

Просьба ссылаться на эту статью в русскоязычных источниках следующим образом:

Поздеева Т.Ю., Каченюк М.Н., Караваев Д.М. Зависимость трибологических свойств углерод-керамических материалов от состава // Вестник ПНИПУ. Машиностроение. Материаловедение. – 2023. – Т. 25, № 2. – С. 51–60. DOI: 10.15593/2224-9877/2023.2.06

Please cite this article in English as:

Pozdeeva T.Yu., Kachenjuk M.N., Karavaev D.M. Dependence of the tribological properties of carbon-ceramic materials on the composition. *Bulletin of PNRPU. Mechanical engineering, materials science*. 2023, vol. 25, no. 2, pp. 51-60. DOI: 10.15593/2224-9877/2023.2.06

ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение
Т. 25, № 2, 2023
Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

Научная статья

DOI: 10.15593/2224-9877/2023.2.06

УДК 666.3.017

Т.Ю. Поздеева, М.Н. Каченюк, Д.М. Караваев

Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, Российская Федерация

ЗАВИСИМОСТЬ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
УГЛЕРОД-КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ОТ СОСТАВА

Приведены результаты испытаний трибологических свойств по схеме «шарик – диск» при сухом скольжении углерод-керамических композиционных материалов (УККМ) по ASTM G99–03. В качестве контртел использовали шарики из чистого диоксида циркония диаметром 4 мм. Цель проводимого исследования – установить зависимость трибологических характеристик от состава углерод-керамических композиционных материалов. Образцы УККМ цилиндрической формы, диаметром 15 мм получены методом гелевого литья под магнитным воздействием с дальнейшим искровым плазменным спеканием в инертной атмосфере. Состав образцов различался по матричной основе: диоксид циркония, стабилизированный 3 мол. % оксидом иттрия и диоксид титана (ТУ 6–09–3811–79, осч. 7–3). В качестве наполнителя использовали многостенные углеродные нанотрубки (МУНТ) торговой марки «Таунит-МД» (ООО «Нанотехцентр», г. Тамбов). Предварительная подготовка образцов для испытаний заключалась в шлифовании и полировании поверхности до зеркального блеска с шероховатостью поверхности не более 0,02 мкм. Анализ дорожек износа проводили методом оптической микроскопии. Установлено, что композит на основе диоксида титана обладает низкой износостойкостью в сравнении с диоксидом циркония, независимо от наличия МУНТ. Процесс изнашивания диоксида титана сопровождается интенсивным поверхностным выкрашиванием материала, независимо от наличия углеродного наполнителя, тогда как для диоксида циркония, характерен механизм абразивного износа с образованием бороздчатого рельефа. Добавление многостенных углеродных нанотрубок способствует снижению коэффициента трения, однако для повышения трибологических характеристик требуется подбор оптимального содержания МУНТ в матрице.

Ключевые слова: износостойкость, углерод-керамические композиты, коэффициент трения, контртело, многостенные углеродные нанотрубки, износ по массе, износ по объему, пластическая деформация, абразивный износ, поверхностное выкрашивание.

T.Yu. Pozdeeva, M.N. Kachenyuk, D.M. Karavaev

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

DEPENDENCE OF THE TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF CARBON-CERAMIC MATERIALS ON THE COMPOSITION

The results of tests of tribological properties according to the "ball – disk" scheme with dry sliding of carbon-ceramic composite materials (CCCM) according to ASTM G99-03 are presented. Balls of pure zirconium dioxide with a diameter of 4 mm were used as counterbodies. The purpose of the study is to establish the dependence of tribological characteristics on the composition of carbon-ceramic composite materials. Tablet-shaped CCCM samples 15 mm in diameter were obtained by gel casting under magnetic influence with further spark plasma sintering in an inert atmosphere. The composition of the samples differed in the matrix base – zirconium dioxide stabilized with 3 mol. % yttrium oxide and titanium dioxide (TU 6–09–3811–79, pure grade 7–3). Multi-walled carbon nanotubes (MWCNTs) of the Taunit-MD trademark (ООО Nanotechcenter, Tambov) were used as a filler. Preliminary preparation of samples for testing consisted in grinding and polishing the surface to a mirror finish with a surface roughness of not more than 0.02 μm . Wear tracks were analyzed by optical microscopy. It has been established that the composite based on titanium dioxide has low wear resistance in comparison with zirconium dioxide, regardless of the presence of MWCNTs. The wear process of titanium dioxide is accompanied by intense surface chipping of the material, regardless of the presence of a carbon filler, while for zirconium dioxide, the mechanism of abrasive wear with the formation of a grooved relief is characteristic. The addition of multi-walled carbon nanotubes contributes to a decrease in the friction coefficient, however, to improve the tribological characteristics, it is necessary to select the optimal content of MWCNTs in the matrix.

Keywords: wear resistance, carbon-ceramic composites, coefficient of friction, counterbody, multi-walled carbon nanotubes, wear by mass, wear by volume, plastic deformation, abrasive wear, surface chipping.

На сегодняшний день разработка композиционных материалов с новыми свойствами становится все более востребованной в машиностроении ввиду требующейся замены тяжелых стальных деталей машин и конструкций. Одним из направлений исследований является производство нанокерамики с добавлением углеродных наполнителей различного типа (нанотрубки, графен, фуллерены и т.д.) для получения уникального комплекса свойств (снижение веса, электропроводность, немагнитность, способность работать при повышенных температурах и в агрессивных средах, повышенная трещиностойкость и др.), в том числе антифрикционных свойств.

Например, в Японии в 2019 г. был выпущен электрический гиперкар Aspark Owl с углерод-керамическими тормозами с 10-поршневыми суппортами спереди и четырехпоршневыми сзади, которые способны тормозить с 400 км/ч.

Данный факт свидетельствует об актуальности разработок углерод-керамических материалов не только за рубежом, но и в России. Так, добавление углеродных нанотрубок к различной керамике способствует получению новых свойств, в том числе снижению коэффициента трения и повышению износостойкости соответственно.

Спекание керамических образцов, армированных многостенными углеродными нанотрубками, проводилось в печи *Dr. Sinter SPS-1050b* (SPS Syntex, Inc., Япония).

Параметры процесса спекания – температура, время выдержки и прикладываемое давление – зависели от материала матрицы. Для образцов на основе $\text{ZrO}_2\text{-}3\text{Y}_2\text{O}_3\text{/МУНТ}$: $T=1350$ °С с выдержкой в течение 5 мин, $P=1,3$ кН и 5,2 кН, скорость нагрева 100 °С /мин.

Для образцов МУНТ/ TiO_2 (ТУ 6–09–3811–79, осч. 7–3): $T=1200$ °С с выдержкой в течение 5 мин, $P=2,6$ кН и 6,2 кН, скорость нагрева 125 °С /мин.

Приготовление шлифов осуществляли в два основных этапа, а именно шлифование, затем полирование на наборе наждачных бумаг с крупностью от Р180 до Р3000. Для получения зеркального блеска обрабатываемой поверхности завершающую стадию полировки проводили на сукне с алмазной пастой.

Износостойкость образцов исследовали на лабораторной машине для трибологических испытаний по схеме «шарик – диск» при сухом скольжении на воздухе при комнатной температуре по известной методике [1; 2].

Метод сухого скольжения был выбран, исходя из того, что процессы скольжения со смазкой многократно описаны в литературе и, очевидно, что в данных процессах свойства используемых материалов гораздо менее важны, чем в процессах без смазки. Интенсивность поверхностного контакта ниже при наличии смазочного слоя.

Кроме того, смазки наносятся в качестве третьего материала на трибосистему. Это приводит к тому, что смазка как функциональный материал имеет конечный срок службы, поскольку она расходуется в процессе эксплуатации рабочего узла. При включении смазки в состав керамического матричного материала можно создать самоподдерживающуюся смазочную фазу. Износ поверхности материала приводит к тому, что в контакте всегда присутствует небольшое количество смазки. Это создает систему, которая постоянно самосмазывается [3].

Параметры испытаний на износ подбирали, исходя из литературного анализа, который показал

значительно различающиеся данные нагрузок, скоростей, пройденного пути, времени испытаний, материала контртел, размера образцов, несмотря на то, что существует стандарт ISO 20808–2016 с жесткой регламентацией всех вышеуказанных параметров, которые, скорее, подходят не для каждого метода производства керамических образцов по размеру и расходу материалов на их синтез [4].

В большинстве работ КМ на основе керамики испытывают методом «палец – диск» или «шарик – диск» согласно ASTM G99–03 [5] при нормальной нагрузке от 1–5, 10, 50, 100, 500 Н, пути трения от 100 м и более, с различными скоростями скольжения и временем испытания. Материал контртел также различен – ZrO_2 , Al_2O_3 , SiC, Si_3N_4 , нержавеющие или быстрорежущие литейные стали, сплав ВК8, диаметр контртел варьируется от 3 до 12 мм [6–15].

ASTM G99–03 дает общее описание методики, без жесткого регламента конкретных значений параметров при проведении испытаний на износ. Поэтому из результатов анализа были выбраны оптимальные условия испытаний, исходя из размеров образцов, особенностей материала, конструктива и работы испытательной машины. Осевая сила на одно контртело составляла 36 Н, общая дистанция скольжения 100 м. Более высокие нагрузки не тестировались во избежание повреждения образцов и изменения геометрии контакта. Скорость скольжения по круговой траектории составляла 0,15 м/с, так как известно, что при трении в паре «керамика – керамика» испытания заканчиваются уже при скоростях выше 1 м/с вследствие катастрофического разрушения поверхности трения [16]. Сила трения, передаваемая на тензодатчик, регистрировалась на протяжении всего испытания. Спеченные шлиф-образцы диаметром 15 мм были предварительно отполированы до зеркального блеска с шероховатостью поверхности не более 0,02 мкм.

В качестве контртел использовали шарики из диоксида циркония, что соответствует керамической матрице тестируемого материала. Диаметр шариков 4,5 мм, твердость до 14 ГПа. Для фиксации контртела предварительно заливали в эпоксидную оправку на глубину $d/2$ с угловым шагом 120 °С (рис. 1).

Далее представлена схема машины трения (рис. 2). Планшайбу с держателем (№5) закрепляли в машину трения. Контртела-шарики истирали по шлиф-образцу, предварительно установленному в специальную оснастку 7, опорой которой служил шарик 9 и стойка 10 с подшипником 11. Держатель 5 соединяли с валом через торцовую шпонку

и приводили в движение через ременную передачу 2 от электродвигателя 1 [1].

В процессе экспериментального определения силы трения контртел-шариков 6 при контакте со шлиф-образцом в оснастке 7 стремились повернуть шлиф-образец в направлении вращения шариков, чему препятствовал тензометрический датчик, удерживающий диск силой противодействия.



Рис. 1. Держатель с установленной заливкой с контртелами

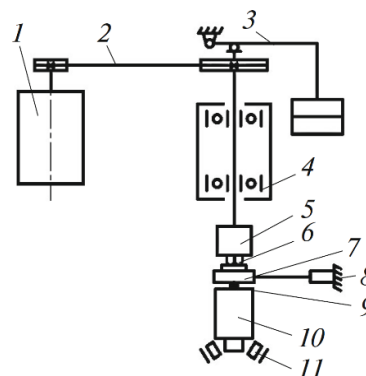


Рис. 2. Лабораторная машина для трибологических испытаний по схеме «шарик – диск»: 1 – электродвигатель; 2 – ременная передача; 3 – устройство для нагружения; 4 – подшипник; 5 – фиксатор; 6 – контртела-шарики; 7 – шлиф-образец в оснастке; 8 – тензометрический датчик силы; 9 – шарик; 10 – стойка; 11 – подшипник [1]

Регистрацию этой силы F_d , возникающей в процессе трибологических испытаний, производили на измерительной установке LTR–U–8, оснащенной тензометрическим модулем LTR212 и компьютером. Передачу силы F_d со шлиф-образца в оснастке 7 на тензометрический датчик силы 8 осуществляли через жестко прикрепленный к диску рычаг. По регистрируемой с частотой опроса 150,2 Гц силе F_d .

Далее по методике [17] проводили расчет характеристик износа:

По формуле (1) рассчитывали момент трения $M_{тр}$, а затем по формуле (2) – коэффициент трения:

$$M_{тр} = F_d \cdot l_d, \quad (1)$$

где F_d – сила, действующая на тензометрический датчик; l_d – расстояние от оси вращения держателя 5 до тензометрического датчика силы 8.

$$f = \frac{M_{TP}}{F_a \cdot r} = \frac{F_d \cdot l_d}{F_a \cdot r}, \quad (2)$$

где F_a – осевая сила на три шарика; r – радиус кольца износа образца.

За момент и коэффициент трения принимали средние значения от полученных за первые 20 с с начала испытаний. Образцы до и после испытаний взвешивали на аналитических весах ВЛА–200г–М(ЗЛГ) с погрешностью взвешивания $\pm 0,15$ мг и определяли величину массового износа (Δm).

По формуле (3) вычисляли приведенный износ по массе I_{II}^m (величина, обратная износостойкости):

$$I_{II}^m = \Delta m / (F_a \cdot L_T), \quad (3)$$

где Δm (мг) – массовый износ; F_a – осевая сила на один образец; L_T (м) – путь трения.

По формуле (4) вычисляли приведенный износ контртела-шарика по объему I_{II}^V :

$$I_{II}^V = \Delta V_K / (F_a \cdot L_T), \quad (4)$$

где потеря объема контртела (мм^3):

$$\Delta V_K = \pi \cdot h^2 (R - 1/3 \cdot h), \quad (5)$$

где h – высота изношенного сегмента (мм), d – диаметр пятна износа (мм), R – радиус сферы (мм).

Высоту изношенного сегмента (мм) вычисляли по формуле:

$$h = R - (R^2 - [d/2]^2)^{1/2}. \quad (6)$$

Результаты трибологических испытаний трех серий различного состава по схеме «шар по диску» представлены в таблице и на сравнительной диаграмме (рис. 3).

Микроструктурный анализ образцов проводили на оптическом инвертированном цифровом микро-

скопе Carl Zeiss AxioVert 40 MAT. USB-микроскопию – с использованием USB-микроскопа Digital microscope sititech (Dewang) CS02-1000X (Китай).

Анализ дорожек износа с помощью оптической и USB-микроскопии показал, что процесс изнашивания диоксида титана сопровождается интенсивным поверхностным выкрашиванием материала независимо от наличия углеродного наполнителя, тогда как для диоксида циркония, характерен другой механизм (рис. 4). Данный вывод также подтверждается полученными значениями приведенного износа по массе для образцов без добавления МУНТ в керамическую матрицу. Для чистого диоксида титана износ по массе выше в 5 раз, чем для чистого диоксида циркония.

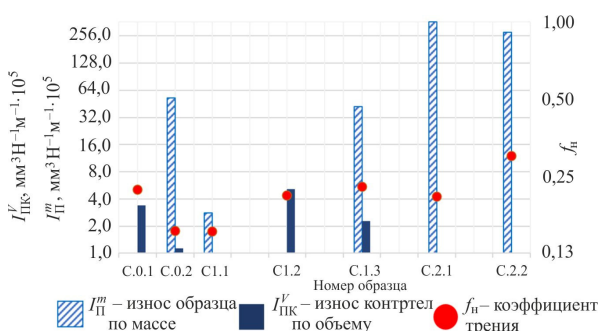


Рис. 3. Сравнительная диаграмма характеристик износа УККМ

По-видимому, матрица на основе диоксида титана, в сравнении с диоксидом циркония, обладает недостаточными прочностными свойствами, чтобы обеспечивать высокую несущую способность поверхностного слоя, что ведет к процессам охрупчивания.

Подобный механизм разрушения композита составом гидроксиапатит – TiO₂–УНТ после испытаний на износ представлен в работе [6], в которой причину хрупкого разрушения поверхности материала связывают с высоким напряжением сдвига при трении из-за высокого коэффициента трения между шариком и поверхностью образца.

Результаты трибологических испытаний

№ обр.	№ серии	Состав	* I_{II}^m , мг·Н ⁻¹ ·м ⁻¹ ·10 ⁵	* I_{II}^V , мм ³ ·Н ⁻¹ ·м ⁻¹ ·10 ⁵	* f_n
1	C.0	C.0. (ZrO ₂ –3Y ₂ O ₃)	0,0	3,39	0,22
2		C.0'. (ZrO ₂ –3Y ₂ O ₃ +МП)	52,8	1,13	0,15
1	C.1	ZrO ₂ –3Y ₂ O ₃ /МУНТ (0,05 об. %) +МП	2,8	0,08	0,15
2			0,0	5,13	0,21
3			42,2	2,28	0,23
1	C.2	TiO ₂ +МУНТ (0,2 об. %) +МП	369,4	0	0,21
2		TiO ₂ +МП	281,1	0,35	0,30

Примечание: * I_{II}^m – приведенный износ образца по массе [мг·Н⁻¹·м⁻¹·10⁵]; I_{II}^V – приведенный износ контртела по объему [мм³·Н⁻¹·м⁻¹·10⁵]; f_n – коэффициент трения.

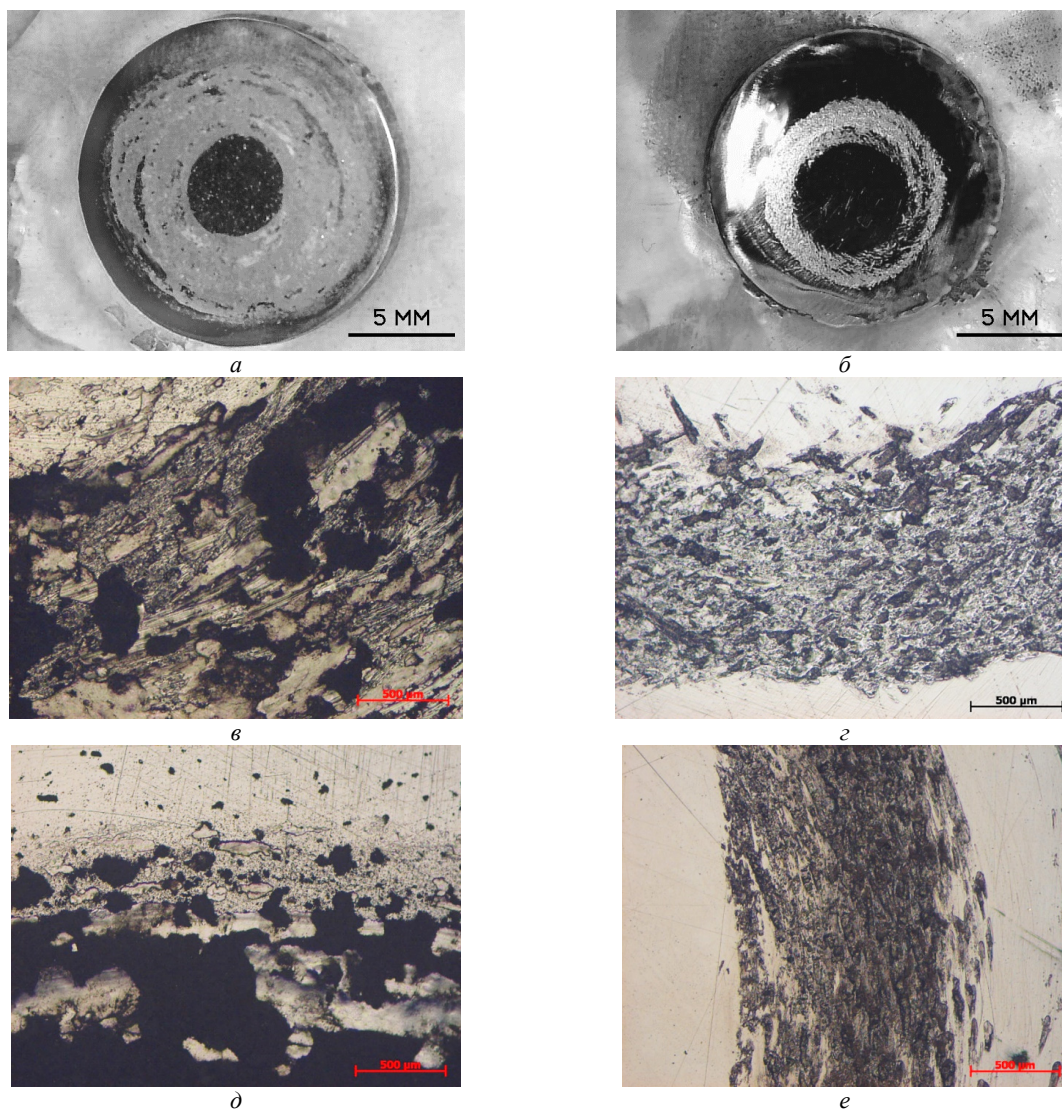


Рис. 4. Фото дорожек износа (*a, б*) и микроструктуры шлиф-образцов (*в–е*) после трибологических испытаний:
a – TiO_2 +МУНТ, $\times 3$; *б* – ZrO_2 - $3\text{Y}_2\text{O}_3$ /МУНТ, $\times 3$; *в* – TiO_2 , $\times 50$; *г* – ZrO_2 - $3\text{Y}_2\text{O}_3$, $\times 50$; *д* – TiO_2 +МУНТ, $\times 50$;
е – ZrO_2 - $3\text{Y}_2\text{O}_3$ /МУНТ, $\times 50$

Материалы с высокой твердостью более износостойки, что также может объяснить различие в износостойкости при сравнении диоксида титана и диоксида циркония, который имеет более высокую теоретическую твердость.

Согласно данным таблицы, максимальный коэффициент трения 0,3 имеет образец на основе чистого диоксида титана. Добавление к TiO_2 МУНТ снижает данный показатель до 0,21, что также согласуется с общей теорией о том, что углеродный наполнитель выполняет функцию смазки и создает углеродный самосмазывающийся слой в виде трибопленки в контактной поверхности [3; 8; 10].

В работе [11] возникновение выкрашивания при высоких нагрузках, вероятно, связано со слабой адгезией между матрицей и МУНТ, а также с

растягивающими напряжениями, возникающими во время испытания.

Кроме того, выкрашиваемые частицы, образующиеся в результате хрупкого разрушения поверхности образца, выполняют роль дополнительного абразива, что в дальнейшем интенсифицирует процесс износа [8].

Что касается коэффициента трения для образцов на основе ZrO_2 с добавлением МУНТ и без такового, то большой разницы не отмечается. По всей видимости, добавление МУНТ в количестве 0,05 об.% нивелируется самой матрицей, что не приводит к заметной разнице трибологических характеристик.

Истирание образцов о поверхность контртел сопровождалось повышением температуры по-

верхности в зоне трибоконтакта до $+80...150\text{ }^{\circ}\text{C}$, что также описано в [12].

Во избежание больших потерь энергии значение коэффициента трения должно быть $< 0,2$. Низкий коэффициент трения необходим для минимизации нагрева, который приводит к температурным градиентам в контактирующих материалах, что, в свою очередь, ведет к износу, вызванному усталостными процессами. Высокий коэффициент трения может быть связан с высокой шероховатостью поверхности. Это приводит к увеличению интенсивности контактирующих неровностей, создавая большие напряжения в контакте.

Кроме того, когда керамика эксплуатируется при высоких температурах или в вакууме, смазочные материалы на основе органических соединений не могут функционировать должным образом. Это требует смазывания твердотельными смазками или поверхностями с низким коэффициентом трения, которые можно использовать при экстремальных нагрузках и скоростях, при высоких температурах или в условиях вакуума.

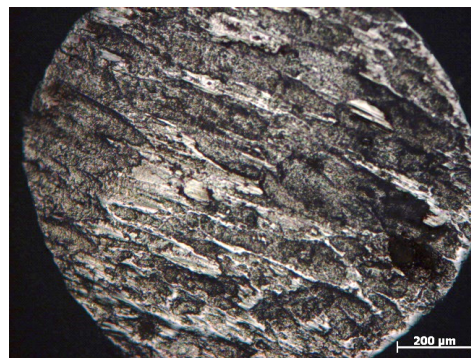
В качестве твердотельных смазок в керамическую матрицу добавляют углеродный наполнитель, MoS_2 , MnO_2 , B_2O_3 , CuO , MgO и др.

Небольшой износ такого материала приводит к наличию на поверхности мягкой фазы, которая увеличивает фактическую площадь контакта образца с контртелом и способствует снижению уровня контактных напряжений на поверхности. Эта мягкая фаза преодолевает разницу в скорости скольжения между поверхностями, и в этом слое происходит сдвиг, что приводит к низкому коэффициенту трения [3].

На характеристики фрикционного износа керамики влияет природа материалов, условия окружающей среды, сопряжение фрикционных материалов и многое другое. Однако универсального механизма, объясняющего фрикционный износ всей керамики, на сегодняшний день не существует. Известно, что между глубиной трения и скоростью последний фактор оказывает большее влияние на силу трения и качество поверхности.

Различающееся поведение материала при износе можно объяснить тем, что при сухом трении керамика в основном трескается и ломается, а затем вызывает износ шлифовального зерна. В условиях смазки это в основном проявляется в фрикционном химическом износе. В случае низкой контактной нагрузки и низкой скорости скольжения механизм износа становится адгезионным [18].

Механизм изнашивания можно также отследить и по структуре пятна износа на контртеле. На рис. 5 представлены микроструктуры пятен износа.



a



б

Рис. 5. Фото структуры пятен износа с поверхности контртела: *a* – $\times 100$; *б* – $\times 200$

Структура пятен и дорожек износа для диоксида циркония представляет собой бороздчатую структуру с многочисленными вытянутыми следами абразивного износа. Согласно [19], данный механизм связан непосредственно с размазыванием частиц износа и вырыванием зерен с поверхности образца, сопровождающемся слабой пластической деформацией поверхности.

Исходя из всего вышесказанного, следует вывод, что композит на основе TiO_2 обладает низкой износостойкостью в сравнении с ZrO_2 . Для TiO_2 наблюдается выкрашивание материала с поверхности износа, тогда как для ZrO_2 – образование бороздчатого рельефа. Для пар трения «керамика – керамика/УККМ» при скорости скольжения $0,15\text{ м/с}$ характерен абразивный износ. Добавление МУНТ в керамическую матрицу способствует снижению f_n , однако для существенного повышения трибологических свойств в сравнении с чистой керамикой требуется подбор оптимального содержания МУНТ в матрице.

Библиографический список

1. Wear resistance of steel parts after electrospark alloying by graphite electrodes / D.M. Karavaev, E.V. Matyugullina, M.D. Doshchennikov, D.A. Sinyushov // Russian Engineering Research. – 2019. – Vol. 39, no. 10. – P. 889–891.

2. Wear resistance of composites based on expanded graphite and a steel base with structured macroscopic relief / D.M. Karavaev, E.V. Matygullina, N.N. Zubkov, D.V. Smirnov, O.Yu. Isaev, T.R. Ablyaz // *Russian Engineering Research*. – 2020. – Vol. 40, no. 10. – P. 867–869.

3. Kerkwijk B. Wear and friction of nanostructured zirconia and alumina ceramics and composites: PhD Thesis. – University of Twente, 1999. – 127 p.

4. ISO 20808–2016 Fine ceramics (advanced ceramics, advanced technical ceramics) – Determination of friction and wear characteristics of monolithic ceramics by ball-on-disc method. – 2016. – 11 p.

5. ASTM G99-03 Standard test method for wear testing with a pin-on-disk apparatus. Copyright ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959, United States. – 7 p.

6. Tribomechanical properties evaluation of HA/TiO₂/CNT nanocomposite / E. Zalnezhad, F. Musharavati, T. Chen, F. Jaber, K. Uzun, M.E.H. Chowdhury, A. Khandakar, J. Liu, S. Bae // *Scientific Reports*. – Vol. 11, no. 1. – P. 1–15.

7. Tribological and electrical properties of ceramic matrix composites with carbon nanotubes / P. Hvizdos, V. Puchý, A. Duszová, J. Dusza, C. Balázi // *Ceramics International*. – 2012. – Vol. 38, no. 7. – P. 5669–5676.

8. Friction and wear behaviors of reduced graphene oxide–and carbon nanotube–reinforced hydroxyapatite bioceramics / H. Hu, Z. Li, W. Sun, R. Li, H. Li, K.A. Khor // *Front. Mater.* – 2020. – Vol. 7. – P. 1–13.

9. Lamnini S. Synthesis and characterization of multi-wall carbon nanotube reinforced yttria stabilized zirconia composites: Ph. D. Dissertation. – Budapest, 2020. – 114 p.

10. The friction and wear properties of RGO/3Y-TZP composites under dry sliding / L. Liu, L. Shi, X. Guo, A. Li, F. Zhang // *Advanced Composites Letters*. – 2019. – Vol. 28, no. 2. – P. 1–9.

11. Microhardness and friction coefficient of multi-walled carbon nanotube–yttria–stabilized ZrO₂ composites prepared by spark plasma sintering / A. Kasperski, A. Weibel, D. Alkattan, C. Estournès, V. Turq, Ch. Laurent, A. Peigney // *Scripta Materialia*. – 2013. – Vol. 69, no. 4. – P. 338–341.

12. Coefficient of friction and wear resistance of zirconia–MWCNTs composites / L. Melk, J.J.R. Rovira, M.-L. Antti, M. Anglada // *Ceramics International*. – 2015. – Vol. 41, no. 1. – P. 459–468

13. Чайка Э.В. Увеличение скорости изнашивания керамики из частично стабилизированного диоксида циркония в процессе трения // *Огнеупоры и техническая керамика*. – 2008. – № 10. – С. 18–21.

14. Савченко Н.Л., Пятова К.М., Кульков С.Н. Трение и износ керамики на основе ZrO₂ – Y₂O₃ в условиях высокоскоростного скольжения по стали // *Вестник Томского государственного университета. Математика и механика*. – 2007. – № 1. – С. 84–88.

15. Структурные изменения поверхности трения и износостойкость керамики ZrO₂–Y₂O₃ / Н.Л. Савченко, П.В. Королев, С.Ю. Тарасов, С.Н. Кульков // *Письма в ЖТФ*. – 2000. – Т. 26, № 11. – С. 29–35.

16. Особенности трибологического поведения керамики на основе диоксида циркония в условиях высокоскоростного трения / Н.Л. Савченко, Т.Ю. Саблина,

С.Н. Кульков // *Известия Самарского научного центра Российской академии наук. Механика и машиностроение*. – 2011. – Т. 13, № 4 (3). – С. 857–862.

17. Методики изучения трибологических характеристик пленок / А.Л. Каменева, Д.М. Караваяев, А.В. Пепельшев, Н.В. Пименова // *Технологии металлов*. – 2012. – Т. 2. – С. 34–37; Т. 3. – С. 48–52.

18. Structural characterization and frictional properties of carbon nanotube/alumina composites prepared by precursor method / G. Yamamoto, M. Omori, K. Yokomizo, T. Hashida, K. Adachi // *Materials Science and Engineering B*. – 2008. – Vol. 148 (1–3). – P. 265–269.

19. Friction and wear characteristics of silicon nitride ceramics under dry friction condition / J. Yao, Y. Wu, J. Sun, J. Tian, P. Zhou, Z. Bao, Z. Xia, L. Gao // *Materials Research Express*. – 2021. – Vol. 8, no. 3. – P. 1–12.

References

1. Karavaev D.M., Matygullina E.V., Doshchennikov M.D., Sinyushov D.A. Wear resistance of steel parts after electrospark alloying by graphite electrodes. *Russian Engineering Research*, 2019, vol. 39, no. 10, pp. 889–891.

2. Karavaev D.M., Matygullina E.V., Zubkov N.N., Smirnov D.V., Isaev O.Yu., Ablyaz T.R. Wear resistance of composites based on expanded graphite and a steel base with structured macroscopic relief. *Russian Engineering Research*, 2020, vol. 40, no. 10, pp. 867–869.

3. Kerkwijk B. Wear and friction of nanostructured zirconia and alumina ceramics and composites. PhD. Thesis. University of Twente, 1999, 127 p.

4. ISO 20808–2016 Fine ceramics (advanced ceramics, advanced technical ceramics). Determination of friction and wear characteristics of monolithic ceramics by ball-on-disc method, 2016, 11 p.

5. ASTM G99-03 Standard test method for wear testing with a pin-on-disk apparatus. Copyright ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959, United States, 7 p.

6. Zalnezhad E., Musharavati F., Chen T., Jaber F., Uzun K., Chowdhury M.E.H., Khandakar A., Liu J., Bae S. Tribomechanical properties evaluation of HA/TiO₂/CNT nanocomposite. *Scientific Reports*, vol. 11, no. 1, pp. 1–15.

7. Hvizdos P., Puchý V., Duszová A., Dusza J., Balázi C. Tribological and electrical properties of ceramic matrix composites with carbon nanotubes. *Ceramics International*, 2012, vol. 38, no. 7, pp. 5669–5676.

8. Hu H., Li Z., Sun W., Li R., Li H., K.A. Khor Friction and wear behaviors of reduced graphene oxide and carbon nanotubereinforced hydroxyapatite bioceramics. *Front. Mater.*, 2020, vol. 7, pp. 1–13.

9. Lamnini S. Synthesis and characterization of multi-wall carbon nanotube reinforced yttria stabilized zirconia composites: Ph. D. Dissertation. Budapest, 2020, 114 p.

10. Liu L., Shi L., Guo X., Li A., Zhang F. The friction and wear properties of RGO/3Y-TZP composites under dry sliding. *Advanced Composites Letters*, 2019, vol. 28, no. 2, pp. 1–9.

11. Kasperski A., Weibel A., Alkattan D., Estournès C., Turq V., Laurentv Ch., Peigney A. Microhardness and friction coefficient of multi-walled carbon nanotube–yttria–stabilized ZrO₂ composites prepared by spark plasma sintering. *Scripta Materialia*, 2013, vol. 69, no. 4, pp. 338–341.

12. Melk L., Rovira J.J.R., Antti M.-L., Anglada M. Coefficient of friction and wear resistance of zirconia-MWCNTs composites. *Ceramics International*, 2015, vol. 41, no. 1, pp. 459–468

13. Chaika E.V. Uvelichenie skorosti iznashivaniia keramiki iz chastichno stabilizirovannogo dioksida tsirkoniia v protsesse treniia [Increasing the wear rate of partially stabilized zirconia ceramics in the friction process]. *Ogneupory i tekhnicheskaiia keramika*, 2008, no. 10, pp. 18–21.

14. Savchenko N.L., Piatova K.M., Kul'kov S.N. Trenie i iznos keramiki na osnove ZrO₂ – Y₂O₃ v usloviakh vysokoskorostnogo skol'zheniia po stali [Friction and wear of ZrO₂ - Y₂O₃-based ceramics in high-speed sliding on steel]. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Matematika i mekhanika*, 2007, no. 1, pp. 84–88.

15. Savchenko N.L., Korolev P.V., Tarasov S.Iu., Kul'kov S.N. Strukturnye izmeneniia poverkhnosti treniia i iznosostoikost' keramiki ZrO₂-Y₂O₃ [Structural changes in the friction surface and wear resistance of ZrO₂-Y₂O₃ ceramics]. *Pis'ma v ZhTF*, 2000, vol. 26, no. 11, pp. 29–35.

16. Savchenko N.L., Sablina T.Iu., Kul'kov S.N. Osobennosti tribologicheskogo povedeniia keramiki na osnove dioksida tsirkoniia v usloviakh vysokoskorostnogo treniia. [Peculiarities of tribological behavior of zirconium dioxide-based ceramics under conditions of high-speed friction]. *Izvestiia Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiiskoi akademii nauk. Mekhanika i mashinostroenie*, 2011, vol. 13, no. 4 (3), pp. 857–862.

17. Kameneva A.L., Karavaev D.M., Pepelyshev A.V., Pimenova N.V. Metodiki izucheniia tribologicheskikh kharakteristik plenok [Techniques for studying the tribological characteristics of films]. *Tekhnologii metallov*, 2012, vol. 2, pp. 34–37; vol. 3, pp. 48–52.

18. Yamamoto G., Omori M., Yokomizo K., Hashida T., Adachi K. Structural characterization and frictional properties of carbon nanotube/alumina composites prepared by precursor method. *Materials Science and Engineering B*, 2008, vol. 148 (1–3), pp. 265–269.

19. Yao J., Wu Y., Sun J., Tian J., Zhou P, Bao Z., Xia Z., Gao L. Friction and wear characteristics of silicon ni-tride ceramics under dry friction condition. *Materials Research Express*, 2021, vol. 8, no. 3, pp. 1–12.

Поступила: 17.01.2023

Одобрена: 09.02.2023

Принята к публикации: 03.05.2023

Об авторах

Поздеева Татьяна Юрьевна (Пермь, Россия) – ассистент кафедры дизайна, графики и начертательной геометрии ФГАОУ ВО ПНИПУ (Россия, 614990, г. Пермь, Комсомольский пр., 29, e-mail: pozdeevatu@gmail.com).

Каченюк Максим Николаевич (Пермь, Россия) – кандидат технических наук, доцент кафедры механики композиционных материалов и конструкций ФГАОУ ВО ПНИПУ (Россия, 614990, г. Пермь, Комсомольский пр., 29, e-mail: maxxkach@yandex.ru).

Караваяев Дмитрий Михайлович (Пермь, Россия) – кандидат технических наук, доцент кафедры инновационных технологий машиностроения ФГАОУ ВО ПНИПУ (Россия, 614990, г. Пермь, Комсомольский пр., 29, e-mail: kmcm@yandex.ru).

About the authors

Tatyana Yu. Pozdeeva (Perm, Russian Federation) – Assistant of Department Design, Graphics and Descriptive Geometry, Perm National Research Polytechnic University (29, Komsomolsky ave., Perm, 614990, Russian Federation, e-mail: pozdeevatu@gmail.com).

Maxim N. Kachenjuk (Perm, Russian Federation) – Ph. D. in Technical Sciences, Ass. Professor, Department of Mechanics of Composite Materials and Structures, Perm National Research Polytechnic University (29, Komsomolsky ave., Perm, 614990, Russian Federation, e-mail: maxxkach@yandex.ru).

Dmitry M. Karavaev (Perm, Russian Federation) – Ph. D. in Technical Sciences, Ass. Professor, Department of Innovative Engineering Technologies, Perm National Research Polytechnic University (29, Komsomolsky ave., Perm, 614990, Russian Federation, e-mail: kmcm@yandex.ru).

Финансирование. Исследование не имело спонсорской поддержки.

Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Вклад всех авторов равноценен.