cdot 10^{-6}$ до $27 \cdot 10^{-6}$ мм³/(Н·м) [6]. При этом они сопоставимы с данными для керамики TaN–Si₃N₄–Ta₅Si₃–SiAlON [6], демонстрирующей близкий уровень коэффициента трения и приведенного износа. Однако в аналогичных условиях трения для керамики Ti(C,N)–Si₃N₄–SiC коэффициент трения находится в диапазоне 0,56–0,67, а приведенный износ достигает $0,57 \cdot 10^{-6}$ мм³/(Н·м).

На рис. 6 показаны типичные СЭМ-изображения дорожек износа керамики Ta(C,N)–Ta₅Si₃–Si₃N₄–SiAlON, сформированных при скорости скольжения 0,3 и 0,8 м/с. При минимальном значении v (рис. 6, а, в) обнаружено развитое межзеренное и внутризеренное разрушение, проявляющееся в выры-

вании зерен Si₃N₄ и SiAlON, а также в хрупком разрушении зерен Ta(C,N). При увеличении скорости до 0,8 м/с в дорожке износа (рис. 6, б, г) наблюдаются подавление процесса вырывания зерен, заполнение впадин продуктами износа, а в продуктах износа – большое количество микроволокон. Подобные продукты износа в виде аморфных волокон были обнаружены в области дорожек износа образцов системы TaN–Si₃N₄–Ta₅Si₃–SiAlON [6].

Для определения фазового состава продуктов износа, сформированных при $v = 0,8$ м/с, проведены дополнительные исследования методом ПЭМ (рис. 7). Картирование демонстрирует равномерное распределение элементов без выраженных сегрегаций. По данным ЭДС, полученных в режиме сканирующего просвечивающего электронного микроскопа (СПЭМ), продукты износа имеют состав, ат. %: О – 45,7; Si – 21,5; Al – 16,6; Ta – 15,3; Y – 0,9. Высокое содержание кислорода указывает на образование оксидов в результате протекания трибохимических реакций. Ограниченные зерна (рис. 7, б) имеют кристаллическую структуру, плоскости которой (рис. 7, в) могут быть отнесены к моноклинной фазе AlTaO₄ (пространственная группа C2/m), тогда как субмикронные волокна (рис. 7, г) имеют аморфную структуру (рис. 7, д). Сопоставляя результаты СПЭМ

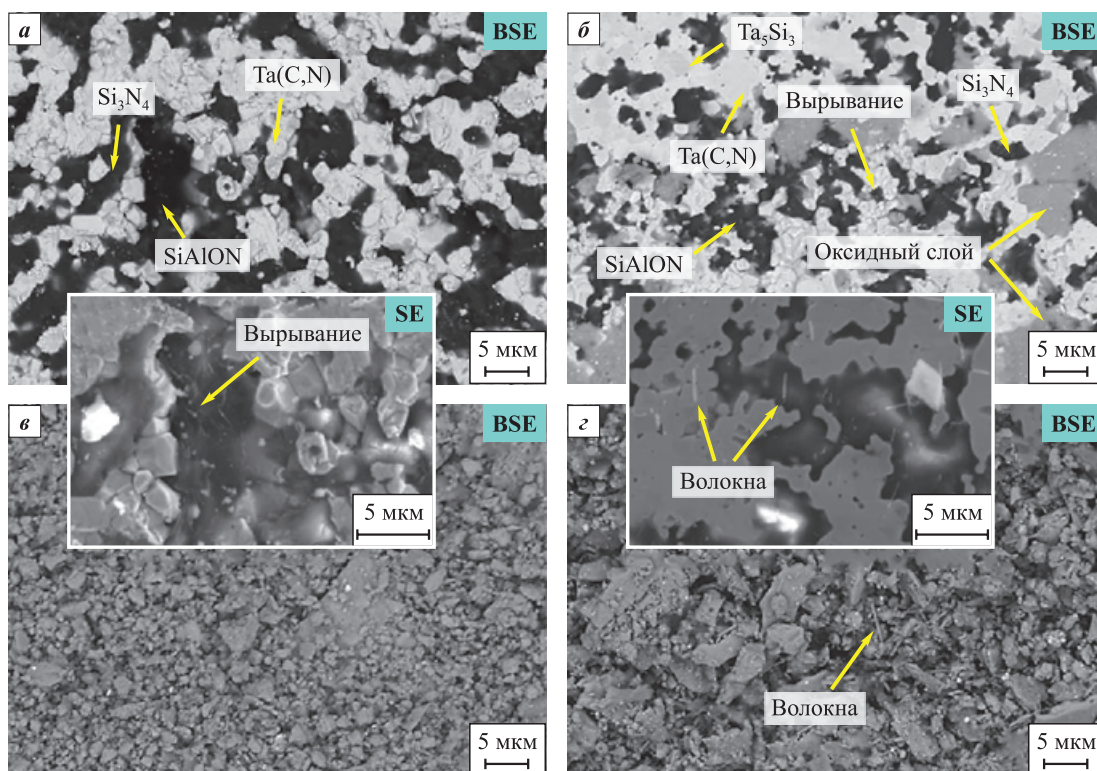


Рис. 6. Типичные СЭМ-изображения во вторичных электронах (SE) и в обратно-отраженных электронах (BSE) дорожек износа Ta(C,N)–Ta₅Si₃–Si₃N₄–SiAlON, сформированных при скоростях 0,3 м/с (а, в) и 0,8 м/с (б, г)

Fig. 6. Secondary-electron (SE) and backscattered-electron (BSE) SEM images of wear tracks on Ta(C,N)–Ta₅Si₃–Si₃N₄–SiAlON ceramics formed at sliding velocities of 0.3 m/s (a, в) and 0.8 m/s (б, г)

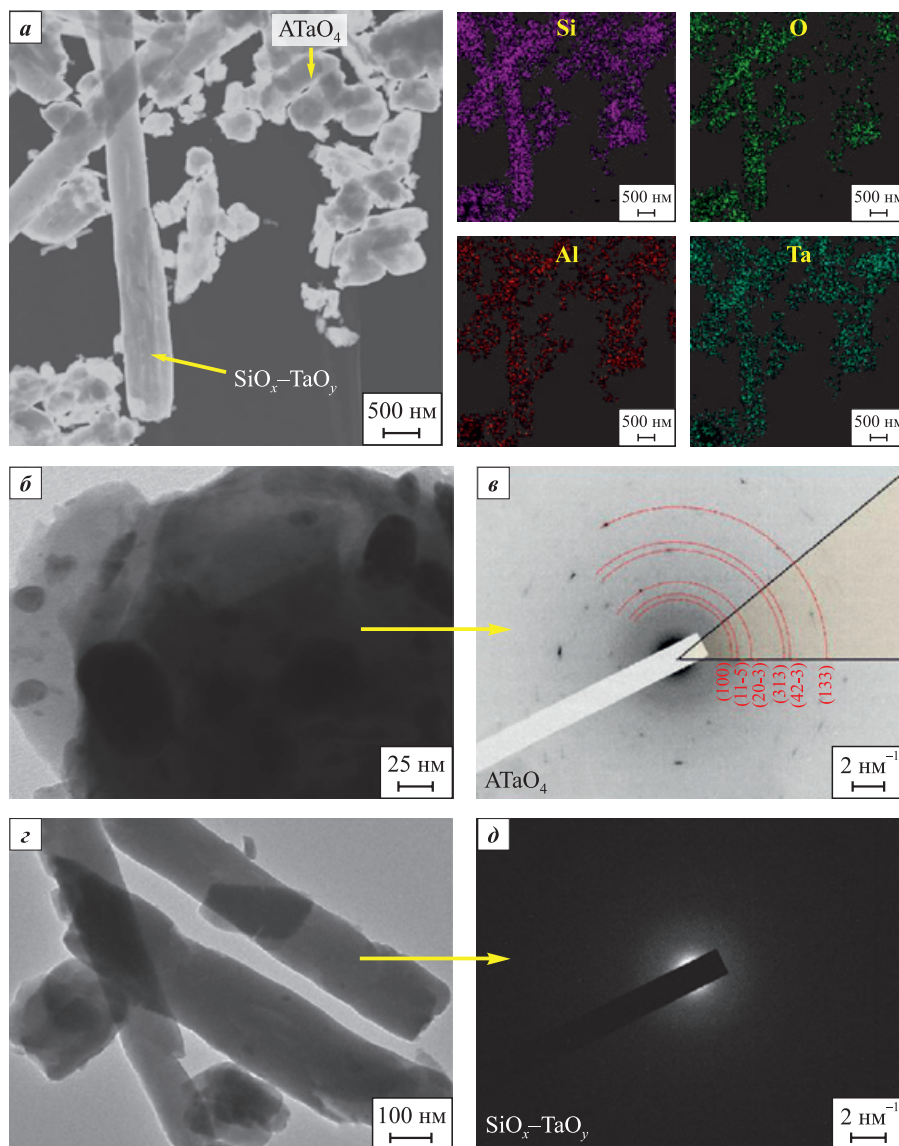


Рис. 7. СПЭМ-изображения и карты распределения элементов продуктов износа керамики Ta(C,N)–Ta₅Si₃–Si₃N₄–SiAlON после испытаний при скорости скольжения 0,8 м/с (а); ПЭМ-изображения ограниченных (б) и волокнистых (з) продуктов износа, а также соответствующие им электронные дифракции (в, д)

Fig. 7. STEM images and elemental maps of wear debris from Ta(C,N)–Ta₅Si₃–Si₃N₄–SiAlON ceramics after testing at a sliding velocity of 0.8 m/s (a); TEM images of faceted (b) and fibrous (z) wear debris and the corresponding electron diffraction patterns (v, d)

с литературными данными [6; 34; 35], можно предположить, что волокна представляют собой соединения типа SiO_x–TaO_y.

Таким образом, в условиях сухого трения трибологическое поведение керамики Ta(C,N)–Ta₅Si₃–Si₃N₄–SiAlON в зависимости от скорости скольжения контролируется доминирующим механизмом износа. При $v = 0,3$ м/с изнашивание протекает преимущественно по усталостно-абразивному механизму, связанному с хрупким разрушением приповерхностного слоя и вырыванием зерен керамической матрицы. Продукты износа вовлекаются в зону трения и интенсифицируют процесс абразивного истирания. Аналогичный механизм наблюдался

у керамики TaC–SiC: при $v = 0,1$ м/с основной вклад в процесс износа вносит вырывание зерен [36].

При увеличении скорости скольжения до 0,8 м/с и выше характер трибологического взаимодействия меняется в результате фрикционного нагрева и трибохимического механизма изнашивания. Аналогично керамике Ti(C,N)–Si₃N₄–SiC [6], изнашивание замедляется в результате формирования оксидных пленок в бороздке износа, ограничивающих механическое взаимодействие между контртелом и керамикой. Для исследуемой керамики показано, что в зоне трения формируются *in situ* оксидные фазы (типа AlTaO₄, SiO_x–TaO_y), характеризующиеся пониженной прочностью сдвига [6; 37]. Образование оксидного слоя

из подобных продуктов приводит к перераспределению контактных напряжений и ограничивает развитие хрупкого разрушения. В результате понижается приведенный износ керамики в 2 раза и наблюдается уменьшение коэффициента трения до 0,72. Подобные механизмы отмечались ранее для нитридных керамик на основе Si₃N₄ [38], в которых высокоскоростное скольжение инициирует формирование защитных оксидных пленок, способных частично компенсировать повреждения поверхности и обеспечивать стабилизацию трения скольжения.

Выводы

1. Методом СВС при использовании твердого источника азота в системе Ta–Si₃N₄–C получен порошок, состоящий из карбонитрида тантала Ta(C,N) (80 мас. %), силицида тантала Ta₅Si₃ (15 мас. %), а также промежуточных фаз TaC и Ta₂N. При горячем прессовании СВС-порошка с добавками Si₃N₄ и YAG происходят дореагирование и формирование плотной керамики состава Ta(C,N)–Ta₅Si₃–Si₃N₄–SiAlON.

2. Керамика имеет высокую химическую и структурную однородность и включает зерна карбонитрида тантала размером до 2 мкм, силицида Ta₅Si₃ – 3 мкм и β-Si₃N₄ – 5 мкм. Методами СЭМ, ПЭМ и ЭДС на границах зерен нитрида кремния установлено образование тонких аморфных прослоек состава Y–Si–Al–O–N, образующихся в результате взаимодействия спекающей добавки YAG с Si₃N₄ через промежуточную жидкую фазу, которая исчезает на заключительном этапе спекания.

3. Полученная гетерофазная керамика имеет твердость 17,3 ГПа, трещиностойкость 5,9 МПа·м^{0,5}, предел прочности на изгиб 410 МПа, коэффициент теплопроводности 13,26 Вт/(м·К) и по совокупности свойств превосходит известные керамики на основе Si₃N₄ и SiC.

4. Проведены трибологические исследования керамики в условиях сухого трения контактных пар керамика–керамика при скоростях скольжения 0,3, 0,6 и 0,8 м/с. Установлено, что с ростом скорости скольжения от 0,3 до 0,8 м/с происходит смена доминирующего механизма изнашивания от усталостно-абразивного к трибохимическому (окислительному), заключающемуся в формировании оксидных соединений типа AlTaO₄ и SiO_x–TaO_y. В результате снижаются приведенный износ в 2 раза и коэффициент трения от 0,82 до 0,72.

Список литературы / References

1. Liu Y., Wang H., Hao J., Cheng Y., Dong S., Hu P., Han W., Zhang X. Key materials for extreme high-temperature environments: Ultra-high-temperature ceramics and their

composites. *Extreme Materials*. 2025;1(1):38–66.
<https://doi.org/10.1016/j.exm.2025.01.001>

2. Gao X., Chen L., Liu R., Wan J., Qin H., Liu Y. Multiscale structure-mechanical property relationship and data-driven design of ultra-high temperature ceramics: A review. *Extreme Mechanics Letters*. 2025;79:102392.
<https://doi.org/10.1016/j.eml.2025.102392>
3. Ammendola M., Kadir N., Ghoshal A., Slapikas R., Wolfe D. Mechanical properties of ultra-high temperature ceramic matrix composites (UHTCMCs): A review. *Ceramics International*. 2025;51(20, Part A):29845–29876.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2025.04.293>
4. Liu C.-C., Huang J.-L. Influence of TiN particles on the wear behavior of silicon nitride-based composites. *Journal of Materials Research*. 2004;19:542–549.
<https://doi.org/10.1557/jmr.2004.19.2.542>
5. Davydchuk N.K., Gadzyra M.P., Tymoshenko Y.G., Pinchuk M.O. Synthesis and consolidation of composite materials in the SiC–Si₃N₄–Si₂N₂O system. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2023;62:459–468.
<https://doi.org/10.1007/s11106-024-00407-7>
6. Mukanov S.K., Petrzhih M.I., Loginov P.A., Shvyndina N.V., Patsera E.I., Levashov E.A. Comparative tribological study of advanced ceramics based on Ti(C,N)–Si₃N₄–SiC and TaN–Si₃N₄ under dry sliding conditions. *Tribology Letters*. 2026;74:14.
<https://doi.org/10.1007/s11249-026-02106-3>
7. Patsera E.I., Pogozhev Yu.S., Akopdzhanian T.G., Levashov E.A. Combustion synthesis and consolidation of Ti(C,N)–Si₃N₄–SiC heterophase ceramic with YAG sintering additives. *Ceramics International*. 2024;50(3, Part A): 4513–4522.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2023.11.185>
8. Pogozhev Yu.S., Patsera E.I., Romanenko B.Yu., Akopdzhanian T.G., Shvindina N.V., Loginov P.A., Levashov E.A. Combustion synthesis in Ta–Si–N system: Macrokinetics, structure formation and consolidation of TaN–Si₃N₄–Ta₅Si₃ ceramics. *Journal of the European Ceramic Society*. 2025;46(1):117707.
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2025.117707>
9. Buinevich V.S., Nepapushev A.A., Moskovskikh D.O., Trusov G.V., Kuskov K.V., Vadchenko S.G., Rogachev A.S., Mukasyan A.S. Fabrication of ultra-high-temperature nonstoichiometric hafnium carbonitride via combustion synthesis and spark plasma sintering. *Ceramics International*. 2020;46(10, Part B):16068–16073.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.03.158>
10. Yeh C.L., Chen Y.D. Direct formation of titanium carbonitrides by SHS in nitrogen. *Ceramics International*. 2005;31(5):719–729.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2004.07.013>
11. Vasilyev D.S., Seplyarskii B.S., Kochetkov R.A., Kovalev D.Yu. Combustion synthesis of ZrCN with different C/N ratios from Zr–C granular mixtures in nitrogen flow. *Ceramics International*. 2025;51(15):19942–19951.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2025.02.160>
12. Han J.-C., Chen G.-Q., Du S.-Y., Wood J.V. Synthesis of Si₃N₄–TiN–SiC composites by combustion reaction under high nitrogen pressures. *Journal of the European Ceramic Society*. 2000;20(7):927–932.
[https://doi.org/10.1016/S0955-2219\(99\)00230-7](https://doi.org/10.1016/S0955-2219(99)00230-7)

13. Concise encyclopedia of self-propagating high-temperature synthesis: History, theory, technology, and products. Eds. I.P. Borovinskaya, A.A. Gromov, E.A. Levashov, Y.M. Maksimov, A.S. Mukasyan, A.S. Rogachev. Elsevier, 2017. 468 p.
14. Амосов А.П., Титова Ю.В., Белова Г.С., Майдан Д.А., Минеханова А.Ф. СВС высокодисперсных порошковых композиций нитридов с карбидом кремния. Обзор. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2022;16(4):34–57.
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2022-4-34-57>
Amosov A.P., Titova Yu.V., Belova G.S., Maidan D.A., Minekhanova A.F. SHS of highly dispersed powder compositions of nitrides with silicon carbide. Review. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2022;16(4):34–57.
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2022-4-34-57>
15. Белова Г.С., Титова Ю.В., Майдан Д.А. Получение нанопорошковой композиции Si₃N₄–SiC при горении смеси «19Si + 6NaN₃ + (NH₄)₂SiF₆ + xC» в режиме СВС. *Современные материалы, техника и технологии*. 2020;5(32):17–24.
<https://doi.org/10.47581/2020/30.10.2020/SMTT/32.5.003>
Belova G.S., Titova Yu.V., Maidan D.A. Preparation of nanopowder composition Si₃N₄–SiC by combustion of the mixture “19Si + 6NaN₃ + (NH₄)₂SiF₆ + xC” in the SHS mode. *Sovremennye materialy, tekhnika i tekhnologii*. 2020;5(32):17–24. (In Russ.).
<https://doi.org/10.47581/2020/30.10.2020/SMTT/32.5.003>
16. Yeh C.L., Teng G.S. Use of BN as a reactant in combustion synthesis of TiN–TiB₂ composites under nitrogen pressure. *Journal of Alloys and Compounds*. 2006;417(1–2):109–115. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2005.09.040>
17. Yeh C.L., Teng G.S. Use of Si₃N₄ as a reactant in preparation of TiN–Ti₅Si₃ composites by solid-state SHS reactions. *Journal of Alloys and Compounds*. 2007;429(1–2):126–132.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.04.016>
18. Wu X., Liu G., Li J., Yang Z., Li J. Combustion synthesis of ZrN and AlN using Si₃N₄ and BN as solid nitrogen sources. *Ceramics International*. 2018;44(10):11914–11917.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.03.200>
19. Paransky Y., Gotman I., Gutmanas E.Y. Reactive phase formation at AlN–Ti and AlN–TiAl interfaces. *Materials Science and Engineering: A*. 2000;277(1–2):83–94.
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00544-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00544-4)
20. Zaki Z.I., Alotaibi S.H., Alhajji B.A., Mostafa N.Y., Amin M.A., Mohsen Q. ZrN/ZrSi₂/Co cermet by combustion synthesis under pressure: Influence of Co addition. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. 2020;29(4):225–232.
<https://doi.org/10.3103/S1061386220040147>
21. Левашов Е.А., Погожев Ю.С., Рогачев А.С., Кочетов Н.А., Штанский Д.В. СВС композиционных мишеней на основе карбонитрида, силицида и алюминиды титана для ионно-плазменного осаждения многофункциональных покрытий. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2010;(3):26–34.
Levashov E.A., Pogozhev Yu.S., Rogachev A.S., Kochetov N.A., Shtansky D.V. Self-propagating high-temperature synthesis of composite targets based on titanium carbonitride, silicide, and aluminide for ion-plasma deposition of multifunctional coatings. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2012;53(1):77–84.
<https://doi.org/10.3103/S1067821212010142>
22. Левашов Е.А., Курбаткина В.В., Пацера Е.И., Погожев Ю.С., Рупасов С.И., Рогачев А.С. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез перспективных керамических материалов для технологий осаждения функциональных наноструктурных покрытий. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2010;(5):27–53.
Levashov E.A., Kurbatkina V.V., Patsera E.I., Pogozhev Yu.S., Rupasov S.I., Rogachev A.S. Self-propagation high-temperature synthesis of promising ceramic materials for deposition technologies of functional nanostructured coatings. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2010;51(5):403–433.
<https://doi.org/10.3103/S106782121005007X>
23. Shtansky D.V., Kuptsov K.A., Kiryukhantsev-Korneev Ph.V., Sheveyko A.N. High thermal stability of TiAlSiCN coatings with “comb” like nanocomposite structure. *Surface and Coatings Technology*. 2012;206(23):4840–4849.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.05.068>
24. Кирюханцев-Корнеев Ф.В., Купцов К.А., Шевейко А.Н., Левашов Е.А., Штанский Д.В. Износостойкие покрытия Ti–Al–Si–C–N, полученные методом магнетронного напыления. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2011;(3):22–27.
Kiryukhantsev-Korneev F.V., Kuptsov K.A., Sheveiko A.N., Levashov E.A., Shtansky D.V. Wear-resistant Ti–Al–Si–C–N coatings produced by magnetron sputtering of SHS targets. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2013;54(4):330–335.
<https://doi.org/10.3103/S106782121304007X>
25. Левашов Е.А., Курбаткина В.В., Рогачев А.С., Кочетов Н.А., Пацера Е.И., Сачкова Н.В. Особенности горения и структурообразования в системе Ti–Ta–C. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2008;(2):25–35.
Levashov E.A., Kurbatkina V.V., Rogachev A.S., Kochetov N.A., Patsera E.I., Sachkova N.V. Characteristic properties of combustion and structure formation in the Ti–Ta–C system. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2008;49(5):404–413.
<https://doi.org/10.3103/S1067821208050179>
26. Zhou S., Zhao W., Xiong W. Microstructure and properties of the cermets based on Ti(C,N). *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2009;27(1):26–32.
<https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2008.01.011>
27. Yeh C.L., Liu E.W. Preparation of tantalum carbonitride by self-propagating high-temperature synthesis of Ta–C system in nitrogen. *Ceramics International*. 2006;32(6):653–658.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2005.04.024>
28. 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>

29. Hu Y.F., Zheng Y.P., Wang J.Y., Zhai W. Phase transition engineering for toughness improvement of Ta(C,N) coating: First-principles calculations. *Journal of the American Ceramic Society*. 2025;108(9):e20700.
<https://doi.org/10.1111/jace.20700>
30. Izhevskiy V.A., Genova L.A., Bressiani J.C., Aldinger F. Progress in SiAlON ceramics. *Journal of the European Ceramic Society*. 2000;20(13):2275–2295.
[https://doi.org/10.1016/S0955-2219\(00\)00039-X](https://doi.org/10.1016/S0955-2219(00)00039-X)
31. Ekström T., Käll P.O., Nygren M., Olsson P.O. Dense single-phase β -sialon ceramics by glass-encapsulated hot isostatic pressing. *Journal of Materials Science*. 1989;24:1853–1861. <https://doi.org/10.1007/BF01105715>
32. Yuquan D., Zishang D., Zhonghua J. Formation and properties of Y–Al–Si–O–N glasses in the grain boundaries of Si₃N₄ ceramics. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 1989;112(1–3):408–412.
[https://doi.org/10.1016/0022-3093\(89\)90563-2](https://doi.org/10.1016/0022-3093(89)90563-2)
33. Перевислов С.Н., Несмелов Д.Д., Томкович М.В. Получение материалов на основе SiC и Si₃N₄ методом высокоимпульсного плазменного спекания. *Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского*. 2013;2(2):107–114.
Perevislov S.N., Nesmelov D.D., Tomkovich M.V. SiC- and Si₃N₄-based materials obtained by spark plasma sintering. *Vestnik Nizhegorodskogo universiteta im. N.I. Lobachevskogo*. 2013;2(2):107–114. (In Russ.).
34. Bondarev A.V., Vorotilo S., Shchetinin I.V., Levashov E.A., Shtansky D.V. Fabrication of Ta–Si–C targets and their utilization for deposition of low friction wear resistant nanocomposite Si–Ta–C–(N) coatings intended for wide temperature range tribological applications. *Surface and Coatings Technology*. 2019;359:342–353.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.12.030>
35. Dong X., Jahanmir S. Wear transition diagram for silicon nitride. *Wear*. 1993;165:169–180.
[https://doi.org/10.1016/0043-1648\(93\)90332-G](https://doi.org/10.1016/0043-1648(93)90332-G)
36. Chen H., Wu Z., Hai W., Liu L., Qin F., Sun X., Luo T., Sun W. Microstructure, mechanical and tribological behaviour of TaC–SiC composites. *Journal of Ceramic Science and Technology*. 2020;12(1):9–18.
<https://doi.org/10.4416/JCST2020-00021>
37. Ren P., Wen M., Zhang K., Du S., Zhang Y., Chen J., Zheng W. Self-assembly of TaC@Ta core-shell-like nanocomposite film via solid-state dewetting: Toward superior wear and corrosion resistance. *Acta Materialia*. 2018;160:72–84.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.08.055>
38. Yin Y., Yan K., Chen F., Zhu Y., Hong J. Tribological properties of graphene/ β -Si₃N₄ whisker reinforced Si₃N₄ ceramic composites. *Ceramics International*. 2023;49(23, Part A):37568–37575.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2023.09.083>

Сведения об авторах



Information about the Authors

Артём Юрьевич Потанин – к.т.н., ст. науч. сотрудник Научно-учебного центра (НУЦ) СВС МИСИС–ИСМАН, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (НИТУ МИСИС)

 **ORCID:** 0000-0002-0835-2137

 **E-mail:** a.potantin@inbox.ru

Самат Куандыкович Муканов – к.т.н., науч. сотрудник НУЦ СВС МИСИС–ИСМАН, НИТУ МИСИС

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

 **E-mail:** smukanov@misiss.ru

Александр Анатольевич Зайцев – к.т.н., доцент кафедры порошковой металлургии и функциональных покрытий (ПМИФП) НИТУ МИСИС, ст. науч. сотрудник НУЦ СВС МИСИС–ИСМАН

 **ORCID:** 0000-0001-6934-9137

 **E-mail:** aazaitsev@bk.ru

Наталия Владимировна Швындина – вед. инженер НУЦ СВС МИСИС–ИСМАН

 **ORCID:** 0000-0002-4662-544X

 **E-mail:** natali19-03@list.ru

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

 **ORCID:** 0000-0002-0623-0013

 **E-mail:** levashov@shs.misis.ru

Artem Yu. Potanin – Cand. Sci. (Eng.), Senior Research Scientist, Educational Center of Self-Propagating High-Temperature Synthesis (SHS-Center) of MISIS–ISMAN, National University of Science and Technology “MISIS” (NUST MISIS)

 **ORCID:** 0000-0002-0835-2137

 **E-mail:** a.potantin@inbox.ru

Samat K. Mukanov – Cand. Sci. (Eng.), Research Scientist, SHS-Center of MISIS–ISMAN, NUST MISIS

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

 **E-mail:** smukanov@misiss.ru

Alexandr A. Zaitsev – Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor, Department of Powder Metallurgy and Functional Coatings (PM&FC) of NUST MISIS; Senior Research Scientist, SHS-Center of MISIS–ISMAN

 **ORCID:** 0000-0001-6934-9137

 **E-mail:** aazaitsev@bk.ru

Nataliya V. Shvyndina – Lead Engineer, SHS-Center of MISIS–ISMAN

 **ORCID:** 0000-0002-4662-544X

 **E-mail:** natali19-03@list.ru

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

 **ORCID:** 0000-0002-0623-0013

 **E-mail:** levashov@shs.misis.ru

Вклад авторов



Contribution of the Authors

А. Ю. Потанин – написание текста статьи, визуализация, проведение термодинамических расчетов, проведение экспериментов по синтезу порошков и консолидация образцов, определение механических и теплофизических свойств образцов.

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

А. А. Зайцев – анализ фазового состава образцов, проведение ПЭМ исследований.

Н. В. Швындина – проведение исследований методами СЭМ и ЭДС.

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

A. Yu. Potanin – prepared the manuscript and visualized the data; performed thermodynamic calculations and powder synthesis experiments; consolidated the samples; and evaluated their mechanical and thermophysical properties.

S. K. Mukanov – prepared the manuscript and visualized the data; conducted tribological tests; and discussed the results.

A. A. Zaitsev – analyzed the phase composition and performed TEM studies.

N. V. Shvyndina – performed SEM and EDS studies.

E. A. Levashov – developed the overall concept and revised the manuscript and conclusions.

Статья поступила 23.03.2026 г.
Доработана 21.04.2026 г.
Принята к публикации 23.04.2026 г.

Received 23.03.2026
Revised 21.04.2026
Accepted 23.04.2026