

Шероховатость SiSiC-керамики

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

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

УДК 666.3:546.281'261]:[621.923.4:621.921.34

**ВЗАИМОСВЯЗЬ РЕЖИМОВ
АЛМАЗНОГО ШЛИФОВАНИЯ С СОСТОЯНИЕМ
ПОВЕРХНОСТИ SiSiC-КЕРАМИКИ**

Приведены результаты исследования влияния режимов плоского шлифования алмазными кругами на состояние поверхности реакционно-спеченной керамики на основе карбида кремния (SiSiC-керамики). Выявлено влияние глубины шлифования, продольной и поперечной подач на шероховатость, волнистость и морфологию обработанной поверхности. Установлено, что поверхность образцов SiSiC-керамики после шлифования характеризуется оригинальным морфологическим рисунком.

Ключевые слова: шлифование, реакционно-спеченная керамика на основе карбида кремния (SiSiC-керамика), шероховатость, волнистость, морфология, поверхность.

ВВЕДЕНИЕ

Уникальные физико-механические и теплофизические свойства карбида кремния и возможное сочетание его политипов в едином объеме позволяют эффективно использовать композиционные материалы на его основе в разных областях [1–4]. Ярким примером востребованности этой группы материалов является реакционно-спеченная керамика на основе карбида кремния (SiSiC-керамика), обладающая высокими показателями твердости, прочности, износостойкости, тепло- и термостойкости, устойчивости к окислению и радиационному воздействию, а также стабильностью размеров [5–8]. Столь привлекательный для конструкторов комплекс свойств является базой для постоянного расширения области применения SiSiC-керамики [9]. Имеются положительные примеры использования этой керамики для изготовления подшипников скольжения и качения, торцовых уплотнений, запорной арматуры, форсунок для распыления топливных смесей, элементов бронезащиты, режущих и деформирующих инструментов, а также установок, эксплуатируемых в условиях высоких температур, сильного воздействия радиации и химически агрессивных сред [10–16].

Однако эти изделия имеют высокую себестоимость изготовления из-за низкой производительности процессов алмазной обработки и технологических трудностей выполнения жестких требований к качеству поверхности [17–19]. Это

определяет актуальность решения комплекса задач, которые способны обеспечить дальнейшее расширение области практического применения SiSiC-керамики [20]. Прежде всего, необходимо создать технологию алмазной обработки высокоточных деталей сложной формы из SiSiC-керамики, обеспечивающей их высокие эксплуатационные характеристики. Поэтому выявление закономерностей влияния алмазного шлифования на точность и состояние поверхности деталей из SiSiC-керамики является актуальной научно-технической задачей. В настоящей работе поставлена и решена задача по выявлению влияния параметров режима шлифования на состояние поверхности SiSiC-керамики.

Эта статья является заключительной работой в комплексе исследований, выполненных в МГТУ «Станкин» по исследованию состояния поверхности образцов из разных керамических материалов после шлифования. Их результаты ранее опубликованы в статьях [21–24].

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Основные положения экспериментальной методики приведены в статье [21]. Для исследований использовали образцы керамики на основе карбида кремния, изготовленные по технологии реакционного спекания (SiSiC-керамика), обладающие следующими свойствами: предел прочности при изгибе $\sigma_{изг}$ 390 МПа, трещиностойкость K_{Ic} 4,0 МПа·м^{1/2}, плотность ρ 3,05 г/см³, твердость HRA 92. Образцы шлифовали алмазными кругами 1A1 300×20×6×127 B2-01 100 % AC6 160/125 при следующих режимах: продольная подача $S_{пр} = 5 \div 15$ м/мин, поперечная подача $S_{поп} = 0,5 \div 1,5$ мм/ход, глубина шлифования $t = 0,01 \div 0,05$



В. В. Кузин
E-mail: kyzena@post.ru

мм. Скорость круга во всех экспериментах оставалась постоянной, $v_{кр} = 30$ м/с. Параметры шероховатости Ra и волнистости Wa шлифованной поверхности измеряли с использованием прибора «Hommel Tester T 8000». Анализ морфологии поверхности и структуры поверхностного слоя изучали с применением сканирующего электронного микроскопа VEGA3 LMN.

Исследования выполнены в три этапа: на первом — изучено влияние параметров режима шлифования на параметры Ra и Wa поверхности SiSiC-керамики, на втором — выявлены особенности морфологического рисунка поверхностей, на третьем — проанализировано влияние параметров режима шлифования на морфологию поверхности.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В результате исследования влияния параметров режима шлифования на параметры шероховатости Ra и волнистости Wa обработанной поверхности SiSiC-керамики установлено, что интенсификация режима приводит к их возрастанию. С увеличением $S_{пр}$ в диапазоне 5–15 м/мин ($S_{поп} = 1$ мм/ход, $t = 0,04$ мм) Ra возрастает от 0,36 до 0,65 мкм и от 0,61 до 0,75 мкм в продольном и поперечном направлении соответственно (рис. 1, а). Увеличение $S_{поп}$ в диапазоне 0,5–1,5 мм/ход ($S_{пр} = 10$ м/мин, $t = 0,04$ мм) приводит к возрастанию Ra от 0,41 до 0,67 мкм и от 0,66 до 0,78 мкм в продольном и поперечном направлении соответственно (рис. 1, б). При увеличении t в диапазоне 0,01–0,05 мм ($S_{пр} = 10$ м/мин, $S_{поп} = 1$ мм/ход) Ra возрастает от 0,35 до 0,61 мкм и от 0,59 до 0,66 мкм в продольном и поперечном направлении соответственно (рис. 1, в). Па-

раметр Wa обработанной поверхности образцов SiSiC-керамики возрастает от 3,8 до 5,8 мкм при увеличении $S_{пр}$ в диапазоне 5–15 м/мин ($S_{поп} = 1$ мм/ход, $t = 0,04$ мм, рис. 2, а). С увеличением $S_{поп}$ в диапазоне 0,5–1,5 мм/ход ($S_{пр} = 10$ м/мин, $t = 0,04$ мм) Wa возрастает от 4,7 до 6,7 мкм (рис. 2, б), а с повышением t в диапазоне 0,01–0,05 мм ($S_{пр} = 10$ м/мин, $S_{поп} = 1$ мм/ход) приводит к росту Wa от 3,4 до 5,4 мкм (рис. 2, в).

Столь существенное влияние режима шлифования на Ra и Wa шлифованных поверхностей определяется специфическими особенностями формирования поверхностного слоя SiSiC-керамики. Эти особенности связаны главным образом со спецификой структуры реакционно-спеченного карбида по отношению к структуре керамических материалов на основе нитрида кремния, оксидов алюминия и циркония [25]. Типичная структура «каркасного» типа SiSiC-керамики показана на рис. 3, а. Полости вокруг «сросшихся» зерен первичного карбида кремния 1 размерами до 50 мкм, образующих «непрерывный каркас», заполнены достаточно равномерно распределенной многокомпонентной фазой 2. Эта фаза, занимающая до 15 % объема керамики, сформирована плотноупакованными мелкими зёрнами вторичного карбида кремния, чистого кремния и углерода, а также примесями (железо и алюминий). В объеме керамики отсутствуют поры.

Различия в свойствах первичного SiC и многокомпонентной фазы определяют особый характер разрушения SiSiC-керамики, что хорошо заметно на ее изломе после однократного ударного нагружения. Зерна первичного SiC разрушаются по

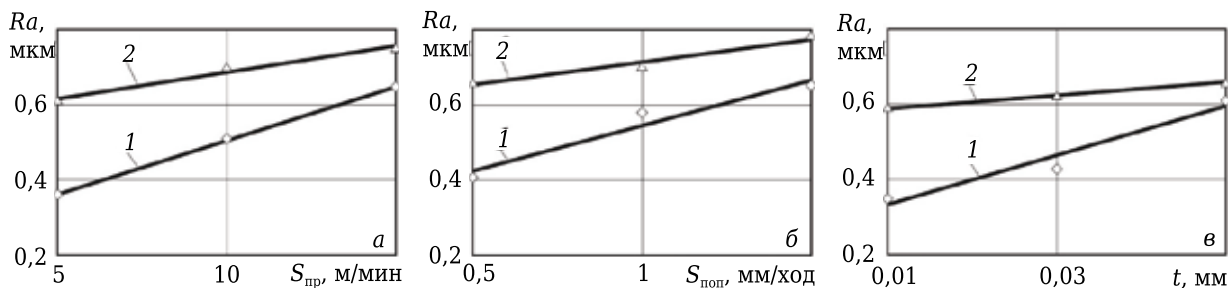


Рис. 1. Влияние $S_{пр}$ (а), $S_{поп}$ (б) и t (в) на Ra шлифованной поверхности керамических образцов в продольном (1) и поперечном (2) направлении

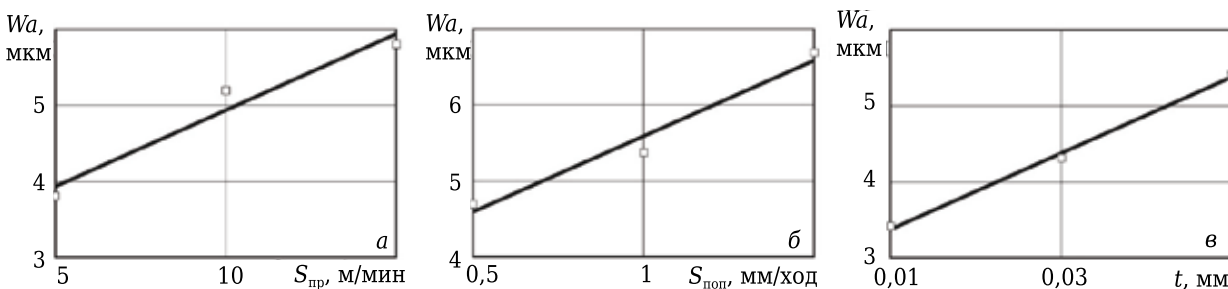


Рис. 2. Влияние $S_{пр}$ (а), $S_{поп}$ (б) и t (в) на Wa шлифованной поверхности керамических образцов

транскристаллитному механизму, а многокомпонентная фаза — по межкристаллитному. Это обстоятельство оказывает определяющее влияние на характер формирования поверхностного слоя SiSiC-керамики при шлифовании. Типичная морфологии поверхности образцов SiSiC-керамики после шлифования характеризуется хаотичным чередованием участков, имеющих развитый (шагреновый) 3 и сглаженный (глянцевый) 4 рельефы (рис. 3, б). Эти участки имеют разные размеры и форму, которые не коррелируют с размером и формой фаз в структуре исходной керамики. Отношение площадей этих участков зависит от режима шлифования.

Участки поверхности с развитым рельефом имеют морфологический рисунок, в основе которого находятся волнообразные гребни 1, образованные в результате пластической деформации (рис. 4, а). Другим элементом этого морфологического рисунка являются остро ограниченные выступы 2, на которых отсутствуют следы пластической деформации. Поверхность керамики, свободная от волнообразных гребней и остро ограниченных выступов, имеет многочисленные мелкие выступы 3, углубления 4 и трещины 5. На участках с развитым рельефом отсутствуют характерные следы воздействия алмазных зерен круга на керамическую поверхность в виде выступов, впадин и рисок.

Участки со сглаженным рельефом имеют все характерные признаки «шлифованной керамической поверхности». Пластически деформированный слой, покрывающий исходную структуру керамики, имеет выраженные выступы 6 и впадины 7 (см. рис. 4, б). На поверхности впадин пластически деформированный слой распределен достаточно равномерно, а на выступах этот слой имеет более развитую морфологию за счет наплывов 8. Эти наплывы образуются в результате пластической деформации поверхностного слоя керамики, в том числе «выдавливания» материала из внутренних объемов впадин. Также на этой поверхности обнаружены многочисленные продольные риски 9, образующиеся в результате проскальзывания «пассивных» алмазных зерен по поверхности керамики, а также разнонаправленные трещины 10 и области локального разрушения керамики. Эти следы воздействия алмазных зерен круга на керамическую поверхность наиболее четко проявляются при интенсивном режиме шлифования.

Поверхность SiSiC-керамики после шлифования (участки как с развитым рельефом, так и со сглаженным) характеризуется высокой степенью дефектности. На ней имеются поверхностные сколы (рис. 5, а), фасетчатые сколы (рис. 5, б) и области локального разрушения керамики (рис. 5, в). Эти поверхностные дефекты, имеющие разные форму, размеры и природу происхождения, придают морфологии поверх-

ности SiSiC-керамики специфический и весьма развитый рельеф.

Размеры поверхностных сколов, как правило, превышают размеры зерен первичного SiC (>50 мкм), а их боковые поверхности и дно имеют пра-

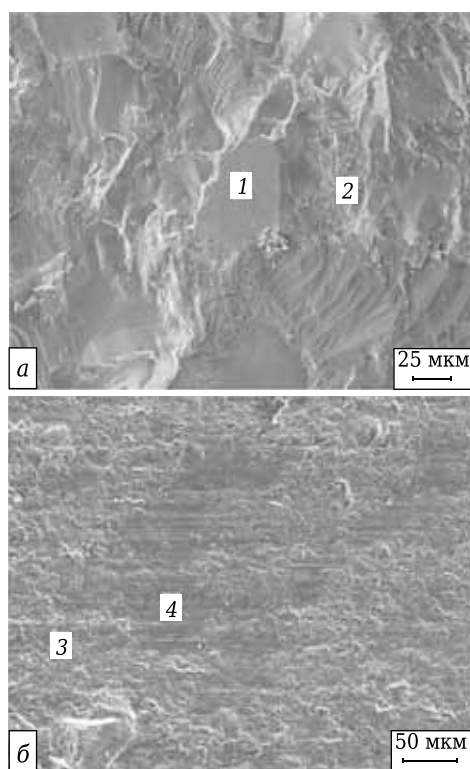


Рис. 3. Структура SiSiC-керамики и состояние ее поверхности после шлифования

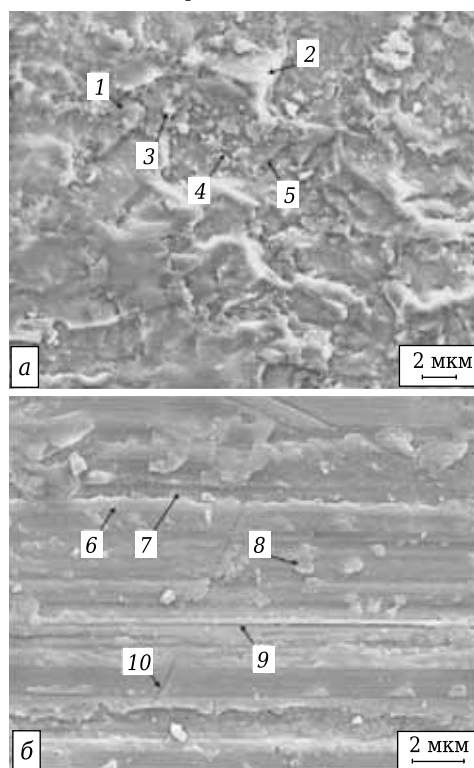


Рис. 4. Типичные морфологические рисунки шлифованной поверхности SiSiC-керамики

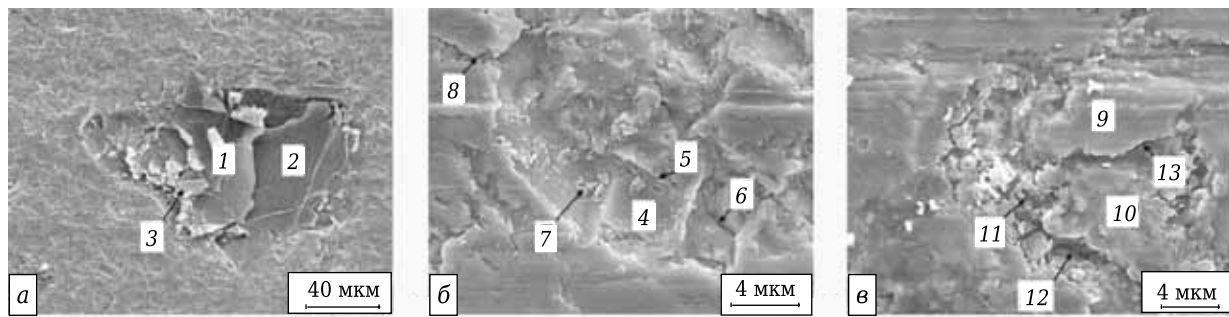


Рис. 5. Дефекты на шлифованной поверхности SiSiC-керамики

вильную внутреннюю огранку (см. рис. 5, а). Остаточные фрагменты 1 разрушенного зерна и грани 2 соседних зерен, создающие эту огранку, свидетельствуют о том, что природа образования этих дефектов связана с вырывом частично или полностью разрушенных поверхностных зерен первичного SiC. В большинстве случаев вырыв этих зерен сопровождается хрупким разрушением многокомпонентной фазы, прилегающей к ним. На дне поверхностных сколов собираются осколки зерен 3, диспергированные при шлифовании.

Фасетчатые сколы (см. рис. 5, б), образовавшиеся на поверхности SiSiC-керамики после шлифования, являются результатом многоциклового хрупкого разрушения зерен первичного SiC. Этот вид разрушения происходит под действием последовательных ударных контактов алмазных зерен круга с выступающими зер-

нами первичного SiC, надежно закрепленных в каркасе. В результате этих воздействий на зерне образуются фасетки 4 размерами до 10 мкм, которые по периметру обрамлены своеобразным бордюром 5. На дне этих сколов имеются многочисленные трещины 6, которые, как правило, имеют замкнутую траекторию роста. Размеры фасетчатых сколов не превышают 50 мкм (меньше размеров зерен первичного SiC). Глубина фасетчатых сколов, в которых также скапливается шлам от шлифования, значительно меньше глубины поверхностных сколов. Вокруг фасетчатых сколов образуются разнонаправленные трещины 8 со стохастичной траекторией роста, что подтверждает циклический характер образования фасетчатых сколов.

Области локального разрушения керамики, образующиеся на участках со сглаженным рельефом, имеют хаотичную «многоотростковую» форму, сравнимую с формой многокомпонентной связки в структуре исходной SiSiC-керамики (см. рис. 5, в). Эти области, как правило, обрамляют срезанные вершины 9 соседних зерен первичного SiC, а их дно «выложено» мелкими зернами 10, между которыми имеются пустоты 11 разных размеров. На дне этих областей имеются многочисленные трещины 12, зародившиеся на границах зерен. Выявленные признаки свидетельствуют о хрупкой природе образования областей локального разрушения керамики за счет интенсивного развития трещин в пластически деформированном слое, сформированном на многокомпонентной фазе SiSiC-керамики.

Пластически деформированный слой при шлифовании SiSiC-керамики формируется как на площадках, образованных при срезании выступающих зерен первичного SiC (рис. 6, а), так и на площадках, образованных многокомпонентной фазой (рис. 6, б). Внешняя поверхность слоя на разных площадках является практически идентичной и характеризуется высокой дефектностью, а его толщина и структура существенно отличаются. На зернах первичного SiC формируется слой 1 толщиной до 1 мкм, плотно контактирующий с зерном SiC (см. рис. 6, а), причем интенсификация режима шлифования приводит к увеличению его толщины. На гра-

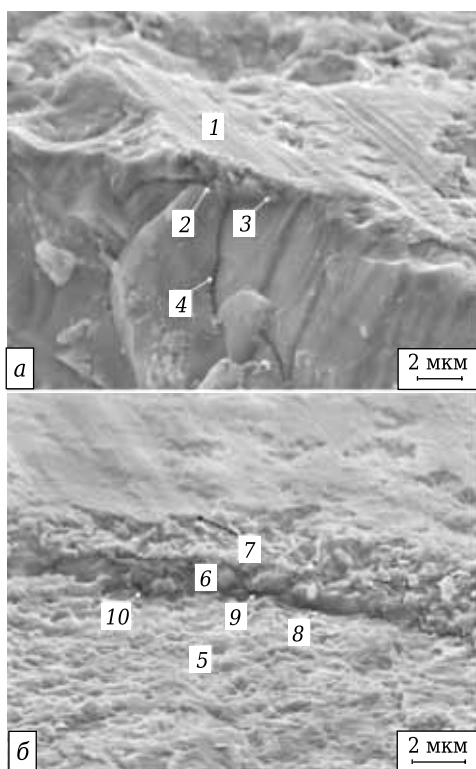


Рис. 6. Структура поверхностного слоя SiSiC-керамики после шлифования

нице 2 зерно – слой имеются отдельные мелкие осколки 3 от крупных зерен, плотно заделанные в пластически деформированный материал. Это свидетельствует о том, что процесс разрушения зерен высокотвердого SiC включает макро- и микроразрушения, которые сопровождаются пластической деформацией. Также на рис. 6, а виден один из вариантов разрушения зерна первичного SiC посредством сколов его фрагментов. Трещина 4, зародившаяся на поверхности зерна SiC, распространяется в его внутренний объем и приводит к его частичному или полному разрушению.

На площадках, образованных многокомпонентной фазой, формируется слой толщиной до 3 мкм, имеющий сложную структуру. К поверхности исходной керамики 5 (см. рис. 6, б) примыкает слой высокопористого мелкозернистого материала 6, на котором «размазан» слой 7 пластически-деформированного материала толщиной до 1 мкм. На границе 8 исходная керамика – слой образуются трещины 9 и поры 10, по которым происходит отслоение поврежденного слоя под действием приложенной механической нагрузки. По этой причине целесообразно считать слой толщиной до 3 мкм «поврежденным».

Обобщение выявленных особенностей морфологического рисунка поверхности SiSiC-керамики после шлифования свидетельствует о сложности явлений, происходящих при высокоскоростном контакте алмазного круга с крупнозернистой поверхностью этой керамики. Интенсивность этих явлений зависит от многих факторов, среди которых особое место занимают силовые и тепловые нагрузки, определяемые режимом шлифования [26].

Установлено, что параметры режима шлифования существенно влияют на морфологию обработанной поверхности SiSiC-керамики, причем эффект от увеличения $S_{пр}$, $S_{поп}$ и t практически одинаков. При увеличении этих параметров режима шлифования: 1 — возрастает площадь участков со сглаженным рельефом, на которых более заметными становятся выступы, впадины и риски; 2 — приобретают большую развитость и ориентированность волнообраз-

ные гребни на участках с развитым рельефом; 3 — увеличиваются число и размеры поверхностных сколов, фасетчатых сколов и областей локального разрушения керамики; 4 — возрастает толщина поврежденного слоя. Наибольшие значения этих характеристик поверхностного слоя керамики зафиксированы после шлифования с наибольшей глубиной $t = 0,05$ мм ($S_{пр} = 10$ м/мин, $S_{поп} = 1$ мм/ход). В этом случае толщина поврежденного слоя достигает 3 мкм, а его поверхность имеет наиболее выраженные выступы, впадины и риски, что коррелирует с результатами по шероховатости.

В качестве примера на рис. 7 показаны микрофотографии, характеризующие влияние продольной подачи. Видно, что после шлифования при $S_{пр} = 5$ м/мин ($S_{поп} = 1$ мм/ход, $t = 0,04$ мм) практически вся поверхность имеет развитый рельеф, а участки со сглаженным рельефом занимают 10–15 % обработанной поверхности (см. рис. 7, а). На участках с развитым рельефом имеются в большом количестве остро ограниченные выступы, волнообразные гребни не имеют заметной ориентации. Выступы, впадины и риски на шлифованной поверхности практически отсутствуют, однако в большом количестве присутствуют фасетчатые сколы минимальных размеров (до 10 мкм) и глубины (до 3 мкм). На участках со сглаженным рельефом обнаружены отдельные области локального разрушения, а толщина поврежденного слоя на поверхности керамики после шлифования на этом режиме не превышает 0,5 мкм.

После шлифования образцов при $S_{пр} = 10$ м/мин ($S_{поп} = 1$ мм/ход, $t = 0,04$ мм) общая площадь участков со сглаженным рельефом увеличивается до 25 % (см. рис. 7, б). На этих участках проявляются следы контактного воздействия алмазных зерен на поверхность — выступы, впадины, наплывы и риски. Рельеф участков с развитым рельефом становится более выраженным за счет ориентации волнообразных гребней в направлении поперечной подачи и практического отсутствия остро ограниченных выступов. Одновременно с увеличением числа фасетчатых сколов возрастают их размер (до 15 мкм) и глубина

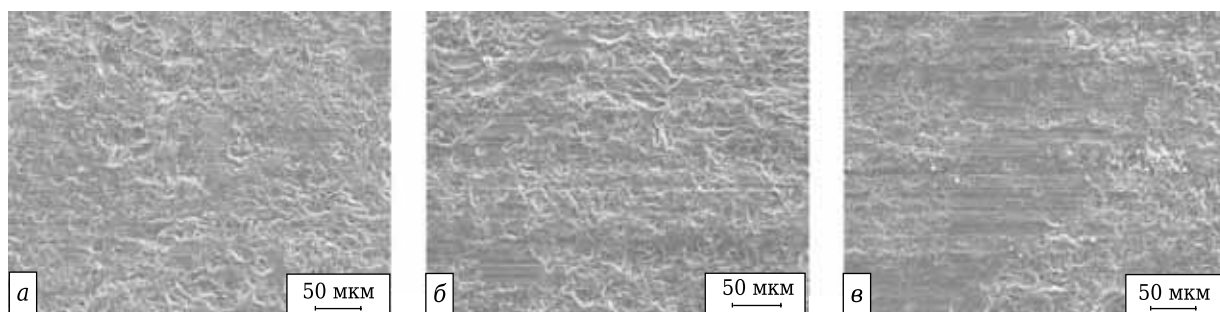


Рис. 7. Влияние $S_{пр}$ на морфологию шлифованной поверхности SiSiC-керамики

(до 5 мкм); также увеличиваются число и размеры областей локального разрушения керамики. На поверхности SiSiC-керамики обнаружены единичные поверхностные сколы размерами до 40 мкм. Толщина поврежденного слоя увеличивается до 1 мкм.

После шлифования образцов с наибольшей продольной подачей $S_{пр} = 15$ м/мин ($S_{поп} = 1$ мм/ход, $t = 0,04$ мм) рельеф поверхности SiSiC-керамики заметно изменяется за счет резкого увеличения общей площади участков со сглаженным рельефом, а также числа и размеров поверхностных и фасетчатых сколов (см. рис. 7, в). На участках со сглаженным рельефом, которые занимают до 50 % шлифованной поверхности, имеются четко выраженные выступы, впадины (шириной до 8 мкм), наплывы и риски. Волнообразные гребни на участках с развитым рельефом приобретают наибольшую развитость, а остро огранные выступы отсутствуют. Заметно увеличивается число поверхностных и фасетчатых сколов, причем глубина последних возрастает до 15 мкм. Толщина поврежденного слоя на поверхности керамики после шлифования при этом режиме составляет до 2 мкм; во впадинах образуются многочисленные и хаотично расположенные трещины.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате экспериментальных исследований установлено, что увеличение $S_{пр}$ от 5 до 15 м/мин, $S_{поп}$ от 0,5 до 1,5 мм/ход и t от 0,01 до 0,05 мм при плоском алмазном шлифовании SiSiC-керамики приводит к возрастанию Ra в 1,6–1,8 раза и в 1,1–1,2 раза в продольном и поперечном направлениях соответственно. При этом Wa увеличивается в среднем в 1,5 раза при изменении параметров режима шлифования в указанных диапазонах.

Библиографический список

1. **Гнесин, Г. Г.** Карбидокремниевые материалы / Г. Г. Гнесин. — М. : Металлургия, 1977. — 215 с.
2. **Лучинин, В. В.** Карбид кремния — стратегический материал электроники будущего / В. В. Лучинин, П. П. Мальцев, Е. П. Маляков // Электроника: наука, технология, бизнес. — 1997. — № 3/4. — С. 61–64.
3. **Гаршин, А. П.** Конструкционные карбидокремниевые материалы / А. П. Гаршин, В. В. Карлин, Г. С. Олейник [и др.]. — Л. : Машиностроение, 1975. — 152 с.
4. **Душко, О. В.** Композиционные износостойкие материалы на основе карбида кремния / О. В. Душко, А. П. Уманский, Д. О. Пушкарёв // Огнеупоры и техническая керамика. — 2005. — С. 22–24.
5. **Подоба, А. П.** Микроструктура и некоторые физико-механические свойства керамики из карбида кремния / А. П. Подоба, Л. С. Голубяк, В. Г. Кулич [и др.] // Сверхтв. материалы. — 1986. — № 6. — С. 18–20.
6. **Andrews, A.** Electrochemical corrosion of solid and liquid phase sintered silicon carbide in acidic and

Поверхность образцов SiSiC-керамики после шлифования характеризуется оригинальным морфологическим рисунком, основу которого создают хаотично чередующиеся участки с развитым и сглаженным рельефом. На участках с развитым рельефом, сформированных волнообразными гребнями, отсутствуют характерные следы воздействия алмазных зерен круга на керамику в виде выступов, впадин и рисков. Участки со сглаженным рельефом образуют пластически деформированный слой, на поверхности которого имеются выступы, впадины, наплывы, риски, области локального разрушения керамики и разном направленные трещины. Специфическим дефектом поверхности SiSiC-керамики после шлифования являются поверхностные и фасетчатые сколы, образование которых связано с вырывом, полным и частичным разрушением крупных зерен первичного SiC. На зернах первичного SiC формируется пластически деформированный слой толщиной до 1 мкм, а на площадках, образованных многокомпонентной фазой, формируется поврежденный слой толщиной до 3 мкм.

Параметры режима шлифования существенно влияют на морфологию обработанной поверхности SiSiC-керамики. Интенсификация режима резания приводит к увеличению площади участков со сглаженным рельефом, толщины поврежденного слоя, числа и размеров поверхностных и фасетчатых сколов, а также областей локального разрушения керамики. При этом большую развитость приобретают волнообразные гребни на участках с развитым рельефом, а также выступы, впадины и риски на участках со сглаженным рельефом.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках выполнения государственного задания в сфере научной деятельности.

- alkaline environments / A. Andrews, M. Herrmann, M. Sephton [et al.] // J. Europ. Ceram. Soc. — 2007. — Vol. 27. — P. 2127–2135.
7. **Гаршин, А. П.** Влияние некоторых технологических параметров на формирование структуры материалов на основе реакционноспеченного карбида кремния / А. П. Гаршин, Ю. Н. Вильк // Огнеупоры и техническая керамика. — 1996. — № 8. — С. 2–8.
8. **Гнесин, Г. Г.** Влияние структуры на механические свойства реакционноспеченных карбидокремниевых материалов / Г. Г. Гнесин, И. В. Гриднева, Ю. П. Дыбань [и др.] // Порошковая металлургия. — 1987. — № 9. — С. 61–67.
9. **Параносенков, В. П.** Конструкционные материалы на основе самосвязанного карбида кремния / В. П. Параносенков, А. А. Чикина, М. А. Андреев // Огнеупоры и техническая керамика. — 2006. — № 7. — С. 37–40.
10. **Келина, И. Ю.** Ударопрочная керамика на основе карбида кремния / И. Ю. Келина, В. В. Ленский, Н. А.

Голубева [и др.] // Огнеупоры и техническая керамика. — 2010. — № 1/2. — С. 17–24.

11. **Кузин, В. В.** Эффективное применение высокоплотной керамики для изготовления режущих и деформирующих инструментов / В. В. Кузин // Новые огнеупоры. — 2010. — № 12. — С. 13–19.

Kuzin, V. V. Effective use of high density ceramic for manufacture of cutting and working tools / V. V. Kuzin // Refractories and Industrial Ceramics. — 2010. — Vol. 51, № 6. — P. 421–426.

12. **Aghajanian, M. K.** A new family of reaction bonded ceramics for armor applications / M. K. Aghajanian, B. N. Morgan, J. R. Singh // Ceram. Trans. — 2002. — Vol. 134. — P. 527–539.

13. **Кузин, В. В.** Инструментальное обеспечение высокоскоростной обработки резанием / В. В. Кузин, С. Ю. Фёдоров, М. Ю. Фёдоров [и др.] // Вестник машиностроения. — 2005. — № 9. — С. 46–50.

Kuzin, V. V. Tooling for high-speed cutting / V. V. Kuzin, S. I. Dos'ko, V. F. Popov, S. Yu. Fedorov, M. Yu. Fedorov // Russian Engineering Research. — 2005. — Vol. 25, № 9. — P. 20–25.

14. **Лебедев, А. А.** Радиационная стойкость SiC и детекторы жестких излучений на его основе / А. А. Лебедев, А. М. Иванов, Н. Б. Строкан // Физика и техника полупроводников. — 2004. — Т. 38, вып. 2. — С. 129–150.

15. **Cvetković, S.** Ultra-precision dicing and wire sawing of silicon carbide (SiC) / S. Cvetković, C. Morsbach, L. Rissing // Microelectron. Eng. — 2011. — Vol. 88. — P. 2500–2504.

16. **Душко, О. В.** Износостойкие керамические торцовые уплотнения для нефтехимической промышленности / О. В. Душко, Д. О. Пушкарев // Процессы абразивной обработки, абразивные инструменты и материалы : сб. ст. междунар. науч.-техн. конф. — Волжский : ВИСТех (филиал) ВолгГАСУ, 2004. — С. 61–63.

17. **Agarwal, Sanjay.** Optimizing machining parameters to combine high productivity with high surface integrity in grinding silicon carbide ceramics / Sanjay Agarwal // Ceram. Int. — 2016. — Vol. 42. — P. 6244–6262.

18. **Cao, Jianguo.** Material removal behavior in ultrasonic-assisted scratching of SiC ceramics with a single diamond tool / Jianguo Cao, Yongbo Wu, Dong Lu [et al.] // International Journal of Machine Tools and Manufacture. — 2014. — Vol. 79. — P. 49–61.

19. **Zhang, Quanli.** Amorphization and segregation based surface generation of Reaction-Bonded Si/SiC composites under micro grinding / Quanli Zhang, Suet To, Qingliang Zhao [et al.] // International Journal of Machine Tools and Manufacture. — 2015. — Vol. 95. — P. 78–81.

20. **Душко, О. В.** Алмазное шлифование карбидокремниевой керамики для машиностроения / О. В. Душко, В. М. Шумячер. — Волгоград : Волг-ГАСУ, 2009. — 80 с.

21. **Кузин, В. В.** Взаимосвязь режимов алмазного шлифования с состоянием поверхности Al₂O₃-керамики / В. В. Кузин, С. Ю. Фёдоров // Новые огнеупоры. — 2016. — № 7. — С. 65–70.

Kuzin, V. V. Roughness of High Hardness Ceramic Correlation of Diamond Grinding Regimes with Al₂O₃-Ceramic Surface Condition / V. V. Kuzin, S. Yu. Fedorov // Refractories and Industrial Ceramics. — 2016. — Vol. 57. — P. 388–393.

22. **Кузин, В. В.** Взаимосвязь режимов алмазного шлифования с состоянием поверхности Al₂O₃-TiC-керамики / В. В. Кузин, С. Ю. Фёдоров // Новые огнеупоры. — 2016. — № 9. — С. 63–68.

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

24. **Кузин, В. В.** Взаимосвязь режимов алмазного шлифования с состоянием поверхности Si₃N₄-керамики / В. В. Кузин, С. Ю. Фёдоров, С. Н. Григорьев // Новые огнеупоры. — 2017. — № 1. — С. 67–70.

25. **Кузин, В. В.** Технологические особенности алмазного шлифования деталей из нитридной керамики / В. В. Кузин // Вестник машиностроения. — 2004. — № 1. — С. 37–41.

Kuzin, V. V. Technological aspects of diamond grinding of the nitride ceramics / V. V. Kuzin // Russian Engineering Research. — 2004. — Vol. 24, № 1. — P. 23–28.

26. **Kuzin, V.** A model of forming the surface layer of ceramic parts based on silicon nitride in the grinding process / V. Kuzin // Key Engineering Materials. — 2012. — Vol. 496. Precision Machining. — P. 127–131. ■

Получено 13.02.17

© В. В. Кузин, С. Ю. Фёдоров,
С. Н. Григорьев, 2017 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ



**ЕАМС — Европейский конгресс
по высокотехнологичным материалам**

г. Стокгольм, Швеция
22–24 августа 2017 г.



www.vbripress.com/eamc