

Д. т. н. В. В. Кузин (✉), д. т. н. С. Н. Григорьев, к. т. н. М. А. Волосова

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

УДК 666.3:621.921.6]:539.422.3

## МИКРОСТРУКТУРНАЯ МОДЕЛЬ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ КЕРАМИКИ ПОСЛЕ АЛМАЗНОГО ШЛИФОВАНИЯ, УЧИТЫВАЮЩАЯ ЕГО РЕАЛЬНУЮ СТРУКТУРУ И УСЛОВИЯ КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ С УПРУГИМ ТЕЛОМ

При систематизации исследования алмазного шлифования образцов  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$ ,  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-TiC}$ , Y-TZP- и SiSiC-керамики выявлены общие и специфические признаки в структуре их поверхностного слоя. Эти признаки использовали для выбора основных элементов для микроструктурной модели и принятия допущений. Построенная модель, представленная в виде конструкции, учитывает реальную структуру поверхностного слоя и условия контакта с упругим телом.

**Ключевые слова:** микроструктурная модель, шлифованная керамика, поверхностный слой (ПС), алмазное шлифование, напряженно-деформированное состояние (НДС).

### ВВЕДЕНИЕ

Алмазная обработка изменяет структуру поверхностного слоя (ПС) керамики [1–10]. Структурно-трансформированный ПС, контактирующий с сопрягаемой деталью и воспринимающий весь комплекс эксплуатационных нагрузок ранее основного материала, вносит коррективы в условия трения и износ керамических деталей [11]. Одной из причин этого влияния является специфическое напряженно-деформированное состояние (НДС), формирующееся в ПС керамики под внешним воздействием и создающее предпосылки для внезапного разрушения деталей [12]. Поэтому выявление влияния ПС, образовавшегося при шлифовании, на НДС керамики в условиях контактного взаимодействия с упругим телом является актуальной научной задачей.

Наиболее эффективным методом решения этой задачи является компьютерное моделирование [13]. Его успешное применение при изучении проблемных вопросов в инженерии поверхности предполагает детальную проработку базовых физических явлений для постановки задачи и построения математической модели [14].

В работе поставлена цель — построить микроструктурную модель ПС керамики после алмазного шлифования (шлифованной керамики), учитывающую его реальную структуру (выявленную в экспериментальных исследованиях) и условия контактного взаимодействия с упругим телом. Использование такой модели позволит изучить НДС ПС разной шлифованной керамики с использованием компьютерного моделирования.

### АНАЛИЗ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ

Построение микроструктурной модели ПС шлифованной керамики выполняли на основе обобщения и систематизации результатов комплексного исследования алмазного шлифования образцов из керамики на основе оксида алюминия, нитрида кремния, карбида кремния и диоксида циркония [15–23]. Выбор этих материалов определен их наибольшей востребованностью и применимостью в промышленности, а также широким диапазоном изменений структуры и свойств. Алгоритм обработки экспериментальных результатов включал анализ свойств и структуры исходной (спеченной) керамики, а также выделение общих и специфических признаков в структуре ПС шлифованной керамики.

Использовали результаты исследований шлифованных образцов  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$ -керамики (предел прочности при изгибе  $\sigma_{\text{изг}} = 650$  МПа, трещиностойкость  $K_{1c} = 5,4$  МПа·м<sup>1/2</sup>, плотность



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

$\rho = 4,3 \text{ г/см}^3$ , твердость 93 HRA),  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -TiC-керамики ( $\sigma_{\text{изг}} = 790 \text{ МПа}$ ,  $K_{1c} = 7,5 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ ,  $\rho = 3,4 \text{ г/см}^3$ , твердость 94 HRA), Y-TZP-керамики ( $\sigma_{\text{изг}} = 950 \text{ МПа}$ ,  $K_{1c} = 9,0 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ ,  $\rho = 6,0 \text{ г/см}^3$ , твердость 12 ГПа) и SiSiC-керамики ( $\sigma_{\text{изг}} = 390 \text{ МПа}$ ,  $K_{1c} = 4,0 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ ,  $\rho = 3,05 \text{ г/см}^3$ , твердость 92 HRA). Образцы шлифовали на станке ОШ-440 с использованием алмазного круга (1A1B2-01 100 % AC6 160/125) и смазочно-охлаждающей жидкости. Режим шлифования: скорость круга  $v_{\text{кр}} 30 \text{ м/с}$ , продольная подача  $S_{\text{пр}} 5\text{--}15 \text{ м/мин}$ , поперечная подача  $S_{\text{поп}} 0,5\text{--}1,5 \text{ мм/ход}$ , глубина шлифования  $t 0,01\text{--}0,05 \text{ мм}$ . Более подробно эта методика описана в публикациях [15, 17].

После шлифования образцы промывали в ультразвуковой мойке Elmasonic S70 для удаления с их поверхности осколков керамических зерен, продуктов износа алмазного круга и компонентов смазочно-охлаждающей жидкости. Морфологию шлифованной поверхности и структуру ПС изучали на образцах и их изломах с использованием сканирующего электронного микроскопа VEGA 3 LMN. Подготовка образцов для металлографических исследований включала нанесение токопроводящей пленки углерода на их поверхности в установке катодного распыления Quorum Q150R ES.

На микрофотографиях шлифованной поверхности керамических образцов (рис. 1) виден результат трансформации исходной структуры (ИС) керамики в шлифованную поверхность (ШП) с образованием слоя (С), покрывающего поверхность образцов. В результате шлифования образцы имеют разные морфологию шлифо-

ванной поверхности ШП и степень дефектности слоя С. Несмотря на видимые различия в исходной структуре ИС и структуре ПС шлифованных образцов керамики разного состава (см. рис. 1, а–д), имеется множество общих признаков. Последовательно проанализируем особенности исходной структуры каждой керамики и общие признаки в структуре их ПС, так как именно на их основе удалось построить микроструктурную модель.

Исходная структура  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -TiC-керамики сформирована зернами неправильной формы размерами 2–5 мкм, на границах зерен имеются отдельные полости вытянутой формы размерами до 0,5 мкм (см. рис. 1, а). Структуру высокоплотной  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -TiC-керамики образуют удлиненные зерна длиной до 3 мкм и диаметром до 0,6 мкм (см. рис. 1, б). Высокоплотная Y-TZP-керамика имеет структуру, состоящую из плотноупакованных зерен тетрагональной фазы размерами 0,5–1 мкм (см. рис. 1, в). Структура SiSiC-керамики существенно отличается от первых двух наличием «каркаса», образованного крупными (до 50 мкм) сросшимися зернами первичного SiC (см. рис. 1, г). Каркас заполнен многокомпонентной фазой, образованной плотноупакованными мелкими зернами вторичного SiC, чистого Si, углерода и примесями.

Определены пять общих признаков в структуре ПС шлифованной керамики. Их присутствие можно объяснить одинаковой реакцией разных керамических материалов на одновременное действие механизмов хрупкого разрушения и пластической деформации при шлифовании.

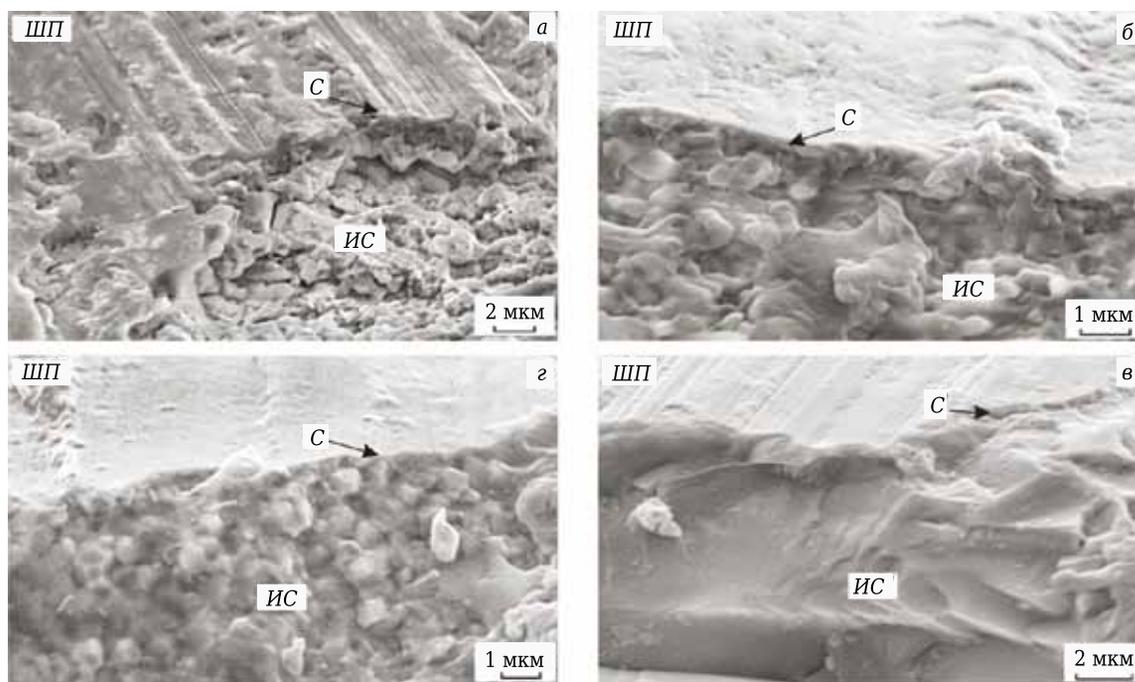


Рис. 1. Общий вид ПС образцов  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -TiC- (а),  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -TiC- (б), Y-TZP- (в) и SiSiC-керамики (г) после алмазного шлифования

Первым общим признаком следует считать факт образования ПС в результате ударного воздействия алмазных зерен и трения связки шлифовального круга по поверхности керамических образцов при шлифовании. Этот ПС является новым структурным элементом высокоплотной керамики и состоит из внешнего слоя *C*, переходной зоны и подповерхностного дефектного слоя. Вторым общим признаком — на поверхности всех шлифованных образцов присутствует неравномерно распределенный тонкий слой *C*, образованный в результате пластической деформации в условиях высокоскоростного нагрева локальных объемов керамики и последующего быстрого охлаждения.

Третьим общим признаком определен следующим образом: каждый слой ПС шлифованной керамики имеет оригинальную структуру и характеризуется определенной совокупностью дефектов. Внешний подслой пластически деформированного слоя *C* имеет аморфную структуру, а внутренний подслой, примыкающий к керамике, — аморфно-кристаллическую. Эта структура сформирована за счет проникновения аморфной фазы с поверхности образца во внутренний объем керамики и обволакивания мелких керамических осколков. Структуру переходной зоны образуют частично разрушенные зерна, в том числе со сколовшимися верхними вершинами, и зерна с транскристаллитными трещинами. Одна часть осколков после разрушения этих зерен выносятся смазочно-охлаждающей жидкостью из зоны шлифования, другая — заполняет образовавшиеся полости и уплотняется под действием нагрузок. В переходной зоне имеются также незаполненные вытянутые полости. Структура подповерхностного дефектного слоя керамики, расположенного ниже переходной зоны, соответствует исходной структуре керамики; однако в ней присутствуют транс- и межкристаллитные трещины, распространяющиеся с поверхности в глубь керамики.

Четвертым общим признаком — шлифованная поверхность ШП имеет волнообразный рельеф, сформированный выступами и впадинами. Морфологический рисунок этой поверхности дополняют риски, углубления, наплывы, поры, области локального разрушения, вырывы, а также поперечные и продольные трещины. Пятым общим признаком в структуре ПС шлифованных образцов разной керамики является присутствие полостей и трещин на границе внутренний подслой – переходная зона.

Одновременно с общими признаками в структуре ПС шлифованной керамики выявлены специфические признаки, связанные с разными исходной структурой и свойствами материалов, а также с неодинаковым восприятием структурными элементами разной керамики ударных нагрузок, порождаемых процессом

шлифования. К специфическим признакам отнесены: структура подслоев слоя *C*; дефектность ПС; дефектность границы внутренний подслой слоя *C* — переходная зона; морфология шлифованной поверхности ШП.

При сопоставлении структуры подслоев, образующих слой *C*, в качестве базы для сравнения использовали ПС  $Al_2O_3$ -TiC-керамики (см. рис. 1, а). Внешний подслой слоя *C* этой керамики имеет аморфную структуру, внутренний — аморфно-кристаллическую. Характерной чертой внешнего подслоя ПС  $Si_3N_4$ -TiC-керамики (см. рис. 1, б) является повышенная рыхлость аморфной фазы, внутреннего подслоя — расположение осколков зерен большей осью к шлифованной поверхности. Внешний подслой ПС Y-TZP-керамики (см. рис. 1, в) — очень тонкая аморфная пленка, а внутренний подслой образован зернами размерами, составляющими до 50 % размера исходных зерен; зерна внутреннего подслоя залиты аморфной фазой. В SiSiC-керамике (см. рис. 1, г) структура слоя *C* зависит от зоны его формирования. При формировании слоя *C* на крупных зернах первичного SiC образуется только внешний подслой с аморфной структурой и плотным бездефектным контактом с зерном; внутренний подслой в этом случае отсутствует. При формировании слоя *C* на зернах вторичного SiC образуется внешний подслой из аморфной фазы с большей толщиной, чем у других образцов, а внутренний подслой имеет структуру, аналогичную структуре внутреннего подслоя  $Al_2O_3$ -TiC-керамики, но толщину в 1,5–2 раза большую.

Дефектность ПС шлифованной керамики оценивали присутствием трещин и полостей в слое *C*, в переходной зоне и подповерхностном дефектном слое. Установлено, что эта интегральная характеристика имеет четко выраженную корреляцию с трещиностойкостью керамики. Наиболее дефектным является ПС SiSiC-керамики ( $K_{Ic} = 4,0$  МПа·м<sup>1/2</sup>), а наименее дефектным — ПС Y-TZP-керамики ( $K_{Ic} = 9,0$  МПа·м<sup>1/2</sup>).

Степень дефектности границы внутренний подслой – переходная зона не имеет столь однозначной связи с трещиностойкостью. Наибольшее число трещин и полостей (образовавшихся в результате «закупорки» аморфной фазой пустоты от сколовшихся фрагментов зерен) на этой границе присутствует в ПС  $Al_2O_3$ -TiC-керамики (см. рис. 1, а), а наименьшее (практически отсутствие трещин) — в ПС Y-TZP-керамики (см. рис. 1, в). В первом случае соотношение трещин и полостей приблизительно одинаково, во втором преобладают мелкие зародышевые трещины. В ПС  $Si_3N_4$ -TiC-керамики (см. рис. 1, б) число дефектов на границе внутренний подслой – переходная зона занимает промежуточное положение между керамикой составов  $Al_2O_3$ -TiC

и Y-TZP, причем в Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-TiC-керамике преобладают крупные, хорошо различимые трещины. Наибольшая степень дефектности этой границы зафиксирована в ПС SiSiC-керамики (см. рис. 1, з), причем на границе с зернами первичного SiC дефекты отсутствуют, а на границе с зернами вторичного SiC присутствуют многочисленные полости и единичные трещины.

Наиболее развитая морфология шлифованной поверхности характерна для Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC-керамики (см. рис. 1, а), наименее развитая — для Y-TZP-керамики (см. рис. 1, в). Матовый оттенок поверхности Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-TiC-керамики (см. рис. 1, б) придают следы рыхлости из-за окисления поверхностного нитрида кремния при шлифовании. Морфология шлифованной поверхности ШП SiSiC-керамики (см. рис. 1, з) отличается более хаотичным чередованием участков с шагреневым и гляцевым рельефами, чем у других образцов. Присутствие этих участков, разных по форме и размеру, связано со структурой «каркасного» типа этой керамики.

### ПОСТРОЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРНОЙ МОДЕЛИ ПС ШЛИФОВАННОЙ КЕРАМИКИ

На базе экспериментальных результатов построена микроструктурная модель ПС шлифованной керамики по методике, приведенной в публикациях [15, 17]. Общие признаки в структуре ПС позволили сделать обоснованный выбор основных элементов для микроструктурной модели, а с использованием специфических признаков приняты допущения. Алгоритм построения микроструктурной модели показан на рис. 2.

На микрофотографии (рис. 2, а) выделены структурные элементы, которые должны быть отражены на микроструктурной модели: плотноупакованные зерна *З* основной и упрочняющей фаз размерами от 1 до 50 мкм; межзе-

ренная фаза *МФ* толщиной менее 0,1 мкм, образующаяся при спекании на границе соседних зерен и влияющая на свойства керамики; ПС, образовавшийся при шлифовании и состоящий из внешнего слоя *С*, переходной зоны и подповерхностного дефектного слоя; трещины *Т* и полости *П*, расположенные на границе внешнего слоя *С* и переходной зоны.

Графическая интерпретация совокупности этих структурных элементов в виде плоской схемы, изображающей кромку керамического образца, показана на рис. 2, б. Узловую зону в этой схеме занимает центральное зерно *З<sub>ц</sub>*, окруженное соседними зернами *З*. Все зерна контактируют друг с другом через межзеренную фазу *МФ*. Внешнюю поверхность зерен покрывает волнообразный слой *С*, причем между ним и зернами *З* имеются трещины *Т* и полости *П*. Слой *С* при эксплуатации контактирует с упругим телом *УТ*. На схеме выделен элементарный фрагмент *ЭФ*, который определяет формы, соотношения размеров, расположение и взаимосвязь основных элементов в ПС шлифованной керамики. Этот элементарный фрагмент *ЭФ* является базой для построения микроструктурной модели.

При построении микроструктурной модели ПС шлифованной керамики приняты следующие допущения: керамика является бездефектной (поры и трещины не являются элементами ее структуры); переходная фаза и подповерхностный дефектный слой относятся к керамике; ПС шлифованной керамики состоит из слоя *С*; слой *С* имеет только внешние дефекты (выступы, впадины, риски, углубления, наплывы, поры, области локального разрушения, вырывы); все зерна, контактирующие с центральным зерном *З<sub>ц</sub>*, образуют матрицу.

Построенная микроструктурная модель показана на рис. 2, в. Модель представлена в виде

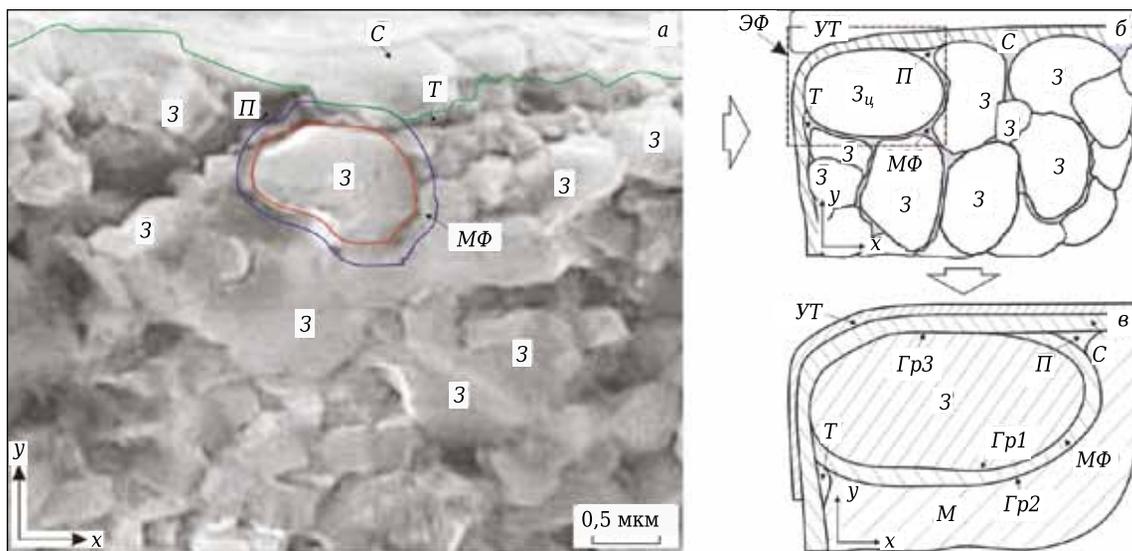


Рис. 2. Алгоритм построения микроструктурной модели структуры ПС шлифованной керамики

конструкции, состоящей из зерна *Z* (основной или упрочняющей фазы), которое через равномерно распределенную межзеренную фазу *MФ* заделано в матрицу *M*. На внешних поверхностях зерна *Z*, *MФ* и *M* расположен слой *C*, на котором размещен слой *УТ*. На стыке зерна *Z*, *MФ*, *M* и *C* расположены полости *П* и трещины *Т*. В качестве эквивалентных конфигураций зерна в конструкции приняты окружность или эллипсоид; форма других элементов зависит от формы зерна. Размеры элементов задаются на основе результатов металлографических исследований.

Элементы конструкции выполнены из однородных и изотропных материалов, которые характеризуются определенными физико-механическими и теплофизическими свойствами. Материал зерна — тугоплавкое соединение, формирующее основную или упрочняющую фазу в керамике, материал межзеренной фазы — тугоплавкое соединение, используемое в качестве активатора спекания, материал матрицы — тугоплавкое соединение, формирующее основную или упрочняющую фазу в керамике, материал слоя *C* — тугоплавкое соединение, формирующее основную или упрочняющую фазу в керамике, материал слоя *УТ* — конструкционная сталь или сплав. Полость и трещина являются фазами пустоты.

В конструкции выделены границы фаз, на которых целесообразно изучить НДС, формирующееся под действием силовых и тепловых нагрузок, передаваемых через слой *УТ*. К этим границам отнесены граница *Гр1* между зерном и межзеренной фазой, граница *Гр2* между межзеренной фазой и матрицей и граница *Гр3*

между зерном и межзеренной фазой (с одной стороны) и слоем *C* (с другой).

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

При систематизации результатов комплексного исследования алмазного шлифования образцов из керамики на основе оксида алюминия, нитрида кремния, карбида кремния и диоксида циркония выявлены общие и специфические признаки в структуре их ПС. Эти признаки использовали для обоснованного выбора основных элементов для модели и принятия допущений.

Микроструктурная модель ПС шлифованной керамики представлена в виде конструкции, состоящей из зерна (основной или упрочняющей фазы), которое через равномерно распределенную межзеренную фазу заделано в матрицу. На внешних поверхностях зерна, межзеренной фазы и матрицы расположен ПС, на котором размещен слой, имитирующий упругое тело. На стыке зерна, межзеренной фазы, матрицы и слоя расположены полости и трещины. В микроструктурной модели выделены границы фаз, на которых целесообразно изучить НДС, формирующееся под действием силовых и тепловых нагрузок, передаваемых через упругое тело. На модели разработаны схемы для расчета НДС ПС шлифованной керамики.

\*\*\*

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

## Библиографический список

1. **Maksoud, T. M. A.** Evaluation of surface and sub-surface cracks of ground ceramic / T. M. A. Maksoud, A. A. Mokbel, J. E. Morgan [et al.] // J. Mater. Process. Technol. — 1999. — Vol. 88. — № 1/3. — P. 222–243.
2. **Chen, Jianbin.** Effect of grinding wheel spindle vibration on surface roughness and subsurface damage in brittle material grinding / Jianbin Chen, Qihong Fang, Ping Li [et al.] // International Journal of Machine Tools and Manufacture. — 2015. — Vol. 91. — P. 12–23.
3. **Xie, Zong-Han.** Role of microstructure in the grinding and polishing of  $\alpha$ -sialon ceramics / Zong-Han Xie, Robert J. Moon, Mark Hoffman [et al.] // J. Eur. Ceram. Soc. — 2003. — Vol. 23. — № 13. — P. 2351–2360.
4. **Pereira, G. K. R.** Mechanical behavior of a Y-TZP ceramic for monolithic restorations: effect of grinding and low-temperature aging / G. K. R. Pereira, T. Silvestri, R. Camargo [et al.] // Materials Science and Engineering: C. — 2016. — Vol. 631. — P. 70–77.
5. **Diaz, O. Gavalda.** On understanding the microstructure of SiC / SiC ceramic matrix composites (CMCs) after a material removal process / O. Gavalda Diaz, D. A. Axinte, P. Butler-Smith [et al.] // Mater. Sci. Eng., A. — 2019. — Vol. 743. — P. 1–11.
6. **Kuzin, V.** A model of forming the surface layer of ceramic parts based on silicon nitride in the grinding

- process / V. Kuzin // Key Eng. Mater. Precision Machining. — 2012. — Vol. 496. — P. 127–131.
7. **Arai, S.** Ultra-precision grinding of PZT ceramics – surface integrity control and tooling design / S. Arai, S. A. Wilson, J. Corbett [et al.] // International Journal of Machine Tools and Manufacture. — 2009. — Vol. 49, № 12/13. — P. 998–1007.
8. **Kuzin, V.** Surface defects formation in grinding of silicon nitride ceramics / V. Kuzin, S. Grigoriev, S. Fedorov [et al.] // Applied Mechanics and Materials. — 2015. — Vols. 752/753. — P. 402–406.
9. **Li, Zhipeng.** Subsurface damages beneath fracture pits of reaction-bonded silicon carbide after ultra-precision grinding / Zhipeng Li, Feihu Zhang, Xichun Luo [et al.] // Appl. Surf. Sci. — 2018. — Vol. 448. — P. 341–350.
10. **Gao, Jianqin.** Role of microstructure on surface and subsurface damage of sintered silicon carbide during grinding and polishing / Jianqin Gao, Jian Chen, Guiling Liu [et al.] // Wear. — 2010. — Vol. 270, № 1. — P. 88–94.
11. **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.

12. **Juy, Alberto.** Strength and grinding residual stresses of Y-TZP with duplex microstructures / Alberto Juy, Marc Anglada // Engineering Failure Analysis. — 2009. — Vol. 16, № 8. — P. 2586–2597.

13. **Lijie, Li.** Computer simulation of surface cracks behavior in anhydrous chemical conversion coatings on magnesium alloy / Li Lijie, Fang Yongchao, Cai Zhaobing [et al.] // Rare Metal Materials and Engineering. — 2018. — Vol. 47, № 2. — P. 431–435.

14. **Liu, You-Rong.** The computer simulation of the temperature distribution on the surface of ceramic cutting tools / You-Rong Liu, Jia-Jun Liu, Bao-Liang Zhu [et al.] // Wear. — 1997. — Vol. 210, № 1/2. — P. 39–44.

15. **Kuzin, V. V.** Roughness of high hardness ceramic correlation of diamond grinding regimes with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-ceramic surface condition / V. V. Kuzin, S. Yu. Fedorov // Refract. Ind. Ceram. — 2016. — Vol. 57, № 4. — P. 388–393.

**Кузин, В. В.** Взаимосвязь режимов алмазного шлифования с состоянием поверхности Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-керамики / В. В. Кузин, С. Ю. Фёдоров // Новые огнеупоры. — 2016. — № 7. — С. 65–70.

16. **Kuzin, V. V.** Correlation of diamond grinding regimes with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC-ceramic surface condition / V. V. Kuzin, S. Yu. Fedorov // Refract. Ind. Ceram. — 2017. — Vol. 57, № 5. — P. 520–525.

**Кузин, В. В.** Взаимосвязь режимов алмазного шлифования с состоянием поверхности Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC-керамики / В. В. Кузин, С. Ю. Фёдоров // Новые огнеупоры. — 2016. — № 9. — С. 63–68.

17. **Kuzin, V. V.** Features of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC-ceramic specimen edge morphology formation during diamond grinding / V. V. Kuzin, S. Yu. Fedorov, S. N. Grigor'ev // Refract. Ind. Ceram. — 2017. — Vol. 58, № 3. — P. 319–323.

**Кузин, В. В.** Закономерности формирования морфологии кромок образцов Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC-керамики при алмазном шлифовании / В. В. Кузин, С. Ю. Фёдоров, С. Н. Григорьев // Новые огнеупоры. — 2017. — № 5. — С. 63–67.

18. **Kuzin, V. V.** Correlation of diamond grinding regimes with Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-ceramic surface quality / V. V. Kuzin, S. Yu. Fedorov, S. N. Grigor'ev // Refract. Ind. Ceram. — 2017. — Vol. 58, № 1. — P. 78–81.

**Кузин, В. В.** Взаимосвязь режимов алмазного шлифования с состоянием поверхности Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-керамики / В. В. Кузин, С. Ю. Фёдоров, С. Н. Григорьев // Новые огнеупоры. — 2017. — № 1. — С. 67–70.

19. **Kuzin, V. V.** Production process planning for preparing Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-ceramic objects taking account of edge defectiveness / V. V. Kuzin, S. Yu. Fedorov, S. N. Grigor'ev // Refract. Ind. Ceram. — 2018. — Vol. 58, № 5. — P. 562–565.

**Кузин, В. В.** Проектирование технологических процессов изготовления деталей из Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-керамики с учетом требуемой дефектности кромок / В. В. Кузин, С. Ю. Фёдоров, С. Н. Григорьев // Новые огнеупоры. — 2017. — № 9. — С. 65–68.

20. **Kuzin, V. V.** Correlation of diamond grinding regime with surface condition of ceramic based on zirconium dioxide / V. V. Kuzin, S. Yu. Fedorov, S. N. Grigor'ev // Refract. Ind. Ceram. — 2017. — Vol. 57, № 6. — P. 625–630.

**Кузин, В. В.** Взаимосвязь режимов алмазного шлифования с состоянием поверхности керамики на основе диоксида циркония / В. В. Кузин, С. Ю. Фёдоров, С. Н. Григорьев // Новые огнеупоры. — 2016. — № 11. — С. 60–65.

21. **Kuzin, V. V.** Level of Y-TZP-ceramic specimen edge defects after diamond machining / V. V. Kuzin, S. Yu. Fedorov, S. N. Grigor'ev // Refract. Ind. Ceram. — 2017. — Vol. 58, № 4. — P. 415–417.

**Кузин, В. В.** Уровень дефектности кромок образцов Y-TZP-керамики после алмазного шлифования / В. В. Кузин, С. Ю. Фёдоров, С. Н. Григорьев // Новые огнеупоры. — 2017. — № 7. — С. 63–65.

22. **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.

23. **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.

24. **Кузин, В. В.** Микроструктурная модель керамической режущей пластины / В. В. Кузин // Вестник машиностроения. — 2011. — № 5. — С. 72–76.

**Kuzin, V. V.** Microstructural model of ceramic cutting plate / V. V. Kuzin // Russian Engineering Research. — 2011. — Vol. 31, № 5. — P. 479–483. ■

Получено 30.04.20

© В. В. Кузин, С. Н. Григорьев,  
М. А. Волосова, 2020 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ



**ICR** International Colloquium on Refractories

**63-й Международный коллоквиум по огнеупорам 2020**

**«Огнеупоры для высокотемпературных технологий»**

16–17 сентября 2020 г. г. Аахен, Германия

[www.ic-refractories.eu](http://www.ic-refractories.eu)