

05
Структура и механические свойства композиционной керамики CaO–ZrO₂–Al₂O₃ при малых концентрациях корунда

© А.А. Дмитриевский, А.О. Жигачев, Д.Г. Жигачева, А.И. Тюрин

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,
 392000 Тамбов, Россия
 e-mail: aadmitr@yandex.ru

(Поступило в Редакцию 5 марта 2018 г.)

Исследовано влияние соотношения концентраций диоксида циркония (стабилизированного CaO) и корунда на фазовый состав и комплекс механических свойств наноструктурированной композиционной керамики CaO–ZrO₂–Al₂O₃. Установлено, что композиты CaO–ZrO₂–Al₂O₃ (спеченные при температурах, характерных для ZrO₂) обладают оптимальным соотношением микротвердость/вязкость разрушения при содержании корунда CAI₂O₃ = 5%. Показано, что такие композиты обладают высокой прочностью на изгиб, а также имеют пористость, коэффициент трения и износ, характерные для керамики CaO–ZrO₂.

DOI: 10.21883/JTF.2019.01.46970.102-18

Введение

Потребительский рынок предъявляет все более жесткие требования к рабочим характеристикам конструкционных материалов. Применительно к инженерным керамикам, усилия разработчиков в первую очередь направлены на повышение твердости, вязкости разрушения, износостойкости, а также снижение пористости и коэффициента трения. Улучшение рабочих характеристик керамик может быть достигнуто посредством варьирования соотношения концентраций исходных компонент и технологических параметров синтеза. К сожалению, повышение твердости, как правило, сопровождается снижением способности материала противостоять образованию и росту трещин в условиях механических нагрузок. Одним из наиболее действенных способов борьбы с этой закономерностью является создание композитов. При этом вводимая в основную матрицу добавка призвана обеспечивать существенное улучшение одних характеристик на фоне незначительного ухудшения, или вовсе без ущерба для других.

Наилучшие успехи на этом пути достигнуты при комбинировании стабилизированного диоксида циркония (обладающего рекордно высокими для оксидных керамик прочностью на изгиб и ударной вязкостью) и корунда, характеризующегося высокой твердостью [1–3]. Несмотря на сохранение общей закономерности в соотношении твердость/трещиностойкость, это позволяет получать композиционные керамики ZrO₂–Al₂O₃ с высокими показателями механических свойств (рис. 1) [2,4–11]. Введение мелкодисперсных частиц корунда в матрицу стабилизированного диоксида циркония повышает твердость образуемого композита. Вязкость разрушения при этом может снижаться не столь существенно, поскольку уменьшение в композите доли материала (ZrO₂), обеспечивающего трансформационное упрочнение [11–13], частично компенсируется дисперсионным упрочнением [13], обусловленным уве-

личением доли Al₂O₃. При этом, однако, увеличение содержания корунда в композите требует повышения температуры спекания [14]. Это, во-первых, приводит к росту среднего размера зерна ZrO₂, что негативно сказывается на величине твердости, во-вторых, усложняет и повышает стоимость процесса спекания. Таким образом, поиск оптимальных соотношений концентраций ZrO₂ и Al₂O₃ и параметров синтеза (в частности, условий помола и спекания) уже многие годы остается весьма актуальной задачей. В [15] было показано, что в условиях двухстадийного спекания при сравнительно низких температурах (T₁ = 1300°C, T₂ = 1200°C) и невысоких концентрациях корунда (C_{Al₂O₃} ~ 5%) удается синтезировать композиционную керамику CaO–ZrO₂–Al₂O₃ с высокими значениями твердости и вязкости разрушения.

Широкое использование циркониевой керамики и композитов на ее основе в качестве материала для изготовления трущихся деталей (элементов конструкций и устройств, испытывающих трение в процессе эксплуата-

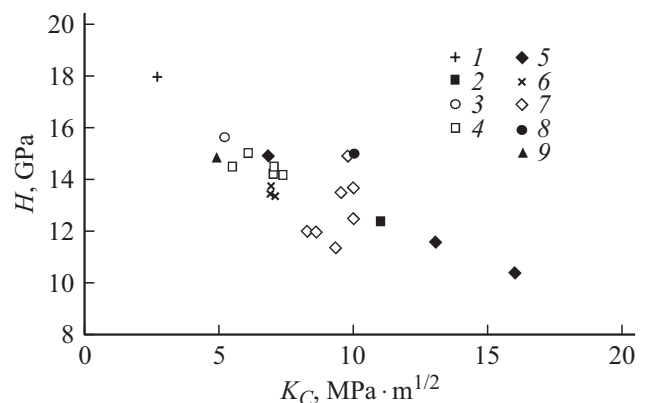


Рис. 1. Соотношение твердости и вязкости разрушения композиционных керамик ZrO₂–Al₂O₃, отличающихся концентрациями компонент и условиями синтеза: 1 — [4], 2 — [5], 3 — [6], 4 — [7], 5 — [8], 6 — [9], 7 — [10], 8 — [2], 9 — [11].

тации), обуславливает важность таких трибологических характеристик, как коэффициент трения и износ. В связи с этим цель работы заключалась в исследовании структуры и комплекса механических и трибологических свойств композиционной керамики $\text{CaO-ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ (синтезируемой в условиях низкотемпературного спекания) в зависимости от концентрации корунда.

1. Экспериментальная методика

Компоненты композита (в виде порошков синтетического диоксида циркония, оксида кальция и корунда) смешивали следующим образом. Молярную концентрацию стабилизатора (CaO) по отношению к ZrO_2 сохраняли неизменной $C_{\text{CaO}} = 6.5 \text{ mol.}\%$, а массовую концентрацию Al_2O_3 по отношению к смеси CaO-ZrO_2 изменяли в диапазоне от 0 до 25 wt.%. Полученные смеси порошков диспергировали в дистиллированной воде (в массовом соотношении 1 : 1) и гомогенизировали при помощи ультразвука. Затем производили помол в планетарной мельнице в течение 5 h. Компоненты композита и мелющие тела имели массовое соотношение 1 : 5. После помола следовала усушка смеси в печи при температуре $T_0 = 80^\circ\text{C}$ в течение 24 h. Формовку образцов осуществляли путем одноосного сухого прессования при нагрузке 5000 kg в течение 30 s.

Спекание образцов проводили на воздухе в двухстадийном режиме. На первом этапе образцы нагревали с постоянной скоростью ($5^\circ\text{C}/\text{min}$) до температуры $T_1 = 1300^\circ\text{C}$ и выдерживали в течение 5 min. Затем образцы охлаждали до температуры $T_2 = 1200^\circ\text{C}$ и спекали в течение 4 h. Охлаждение до комнатной температуры производили со скоростью, не превышающей $5^\circ\text{C}/\text{min}$. Согласно данным [15], такой режим спекания является оптимальным (с точки зрения механических свойств) для композиционной керамики $\text{CaO-ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ с малым содержанием корунда.

Подготовленные таким образом образцы исследовали на предмет влияния концентрации корунда на структуру (фазовый состав, средний размер кристаллитов D и пористость Π) и физико-механические и трибологические свойства (микротвердость H , вязкость разрушения K_C , прочность на изгиб σ_{max} , модуль Юнга E , коэффициент трения μ и износ W) синтезируемых композиционных керамик. Отметим, что образцы, предназначенные для тестирования микротвердости, вязкости разрушения, а также модуля Юнга, запрессовывали в термопласт и подвергали механической шлифовке и полировке.

Величину пористости Π определяли по стандартной формуле:

$$\Pi = (1 - \rho_v / \rho_t) \cdot 100\%. \quad (1)$$

Здесь ρ_t — теоретическая плотность композита (с учетом содержания корунда), ρ_v — плотность композита, измеренная методом гидростатического взвешивания.

Твердость по Виккерсу H (микротвердость) тестировали на автоматизированном микротвердомере

Duramin — A300 при нагрузках 50 N. Тестирование модуля Юнга, коэффициента трения и степени износа производили с использованием нанотрибоиндентометра Triboindenter TI-950. Для визуализации отпечатков индентора и измерения длин радиальных трещин, формируемых в области отпечатка индентора, использовали металлографический инвертированный микроскоп Axio Observer A1m с анализатором изображения Структура 5.0. Величину вязкости разрушения K_C определяли, согласно [16], из выражения (2)

$$K_C = k \left(\frac{E}{H} \right)^{\frac{1}{2}} \frac{P}{l^{\frac{3}{2}}}, \quad (2)$$

где P — максимальная нагрузка на индентор, l — длина радиальных трещин около отпечатка, k — эмпирический калибровочный коэффициент ($k = 0.016 \pm 0.004$).

Прочность на изгиб определяли методом трехточечного нагружения с использованием разрывной машины MTS 870 Landmark. Величину прочности на изгиб σ_{max} определяли из выражения (3)

$$\sigma_{\text{max}} = \left(\frac{3FL}{2ab^2} \right), \quad (3)$$

где F — разрушающая нагрузка, L — длина образца (бруска), a — ширина образца, b — толщина образца.

Мерой оценки коэффициента трения μ при скрайбировании служило отношение силы сопротивления относительно перемещению индентора при трении (латеральной силы F_L) к нормальной составляющей реакции внешних сил F_N , действующих на поверхность тела в зоне контакта:

$$\mu = \left(\frac{F_L}{F_N} \right). \quad (4)$$

Информацию о фазовом составе и среднем размере кристаллитов получали с использованием рентгеновского дифрактометра D2 Phaser. Визуализацию структуры композиционной керамики (распределение кристаллитов корунда по матрице CaO-ZrO_2) и характера распространения радиальных трещин у отпечатка индентора производили на электронном сканирующем микроскопе высокого разрешения Merlin (Carl Zeiss).

2. Результаты

2.1. Фазовый состав, размер кристаллитов и пористость

Согласно приведенным в таблице данным, во всем исследованном диапазоне концентраций корунда ($\text{CaAl}_2\text{O}_3 = 0\text{--}25\%$) основная доля (91–98%) диоксида циркония, содержащегося в композите, имеет тетрагональную структуру. Доли моноклинной и кубической фаз диоксида циркония варьируются в интервалах от 0 до 2% и от 2 до 9% соответственно. При

Параметры структуры и фазовый состав композиционной керамики CaO–ZrO₂–Al₂O₃ с различным содержанием корунда

| $C_{Al_2O_3}, \%$ | Фазовый состав | | | Параметры структуры | | |
|-------------------|----------------|---------------|---------------|---------------------|-------------------|------|
| | C_{m-ZrO_2} | C_{t-ZrO_2} | C_{c-ZrO_2} | D_{ZrO_2}, nm | $D_{Al_2O_3}, nm$ | П, % |
| 0 | 0 | 91 | 9 | 65 | – | 2.8 |
| 2.5 | 0 | 98 | 2 | 75 | – | 2.7 |
| 5 | 2 | 96 | 2 | 85 | – | 0.6 |
| 10 | 1 | 95 | 4 | 80 | 75 | 0.3 |
| 12.5 | 2 | 92 | 6 | 85 | 120 | 0.5 |
| 25 | 2 | 91 | 7 | 85 | 100 | 0.7 |

этом наибольшее значение доли тетрагональной фазы ($C_{t-ZrO_2} = 98\%$) было зафиксировано при концентрации корунда в композите $C_{Al_2O_3} = 2.5\%$.

Полученные в работе данные свидетельствуют о том, что добавление малых концентраций корунда ($C_{Al_2O_3} \leq 5\%$) в матрицу CaO–ZrO₂ сопровождается незначительным ростом среднего размера кристаллитов диоксида циркония D_{ZrO_2} от 65 до 85 nm (см. таблицу). Дальнейшее увеличение концентрации корунда (до 25%) не вызывает существенных изменений D_{ZrO_2} . Средний размер кристаллитов корунда $D_{Al_2O_3}$ при этом имеет значительно больший разброс значений и в зависимости от концентрации $C_{Al_2O_3}$ варьируется в диапазоне от 75 до 120 nm (таблица). Отметим, что при малых концентрациях корунда $C_{Al_2O_3} \leq 5\%$ нам не удалось достоверно определить значения $D_{Al_2O_3}$.

Синтезируемая в описанных выше условиях циркониевая керамика CaO–ZrO₂ (без добавления корунда) имеет пористость П = 2.8%. Важно отметить, что добавление незначительного количества корунда ($C_{Al_2O_3} = 5\%$) в матрицу диоксида циркония приводит к уменьшению пористости до значений П = 0.6% (см. таблицу). Дальнейшее увеличение концентрации корунда (вплоть до 25%) не вызывает существенных изменений достигнутой пористости композита (П = 0.3–0.7%).

Таким образом, используемые технологические режимы синтеза позволяют получать композиционную керамику CaO–ZrO₂–Al₂O₃ с низкими значениями пористости (П ≈ 0.5%), высоким содержанием доли тетрагональной фазы ($C_{t-ZrO_2} \sim 95\%$) и средним размером кристаллитов диоксида циркония $D_{ZrO_2} \sim 85$ nm.

2.2. Физико-механические и трибологические свойства

Установлено, что зависимость микротвердости H от концентрации корунда $C_{Al_2O_3}$ в композите имеет нелинейный характер (рис. 2, кривая 1). В области концентраций корунда $2.5\% \leq C_{Al_2O_3} \leq 10\%$ зависимость $H(C_{Al_2O_3})$ имеет особенность. При $C_{Al_2O_3} = 5\%$ микротвердость существенно превышает значение H , прогнозируемое с точки зрения аддитивного вклада корундовой составляющей композита.

Зависимость вязкости разрушения K_C синтезируемых композиционных керамик CaO–ZrO₂–Al₂O₃ от концентрации в них корунда $C_{Al_2O_3}$ также демонстрирует „нетипичное“ поведение (рис. 2, кривая 2). В области концентраций корунда $2.5\% \leq C_{Al_2O_3} \leq 10\%$ наблюдается максимум вязкости разрушения K_C композитов. Важно отметить совпадение концентраций корунда в композите, при которых наблюдаются повышенные значения микротвердости и вязкости разрушения (рис. 2, кривые 1 и 2). Полученные зависимости $H(C_{Al_2O_3})$ и $K_C(C_{Al_2O_3})$ хорошо согласуются с данными, описанными в [15].

Следует отметить, что немонотонный характер зависимости механических свойств композиционных керамик CaO–ZrO₂–Al₂O₃ (синтезируемых в условиях низкотемпературного спекания) от концентрации корунда проявляется и на макроуровне. На рис. 3, кривая 1 представлена зависимость прочности на изгиб σ_C синтезируемых композитов CaO–ZrO₂–Al₂O₃ от концентрации в них корунда $C_{Al_2O_3}$. Видно, что максимальное значение прочности на изгиб ($\sigma_C = 668 \pm 50$ МПа) достигается в композитах, содержащих 5% корунда.

Таким образом, комплексный анализ зависимостей микротвердости, вязкости разрушения и прочности на изгиб от концентрации корунда в композите CaO–ZrO₂–Al₂O₃ указывает на то, что оптимальное соотношение механических свойств достигается при концентрации корунда $C_{Al_2O_3} = 5\%$. Отметим, что по

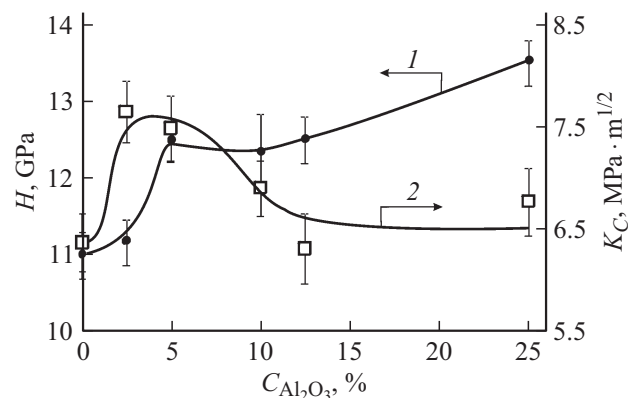


Рис. 2. Зависимости микротвердости (1) и вязкости разрушения (2) синтезируемых композиционных керамик CaO–ZrO₂–Al₂O₃ от концентрации в них корунда $C_{Al_2O_3}$.

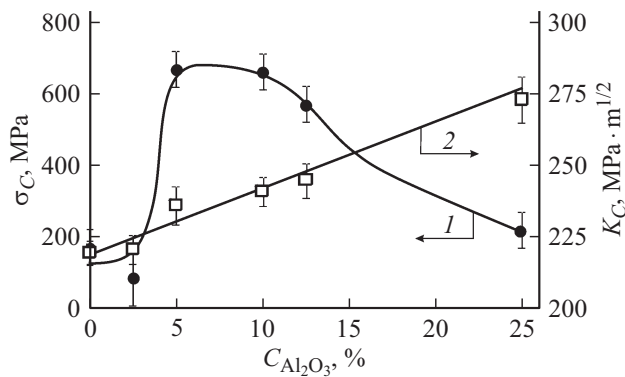


Рис. 3. Зависимости прочности на изгиб (1) и модуля Юнга (2) синтезируемых композитов $\text{CaO-ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ от концентрации в них корунда $C_{\text{Al}_2\text{O}_3}$.

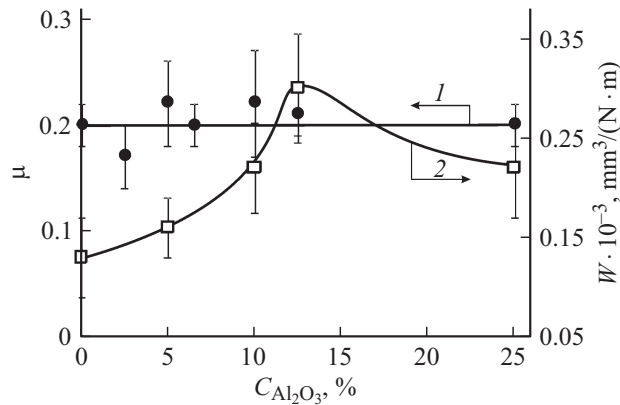


Рис. 4. Зависимости коэффициента трения (1) и износа (2) синтезируемых композиционных керамик $\text{CaO-ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ от концентрации в них корунда $C_{\text{Al}_2\text{O}_3}$.

мере увеличения концентрации корунда в композите $\text{CaO-ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ наблюдается пропорциональное увеличение модуля Юнга E (рис. 3, кривая 3). Наблюдаемая линейная зависимость $E(C_{\text{Al}_2\text{O}_3})$ согласуется с литературными данными [17,18] и обусловлена аддитивными вкладами долей каждого из компонент композита в результирующее значение модуля Юнга.

На рис. 4 (прямая 1) приведены значения коэффициентов трения композиционных керамик с различным содержанием корунда ($0 \leq C_{\text{Al}_2\text{O}_3} \leq 25\%$). Видно, что коэффициент трения не зависит от концентрации корунда в композите и сохраняет значение $\mu \approx 0.2$. При этом зависимость износа от содержания корунда в композиционной керамике $\text{CaO-ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ немонотонна и имеет максимум (рис. 4, кривая 2). Следует обратить внимание на то, что при содержании корунда $C_{\text{Al}_2\text{O}_3} = 5\%$ в композиционной керамике $\text{CaO-ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ (оптимальное с точки зрения механических свойств соотношение концентраций CaO-ZrO_2 и Al_2O_3) значения коэффициента трения и износа практически совпадают с аналогичными величинами, полученными на керамике CaO-ZrO_2 (не содержащей корунд). Другими словами, введение ко-

рунда в концентрации $C_{\text{Al}_2\text{O}_3} = 5\%$ в матрицу Ca-ZrO_2 улучшает механические свойства материала, не ухудшая его трибологических характеристик.

3. Обсуждение

Как было показано выше, повышение твердости H композита, связанное с перераспределением концентраций компонент, как правило, сопровождается уменьшением вязкости разрушения K_C (рис. 1). Другими словами, с увеличением концентрации корунда в композитах $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ их твердость, как правило, увеличивается, а вязкость разрушения уменьшается. Полученные нами зависимости $H(C_{\text{Al}_2\text{O}_3})$, $K_C(C_{\text{Al}_2\text{O}_3})$ и $\sigma(C_{\text{Al}_2\text{O}_3})$ не монотонны. Нехарактерный для данной комбинации компонент вид перечисленных зависимостей, по-видимому, связан с условиями спекания. Используемые в наших условиях температуры спекания ($T_1 = 1300^\circ\text{C}$ и $T_2 = 1200^\circ\text{C}$) существенно ниже обычно используемых для термообработки керамик на основе корунда ($T > 1500^\circ\text{C}$ [6]). С одной стороны, это препятствует пропорциональному росту твердости композита с увеличением в нем содержания Al_2O_3 . С другой стороны, низкотемпературное спекание не вызывает существенного роста среднего размера зерна диоксида циркония (в нашем случае $D_{\text{ZrO}_2} \leq 85 \text{ nm}$), что положительно сказывается на величине микротвердости синтезируемых композитов.

Как правило, вязкость разрушения композиционных керамик $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ уменьшается пропорционально со-

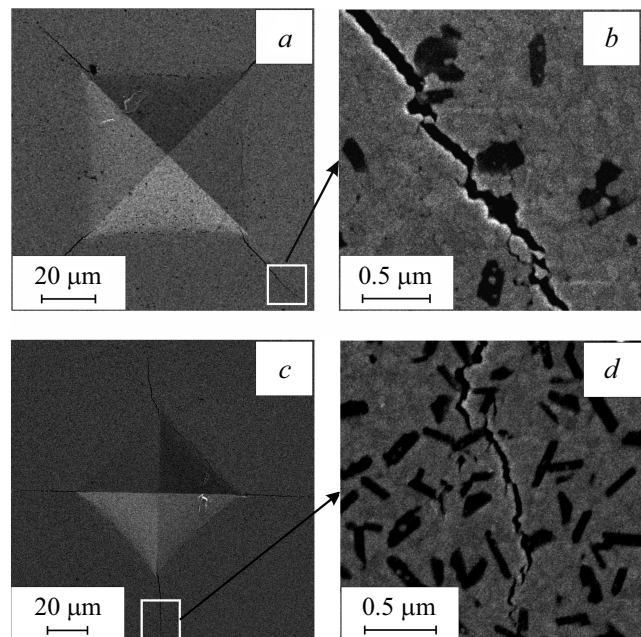


Рис. 5. Характерные СЭМ-изображения отпечатков индентора (a, c) и вершин радиальных трещин (b, d) в композиционных керамиках $\text{Ca-ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ с содержанием корунда 5% (a, b) и 25% (c, d). Темные области на СЭМ-изображениях соответствуют включениям (кристаллитам) корунда.

держанию в них корунда. Обнаруженные нами максимумы на зависимостях $K_C(C_{Al_2O_3})$ и $\sigma_C(C_{Al_2O_3})$ в области малых концентраций корунда ($C_{Al_2O_3} \sim 5\%$), по-видимому, следует связывать с проявлением дисперсионного механизма упрочнения. Подтверждением этому могут служить данные сканирующей электронной микроскопии. В качестве примера на рис. 5 представлены СЭМ-изображения отпечатков индентора и вершин радиальных трещин, в композиционных керамиках Ca–ZrO₂–Al₂O₃ с содержанием корунда 5 и 25%. Видно (рис. 5, b и d), что распространяющиеся по границам зерен радиальные трещины периодически „упираются“ в кристаллиты Al₂O₃, имеющие гораздо большие (по сравнению с кристаллитами ZrO₂) поперечные размеры (темные участки на СЭМ-изображениях). Уже при малых концентрациях корунда ($C_{Al_2O_3} = 5\%$) это вызывает отклонения трещин от первоначального направления их распространения. Это сопровождается диссипацией энергии и соответствующим увеличением вязкости разрушения K_C . Повышение концентрации корунда в композите ($C_{Al_2O_3} = 25\%$) увеличивает частоту отклонений трещин при их „столкновении“ с кристаллитами Al₂O₃ (рис. 5, d), что должно вызывать пропорциональный рост значения K_C . Однако увеличение концентрации корунда и соответствующее уменьшение содержания стабилизированного диоксида циркония в композите приводит к уменьшению вклада трансформационного упрочнения, присущего CaO–ZrO₂. Таким образом, взаимно противоположные отклики влияния концентрации корунда на дисперсионный и трансформационный механизмы упрочнения композита обуславливают наблюдаемый нами немонотонный характер (наличие максимумов) зависимостей вязкости разрушения K_C и прочности на изгиб σ_C от концентрации корунда $C_{Al_2O_3}$.

Заключение

Исследована структура, фазовый состав (соотношение моноклинной, тетрагональной и кубической фаз ZrO₂), а также комплекс механических и трибологических характеристик композиционных керамиках Ca–ZrO₂–Al₂O₃ (синтезированных в условиях низкотемпературного спекания) с содержанием корунда в диапазоне от 0 до 25%. Установлено, что для указанных композитов наилучшие показатели механических и трибологических свойств ($H = 12.48 \pm 0.25$ ГПа, $K_C = 7.5 \pm 0.35$ МПа^{1/2}, $\sigma_C = 668 \pm 50$ МПа, $\mu = 0.22 \pm 0.04$, $W = 0.16 \cdot 10^{-3}$ мм³Н⁻¹м⁻¹) достигаются при концентрации корунда $C_{Al_2O_3} = 5\%$. При этом доля тетрагональной фазы диоксида циркония составляет $C_{t-ZrO_2} = 96\%$, средний размер кристаллитов $D_{ZrO_2} = 85$ нм, пористость композиционной керамики $\Pi = 0.6\%$. Низкотемпературное спекание и использование сравнительно дешевого стабилизатора тетрагональной фазы диоксида циркония (CaO) обеспечивает низкую себестоимость синтезируемых композитов, что может иметь большое значение для практических приложений.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 16-19-10405). Результаты были получены на оборудовании Центра коллективного пользования научным оборудованием ТГУ им. Г.Р. Державина.

Список литературы

- [1] Fu L.-Sh., Wang Zh., Fu X.-S., Chen G.-Q., Zhou W.-L. // Mater. Sci. Engineer.: A. 2017. Vol. 703. P. 372–379. DOI: org/10.1016/j.msea.2017.07.002
- [2] Boniecki M., Gobjewski P., Wesolowski W., Woluntarski M., Piatkowska A., Romaniec M., Ciepielewski P., Krzyż K. // 2017. Vol. 43. N 13. P. 10066–10070. DOI: org/10.1016/j.ceramint.2017.05.025
- [3] Smirnov A., Bartolome J.F., Kurland H.-D., Grabow J., Muller F.A. // J. Am. Ceram. Soc. 2016. Vol. 99. N 10. P. 3205–3209. DOI: 10.1111/jace.14460
- [4] Khrustov V.R., Ivanov V.V., Zayats S.V., Kaygorodov A.S., Pararin S.N., Cholakh S.O. // Inorganic Mater.: Appl. Res. 2014. Vol. 5. N 5. P. 482–487. DOI: 10.1134/S2075113314050098
- [5] Danilenko I., Lasko G., Brykhanova I., Burkhovetski V., Ahkhovov L. // Nanoscale Res. Lett. 2017. Vol. 12. P. 125. DOI: org/10.1186/s11671-017-1901-7
- [6] Verma V., Manoj Kumar B.V. // Mater. Today: Proceed. 2017. Vol. 4. P. 3062–3071. DOI: org/10.1016/j.matpr.2017.02.189
- [7] Michálek M., Sedláček J., Parchoviansky M., Michálková M., Galusek D. // Ceramics International. 2014. Vol. 40. P. 1289–1295. DOI: org/10.1016/j.ceramint.2013.07.008
- [8] Smirnov A., Bartolome J.F., Kurland H.-D., Grabow J., Muller F.A. // J. Am. Ceram. Soc. 2016. Vol. 99. N 10. P. 3205–3209. DOI: 10.1111/jace.14460
- [9] Ghaemi M.H., Reichert S., Krupa A., Sawczak M., Zykova A., Lobach K., Sayenko S., Svitlychnyi Y. // Ceramics International. 2017. Vol. 43. N 13. P. 9746–9752. DOI: org/10.1016/j.ceramint.2017.04.150
- [10] Porozova S.E., Kulmetyeva V.B. // Inorganic Mater.: Appl. Res. 2014. Vol. 5. N 4. P. 420–426. DOI: org/10.1134/S2075113314040406
- [11] Sequeira S., Fernandes M.H., Neves N., Almeida M.M. // Ceramics International: A. 2017. Vol. 43. N 1. P. 693–703. DOI: org/10.1016/j.ceramint.2016.09.216
- [12] Lange F. // J. Mater. Sci. 1982. Vol. 17. P. 225–263. DOI: org/10.1007/BF00809060
- [13] Zhang F., Lin L.-F., Wang E.-Z. // Ceramics International. 2015. Vol. 41. P. 12417–12425. DOI: org/10.1016/j.ceramint.2015.06.081
- [14] Fan J., Lin T., Hu F., Yu Y., Ibrahim M., Zheng R., Huang Sh., Ma J. // Ceramics International. 2017. Vol. 43. N 4. P. 3647–3653. DOI: org/10.1016/j.ceramint.2016.11.204
- [15] Дмитриевский А.А., Тюрин А.И., Жигачев А.О., Гусева Д.Г., Овчинников П.Н. // Письма в ЖТФ. 2018. Т. 44. Вып. 4. С. 25–33. DOI: 10.21883/PJTF.2018.04.45635.16933
- [16] Anstis G.R., Chantikul P., Lawn B.R., Marshall D.B. // J. Am. Ceram. Soc. 1981. Vol. 64. N 9. P. 533–538. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1981.tb10320.x
- [17] Pabst W., Gregorová E., Cerny M. // J. Europ. Ceram. Society. 2013. Vol. 33. P. 3085–3093. DOI: org/10.1016/j.jeurceramsoc.2013.06.012
- [18] Kern F., Gadow R. // J. Europ. Ceram. Society. 2012. Vol. 32. P. 3911–3918. DOI: org/10.1016/j.jeurceramsoc.2012.03.014