



УДК 621.762

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-2-61-70>Научная статья
Research article

Использование порошков SiC и Ti для электроискрового нанесения металлокерамических покрытий на титановый сплав Ti6Al4V

А. А. Бурков¹ , С. В. Николенко¹, Н. А. Шельменок²¹Хабаровский федеральный исследовательский центр Дальневосточного отделения
Российской академии наук

Россия, 680042, г. Хабаровск, ул. Тихоокеанская, 153

²Дальневосточный государственный медицинский университет

Россия, 680000, г. Хабаровск, ул. Пушкина, 29

 burkovalex@mail.ru

Аннотация. Исследовано влияние соотношения порошков карбида кремния и титана, вносимых в электрод, на характер электроискрового осаждения и свойства металлокерамических Ti–Si–C-покрытий на титановом сплаве Ti6Al4V. Показано монотонное снижение привеса катода с ростом концентрации SiC в электроде. Толщина приготовленных покрытий находилась в диапазоне от 44,7 до 54,6 мкм. Установлено, что карбид кремния взаимодействует с расплавом титана в условиях низковольтного электрического разряда с образованием фаз карбида титана (TiC) и силицида титана (Ti₅Si₃). В структуре покрытий наблюдаются кристаллиты TiC и Ti₅Si₃, а также небольшое количество включений исходного SiC. Показано, что включения SiC обладают слабой адгезией к α-Ti. С ростом концентрации SiC в электроде содержание углерода и кремния в покрытиях монотонно повышалось. Все покрытия обладали высокой гидрофобностью с углами смачивания водой >120°. Микротвердость покрытий находилась в диапазоне от 9,2 до 12,2 ГПа. Коэффициент трения приготовленных Ti–Si–C-покрытий был ниже по сравнению с титановым сплавом. Наибольшей твердостью и износостойкостью обладало покрытие, осажденное при содержаниях порошков карбида кремния и титана соответственно 40 и 60 об. %. Его использование позволяет повысить износостойкость деталей из сплава Ti6Al4V в 30 раз.

Ключевые слова: электроискровое легирование, сплав Ti6Al4V, SiC

Благодарности: Настоящее исследование выполнено в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00399-25-04.

Для цитирования: Бурков А.А., Николенко С.В., Шельменок Н.А. Использование порошков SiC и Ti для электроискрового нанесения металлокерамических покрытий на титановый сплав Ti6Al4V. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2026;20(2):61–70. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-2-61-70>

Use of SiC and Ti powders for electrospark deposition of cermet coatings on Ti6Al4V titanium alloy

A. A. Burkov¹, S. V. Nikolenko¹, N. A. Shelmenok²

¹ Khabarovsk Federal Research Center of the Far Eastern Branch of the Russian Academy of Sciences

153 Tikhookeanskaya Str., Khabarovsk 680042, Russia

² Far Eastern State Medical University

29 Pushkin Str., Khabarovsk 680000, Russia

✉ burkovalex@mail.ru

Abstract. The effect of SiC-to-Ti powder ratio in the electrode on electrospark deposition and the properties of Ti–Si–C cermet coatings on Ti6Al4V titanium alloy was investigated. Cathode mass decreased monotonically with increasing in SiC content in the electrode. The resulting coatings were 44.7–54.6 μm thick. Under low-voltage electrical discharge conditions, silicon carbide reacted with titanium melt to form titanium carbide (TiC) and titanium silicide (Ti₅Si₃). The coating structure contained TiC and Ti₅Si₃ crystallites, together with a small amount of SiC residual inclusions. The SiC inclusions exhibited poor adhesion to α-Ti. The carbon and silicon contents of the coatings increased monotonically with increasing SiC content in the electrode. All coatings were highly hydrophobic, with water contact angles exceeding 120°. Their microhardness ranged from 9.2 to 12.2 GPa. The Ti–Si–C coatings had lower coefficients of friction than the uncoated titanium alloy. The coating deposited using an electrode powder mixture containing 40 vol. % SiC and 60 vol. % Ti had the highest hardness and wear resistance. This coating increased the wear resistance of Ti6Al4V alloy components by a factor of 30.

Keywords: electrospark deposition, Ti6Al4V alloy, SiC

Acknowledgements: This research was carried out within the framework of the state assignment of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation No. 075-00399-25-04.

For citation: Burkov A.A., Nikolenko S.V., Shelmenok N.A. Use of SiC and Ti powders for electrospark deposition of cermet coatings on Ti6Al4V titanium alloy. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2026;20(2):61–70.

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-2-61-70>

Введение

Титановый сплав Ti6Al4V характеризуется высокой удельной прочностью, коррозионной стойкостью и биосовместимостью. На его долю приходится около 50 % всего мирового производства титана [1]. Сплав с 1950 г. доминирует в аэрокосмической промышленности при проектировании тяжело нагруженных конструкций планеров, реактивных двигателей, газовых турбин и т.д. Биомедицинские применения титанового сплава включают протезные имплантаты (например, при замене плечевого или локтевого суставов), ортопедические и зубные имплантаты, включая тканевую инженерию, кардиостимуляторы, интраокулярные линзы и стенты [2].

Ключевой проблемой, ограничивающей долговечность титанового сплава, являются низкая износостойкость, низкая теплопроводность и склонность к деформационному упрочнению [3]. Титановый сплав Ti6Al4V обладает низкой поверхностной твердостью (около 350 HV), что делает его подверженным абразивному и адгезионному износу. При сухом трении на поверхности сплава образуется оксидный слой, который легко удаляется путем отслаивания и не обеспечивает защиты нижележащих слоев [4]. Кроме того, титановый сплав Ti6Al4V характеризуется огра-

ниченной жаростойкостью при длительном воздействии температур выше 400–500 °С. При температурах свыше 700–800 °С наблюдается интенсивное окисление с образованием хрупкого кислородонасыщенного слоя и отслаиванием оксидной пленки, что приводит к ухудшению механических свойств сплава [5]. Для решения этих проблем и придания ему новых свойств на титановый сплав наносят защитные покрытия.

Карбид кремния (SiC) представляет собой тугоплавкое соединение, которое находит применение в разных областях – от абразивных материалов и керамики до силовой электроники и биотехнологий [6]. Карбид кремния является одним из наиболее часто используемых материалов для защитных покрытий благодаря своей стойкости к перепадам температур, высокой коррозионной стойкости и хорошей износостойкости при высоких температурах в окислительной среде [7–9]. Высокая теплопроводность (120–50 Вт/(м·К)) в сочетании с низким коэффициентом термического расширения ((4,0÷4,5)·10⁻⁶ K⁻¹) придает карбиду кремния исключительную стойкость к термическому удару [10]. На воздухе при температурах выше 1200 °С на поверхности карбида кремния образуется оксидная пленка (SiO₂), которая замедляет дальнейшее окисление и позволяет использовать материал до 1600 °С [11].

Покрyтия из карбида кремния увеличивают микротвердость поверхности титанового сплава Ti6Al4V в 2–3 раза, что приводит к улучшению износостойкости титанового сплава за счет образования твердых фаз (таких, как TiC и силициды), которые действуют как армирующие фазы и уменьшают износ [12; 13]. Эти покрывания демонстрируют низкий коэффициент трения и стабильное поведение при высоких нагрузках [14]. Они обладают высокой термической стабильностью и огнеупорностью, выдерживая температуры до 1600–1800 °C в инертных атмосферах [10; 11; 15]. Покрывания обеспечивают низкий коэффициент трения и стабильное поведение при высоких нагрузках [14]. В работе [10] показано, что покрывания на основе карбида кремния демонстрируют высокую стойкость к коррозии в агрессивных средах. Так, при испытаниях в физиологическом растворе при $t = 87$ °C покрывания показали полную стабильность в течение 112 дней [10]. Высокая жаростойкость покрываний на основе карбида кремния на титановом сплаве объясняется образованием плотного сплошного слоя оксида кремния (SiO₂). Этот стеклообразный слой замедляет дальнейшую диффузию кислорода к защищаемой подложке, обеспечивая длительную защиту [16; 17].

В настоящее время карбид кремния наносят на титановый сплав лазерной наплавкой [18] и газопламенным напылением [9; 19–21].

Современные методы обработки металлических поверхностей включают электроискровое легирование (ЭИЛ), которое позволяет создавать поверхностные структуры с уникальными физическими, механическими и функциональными свойствами на наномасштабе [22; 23]. Этот метод основан на явлении электрической эрозии и переносе материала анода на катод (подложку) во время протекания импульсных разрядов в газовой среде. Благодаря большому перечню материалов, которые могут быть использованы в ЭИЛ (любые проводящие материалы), и участию межэлектродной среды в процессе формирования поверхностных слоев, этот метод может широко изменять механические, тепловые, электрические, термоэмиссионные и другие свойства рабочих поверхностей деталей [24].

Применение нелокализованного электрода (НЭ) для ЭИЛ обеспечивает автоматизацию процесса нанесения покрывания, в том числе на сложнопрофильные детали, и позволяет использовать порошки в качестве основного компонента покрывания. В предшествующей работе получены Ti–WC-покрывания с высокой долей керамики с помощью НЭ, состоящего из титановых гранул и порошка WC [25]. Были проведены предварительные исследования, где НЭ был получен из титановых гранул и порошка SiC, однако в этом случае привес подложки не наблюдался из-за высо-

кого удельного сопротивления порошка карборунда (7,575 кОм·м) [26]. Для преодоления этого ограничения к порошку SiC был добавлен порошок титана, что позволило добиться стабильного привеса катода.

Целью данной работы являлось установление оптимального соотношения порошков SiC и титана в нелокализованном электроде при электроискровом нанесении покрываний на титановый сплав Ti6Al4V.

Методика эксперимента

Покрывания осаждались на цилиндрическую подложку ($d = 12$ мм, $h = 10$ мм) из титанового сплава Ti6Al4V. Генератор силовых импульсов IMES-40 вырабатывал импульсы тока прямоугольной формы амплитудой 150 А при напряжении 45 В длительностью 500 мкс с частотой 100 Гц. В рабочий объем контейнера подавался защитный газ – аргон – со скоростью 5 л/мин. Подложка подключалась к отрицательному полюсу генератора импульсов, а контейнер – к положительному. Нелокализованный электрод представлял собой цилиндрический контейнер из титанового сплава Ti6Al4V, заполненный титановыми гранулами и порошками карбида кремния и титана в различных соотношениях (табл. 1). Порошок карбида кремния (ГОСТ 26327-84) чистотой 99 % имел размер частиц в диапазоне от 14 до 20 мкм (рис. 1). Гранулы изготавливались путем нарезания титановой проволоки (ВТ1-00) диаметром $4 \pm 0,5$ мм на цилиндры длиной 4 ± 1 мм.

Фазовый состав порошка карборунда и покрываний исследовали с применением рентгеновского дифрактометра ДРОН-7 (НПП «Буревестник», Россия) в CuK_α -излучении. Структуру поперечных сечений покрываний изучали с помощью растрового электронного микроскопа (СЭМ) «Vega 3 LMN» (Tescan, Чехия), оснащенного энергодисперсионным спек-

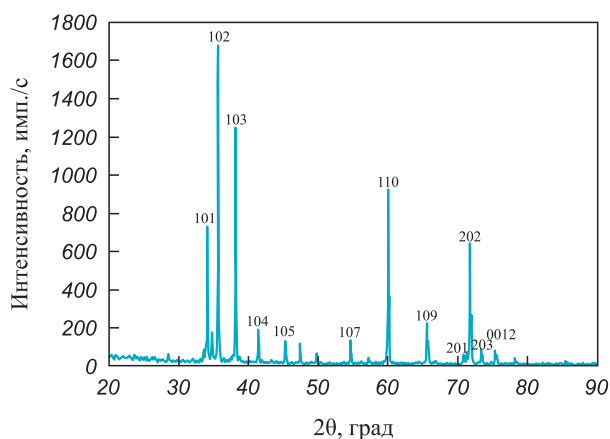


Рис. 1. Результаты рентгенофазового анализа порошка карбида кремния

Fig. 1. XRD patterns of silicon carbide powder

Таблица 1. Состав НЭ и обозначение покрытий
Table 1. Composition of the nonlocalized electrode and coating designations

Обозначение покрытий	Доля гранул VT1-00, об. %	Доля порошков SiC и Ti, об. %	Соотношение порошков SiC и Ti, об. %	
			SiC	Ti
SiC20	90	10	20	80
SiC40			40	60
SiC60			60	40

рометром (ЭДС) «INCA Energy» (Oxford Instruments, Великобритания).

Шероховатость поверхности покрытий по критерию R_a была измерена на профилометре 296 (СССР). Углы смачиваемости поверхности покрытий дистиллированной водой (УСВ) определяли методом «лежащей капли» при $t = 25\text{ }^\circ\text{C}$ [27; 28]. Для вычисления свободной поверхностной энергии (СПЭ) покрытий также были проведены измерения углов смачиваемости муравьиной кислотой и 6М раствором NaCl.

Микротвердость определяли по методу Виккерса с помощью микротвердомера ПМТ-3М (ОАО «ЛОМО», Россия) при нагрузке 1,96 Н. Выдержка под нагрузкой составляла 12 с.

Трибологические испытания образцов проводили по схеме «штифт на диске» [29–31] с частотой 3 об/с при нагрузке 25 Н в течение 10 мин. Диски ($d = 50\text{ мм}$) из быстрорежущей стали Р6М5 (60 HRC) применялись в качестве контртела. Коэффициент трения был измерен в процессе испытания на износ с использованием бесконтактного динамического датчика момента вращения М40-50 (Беларусь).

Жаростойкость исследовали в циклическом режиме при температуре $900\text{ }^\circ\text{C}$. Образцы помещались в разогретую муфельную печь и после $\sim 6\text{ ч}$ выдержки перекладывались в эксикатор до полного остывания, а затем взвешивались. В процессе испытания образцы находились в корундовых тиглях, чтобы избежать потерь отслоившейся окалины. Общее время испытания составляло 100 ч. Изменение массы образцов фиксировали с использованием лабораторных весов с чувствительностью 0,1 мг.

Результаты и их обсуждение

В процессе электроискровой обработки возникают электрические разряды между гранулами и подложкой, в результате чего происходит выброс жидкого материала гранул с осаждением на подложку, что сопровождается захватом частиц порошка и вовлечением их в процесс формирования покрытий на сплаве Ti6Al4V. Как показано на рис. 2, а, с ростом времени обработки наблюдается увеличение массы подложки. На кривых можно выделить два периода с различной скоростью привеса: в первые 4 мин обработки скорость привеса максимальна, а в дальнейшем она снижается. Это объясняется тем, что в начальный период обработки поверхность катода не затронута электрическими разрядами, а затем, когда вся она покрыта следами разрядов, скорость привеса уменьшается, поскольку состав поверхности электродов становится близким.

Рентгеновские дифрактограммы приготовленных покрытий показаны на рис. 2, б. Фазовый состав покрытий включает силицид титана Ti_5Si_3 , карбид титана TiC, α -Ti и небольшое количество исходного

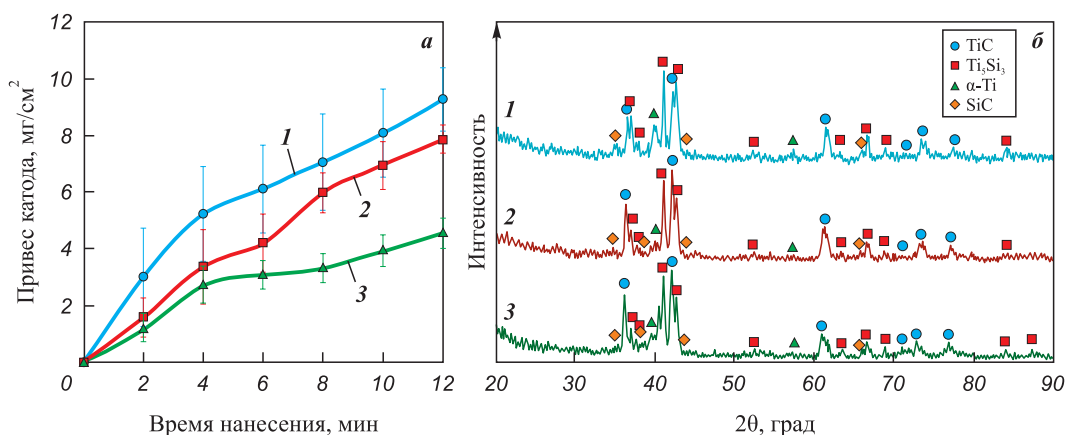


Рис. 2. Кинетика привеса катода в процессе ЭИЛНЭ (а) и результаты рентгенофазового анализа приготовленных покрытий (б)

1 – SiC20, 2 – SiC40, 3 – SiC60

Fig. 2. Cathode mass gain during electrospark deposition using a nonlocalized electrode (a) and XRD patterns of the resulting coatings (b)

1 – SiC20, 2 – SiC40, 3 – SiC60

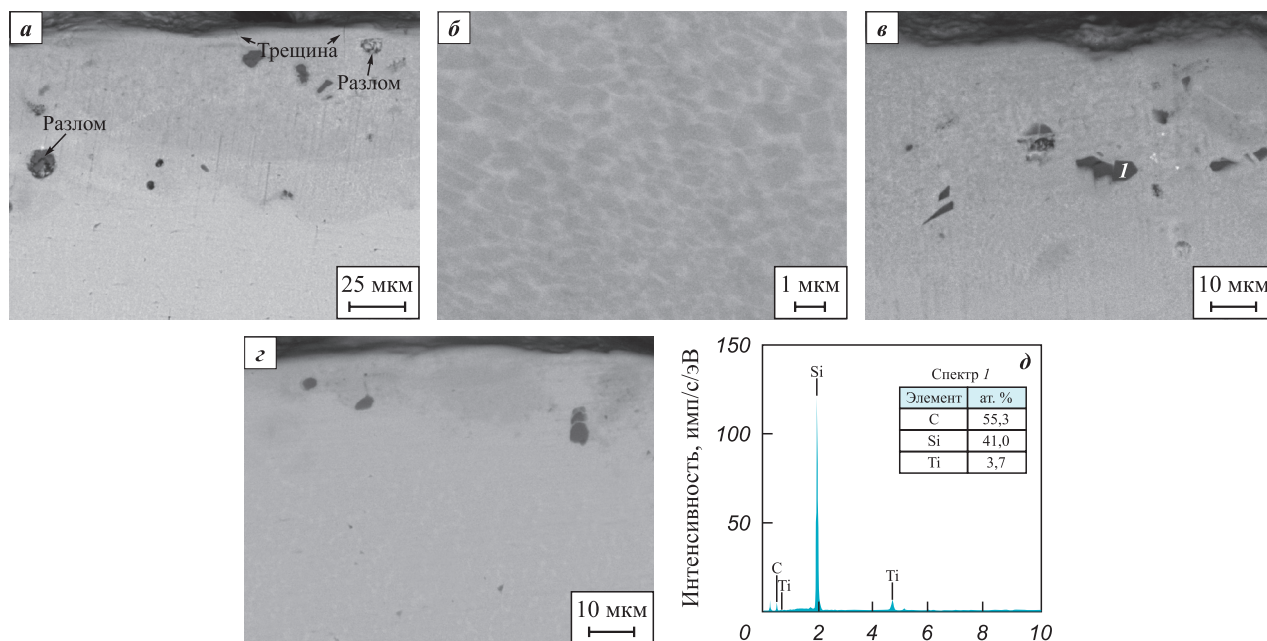
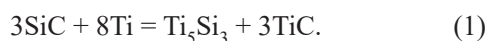


Рис. 3. СЭМ-изображения поперечного сечения покрытий SiC20 (а, б), SiC40 (в), SiC60 (г) и ЭДС-спектр темного включения из рис. 3, в

Fig. 3. SEM images of cross sections of the SiC20 (a, б), SiC40 (в) and SiC60 (г) coatings and the EDS spectrum of the dark inclusion shown in Fig. 3, в

карбида кремния. Присутствие силицида и карбида титана указывает на активное взаимодействие карбида кремния с расплавом титана в условиях электрического разряда согласно реакции



Таким образом, покрытия соответствуют металло-керамическому композиту, где роль матрицы выполняет α-Ti, а силицид титана, карбиды титана и кремния являются армирующими фазами. С ростом добавки порошка SiC в электрод суммарная концентрация армирующих фаз изменяется слабо – от 84 до 88,2 об. % (табл. 2).

Изображения структуры поперечного сечения покрытий показаны на рис. 3, а–г. Средние значения толщины покрытий находятся в диапазоне от 44,7 до 54,6 мкм с максимумом у образца SiC40 и мини-

мумом у SiC60. В структуре покрытий наблюдаются темные включения карбида кремния (рис. 3, д). На поверхности покрытий присутствуют неглубокие поперечные трещины и следы выкрашивания включений SiC в процессе подготовки шлифов. Последнее указывает на слабую адгезию карбида кремния к титановой матрице. Микроструктура покрытий представлена ячеистыми кристаллитами фаз Ti₅Si₃ и TiC (рис. 3, б), которые могут являться столбчатыми кристаллитами, растущими параллельно плоскости покрытия.

Результаты ЭДС-анализа химического состава покрытий показаны на рис. 4, а–в. В составе покрытий ожидаемо преобладает титан – его высокие концентрации обусловлены вовлечением порошка титана в покрытие и плавлением титановой подложки [31]. Поскольку из подложки в покрытие вместе с титаном переходил алюминий, то можно оценить долю титана, перешедшего в покрытие из подложки. Оценка показала, что только около трети титана в покрытии – из подложки, тогда как две трети попало в покрытие из титанового порошка. Это согласуется с обнаруженной ранее закономерностью, что порошковые компоненты гораздо активнее участвуют в формировании покрытия по сравнению с объемными электродами в условиях ЭИЛНЭ [32]. Во всех покрытиях концентрации углерода и кремния были близкими. С ростом добавки порошковой смеси в электрод концентрации элементов углерода и кремния в покрытиях монотонно увеличивались (рис. 4, г).

Таблица 2. Результаты полуколичественного рентгенофазового анализа покрытий

Table 2. Results of semiquantitative XRD analysis of the coatings

Образец	Концентрация фаз, об. %				Концентрация армирующих фаз, об. %
	Ti ₅ Si ₃	TiC	α-Ti	SiC	
SiC20	57	15	16	12	84
SiC40	48	35	12	5	88
SiC60	54	25	14	7	86

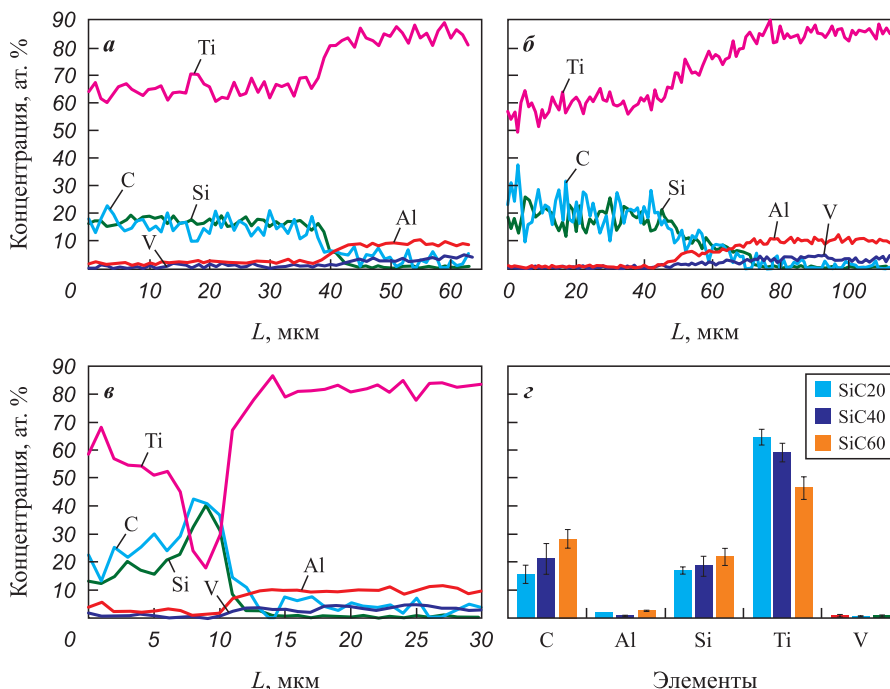


Рис. 4. ЭДС-анализ сечения покрытий SiC20 (а), SiC40 (б), SiC60 (в) и средние значения концентраций элементов в покрытиях (z)

Fig. 4. EDS analysis of cross sections of the SiC20 (a), SiC40 (b), SiC60 (c) coatings and mean elemental concentrations in the coatings (z)

Шероховатость поверхности Ti–Si–C-покрытий имела близкие значения: 6,5–7,1 мкм (табл. 3). Смачиваемость покрытий определялась по краевому углу смачивания дистиллированной водой, который находился в диапазоне от 124,2° до 126,3°. Из-за низкой свободной поверхностной энергии (34,9–36,4 мДж/м²) приготовленные покрытия являлись гидрофобными [33]. Значения УСВ титанового сплава составили 58,6 ± 4,7°. Таким образом, применение покрытий Ti–Si–C значительно повышает гидрофобность деталей из титанового сплава, что позволяет сократить накопление загрязнений на их поверхности.

На рис. 5, а показаны результаты испытания образцов титанового сплава Ti6Al4V с покрытиями Ti–Si–C на циклическую жаростойкость при температуре 900 °С. Привес образцов обусловлен тем, что кислород вступает в реакцию с титаном с образованием рутила, и фактически величины привеса равны массе кислорода, вступившего в эту реакцию,

как показано на рис. 5, б. После 7 ч испытаний привес образцов с покрытиями был ниже по сравнению со сплавом Ti6Al4V. Однако после 14 ч испытаний образцы SiC20 и SiC40 стали активно набирать массу, что указывает на деградацию покрытия. По прошествии 100 ч высокотемпературной выдержки привес данных образцов был даже выше, чем у титанового сплава. Привес покрытия SiC60 за 100 ч составил 529 г/м², что на 26 % меньше, чем у сплава Ti6Al4V (717 мг/м²). Однако скорость окисления образца SiC60 в интервале 20–100 ч была примерно такая же, как и у сплава без покрытия. Ранее было показано, что жаростойкость Ti–Si-покрытий при $t = 900\text{ °C}$ была от 7 до 18 раз выше по сравнению со сплавом Ti6Al4V за счет формирования барьерного слоя SiO₂, затрудняющего диффузию кислорода в покрытие [32]. Присутствие углерода, который окислялся и покидал покрытие, делало окалину более рыхлой, и под действием термомеханических нагрузок нагрева/охлаждения окалина откалывалась

Таблица 3. Толщина, шероховатость и смачиваемость покрытий

Table 3. Thickness, roughness, and wettability of the coatings

Образец	Толщина, мкм	Шероховатость, мкм	УСВ, град	СПЭ, Дж/м ²
SiC20	48,8 ± 8,7	6,51 ± 1,57	125,6 ± 1,7	36,0 ± 24,8
SiC40	54,6 ± 8,6	7,08 ± 1,54	126,3 ± 1,8	34,9 ± 23,6
SiC60	44,7 ± 6,3	6,6 ± 1,43	124,2 ± 1,6	36,4 ± 21,5

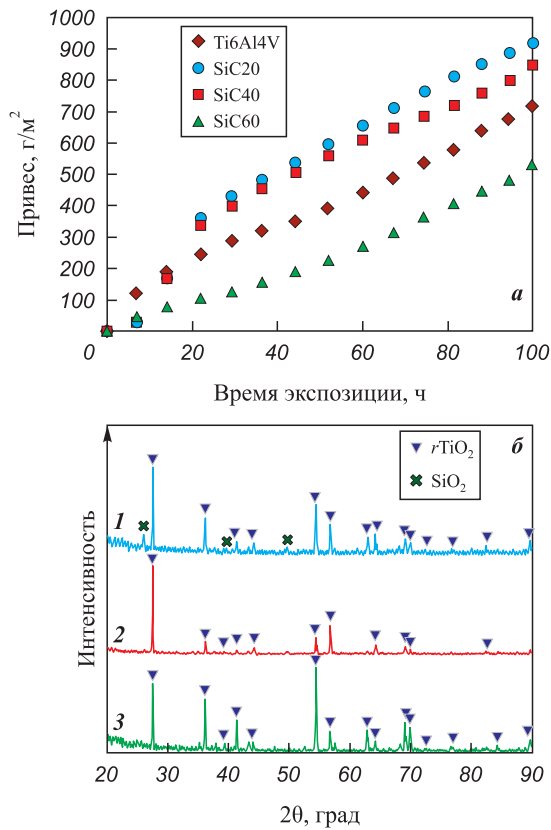


Рис. 5. Кинетика привеса образцов при испытаниях на циклическую жаростойкость при температуре 900 °С (а) и рентгеновские дифрактограммы образцов после испытаний в течение 100 ч (б)

1 – SiC20, 2 – SiC40, 3 – SiC60

Fig. 5. Kinetics of sample mass gain during cyclic oxidation testing at 900 °C (a) and XRD patterns of the samples after 100 h of testing (b)

1 – SiC20, 2 – SiC40, 3 – SiC60

от образцов. Поэтому замедления окисления образцов с покрытиями в ходе испытания не наблюдалось.

Результаты испытания образцов на микротвердость показаны на рис. 6. Средние значения твердости покрытий находились в диапазоне от 9,2 до 12,2 ГПа с минимумом у покрытия SiC20 и максимумом – у SiC40. Таким образом, применение предложенных покрытий позволяет повысить твердость изделий из титанового сплава в 3,4 раза.

Были проведены трибологические испытания полученных покрытий в режиме сухого трения при нагрузке 25 Н. Массивы коэффициента трения были записаны в процессе испытания на износ, и их усредненные кривые приведены на рис. 7, а. Средние значения коэффициента трения покрытий Ti–Si–C находились в диапазоне от 0,5 до 0,58 с минимумом у образца SiC40 и максимумом – у SiC20. Уровень шума на графиках силы трения покрытий был заметно ниже по сравнению со сплавом без покрытия. Коэффициент трения титанового сплава Ti6Al4V

составил 0,68. Таким образом, применение покрытий Ti–Si–C позволяет стабилизировать и снизить коэффициент трения титановых изделий на 15–26 %.

Как следует из рис. 7, б, средние значения интенсивности изнашивания Ti–Si–C-покрытий составили $(1,97\div 6,3)\cdot 10^{-6}$ мм³/(Н·м). Наибольшей изно-

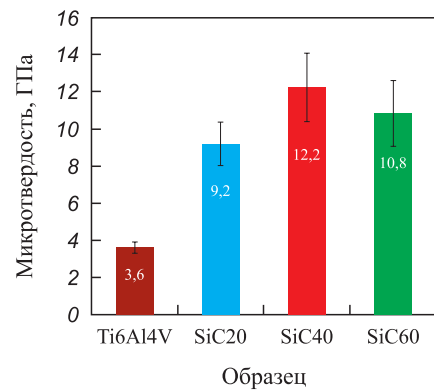


Рис. 6. Микротвердость образцов с покрытиями по сравнению с титановым сплавом

Fig. 6. Microhardness of the coated samples compared with that of the Ti6Al4V alloy

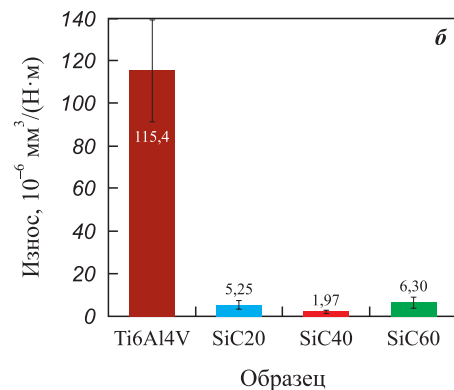
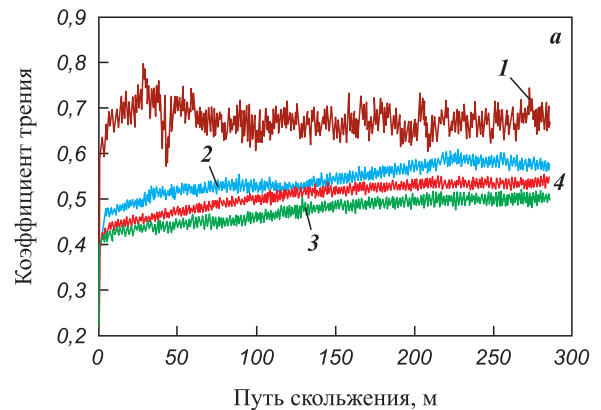


Рис. 7. Коэффициент трения образцов (а) и износ (б) покрытий по сравнению со сплавом Ti6Al4V

1 – Ti6Al4V, 2 – SiC20, 3 – SiC40, 4 – SiC60

Fig. 7. Coefficient of friction (a) and wear rate (b) of the coatings compared with the Ti6Al4V alloy

1 – Ti6Al4V, 2 – SiC20, 3 – SiC40, 4 – SiC60

состойкостью обладало покрытие SiC40, что согласуется с данными по твердости и коэффициенту трения покрытий. Таким образом, наибольшей износостойкостью обладало покрытие с наибольшей концентрацией карбида титана (табл. 2). Его применение позволяет сократить износ титанового сплава в 30 раз. Сравнительно слабая износостойкость покрытия SiC60 может объясняться недостатком металлической связки, возникшим из-за насыщения α -Ti углеродом и кремнием по мере повышения соотношения SiC/Ti в осаждаемом порошке.

Заключение

Были приготовлены Ti–Si–C-покрытия на титановом сплаве Ti6Al4V методом электроискровой обработки с использованием нелокализованного электрода, состоящего из титановых гранул и смеси порошков SiC и Ti в различных соотношениях. Исследование кинетики массопереноса показало монотонное снижение привеса катода с ростом концентрации карбида кремния в электроде. Толщина покрытий находилась в диапазоне от 44,7 до 54,6 мкм с максимумом у SiC40 и минимумом у образца, приготовленного с наибольшей долей SiC в электроде. В составе покрытий преобладали фазы карбида титана (TiC) и силицида титана (Ti₅Si₃), которые являются продуктами взаимодействия титана с карбидом кремния, а также α -Ti и небольшое количество исходного SiC. В микроструктуре покрытий наблюдались включения SiC, которые подвержены выкрашиванию. С ростом концентрации SiC в электроде в покрытиях повышалось содержание углерода и кремния с 16 до 28 ат. %. Все покрытия обладали высокой гидрофобностью с углами смачивания водой >120°. Покрытия продемонстрировали слабую жаростойкость при температуре 900 °С. Наибольшей жаростойкостью обладало покрытие SiC60. Микротвердость покрытий находилась в диапазоне от 9,2 до 12,2 ГПа. Коэффициент трения приготовленных покрытий был ниже по сравнению с титановым сплавом. Показано, что применение предложенных Ti–Si–C-покрытий позволяет повысить износостойкость деталей из сплава Ti6Al4V от 9 до 30 раз. Лучшие механические свойства продемонстрировало покрытие, осажденное при соотношении порошков 40 об. % SiC и 60 об. % Ti.

Список литературы / References

- Atar E., Kayali E.S., Cimenoglu H. Characteristics and wear performance of borided Ti6Al4V alloy. *Surface and Coatings Technology*. 2008;202(19):4583–4590. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2008.03.011>
- Singla A.K., Banerjee M., Sharma A., Singh J., Bansal A., Gupta M.K. Selective laser melting of Ti6Al4V alloy: Process parameters, defects and post-treatments. *Journal of Manufacturing Processes*. 2021;64:161–187. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.01.009>
- Liu S., Shin Y.C. Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review. *Materials & Design*. 2019;164:107552. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.107552>
- Molinari A., Straffelini G., Tesi B., Bacci T. Dry sliding wear mechanisms of the Ti6Al4V alloy. *Wear*. 1997;208(1–2): 105–112. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(96\)07454-6](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(96)07454-6)
- Estupinán-López F., Orquiz-Muela C., Gaona-Tiburcio C., Cabral-Miramontes J., Bautista-Margulis R.G., Nieves-Mendoza D., Maldonado-Bandala E., Almeraya-Calderon F.A., Lopes A.J. Oxidation kinetics of Ti–6Al–4V alloys by conventional and electron beam additive manufacturing. *Materials*. 2023;16(3):1187. <https://doi.org/10.3390/ma16031187>
- Sheherban N.D. Review on synthesis, structure, physical and chemical properties and functional characteristics of porous silicon carbide. *Journal of Industrial and Engineering Chemistry*. 2017;50:15–28. <https://doi.org/10.1016/j.jiec.2017.02.002>
- Ordine A., Achete C.A., Mattos O.R., Margarit I.C.P., Camargo Jr.S.S., Hirsch T. Magnetron sputtered SiC coatings as corrosion protection barriers for steels. *Surface and Coatings Technology*. 2000;133–134:583–588. [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(00\)00976-2](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(00)00976-2)
- Shikunov S., Kaledin A., Shikunova I.A., Straumal B., Kurlov V. Novel method for deposition of gas-tight SiC coatings. *Coatings*. 2023;13(2):354. <https://doi.org/10.3390/coatings13020354>
- Adebiyi D.I., Popoola A.P.I., Botef I. Low pressure cold spray coating of Ti–6Al–4V with SiC-based cermet. *Materials Letters*. 2016;175:63–67. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.03.142>
- Kaloyeros A.E., Arkles B. Silicon carbide thin films: Innovations in property, process, and applications. In: *Silicon carbide – materials, devices and emerging applications*. 1st ed. Ch. 3. IntechOpen, 2025. P. 37–48. <https://doi.org/10.5772/intechopen.1008414>
- Zhao Y., Liang G., Zhang X., Zhao X., Li W., Seniuts U., Cheng B. Formation mechanism of Ti–Si multi-layer coatings on the surface of Ti–6Al–4V alloy. *Coatings*. 2024; 14(4):450. <https://doi.org/10.3390/coatings14040450>
- Feng M., Ma Y., Tian Y., Cao H. Microstructure and wear resistance of Ti6Al4V titanium alloy laser-clad Ni60/WC composite coating. *Materials*. 2024;17(1):264. <https://doi.org/10.3390/ma17010264>
- Wang H., Wu A., Wu M., Miao X. SiC reinforced Ti-based coatings: *In-situ* generation of TiC and strengthening mechanism. *Ceramics International*. 2025;51(25): 46514–46525. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2025.07.357>
- Qi Y., Gao J., Liang W., Miao Q., Jia F., Chang X., Lin H. A comparison of the tribological properties of SiC coatings prepared via atmospheric plasma spraying and chemical vapor deposition for carbon/carbon composites. *Lubricants*. 2024;12(9):301. <https://doi.org/10.3390/lubricants12090301>

15. Li T., Zhang Y., Lv J. Preparing the SiC coated C/C composites with excellent mechanical and antioxidative properties using a buffer layer. *Journal of the European Ceramic Society*. 2022;42(10):4162–4171. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2022.03.063>
16. Zhao Z., Guo Y., Du W., Bai P., Zhang Z., Wang L., Ma K., Zhang S., Han X., Yang C. Corrosion behavior of SiC/Ti6Al4V titanium matrix composites fabricated by SLM. *Journal of Materials Research and Technology*. 2024;31:534–542. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.06.093>
17. Peng H., Shi X., Jiao F., Ti X., Du L. Convenient repairation of SiC-coated C/C composites by the slurry painting method. *Materials*. 2024;7(18):4515. <https://doi.org/10.3390/ma17184515>
18. Li N., Xiong Y., Xiong H., Shi G., Blackburn J., Liu W., Qin R. Microstructure, formation mechanism and property characterization of Ti + SiC laser clad coatings on Ti6Al4V alloy. *Materials Characterization*. 2019;148:43–51. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.11.032>
19. Machethe K.E., Popoola A.P.I., Adebisi D.I., Fayomi O.S.I. Influence of SiC–Ti/Al on the microstructural and mechanical properties of deposited Ti–6V–4Al alloy with cold spray technique. *Procedia Manufacturing*. 2017;7:549–555. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2016.12.069>
20. Perumal G., Geetha M., Asokamani R., Alagumurthi N. A comparative study on the wear behavior of Al₂O₃ and SiC coated Ti–6Al–4V alloy developed using plasma spraying technique. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2013;66(2):109–115. <https://doi.org/10.1007/s12666-012-0234-6>
21. Thirumalvalavan S., Senthilkumar N., Perumal G., Padmanaban M.R.A. Ameliorating the wear defiance of HVOF thermal spray silicon carbide coated Ti–6Al–4V alloy using PCA–GRA technique. *Silicon*. 2022;14(6):3101–3117. <https://doi.org/10.1007/s12633-022-01706-7>
22. Gaponova O.P., Tarelnyk V.B., Tarelnyk N.V., Myslychenko O.M. Nanostructuring of metallic surfaces by electrospark alloying method. *JOM*. 2023;75(9):3400–3412. <https://doi.org/10.1007/s11837-023-05940-1>
23. Penyashki T., Kostadinov G., Kandeveva M. Improvement of surface properties of carbon steel through electrospark coatings from multicomponent hard alloys. *Materials*. 2025;18(10):2211. <https://doi.org/10.3390/ma18102211>
24. Rukanskis M. Control of metal surface mechanical and tribological characteristics using cost effective electro-spark deposition. *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*. 2019;55(5):607–619. <https://doi.org/10.3103/S1068375519050107>
25. Burkov A.A., Kulik M.A., Krutikova V.O. Electrospark deposition of tungsten carbide powder on titanium alloy Ti6Al4V. *Letters on Materials*. 2021;11(2):175–180. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2021-2-175-180>
26. Snead L.L. Limits on irradiation-induced thermal conductivity and electrical resistivity in silicon carbide materials. *Journal of Nuclear Materials*. 2004;329–333:524–529. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2004.04.294>
27. Li Y.C., Zhang W.W., Wang Y., Zhang X.Y., Sun L.L. Effect of spray powder particle size on the bionic hydrophobic structures and corrosion performance of Fe-based amorphous metallic coatings. *Surface and Coatings Technology*. 2022;437:128377. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2022.128377>
28. Almond E.A., Gee M.G. Results from a U.K. interlaboratory project on dry sliding wear. *Wear*. 1987;120(1):101–116. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(87\)90136-0](https://doi.org/10.1016/0043-1648(87)90136-0)
29. Kennedy F.E., Lu Y., Baker I. Contact temperatures and their influence on wear during pin-on-disk tribotesting. *Tribology International*. 2015;82:534–542. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2013.10.022>
30. Nataraja M., Balakumar G., Santhosh N., Naik M.R. Characterization of wear rate of Al–12 wt% Si alloy based MMC reinforced with ZrO₂ particulates. *Materials Research Express*. 2024;11(3):036522. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ad3468>
31. Бурков А.А., Крутикова В.О., Быкура А.Ю., Хе В.К. Ti–Cr–Cu электроискровые покрытия на стали Ст3. *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2023; (1):93–104. https://doi.org/10.54826/19979258_2023_1_93
- Burkov A.A., Krutikova V.O., Bitsura A.Yu., Khe V.K. Ti–Cr–Cu electrospark coatings on steel St3. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2023;(1):93–104. (In Russ.). https://doi.org/10.54826/19979258_2023_1_93
32. Бурков А.А., Кулик М.А., Крутикова В.О. Характеристики Ti–Si-покрытий на сплаве Ti6Al4V, осажденных электроискровой обработкой в среде гранул. *Цветные металлы*. 2019;(4):54–59. <https://doi.org/10.17580/tsm.2019.04.07>
- Burkov A.A., Kulik M.A., Krutikova V.O. Characteristics of Ti–Si coatings on Ti6Al4V alloy deposited by electric spark treatment in the medium of granules. *Tsvetnye metally*. 2019;(4):54–59. (In Russ.). <https://doi.org/10.17580/tsm.2019.04.07>
33. Liang D., Liu X., Zhou Y., Wei Y., Wei X., Xu G., Shen J. Effects of annealing below glass transition temperature on the wettability and corrosion performance of Fe-based amorphous coatings. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2022;35(2):243–253. <https://doi.org/10.1007/s40195-021-01228-y>

Сведения об авторах



Information about the Authors

Александр Анатольевич Бурков – к.ф.-м.н., ст. науч. сотрудник, заведующий лабораторией физико-химических основ технологии материалов Института материаловедения Хабаровского федерального исследовательского центра ДВО РАН

 **ORCID:** 0000-0002-5636-4669

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

Alexandr A. Burkov – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Research Scientist, Head of the Laboratory of Physicochemical Fundamentals of Materials Technology, Institute of Materials Science, Khabarovsk Federal Research Center, Far Eastern Branch, Russian Academy of Sciences

 **ORCID:** 0000-0002-5636-4669

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

Сергей Викторович Николенко – д.т.н., ВРИО директора Института материаловедения Хабаровского федерального исследовательского центра ДВО РАН

 **ORCID:** 0000-0003-4474-5795

 **E-mail:** nicola1960@mail.ru

Наталья Алексеевна Шельменок – студентка Дальневосточного государственного медицинского университета

 **ORCID:** 0009-0005-3383-2676

 **E-mail:** nshelmenok2003@mail.ru

Sergey V. Nikolenko – Dr. Sci. (Eng.), Acting Director, Institute of Materials Science, Khabarovsk Federal Research Center, Far Eastern Branch, Russian Academy of Sciences

 **ORCID:** 0000-0003-4474-5795

 **E-mail:** nicola1960@mail.ru

Natalya A. Shelmenok – Student, Far Eastern State Medical University

 **ORCID:** 0009-0005-3383-2676

 **E-mail:** nshelmenok2003@mail.ru

Вклад авторов



Contribution of the Authors

А. А. Бурков – определение цели работы, проведение экспериментов, написание статьи, проведение рентгенофазового анализа, редактирование текста статьи.

С. В. Николенко – общее руководство, курирование темы исследования, участие в обсуждении результатов.

Н. А. Шельменок – анализ литературы, проведение экспериментов, выполнение пробоподготовки, подготовка статьи к отправке в редакцию.

A. A. Burkov – defined the research objective, conducted the experiments, performed XRD analysis, wrote and revised the manuscript.

S. V. Nikolenko – supervised the study, coordinated the research, and participated in the discussion of the results.

N. A. Shelmenok – reviewed the literature, conducted experiments, prepared the samples, and prepared the manuscript for submission.

Статья поступила 27.10.2025 г.

Доработана 30.03.2026 г.

Принята к публикации 01.04.2026 г.

Received 27.10.2025

Revised 30.03.2026

Accepted 01.04.2026