

УДК 66.017

Н.В. Севостьянов¹, Н.П. Бурковская¹, Т.А. Болсуновская¹, И.Ю. Ефимочкин¹

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЙ
НА ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
КАРБОСИЛИЦИДА ТИТАНА Ti_3SiC_2**

DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-8-36-45

Представлены результаты научного анализа триботехнических свойств материалов на основе карбосилицида титана в паре трения с керамическими и металлическими контртелами. Дана сравнительная оценка кристаллической структуры и параметров решетки карбосилицида титана со слоистыми материалами на примере графита и тетрагонального нитрида бора. С применением метода искрового плазменного спекания получен материал на основе карбосилицида титана. Проведено исследование влияния температуры испытаний на коэффициент трения полученного материала с контртелами из стали и твердого сплава ВК6. Установлено значительное увеличение коэффициента трения карбосилицида титана в диапазоне температур от 100 до 200°C.

Ключевые слова: MAX-фаза, карбосилицид титана, Ti_3SiC_2 , SPS, искровое плазменное спекание, коэффициент трения, износ, слоистая структура.

N.V. Sevostyanov¹, N.P. Burkovskaya¹, T.A. Bolsunovskaya¹, I.Yu. Efimochkin¹

**INFLUENCE OF TESTING TEMPERATURE ON Ti_3SiC_2 TITANIUM
CARBOSILICIDE TRIBOLOGICAL PROPERTIES**

The tribotechnical characteristics data of materials based on titanium carbosilicide obtained by various researchers is comprised in the paper. A comparative assessment of crystal structure and lattice parameters of titanium carbosilicide in comparison with layered materials such as graphite and tetragonal boron nitride are given. The authors obtained a material based on titanium carbosilicide synthesized by spark plasma sintering.

The temperature influence on friction coefficient of synthesized material was studied against counter bodies of EP866 bearing-grade steel or VK-6 hard alloy. A significant increase in the friction coefficient of titanium carbosilicide in the temperature range from 100 to 200°C has been established.

Keywords: MAX phase, titanium carbosilicide, Ti_3SiC_2 , SPS, spark plasma sintering, friction coefficient, wear, layered structure.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Современное развитие таких отраслей промышленности, как авиационная, энергетическая, машиностроительная и др., связано с разработкой и внедрением новых материалов, обеспечивающих работоспособность ответственных узлов и конструкций в условиях эксплуатации. К числу таких материалов относятся материалы антифрикционного назначения, которые должны характеризоваться низким коэффициентом трения (не более 0,5), высокими износостойкостью и несущей способностью [1–5].

Наиболее низкими значениями коэффициента трения (от 0,1 до 0,3) обладают такие материалы, как графит, нитрид бора, дисульфид молибдена, что обусловлено

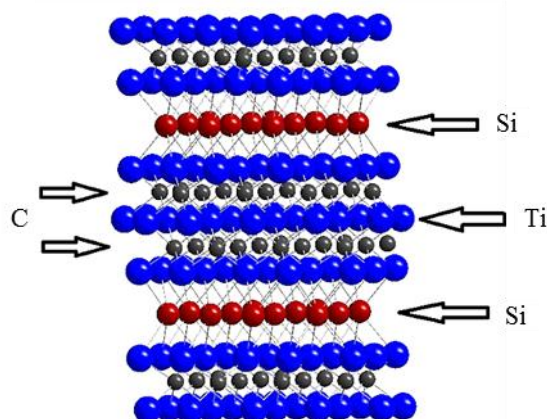
особенностями их слоистого строения. Однако низкие механические свойства указанных материалов накладывают ограничения на их несущую способность и долговечность. В связи с этим в последнее время в качестве новых антифрикционных материалов большой интерес представляет нанослойная керамика на основе МАХ-фаз, которая имеет слоистую структуру, схожую со структурой графита и нитрида бора, и тем самым может характеризоваться хорошими антифрикционными свойствами. Для данного класса материалов возможно скольжение вдоль базисной плоскости, что обеспечивается низкой энергией связи между плоскостями спайности. Для начала скольжения атомных слоев необходимо преодолеть энергетический барьер связи атомов, дальнейшее движение атомов вдоль плоскостей не требует больших энергетических затрат, так как их энергетическое состояние при перемещении по плоскости не изменяется. Деформация МАХ-фаз происходит с формированием излома и полосы сдвига, с расслаиванием отдельных зерен. Дислокации легко зарождаются и обладают высокой подвижностью при комнатной температуре [6–8].

Большинство материалов на основе МАХ-фаз сочетают свойства керамики и металлов: высокий модуль упругости, относительно низкая твердость, низкая плотность, высокая химическая и коррозионная стойкость, устойчивость к тепловым ударам. Материалы данного класса обладают хорошей электро- и теплопроводностью, устойчивостью к высокотемпературному окислению, высокой радиационной стойкостью и хорошо обрабатываются механически. Наиболее перспективным из них является карбосилицид титана Ti_3SiC_2 , который относится к термодинамически стабильным соединениям семейства наноламинарных соединений [9–19].

В табл. 1 представлена сравнительная характеристика параметров кристаллической решетки графита, гексагонального нитрида бора и карбосилицида титана, на рис. 1 – модель слоистой кристаллической структуры Ti_3SiC_2 [20–22].

Таблица 1

Материал		Параметр решетки, нм
Графит С		$a=0,1415$ $b=0,33538$
Гексагональный BN		$a=0,1446$ $b=0,3331$
Ti_3SiC_2	Ti–C	0,21645
	Ti–Si	0,26261

Рис. 1. Модель слоистой кристаллической структуры Ti_3SiC_2

Из данных табл. 1 видно, что наиболее вероятен сдвиг между атомными слоями базисных плоскостей Ti и Si в виду большей длины связи между атомами Ti-Si в слоях кристаллической структуры.

Несмотря на перспективность материалов на основе МАХ-фаз для применения в узлах трения, работ по изучению их триботехнических характеристик сравнительно немного. Так, с использованием метода латерально-силовой микроскопии (которая фиксирует силу трения между атомами поверхности образца и кантилевера) на базисных плоскостях Ti_3SiC_2 или расслаиваниях по плоскостям спайности кристалла Ti_3SiC_2 [7] показано, что эти базисные плоскости характеризуются сверхнизкими коэффициентами трения $(2-5) \cdot 10^{-3}$ в паре трения с контртелом из Si_3N_4 . Эксперименты проводили в атмосфере воздуха и в вакууме на образцах материала с размером зерна до 15 мкм. Авторами работы также проведены испытания образцов в форме дисков из поликристаллического Ti_3SiC_2 в атмосфере воздуха в паре трения со сталью при нагрузке 0,15–0,9 Н. Коэффициент трения составил 0,11–0,12 [7].

В работе [8] представлены результаты исследований по изучению антифрикционных свойств материалов на основе Ti_3SiC_2 с мелкозернистой и крупнозернистой структурой в атмосфере воздуха при комнатной температуре. Коэффициент трения определяли по схеме трения «палец–диск», в качестве контртела использовали стальной шарик диаметром 9,5 мм, подаваемая нагрузка составляла 5 Н, скорость скольжения 0,1 м/с, путь трения 46,3 м. Испытания на износостойкость проводили в контакте с алмазной шкуркой. По результатам испытаний установлено, что для материалов характерна начальная стадия трансформации, при которой коэффициент трения увеличивается линейно с 0,15 до 0,45, а затем постепенно растет до значения 0,83. Определено, что начальная стадия перехода более длительная для крупнозернистого материала. Среднее значение износа при скольжении составило $4,25 \cdot 10^{-3}$ и $1,34 \cdot 10^{-3}$ мм³/(Н·м) для материалов с мелкозернистой и крупнозернистой структурой соответственно; при испытаниях в контакте с алмазной шкуркой скорость износа соответственно составила $6,14 \cdot 10^{-2}$ и $3,96 \cdot 10^{-2}$ мм³/(Н·м).

В работе [9] представлены результаты исследований износа и коэффициента трения материалов на основе карбосилицида титана Ti_3SiC_2 , содержащих до 7% (по массе) TiC, в паре трения с контртелом из стали по схеме трения «палец–диск» при различных нагрузках. Показано, что изменение нагрузки с 7,7 до 14,7 Н при постоянной скорости скольжения 0,7 м/с приводит к незначительному увеличению коэффициента трения – с 0,4 до 0,5, износ увеличивается линейно со скоростью $9,9 \cdot 10^{-5}$ мм³/(Н·м). В процессе испытаний на дорожке трения диска Ti_3SiC_2 зафиксированы продукты износа, представляющие собой частицы материалов пары трения, в то время как на поверхности стального пальца в основном присутствуют продукты износа стали. При этом на стальном пальце наблюдался эффект микрорезания – основной механизм абразивного износа, который определяется разрушением и расслоением зерен, переносом материала на поверхность диска карбосилицида титана с последующим адгезионным износом стали.

В работе [10] исследован процесс сухого трения Ti_3SiC_2 с контртелами из Ti_3SiC_2 и алмаза при возвратно-поступательном движении по схеме «палец–диск». Коэффициенты трения Ti_3SiC_2 в контакте с контртелом из Ti_3SiC_2 достигают значений 1,16–1,43, в то время как коэффициенты трения для пары трения Ti_3SiC_2 /алмаз находятся в интервале значений 0,06–0,1. Низкие коэффициенты трения пары Ti_3SiC_2 /алмаз авторы объясняют образованием пленки на поверхности Ti_3SiC_2 , аналогичной той, что образуется при трении графита.

Авторы работы [6] также изучали триботехнические свойства Ti_3SiC_2 с мелкозернистой и крупнозернистой структурой в паре трения с контртелами из стальных и нитридокремниевых (Si_3N_4) шаров. Установлено, что процессы трения протекают в две стадии. На первой стадии (стадии приработки) независимо от размера зерна коэффициент трения исследуемого материала не превышает: 0,15 – в паре трения со сталью и 0,11 – в паре трения с Si_3N_4 . При этом пленка продуктов трения состоит из оксида титана и карбидов, но не содержит кремния. На следующей стадии процесса трения коэффициент трения увеличивается: до 0,25–0,4 – в паре трения со сталью и до 0,35–0,45 – в паре трения с Si_3N_4 , продукты износа на поверхности Ti_3SiC_2 содержат железо (для стали) или смесь частиц обоих материалов пары трения (для Si_3N_4).

В работе [12] приведены результаты исследования процесса сухого трения карбосилицида титана Ti_3SiC_2 при комнатной температуре с контртелами из Ti_3SiC_2 , Al_2O_3 , Si_3N_4 , SiC и подшипниковой стали (GCr15). Испытания проводили по схеме трения «палец–диск» с возвратно-поступательным движением и частотой 10 Гц. Нагрузка на пару трения составляла 34 Н, что эквивалентно давлению $\sim 1,5$ ГПа. Наименьший коэффициент трения 0,43 и скорость износа $2,09 \cdot 10^{-4}$ мм³/(Н·м) характерны для пары трения Ti_3SiC_2/SiC ; для пары трения $Ti_3SiC_2/GCr15$ они составляют 0,63 и $3,67 \cdot 10^{-4}$ мм³/(Н·м) соответственно. Самый высокий коэффициент трения (1,30) зафиксирован для пары трения Ti_3SiC_2/Al_2O_3 , а самая высокая скорость износа – для пары трения Ti_3SiC_2/Ti_3SiC_2 ($1,87 \cdot 10^{-3}$ мм³/(Н·м)). Определены два механизма износа: механический износ и износ в результате окисления. Механический износ превалирует в случае работы Ti_3SiC_2 в парах трения с контртелами из Ti_3SiC_2 , Si_3N_4 или Al_2O_3 . В случае пары трения Ti_3SiC_2/SiC в процессе испытаний преобладает окислительный износ, а на поверхностях трения формируется пленка из оксидов, которая защищает их от прямого контакта, при этом снижаются коэффициент трения и износ.

В работе [13] выявлено, что в процессе сухого трения в атмосфере воздуха с контртелом из углеродистой стали при скорости скольжения 20 м/с для спеченного Ti_3SiC_2 характерны коэффициент трения 0,27 и скорость износа $1,37 \cdot 10^{-6}$ мм³/(Н·м).

В работе [14] исследованы триботехнические свойства Ti_3SiC_2 в паре трения со сталью в условиях сухого трения при фреттинге (трении с малым перемещением, не превышающим размеры пятна контакта) при нагрузке от 1 до 10 Н. Коэффициент трения составил 0,5–0,6, а скорость износа $\sim 10^{-5}$ мм³/(Н·м). Установлено, что фреттинг-износ сопровождается окислением с образованием оксидов TiO_2 , SiO_2 и Fe_2O_3 .

В работе [15] представлены результаты испытаний на износ композиционных материалов Ti_3SiC_2-TiC по схеме трения «шарик–диск», в качестве контртела использовали шарики из Al_2O_3 и Si_3N_4 . Образцы материалов получены методом искрового плазменного спекания при температурах 1050, 1250 и 1450°C. Максимальный износ наблюдается для образцов, спеченных при температуре 1250°C, минимальный – для образцов, спеченных при температуре 1050°C, что может быть объяснено изменением количественного содержания TiC в спеченном материале. Образцы, спеченные при температуре 1250°C, содержали $\sim 1,5\%$ (по массе) TiC, тогда как образцы, спеченные при 1050°C: 51,25% (по массе) TiC. Поскольку TiC имеет значительно более высокую твердость (23,5 ГПа) по сравнению с Ti_3SiC_2 (6 ГПа), нормальная нагрузка на Ti_3SiC_2 во время испытаний значительно снижается в его присутствии, что уменьшает эффект абразивного износа или разрушения на контактных поверхностях и приводит к меньшей потере массы образцов. В процессе трения в первые 10 мин инициируется механический износ, вызывая резкое увеличение коэффициента трения. После стадии приработки в процессе дальнейших испытаний

образовавшиеся частицы износа вызывают абразивный износ за счет взаимодействия с двумя поверхностями трения. Средний коэффициент трения для образцов, спеченных при температурах 1250 и 1450°C, составил ~0,85.

В табл. 2 обобщены научно-технические литературные сведения по триботехническим свойствам материалов на основе карбосилицида титана.

Таблица 2

Триботехнические свойства материалов на основе карбосилицида титана

Материал	Методика и условия испытаний	Скорость	Нагрузка, Н	Контртело (коэффициент трения)	Литературный источник
Однофазный Ti ₃ SiC ₂	Латерально-силовая микроскопия на базисных плоскостях Ti ₃ SiC ₂	–	Межатомные силы	Si ₃ N ₄ ((2–5)·10 ⁻³)	[7]
На основе Ti ₃ SiC ₂ с мелкозернистой и крупнозернистой структурой	В паре трения «палец–диск»	0,1 м/мин	5	Стальной шарик диаметром 9,5 мм (0,83)	[8]
На основе Ti ₃ SiC ₂ , содержащий до 7% (по массе) TiC	То же	0,7 м/мин	7,7–17,7	Сталь (0,4–0,5)	[9]
Однофазный Ti ₃ SiC ₂	Возвратно-поступательное движение по схеме «палец–диск» (сухое трение)	–	–	Ti ₃ SiC ₂ (1,16–1,43)	[10]
				Алмаз (0,06–0,1)	
На основе Ti ₃ SiC ₂ с мелкозернистой и крупнозернистой структурой	Контртела из стальных и нитридокремниевых (Si ₃ N ₄) шаров	–	–	Сталь (0,15–0,4)	[6]
				Si ₃ N ₄ (0,11–0,45)	
Однофазный Ti ₃ SiC ₂	Возвратно-поступательное движение по схеме «палец–диск» (сухое трение)	10 Гц	34 (~1,5 ГПа)	Ti ₃ SiC ₂ (1,08)	[12]
				Al ₂ O ₃ (1,30)	
				Si ₃ N ₄ (1,17)	
				SiC (0,43)	
Спеченный однофазный Ti ₃ SiC ₂	В паре трения с углеродистой сталью	20 м/мин	–	GCr15 (0,63)	[13]
				Углеродистая сталь (0,27)	
Однофазный Ti ₃ SiC ₂	В паре трения со сталью в условиях сухого трения при фреттинге	–	1–10	Сталь (0,5–0,6)	[14]
Композиционные материалы Ti ₃ SiC ₂ и Ti ₃ SiC ₂ -TiC	В паре трения «шарик–диск»	200 об/мин	10	Al ₂ O ₃ и Si ₃ N ₄ (0,85)	[15]

Таким образом, анализ научно-технических литературных данных показал, что на триботехнические свойства Ti₃SiC₂ существенное влияние оказывает не только материал контртела, но и условия проведения испытаний (температура, скорость скольжения, приложенная нагрузка, атмосфера).

В связи с этим цель данной работы заключалась в изучении влияния температуры испытаний на триботехнические характеристики материала на основе слоистого карбосилицида титана, полученного методом искрового плазменного спекания.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 12. «Металломатричные и полиматричные композиционные материалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Материалы и методы

Образцы материала для триботехнических испытаний получали синтезом из элементарных порошков с применением метода искрового плазменного спекания. В качестве исходных компонентов использовали порошок титана марки ПТМ-1 (ТУ14-22-57–92), кремний кристаллический марки Кр00 (ГОСТ 2169–84), пиролитический графитовый порошок марки «ос.ч» (ГОСТ 16138–78). Предварительно проводили помол кристаллического кремния в планетарной мельнице с последующим просевом на ситах и отбором фракции 40–80 мкм. Все компоненты шихтовали в соответствии с атомным составом брутто-формулы карбосилицида титана Ti_3SiC_2 . Полученную шихту гомогенизировали в V-образном смесителе с шарами из стали ШХ15, используемыми в качестве активирующих тел. Процесс консолидации гомогенизированной шихты проводили методом искрового плазменного спекания с применением гибридного нагрева при температуре 1500°C. Данная температура выбрана на основании проведенных ранее исследований по изучению влияния технологических параметров спекания на состав и структуру материала [23, 24].

Из спеченных заготовок методом электроэрозионной резки изготавливали образцы в виде цилиндра диаметром 6,35 мм и высотой 20 мм.

Триботехнические испытания проводили на машине трения UMT-TriboLab по схеме трения «палец–диск» в соответствии с ASTM G99-05. В качестве контртела использовали диски из жаростойкой стали ЭП866 и твердого сплава ВК6. Для обеспечения заданной температуры испытания вращательный привод оснащен камерой нагрева. Испытания на трение проводили при температурах 20, 100, 200, 300 и 400°C, нагрузка на пару трения составляла от 1 до 5 Н с шагом в 1 Н, скорость скольжения – от 0,1 до 0,5 м/мин с шагом в 0,1 м/мин.

Исследование микроструктуры проводили на электронном растровом микроскопе Hitachi SU 8010, оснащенный энергодисперсионным детектором Oxford Instruments X-Max N.

Результаты и обсуждение

По результатам проведенных ранее исследований установлено, что фазовый состав материала представлен фазами карбосилицида титана Ti_3SiC_2 , карбида титана TiC и низшего силицида титана Ti_5Si_3 [24]. Микроструктура и рентгенограмма полученного материала представлены на рис. 2. Видно (рис. 2, а), что материал характеризуется слоистой структурой, разрушение материала протекает по плоскостям спайности.

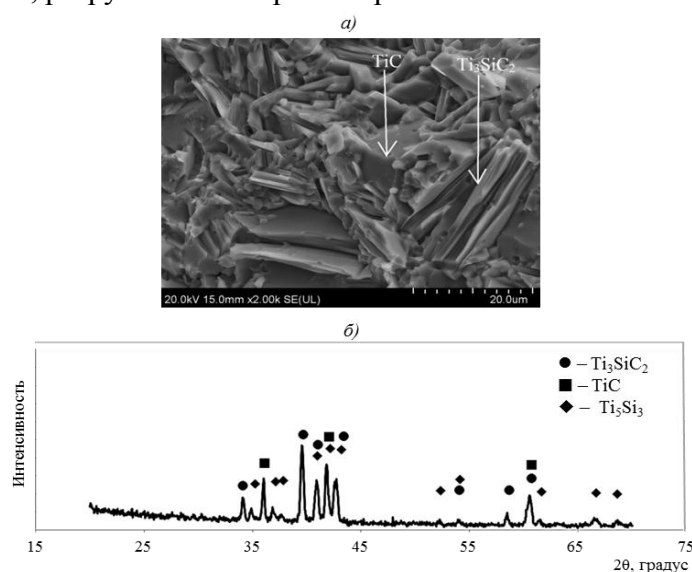


Рис. 2. Микроструктура (а) и рентгенограмма (б) полученного материала

С применением метода вдавливания алмазной пирамиды Виккерса исследован характер разрушения материала. На рис. 3 представлен снимок отпечатка алмазной пирамидки микротвердомера. При вдавливании алмазной пирамидки наблюдается сдвиг блока материала от ее грани. Можно предположить, что этот сдвиг протекает вдоль базисных плоскостей, что, в свою очередь, может свидетельствовать о менее прочных межзатомных связях в базисных параллельных слоях.

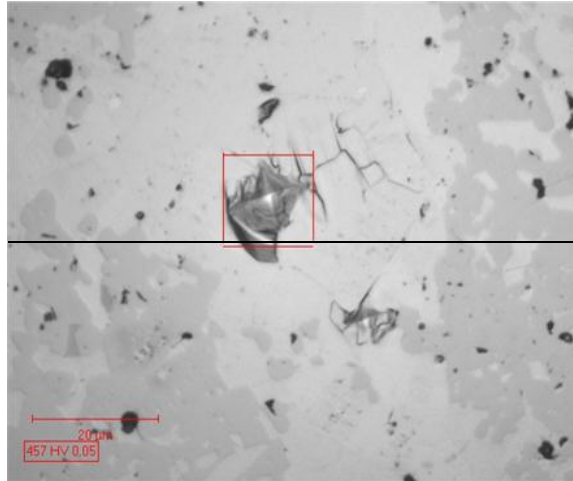


Рис. 3. Снимок отпечатка алмазной пирамидки микротвердомера

В данной работе проведены триботехнические испытания материала на основе карбосилицида титана при температурах от 20 до 400°C. Это обусловлено тем, что увеличение температуры может способствовать активации молекулярных связей и ослаблению межзатомного взаимодействия между слоями плоскостей спайности кристалла Ti_3SiC_2 , т. е. облегчению межслойного сдвига и, как следствие, снижению значений силы и коэффициента трения.

При проведении испытаний в паре трения со сталью ЭП866 установлены зависимости коэффициента трения от скорости скольжения и приложенной нагрузки (рис. 4). Установлено, что при температурах испытаний 20 и 100°C с увеличением скорости скольжения коэффициент трения возрастает, при других температурах коэффициент трения в зависимости от скорости скольжения изменяется незначительно.

При увеличении температуры испытания с 20 до 100°C и при сопоставимых параметрах нагрузки и скорости скольжения наблюдается снижение значения коэффициента трения на 0,05 (рис. 4). Однако при дальнейшем увеличении температуры испытания до 200°C происходит существенное увеличение значений коэффициента трения – в среднем на 0,2. Этот эффект связан с качественным изменением поверхностей трения, что может быть объяснено десорбцией адсорбированной влаги и газов с поверхности. В процессе трения также может происходить изменение состава оксидных пленок на поверхностях трения или их частичное или полное разрушение в результате механического воздействия и размягчения основы при повышении температуры.

С целью исключения фактора влияния природы материала контртела на результаты триботехнических испытаний проведены аналогичные исследования в паре трения с твердым сплавом ВК6 (рис. 5).

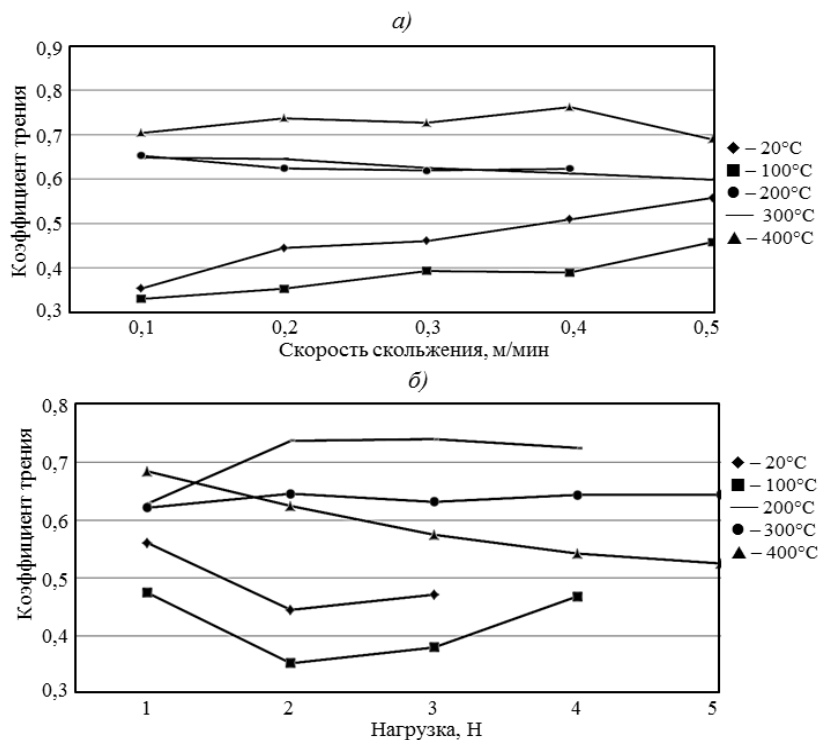


Рис. 4. Зависимость коэффициента трения полученного материала в паре трения со сталью ЭП866 от скорости скольжения (а) и приложенной нагрузки (б)

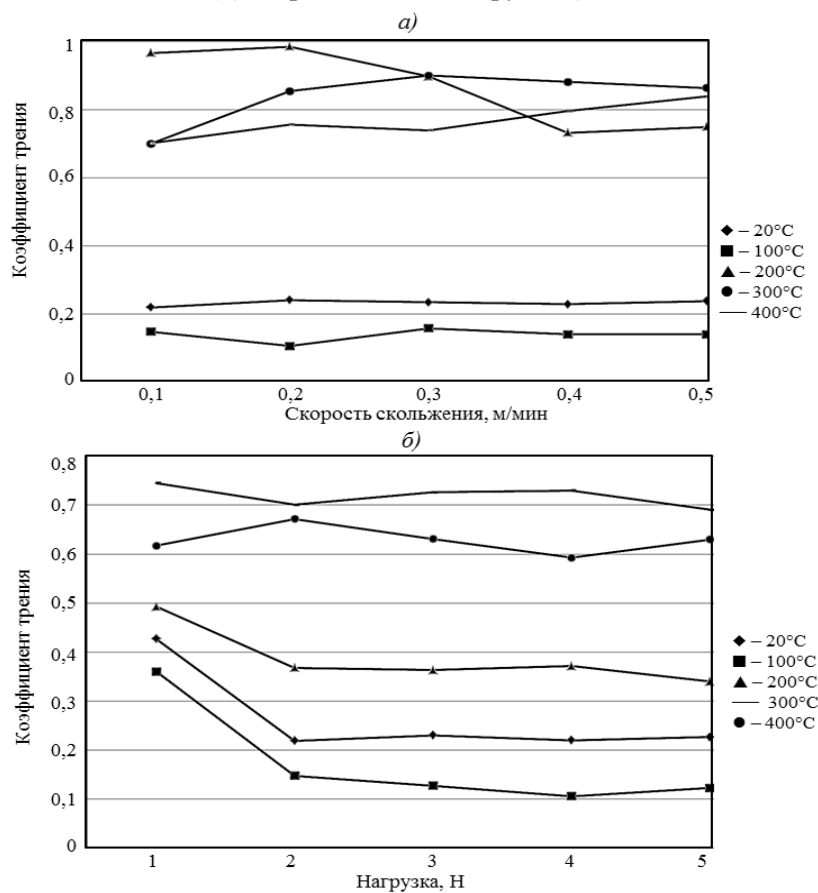


Рис. 5. Зависимость коэффициента трения полученного материала в паре трения с твердым сплавом ВК-6 от скорости скольжения (а) и приложенной нагрузки (б)

Показано, что при смене материала контртела характер температурной зависимости коэффициента трения для полученного в работе материала не изменяется. С увеличением температуры испытаний с 20 до 100°C коэффициент трения снижается (рис. 5). Дальнейшее повышение температуры испытаний до 200°C приводит к резкому росту значений коэффициента трения на 0,2. С последующим повышением температуры испытаний до 300 и 400°C наблюдается снижение значений коэффициента трения. В среднем снижение значений коэффициента трения оценивается как 0,05 на 100°C, что можно объяснить снижением энергии связи между атомами в плоскостях спайности при повышении температуры.

Аналогичная зависимость триботехнических свойств от температуры испытаний характерна для графита – при увеличении температуры испытаний до 80°C коэффициент трения резко возрастает, что связано с десорбцией кислорода и влаги и приводит к катастрофическому износу [25].

Заключения

Таким образом, в данной работе показана возможность получения с применением метода искрового плазменного спекания материала на основе слоистого карбосилицида титана со значениями триботехнических свойств на уровне таких материалов, как графит и нитрид бора. Однако необходимо проведение дополнительных исследований по изучению поведения полученного материала в паре трения с керамикой и металлокерамикой.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // *Интеллект и технологии*. 2016. №2 (14). С. 16–21.
3. Кузнецов Б.Ю., Сорокин О.Ю., Ваганова М.Л., Осин И.В. Синтез модельных высокотемпературных керамических матриц методом искрового плазменного спекания и изучение их свойств для получения композиционных материалов // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. №4 (53). С. 37–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-37-44.
4. Бузник В.М., Каблов Е.Н. *Арктическое материаловедение*. Томск: Изд-во Томск. гос. ун-та. 2018. Вып. 3. 44 с.
5. Фарафонов Д.П., Мигунов В.П., Алешина Р.Ш. Исследование триботехнических характеристик материалов, применяемых для упрочнения бандажных полок рабочих лопаток турбин ГТД // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. №S1 (43). С. 24–30. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-24-30.
6. Souchet A., Fontaine J., Belin M. et al. Tribological duality of Ti_3SiC_2 // *Tribology Letters*. 2005. Vol. 18. No. 3. P. 341–352.
7. Myhra S., Summers J.W.B., Kisi E.H. Ti_3SiC_2 a layered ceramics exhibiting ultra-low friction // *Materials Letters*. 1999. Vol. 39. P. 6–11.
8. El-Raghy T., Blau P., Barsoum M.W. Effect of grain size on friction and wear behavior of Ti_3SiC_2 // *Wear*. 2000. Vol. 238 (2). P. 125–130.
9. Sun Z.M., Zhou Y.C., Li S. Tribological Behavior of Ti_3SiC_2 -based Material // *Journal of Materials Science & Technology*. 2002. Vol. 18. No. 2. P. 142–145.
10. Zang Y., Ding G.P., Zhou Y.C., Cai B.C. Ti_3SiC_2 – a self-lubricating ceramic // *Materials Letters*. 2002. Vol. 55. P. 285–289.
11. Barsoum M.W., El-Raghy T. Synthesis and Characterization of a Remarkable Ceramic: Ti_3SiC_2 // *Journal of the American Chemical Society*. 1996. Vol. 79. P. 1953–1956.

12. Yuanyuan Zhu, Aiguo Zhou, Yiqiu Ji et al. Tribological properties of Ti_3SiC_2 coupled with different counter faces // *Ceramics International*. 2015. Vol. 41. P. 6950–6955.
13. Huang Z., Zhai H., Guan M. et al. Oxide-film-dependent tribological behaviors of Ti_3SiC_2 // *Wear*. 2007. Vol. 262. P. 1079–1085.
14. Sarkar D., Basu B., Cho S.J. et al. Tribological properties of Ti_3SiC_2 // *Journal of the American Chemical Society*. 2005. Vol. 88 (11). P. 3245–3248.
15. Chandraghosh N. Synthesis and Tribological Characterization of In-Situ Spark Plasma Sintered Ti_3SiC_2 and Ti_3SiC_2 -TiC Composites: thesis, Oklahoma State University, 2009. P. 105.
16. Barsoum M.W. The $M_{n+1}AX_n$ phases: A new class of solids: Thermodynamically stable nanolaminates // *Progress of Solid State Chemistry*. 2000. Vol. 28 (1–4). P. 201–205.
17. Zhang H.B., Bao Y.W., Zhou Y.C. Current Status in Layered Ternary Carbide Ti_3SiC_2 , a Review // *Journal of Materials Science & Technology*. 2009. Vol. 25. No. 1. P. 1–38.
18. Найдич Ю.В., Колиснеченко Г.А. Взаимодействие металлических расплавов с поверхностью алмаза и графита. Киев: Наукова думка, 1967. 89 с.
19. Kisi E.H., Crossley J.A.A., Myhra S., Barsoum M.W. Structure and crystal chemistry of Ti_3SiC_2 // *Journal of Physics and Chemistry of Solids*. 1998. Vol. 59. P. 1437–1443.
20. Горбунов Д.А. Адгезионное взаимодействие на контакте при трении графита: дис. ... канд. физ.-мат. наук. М.: НИИграфит, 1981. 210 с.
21. Клингер Л.Л., Горбунов Д.А. Моделирование случайных блужданий по границам зерен // *Физико-химическая механика материалов*. 1986. Т. 61. №6. С. 1084–1088.
22. Barsoum M.W. MAX Phases. Properties of Machinable Ternary Carbides and Nitrides. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2013. 437 p.
23. Сорокин О.Ю., Солнцев С.Ст., Евдокимов С.А., Осин И.В. Метод гибридного искрового плазменного спекания: принцип, возможности, перспективы применения // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. №S6. С. 11–16. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s6-11-16.
24. Гращенков Д.В., Севостьянов Н.В., Ефимочкин И.Ю., Бурковская Н.П. Синтез карбосилицида титана Ti_3SiC_2 методом искрового плазменного спекания // *Конструкции из композиционных материалов*. 2016. №4. С. 23–26.
25. Трение, изнашивание и смазка: справочник в 2-х кн. / под ред. И.В. Крагельского, В.В. Алисина. М.: Машиностроение, 1978. Кн. 1. 400 с.