

Д. т. н. **В. В. Кузин** (✉), д. т. н. **С. Н. Григорьев**, к. т. н. **С. Ю. Федоров**

ФГБОУ ВО «Московский государственный технологический университет «Станкин», Москва, Россия

УДК 666.3:546.281'261].017:539.92

ВЛИЯНИЕ МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ SiSiC-КЕРАМИКИ НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ГИБРИДНОЙ ПАРЫ ТРЕНИЯ

Установлены закономерности изменения трибологических характеристик гибридной пары трения сталь – SiSiC-керамика при трансформации морфологии поверхности керамики. Выявлено, что морфология шлифованной поверхности существенно влияет на трибологические характеристики пары сталь – SiSiC-керамика. Показано, что интенсификация режима шлифования увеличивает тангенциальную силу и коэффициент трения, ширину дорожки трения, площадь налипov и ширину участка износа.

Ключевые слова: SiSiC-керамика, трибологические характеристики, шероховатость, морфология, трение, износ, режим шлифования.

ВВЕДЕНИЕ

Повысить долговечность узлов трения способна керамика на основе карбида кремния, обладающая благоприятным комплексом показателей для формирования высокого уровня трибологических характеристик [1, 2]. Выбор оптимальных составов и режимов спекания позволил создать специализированную керамику на основе карбида кремния трибологического назначения [3–5]. Однако даже эта «целевая» керамика не обеспечивает заметного увеличения объема промышленного применения гибридных узлов трения. Одна из причин этого — нестабильность условий контактного взаимодействия деталей в гибридных узлах трения из-за постоянной структурной трансформации поверхностного слоя карбидкремниевой керамики, приводящей к непрогнозируемому разрушению этих деталей [6]. Систематизация результатов многочисленных исследований авторами аналитического обзора [7] показала, что для решения этой задачи необходимо как совершенствовать карбидкремниевую керамику трибологического назначения, так и создать условия для благоприятного контактного взаимодействия между деталями гибридного узла трения.

Разработка технологий, формирующих мелкозернистую структуру с удлинёнными зёрнами карбида кремния и уменьшающих содержание межзеренной фазы при ее одновременной кристаллизации, значительно улучшила трибологические характеристики карбидкремниевой керамики и повысила надежность гибридных узлов трения [8–12]. На трибологические характеристики керамики позитивно влияет также управляемая модификация ее поверхностного слоя [13, 14].

Важность учета закономерностей контактного взаимодействия между деталями сталь – керамика при создании гибридных узлов трения доказана в публикации [15]. Показана важная роль структуры и дефектности поверхностного слоя керамики после алмазного шлифования в формировании условий контактного взаимодействия между деталями гибридного узла трения, которые определяют характер разрушения керамики [16]. Изменения структуры, шероховатости, дефектности и морфологии поверхностного слоя карбидкремниевой керамики в зависимости от условий алмазного шлифования исследованы авторами публикаций [17–25]. Однако результаты этих исследований имеют ограниченную применимость из-за разрыва связи между условиями алмазного шлифования и трибологическими характеристиками карбидкремниевой керамики. Этому недостатка лишена методика исследования связи в системе режим алмазного шлифования → состояние поверхности → трибологические характеристики керамических материалов, разработанная авторами статьи [15]. С использованием этой ме-



В. В. Кузин
E-mail: dr.kuzinvalery@yandex.ru

тодики получены результаты, имеющие важное практическое значение для проектирования гибридных узлов трения.

Цель настоящей работы — изучить влияние морфологии поверхностного слоя SiSiC-керамики на трибологические характеристики гибридной пары трения.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Трибологические характеристики исследовали на трибометре BAZALT-2N по схеме неподвижный стальной шарик – вращающийся керамический образец при следующем режиме трения: частота вращения ω 50 мин⁻¹, нормальная сила прижима F_n 20 Н, диаметр дорожки трения 18 мм [15]. При испытаниях фиксировали тангенциальную силу $F_{тр}$ и коэффициент трения μ , а затем измеряли ширину дорожки трения b в восьми симметрично расположенных точках образца, площадь s налипov на дорожке трения и анализировали морфологию дорожки трения. Использовали образцы карбидкремниевой керамики размерами 25×25×5 мм, изготовленные по технологии реакционного спекания (далее — SiSiC-керамика) и шарики из стали ШХ15 (63 HRC) диаметром 6 мм (класс точности 40). Структура «каркасного» типа SiSiC-керамики и морфология шлифованной поверхности образцов показаны на рис. 1 [19].

Высокоплотная структура SiSiC-керамики состоит из зерен первичного карбида кремния 1 размерами до 50 мкм, образующими непрерывный каркас, полости которого заполнены многокомпонентной фазой 2. Фаза образована плотноупакованными зернами вторичного карбида кремния, чистого кремния и углерода, а также примесями (железо и алюминий). Зерна первичного карбида кремния разрушаются по транскристаллитному механизму, а многокомпонентная фаза — по межкристаллитному. Механизм разрушения SiSiC-керамики имеет большое значение как при формировании ее поверхностного слоя при шлифовании, так и при создании условий контактного взаимодействия при трении.

Образцы SiSiC-керамики шлифовали на станке ОШ-440 алмазным кругом 1А1В2-01 100% АС6 160/125 при девяти режимах при постоянной скорости круга $v_{кр}$ 30 м/с; продольную подачу $S_{пр}$ изменяли в диапазоне 5–15 м/мин, поперечную подачу $S_{поп}$ в диапазоне 0,5–1,5 мм/ход, глубину шлифования t в диапазоне 0,01–0,05 мм. Морфология шлифованной поверхности образцов SiSiC-керамики характеризуется хаотичным чередованием участков, имеющих развитый (шагреновый) 3 и сглаженный (глянцевый) 4 рельефы (см. рис. 1, б). Отношение площадей этих участков зависит от режима шлифования.

Шероховатость Ra шлифованной поверхности измеряли на приборе Hommel Tester T8000 по осям x (продольное направлению выступов) и y (поперечное направлению выступов), параметры b и s — на оптическом микроскопе Stereo Discovery V12 Zeiss. Морфологию шлифованной поверхности керамики и дорожек трения изучали на сканирующем электронном микроскопе VEGA3 LMN после нанесения токопроводящей пленки в установке катодного распыления Quorum Q150R ES.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты исследования трибологических характеристик пары сталь ШХ15 – SiSiC-керамика показаны на рис. 2. Видно, что наименьшие значения характеристик $F_{тр}$, μ и b трибопары зафиксированы при испытании образцов, шлифованных при менее интенсивных режимах. Повышение $S_{пр}$ в диапазоне 5–15 м/мин ($S_{поп} = 1$ мм/ход, $t = 0,04$ мм) приводит к увеличению $F_{тр}$ от 3,5 до 5,3 Н, μ от 0,21 до 0,45, b от 0,27 до 0,42 мм (см. рис. 2, а). При возрастании $S_{поп}$ в диапазоне 0,5–1,5 мм/ход ($S_{пр} = 10$ м/мин, $t = 0,04$ мм) $F_{тр}$ увеличивается от 4,5 до 6,9 Н, μ от 0,23 до 0,5, b от 0,29 до 0,46 мм (см. рис. 2, б). Повышение t в диапазоне 0,01–0,05 мм ($S_{пр} = 10$ м/мин, $S_{поп} = 1$ мм/ход) приводит к увеличению $F_{тр}$ от 4,3 до 5,8 Н, μ от 0,21 до 0,35, b от 0,25 до 0,36 мм (см. рис. 2, в). Видно, что наибольшее влия-

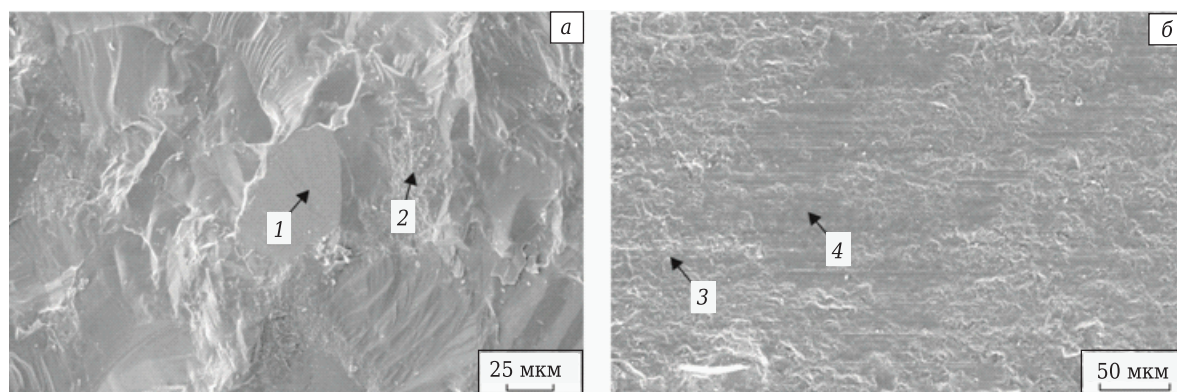


Рис. 1. Структура SiSiC-керамики и морфология шлифованной поверхности образцов

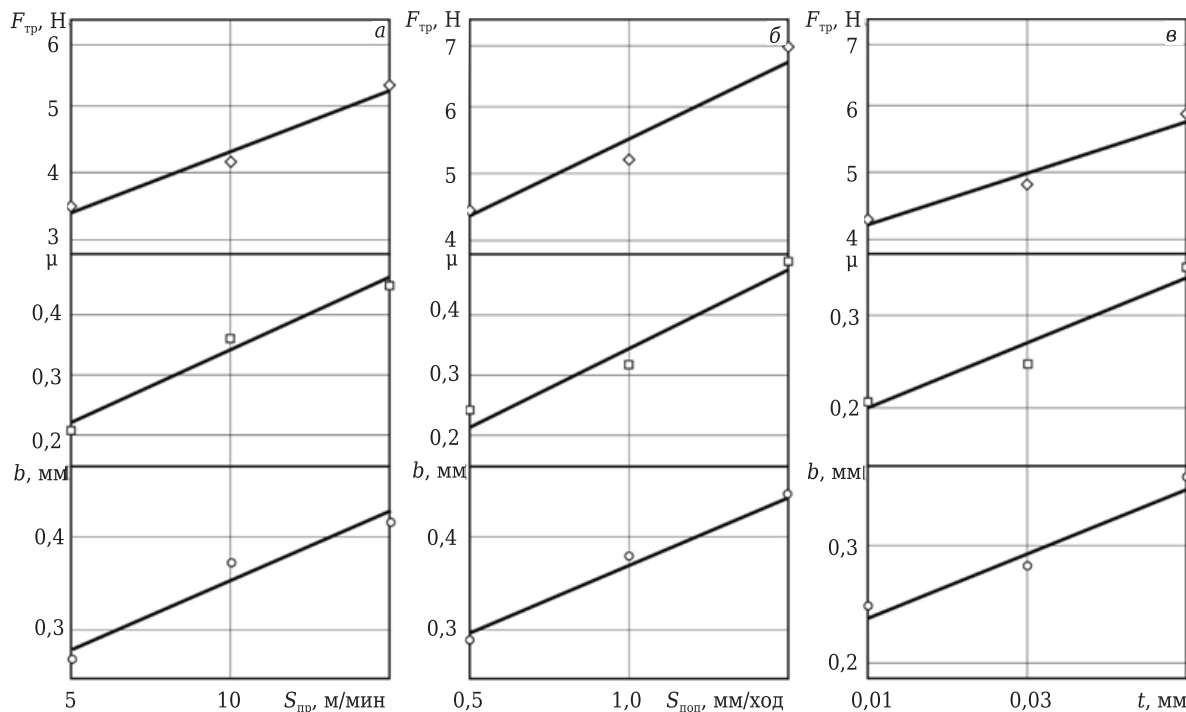


Рис. 2. Влияние параметров режима шлифования $S_{пр}$ (а), $S_{поп}$ (б) и t (в) на трибологические характеристики пары сталь ШХ15–SiSiC-керамика

ние на трибологические характеристики $F_{тр}$, μ и b трибопары оказывает поперечная подача $S_{поп}$.

Столь существенное влияние параметров режима шлифования на трибологические характеристики пары сталь ШХ15 – SiSiC-керамика объясняется тремя факторами: первый — исходная шероховатость и морфология шлифованной поверхности образцов в первоначальный момент трения, второй — образование налипov на дорожке трения, третий — трансформация структуры поверхностного слоя керамики из-за разрушения. Последовательно проанализируем влияние каждого фактора на установленное изменение трибологических характеристики трибопары.

Сопоставление связи режима шлифования с трибологическими характеристиками пары сталь ШХ15 – SiSiC-керамика и с шероховатостью Ra свидетельствует об их полной корреляции. Увеличение $S_{пр}$, $S_{поп}$ и t приводит к повышению Ra как вдоль, так и поперек направления шлифования, причем Ra поперек направления шлифования выше, чем вдоль. Установлено, что при повышении $S_{пр}$ в диапазоне 5–15 м/мин ($S_{поп} = 1$ мм/ход, $t = 0,04$ мм) Ra увеличивается от 0,36 до 0,65 мкм и от 0,61 до 0,75 мкм в продольном и поперечном направлении соответственно. При увеличении $S_{поп}$ в диапазоне 0,5–1,5 мм/ход ($S_{пр} = 10$ м/мин, $t = 0,04$ мм) Ra увеличивается от 0,41 до 0,67 мкм и от 0,66 до 0,78 мкм в продольном и поперечном направлении соответственно. При повышении t в диапазоне 0,01–0,05 мм ($S_{пр} = 10$ м/мин,

$S_{поп} = 1$ мм/ход) Ra увеличивается от 0,35 до 0,61 мкм и от 0,59 до 0,66 мкм в продольном и поперечном направлении соответственно. Анализ приведенных данных свидетельствует, что наибольшее влияние на изменение Ra шлифованной поверхности образцов SiSiC-керамики оказывает также поперечная подача $S_{поп}$.

Выявленное изменение шероховатости согласуется с изменением морфологии поверхностей, шлифованных при разных режимах (рис. 3). На основе анализа поверхностей образцов SiSiC-керамики, шлифованных при разных режимах, выделены три характерных морфологических рисунка, отражающие специфику их неоднородности. Фрагмент поверхности со сглаженной морфологией, формирующейся при наименее интенсивном режиме шлифования, показан на рис. 3, а, фрагмент с развитой морфологией, формирующейся при среднем по интенсивности режиме шлифования, — на рис. 3, б, фрагмент с грубой морфологией, формирующейся при наиболее интенсивном режиме шлифования, — на рис. 3, в.

Анализ этих характерных морфологических рисунков показывает, что их основными элементами являются чередующиеся участки 1 пластически деформированного слоя, участки 2 с разрушенными зернами первичного карбида кремния и участки 3 с разрушенной межкомпонентной фазой. Размеры и число этих участков, зависящие от параметров режима шлифования, явились базой для выделения трех характерных морфологических рисунков.

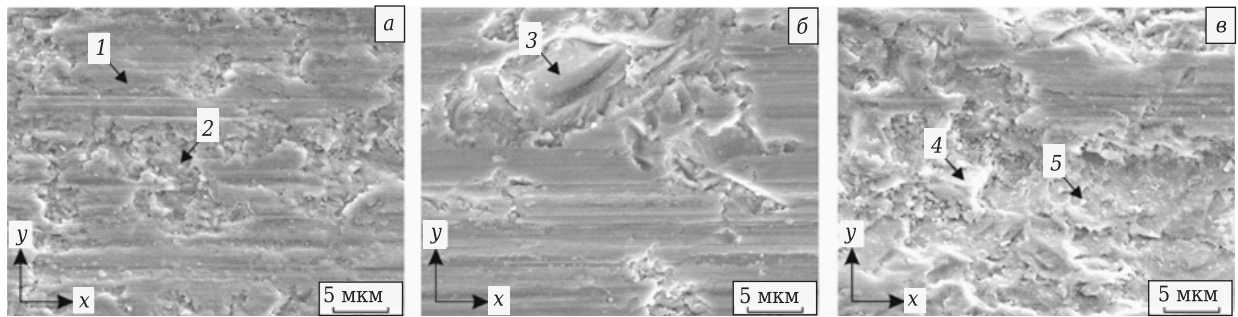


Рис. 3. Влияние режима шлифования на морфологию поверхности образцов SiSiC-керамики

Поверхность со сглаженной морфологией характеризуется преимущественно участками с пластически деформированным слоем 1 и участками с разрушенной межкомпонентной фазой 2 (см. рис. 3, а); R_a такой поверхности не превышает 0,3 и 0,5 мкм в продольном и поперечном направлении соответственно. Поверхность с развитой морфологией характеризуется как участками пластически деформированного слоя и разрушенной межкомпонентной фазы, так и участками с разрушенными зёрнами первичного карбида кремния 3 (см. рис. 3, б); R_a такой поверхности не превышает 0,4 и 0,6 мкм в продольном и поперечном направлении соответственно. Поверхность с грубой морфологией обладает всеми теми же элементами морфологического рисунка, что и две предыдущие поверхности, а также имеет хорошо ограниченные крупные выступы 4 и мелкие 5 (см. рис. 3, в); R_a такой поверхности более 0,6 и 0,7 мкм в продольном и поперечном направлении соответственно.

Роль налипов, образовавшихся на дорожке трения, при изменении трибологических характеристик пары сталь ШХ15 – SiSiC-керамика проявляется следующим образом.

В результате контактного взаимодействия трибопары на шарике формируется площадка износа, а на образце — дорожка трения, частично покрытая налипами стали (рис. 4). Появление налипов, имеющих стохастическую форму и разме-

ры, тоже связано с переносом металла на керамику в результате срезания микростружки с шарика острыми кромками зёрен первичного карбида кремния и последующего их «намазывания» в виде чешуек стали толщиной до 5 мкм на поверхность керамики. Толщина налипов плавно увеличивается в направлении скольжения, причем их передняя поверхность гладкая, а боковые и задняя поверхности имеют четко выраженные следы разрушения стали. Налипы, хаотично распределенные по дорожке трения, существенно изменяют условия контактного взаимодействия трибопары.

Внешняя поверхность налипа имеет сглаженную морфологию с трещинами, рисками и волнами, оставленными скользящим шариком (см. рис. 4, а). Под действием циклических силовых и тепловых нагрузок, генерируемых скользящим шариком, в налипе развиваются многочисленные трещины 4, растущие в направлении, перпендикулярном вектору скорости $v_{об}$ вращения образца, и приводящие к разрушению 2 и отслоению 3 фрагментов налипов с образованием областей локальных разрушений. Другой механизм разрушения налипа — продавливание его локальных объемов 4 в поры, образовавшиеся на границе керамика – налип при «намазывании» чешуек стали на керамику.

Разрушение налипов негативно влияет на состояние поверхностного слоя SiSiC-керамики, что в итоге определяет влияние третьего факто-

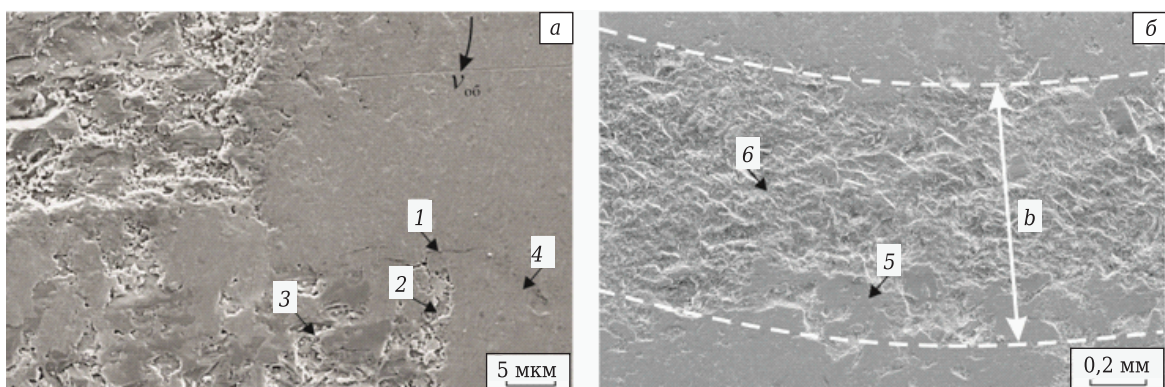


Рис. 4. Общий вид налипа на дорожке трения (а) и трека износа (б) на шлифованной поверхности образца SiSiC-керамики

ра на трибологические характеристики трибопары. Разрушение наливов инициирует процесс адгезионного износа поверхностного слоя керамики по следующему механизму. В поверхностном слое керамики образуются дополнительные структурные повреждения, накопление и слияние которых приводит к образованию трещин и к последующему разрушению локальных областей на поверхности керамического образца. С увеличением времени трения размеры этих областей увеличиваются, что приводит к образованию трека износа (см. рис. 4, б). Поверхность этого трека имеет весьма развитую морфологию с большим числом острых выступов, усиливающих интенсивность срезания микростружки с шарика.

Анализ структуры поверхностного слоя керамики на периферийных участках трека износа показал, что первоначально разрушается межзеренная фаза с постепенным увеличением ширины и глубины «прожилок». Увеличение времени трения приводит к полной изоляции соседних зерен SiC на шлифованной поверхности. На следующем этапе износа образца SiSiC-керамики разрушаются зерна первичного карбида кремния по транскристаллитному механизму с постепенным увеличением глубины и ширины трека износа, что создает дополнительные препятствия скольжению шарика.

Библиографический список

1. **Zum Gahra, K.-H.** Micro- and macro-tribological properties of SiC ceramics in sliding contact / K.-H. Zum Gahra, R. Blattner, D.-H. Hwang [et al.] // *Wear*. — 2001. — Vol. 250, № 1-12. — P. 299–310.
2. **Borrero-Lopez, Oscar.** Microstructural design of sliding-wear-resistant liquid-phase-sintered SiC: An overview / Oscar Borrero-Lopez, Angel L. Ortiz, Fernando Guiberteau [et al.] // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2007. — Vol. 27, № 11. — P. 3351–3357.
3. **Lafon-Placette, S.** Tribological characterization of silicon carbide and carbon materials / S. Lafon-Placette, K. Delbe, J. Denape [et al.] // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2015. — Vol. 35, № 4. — P. 1147–1159.
4. **Sun, Haodong.** Microstructure and tribological properties of PIP-SiC modified C/C-SiC brake materials / Haodong Sun, Shangwu Fan, Le Wang [et al.] // *Ceramics International*. — 2021. — Vol. 47, № 11. — P. 15568–15579.
5. **Kumar, Parshant.** Tribological characterization of carbon/carbon - silicon carbide composites exposed to freezing conditions / Parshant Kumar, V. K. Srivastava // *Materials Today : Proceedings*. — 2020. — Vol. 21, part 2. — P. 1031–1037.
6. **Kuzin, V. V.** Service-induced damages of the ceramic thrust bearing pivot in the seal section of electrical centrifugal pump system / V. V. Kuzin, S. Yu. Fedorov, V. L. Reutov [et al.] // *Refract. Ind. Ceram.* — 2019. — Vol. 59, № 5. — P. 564–568.
7. **Кузин, В. В.** Эксплуатационные повреждения пяты упорного керамического подшипника в узле гидрозащиты установки электроцентробежных насосов / В. В. Кузин, С. Ю. Федоров, В. Л. Реутов [и др.] // *Новые огнеупоры*. — 2018. — № 1. — С. 63–67.
7. **Zhang, Wei.** Progress in tribological research of SiC ceramics in unlubricated sliding — a review / Wei Zhang, Seiji Yamashita, Hideki Kita // *Materials & Design*. — 2020. — Vol. 190. — 108528.
8. **Gutierrez-Mora, F.** Influence of microstructure and crystallographic phases on the tribological properties of SiC obtained by spark plasma sintering / F. Gutierrez-Mora, A. Lara, A. Muñoz, A. Domínguez-Rodríguez [et al.] // *Wear*. — 2014. — Vol. 309, № 1/2. — P. 29–34.
9. **Amanov, Auezhan.** Effect of ultrasonic nanocrystal surface modification temperature: Microstructural evolution, mechanical properties and tribological behavior of silicon carbide manufactured by additive manufacturing / Auezhan Amanov, Ruslan Karimbaev // *Surface and Coatings Technology*. — 2021. — Vol. 425. — P. 127688.
10. **Guo, Wenjian.** Preparation and formation mechanism of C/C-SiC composites using polymer-Si slurry reactive melt infiltration / Wenjian Guo, Yicong Ye, Shuxin Bai [et al.] // *Ceram. Int.* — 2019. — Vol. 46, № 5. — P. 5586–5593.
11. **Zou, Yang.** Effects of short carbon fiber on the macro-properties, mechanical performance and microstructure of SiSiC composite fabricated by selective laser sintering / Yang Zou, Chen-Hui Li, Liang Hu [et al.] // *Ceram. Int.* — 2020. — Vol. 46, № 8. — Part B. — P. 12102–12110.
12. **Zou, Yang.** Preform impregnation to optimize the properties and microstructure of RB-SiC prepared with laser sintering and reactive melt infiltration / Yang Zou, Chen-Hui Li, Yihao Tang [et al.] // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2020. — Vol. 40, № 15. — P. 5186–5195.
13. **Li, Zhuan.** Preparation and tribological properties of C/C-SiC brake composites modified by in situ grown carbon

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

С использованием методики исследования связей в системе режим алмазного шлифования → состояние поверхности → трибологические характеристики керамических материалов установлены основные закономерности изменения трибологических характеристик гибридной пары трения сталь ШХ15 – SiSiC-керамика при трансформации морфологии ее поверхности. Экспериментально выделены три вида характерных морфологий шлифованной поверхности SiSiC-керамики и выявлена их связь с шероховатостью Ra и параметрами режима шлифования. Установлено, что вид характерной морфологии шлифованной поверхности существенно влияет на трибологические характеристики пары сталь ШХ15 – SiSiC-керамика. Показано, что интенсификация режима алмазного шлифования приводит к практически линейному увеличению тангенциальной силы и коэффициента трения, ширины дорожки трения, площади наливов и ширины участка износа.

Настоящая работа финансируется в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, проект № 0707-2020-0025.

nanofibers / Zhuang Li, Peng Xiao, Ben-gu Zhang [et al.] // Ceram. Int. — 2015. — Vol. 41, № 9. — Part B. — P. 11733–11740.

14. **Yan, Shuai.** Fabrication and tribological characterization of laser textured engineering ceramics: Si_3N_4 , SiC and ZrO_2 / Shuai Yan, Chibin Wei, Hongbo Zou [et al.] // Ceram. Int. — 2021. — Vol. 47, № 10. — Part A. — P. 13789–13805.

15. **Kuzin, V. V.** Effect of conditions of diamond grinding on tribological behavior of alumina-based ceramics / V. V. Kuzin, S. Yu. Fedorov, A. E. Seleznev // Journal of Friction and Wear. — 2016. — Vol. 37, № 4. — P. 371–376.

Кузин, В. В. Влияние режимов алмазного шлифования на трибологические характеристики керамики на основе оксида алюминия / В. В. Кузин, С. Ю. Фёдоров, А. Е. Селезнев // Трение и износ. — 2016. — Т. 37, № 4. — С. 475–481.

16. **Kuzin, V. V.** Tribological aspect in technological assurance of ceramic component quality / V. V. Kuzin, S. Yu. Fedorov, S. N. Grigor'ev // Refract. Ind. Ceram. — 2019. — Vol. 60, № 3. — P. 280–283.

Кузин, В. В. Трибологический аспект в технологическом обеспечении качества керамических деталей / В. В. Кузин, С. Ю. Фёдоров, С. Н. Григорьев // Новые огнеупоры. — 2019. — № 5. — С. 122–126.

17. **Dai, Jianbo.** Damage formation mechanisms of sintered silicon carbide during single-diamond grinding / Jianbo Dai, Honghua Su, Zhongbin Wang, Jihua Xu [et al.] // Ceram. Int. — 2021. — Vol. 47, № 20. — P. 28419–28428.

18. **Li, Zhipeng.** Subsurface damages beneath fracture pits of reaction-bonded silicon carbide after ultra-precision grinding / Zhipeng Li, Feihu Zhang, Xichun Luo // Appl. Surf. Sci. — 2018. — Vol. 448. — P. 341–350.

19. **Kuzin, V. V.** Correlation of diamond grinding regimes with SiSiC-ceramic surface condition / V. V. Kuzin, S. Yu. Fedorov, S. N. Grigor'ev // Refract. Ind. Ceram. — 2017. — Vol. 58, № 2. — P. 214–219.

Кузин, В. В. Взаимосвязь режимов алмазного шлифования с состоянием поверхности SiSiC-керамики / В. В.

Кузин, С. Ю. Фёдоров, С. Н. Григорьев // Новые огнеупоры. — 2017. — № 3. — С. 179–185.

20. **Li, Chen.** Material removal mechanism and grinding force modelling of ultrasonic vibration assisted grinding for SiC ceramics / Chen Li, Feihu Zhang, Binbin Meng [et al.] // Ceram. Int. — 2017. — Vol. 43, № 3. — P. 2981–2993.

21. **Qu, Shuoshuo.** Modelling and grinding characteristics of unidirectional C-SiCs / Shuoshuo Qu, Peng Yao, Yadong Gong [et al.] // Ceram. Int. — 2022. — Vol. 48, № 6. — P. 8314–8324.

22. **Kuzin, V. V.** Technological provision of the quality of ring edges of silicon-carbide friction couples for the end seals of the pumps / V. V. Kuzin, S. Yu. Fedorov, S. N. Grigor'ev // Refract. Ind. Ceram. — 2018. — Vol. 58, № 6. — P. 647–651.

Кузин, В. В. Технологическое обеспечение качества кромок колец пары трения из карбида кремния для торцовых уплотнений насосов / В. В. Кузин, С. Ю. Фёдоров, С. Н. Григорьев // Новые огнеупоры. — 2017. — № 11. — С. 65–69.

23. **Dai, Chenwei.** Analysis on ground surface in ultrasonic face grinding of silicon carbide (SiC) ceramic with minor vibration amplitude / Chenwei Dai, Zhen Yin, Ping Wang [et al.] // Ceram. Int. — 2021. — Vol. 47, № 15. — P. 21959–21968.

24. **Zhou, Wenbo.** Numerical investigation on the influence of cutting-edge radius and grinding wheel speed on chip formation in SiC grinding / Wenbo Zhou, Honghua Su, Jianbo Dai [et al.] // Ceram. Int. — 2018. — Vol. 44, № 17. — P. 21451–21460.

25. **Dai, Wenbo.** Experimental and numerical investigation on the interference of diamond grains in double-grain grinding silicon carbide ceramics / Wenbo Dai, Honghua Su, Wenbo Zhou [et al.] // Journal of Manufacturing Processes. — 2019. — Vol. 44. — P. 408–417. ■

Получено 20.04.22

© В. В. Кузин, С. Н. Григорьев,
С. Ю. Фёдоров, 2022 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ



XII Научно-практическая конференция

«Актуальные проблемы огнеупорного производства»

Ассоциация производителей и потребителей огнеупоров «Санкт-Петербургский научно-технический центр» приглашает Вас принять участие в ежегодной XII научно-практической конференции «Актуальные проблемы производства огнеупоров», которая состоится 20–21 октября 2022 г. в Санкт-Петербурге.

Целевой аудиторией конференции являются технические специалисты, представители технических отделов, отделов технического контроля и лабораторий огнеупорных предприятий производителей и потребителей огнеупоров.

Конференция традиционно разделена на тематические блоки:

- метрологическое обеспечение производства и деятельности лабораторий, а также другие вопросы по этой тематике
- современные разработки в области огнеупоров
- стандартизация и информационное обеспечение в области огнеупоров
- технологическое и лабораторное оборудование
- проблемы производства огнеупоров и оценка качества огнеупоров у потребителей и производителей

На конференции предусмотрены благоприятные условия для дискуссий и налаживания взаимовыгодных отношений между сторонами.

Тезисы докладов конференции будут опубликованы в журнале «Новые огнеупоры» в рамках отчетной статьи о проведении конференции. Материалы для публикации просим направлять в наш адрес не позднее 3 октября 2022 г. Приглашаем представителей Вашего предприятия принять участие в конференции.

Сведения об Ассоциации можно получить на сайте www.ogneupor-spb.ru, по тел. (812) 309-18-82, e-mail: refinfo@mail.ru

Наш почтовый адрес: 1980031, Санкт-Петербург, наб. Реки Фонтанки, 117, л. А, офис 610Б.