

Б. Ма (✉), И. Ли (✉), Г. Лиу, Ч. Ли

Факультет материаловедения и металлургии Северо-Восточного университета, г. Шеньян, Китай

УДК 666.762.1-127

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА НА ПРОИЗВОДСТВО И СВОЙСТВА ПОРИСТОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ Al_2O_3

Пористая керамика на основе Al_2O_3 (АРС) с успехом изготавливается методом реплики полимерной губки (polymeric sponge replica method)*. При этом в качестве основного сырьевого материала используется порошок белого плавленного корунда. Исследовано влияние содержания диоксида циркония (0–12 мас. %), температуры спекания (1450–1550 °С) и продолжительности выдержки (2–6 ч) на фазовый состав, макроструктуру, микроструктуру, свойства после спекания, предел прочности при сжатии и термостойкость АРС. Пористую керамику на основе Al_2O_3 , обладающую сверхтонкой микроструктурой, можно получить путем добавки ZrO_2 . Было обнаружено, что свойства АРС в большой степени зависят от параметров технологического процесса. АРС, обладающую большой пористостью (88,9 %), высоким показателем предела прочности при сжатии (0,52 МПа) и хорошей термостойкостью (19 теплосмен) можно изготовить путем обжига образца, содержащего 8 мас. % ZrO_2 , при 1500 °С и выдержке 2 ч.

Ключевые слова: пористая керамика, Al_2O_3 , ZrO_2 , метод реплики полимерной губки, измельчение зерен.

ВВЕДЕНИЕ

Поскольку пористая керамика с заданными характеристиками обладает такими свойствами, как высокая температура плавления, хорошая стойкость к коррозии и износу, ей уделяется все большее внимание и ее широко применяют в качестве фильтров для расплавленного металла и горячего коррозионного газа, а также в условиях каталитических реакций, в горелках и др. [1, 2]. В производстве пористой керамики используются различные методы: реплики полимерной губки [3–5], ледового шаблона (ice-templated process) [6, 7], формования с помощью геля (gel casting process) [8, 9], формования замораживанием (freeze casting process) [10, 11], с использованием веществ, образующих поры (pore forming agent process) [12, 13], рекристаллизации (recrystallization process) [14], и др. Кс. В. Жу и др. (X. W. Zhu et al.) [3] изготовили пенокерамику из $SiC-Al_2O_3$ с помощью метода реплики полимерной губки. При этом показатель предела прочности при сжатии такой керамики, спеченной при 1350 °С с выдержкой 1 ч, достиг 2,89 МПа. С. Девиль и др. (S. Deville et al.) [6] получили многослойные пористые структуры из

Al_2O_3 , обладающие однородным хорошо структурированным строением, с помощью метода ледового шаблона. А. Прайс и др. (A. Preiss et al.) [11] изготовили пористую $Al_2O_3-ZrO_2$ -керамику с упорядоченными открытыми порами с помощью метода формования замораживанием (cooling freeze casting method). Технология реплики полимерной губки была впервые предложена К. Зеврцальдером (K. Schwrtzalter) [15] в 1963 г. С того времени она широко применяется в производстве пористой керамики из Al_2O_3 , SiC , муллитовой пористой керамики [3–5, 16, 17].

В нашем исследовании для изготовления пористой керамики на основе Al_2O_3 применен метод реплики полимерной губки. Диоксид циркония добавляли в керамический шлам из Al_2O_3 , чтобы улучшить микроструктуру и свойства керамики. Было исследовано влияние содержания ZrO_2 , температуры спекания и продолжительности выдержки на фазовый состав, макроструктуру, микроструктуру, открытую пористость, кажущуюся плотность, линейную усадку, предел прочности при сжатии и термостойкость пористой керамики на основе Al_2O_3 .

ХОД ЭКСПЕРИМЕНТА

Сырьевые материалы

В качестве сырья использовали имеющиеся в продаже порошки плавленного белого корунда (Al_2O_3 >99,55 мас. %, средний диаметр частиц 0,85 мкм) и диоксида циркония (ZrO_2 >99,0 мас. %, средний диаметр частиц 0,33 мкм). Для улучшения свойств керамических шламов и полимерной губки исполь-

* Полимерная губка пропитывается керамическим шламом, высушивается и спекается при определенной температуре. (Примеч. переводчика).

✉
Б. Ма
E-mail: maby@smm.neu.edu.cn
И. Ли
E-mail: liying@mail.neu.edu.cn

зовали добавки некоторых химических реагентов: каолинита (средний диаметр частиц 0,63 мкм), натриевой карбоксиметилцеллюлозы (СМС), полиакрилата натрия (РААС), поливинилового спирта (POVAL), трибутилфосфата (ТВР) и гидроксида натрия (NaOH). Каолинит обладает хорошей пластичностью и сочетаемостью и способен улучшить свойства керамических шламов таким образом, что они деформируются без излома во время экструзии, а прочность их после сушки значительно возрастает. СМС, РААС, POVAL и ТВР использовали, соответственно, для модификации поверхности, улучшения реологии, дисперсии, адгезионного связывания при высоких температурах, уменьшения образования пены. Полимерную губку (размер пор 25 ррi) применяли в качестве реплики для производства АРС. Предварительно полимерную губку обрабатывали раствором NaOH, чтобы улучшить шероховатость поверхности и еще более увеличить количество осевшего на губку шлама.

Предварительная обработка полимерной губки

Были изготовлены полимерные губки размерами $(50 \pm 1) \times (50 \pm 1) \times (10 \pm 1)$ мм. Губки помещали в раствор NaOH (6,5 моль/л), нагревали до 60 °С, выдерживали при этой температуре в течение 8 ч, затем тщательно отмывали и высушивали на воздухе. Далее была проведена модификация поверхности с помощью раствора СМС (1 мас. %) в течение 12 ч. Остатки раствора, прилипшие к поверхности полимерных губок, отмывали, затем губки снова тщательно просушивали на воздухе.

Подготовка керамических шламов

Керамические шламы на основе Al_2O_3 (содержание твердого вещества 50 мас. %) были приготовлены следующим образом: сначала белый плавленный корунд в виде порошка, диоксид циркония, каолинит и прочие добавки взвешивали в количестве, приведенном в таблице. Затем нагревали POVAL на водяной бане до растворения, после чего переливали его в лабораторный стакан с определенным количеством дистиллированной воды. В лабораторный стакан добавляли СМС и РААС и растворяли их, затем добавляли ТВР, который растворился с образованием пузырьков. В подготовленный раствор вводили порошок белого плавленого корунда, диоксид циркония и каолинит и перемешивали смесь в течение 10 ч до образования керамического шлама. Керамический шлам измельчали в течение 12 ч.

Количество сырьевых компонентов для изготовления керамического шлама, мас. %

Образец	Порошок белого плавленого корунда	Диоксид циркония	Каолинит	Массовая доля СМС, РААС, POVAL и ТВР
Z0	87	0	10	3
Z4	83	4	10	3
Z8	79	8	10	3
Z12	75	12	10	3

Изготовление образца

Полимерные губки после предварительной обработки помещали для смачивания в заранее подготовленный керамический шлам (содержание твердого вещества 50 мас. %). Излишки шлама удаляли методом экструзии с помощью двух стеклянных стержней. Затем губки были тщательно высушены в течение 12 ч и спечены при 1450, 1500 и 1550 °С с выдержкой 2, 4 и 6 ч соответственно.

Показатели свойств образцов

Были определены следующие показатели спеченных образцов керамики АРС: фазовый состав, микроструктура, линейная усадка, открытая пористость, кажущаяся плотность, предел прочности при сжатии, термостойкость. Фазовый состав образцов был исследован методом рентгеновской порошковой дифракции (CuK_{α} -излучение, 30 кВт, 30 мА), микроструктура исследована с помощью сканирующего электронного микроскопа (SEM).

Линейная усадка ΔL , %, спеченных образцов была рассчитана согласно уравнению

$$\Delta L = \frac{L_0 - L_1}{L_0} \cdot 100 \%. \quad (1)$$

Открытая пористость P_a , %, и кажущаяся плотность D_b , г/см³, спеченных образцов были определены методом погружения в воду в условиях вакуума, т. е. согласно закону Архимеда. Расчеты произведены по уравнениям [18]:

$$P_a = \frac{m_3 - m_1}{m_3 - m_2} \cdot 100 \%, \quad (2)$$

$$D_b = \frac{m_1 d}{m_3 - m_2}, \quad (3)$$

где L_0 и L_1 — высота образца до и после спекания, мм; m_1 — масса высушенного на воздухе образца, г; m_2 — масса образца в воде, г; m_3 — масса образца с пузырьками на поверхности, г; d — плотность воды, г/см³.

Предел прочности при сжатии $\sigma_{сж}$ был определен с помощью универсального измеряющего устройства марки СМТ5105. Скорость нагружения составила 0,5 мм/мин. Размеры образца: $(50 \pm 1) \times (50 \pm 1) \times (10 \pm 1)$ мм. Предел прочности при сжатии CS , МПа, рассчитывали по уравнению [18]:

$$CS = \frac{P}{A}, \quad (4)$$

где P — максимальная нагрузка, необходимая для разрушения образца, Н; A — площадь сжатой зоны образца, мм².

Испытания на термостойкость проводили в высокотемпературной печи сопротивления [18]. Печь сначала нагревали до 800 °С в течение определенного времени, затем в нее на 15 мин помещали образец, после чего образец вынимали из печи и охлаждали на воздухе в течение 15 мин. Цикличе-

ское температурное воздействие оказывалось до появления заметных трещин. Число циклов характеризовало термостойкость пористой керамики.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Влияние содержания диоксида циркония

На рис. 1–3 представлены графики рентгеновской дифракции и структурные изображения образцов из пористой керамики с содержанием диоксида циркония 0 (образец Z0), 4 (Z4), 8 (Z8) и 12 мас. % (Z12). Образцы были спечены при 1500 °С и выдержке 2 ч. Спеченная пористая керамика состоит из α - Al_2O_3 и m - ZrO_2 . Никаких новых фаз там не появилось (см. рис. 1). Согласно фазовой диаграмме двухкомпонентного вещества Al_2O_3 – ZrO_2 [19], ZrO_2 не может сосуществовать с Al_2O_3 , а их общая точка плавления достигла 1710 °С. С повышением содержания ZrO_2 в образце дифракционная интенсивность α - Al_2O_3 ослабла, а интенсивность m - ZrO_2 усилилась.

В образцах наблюдается много больших открытых пор, причем по диаметру они распределены хорошо. Небольшое количество пор заполнено керамическим шламом (см. рис. 2). Не было обнаружено распирающих трещин (strut cracks) и очень тонких распирающих трещин (struts). На фотографиях микроструктуры видно, что частицы ZrO_2 белого цвета равномерно распределены по матрице из Al_2O_3 серого цвета (см. рис. 3). Рост зерен Al_2O_3 можно успешно ограничить с помощью добавки ZrO_2 . Средний размер зерен Al_2O_3 удалось постепенно уменьшить, увеличивая количество добавки ZrO_2 от 0 до 8 мас. %. Однако при добавке 12 мас. % ZrO_2 размер зерен матрицы больше не уменьшается, происходит агломерация некоторого количества микрочастиц. Средний размер зерна Al_2O_3 в образцах Z0 и Z8 достиг 5–10 и 1–5 мкм соответственно. Уменьшение среднего размера зерен Al_2O_3 , происходящее в результате добавки ZrO_2 , было замечено также В. Х. Туаном (W. H. Tuan et al.) [20] и Э. Гойценсом (E. Geuzens et al.) [21].

На рис. 4–6 показано воздействие диоксида циркония на предел прочности при сжатии, линейную усадку, открытую пористость, кажущуюся плотность и термостойкость образцов из пористой керамики на основе Al_2O_3 , спеченных при 1500 °С с выдержкой 2 ч. Было обнаружено, что предел прочности при сжатии, линейная усадка, открытая пористость и термостойкость образцов Z0, Z4 и Z8 постепенно повышаются по мере увеличения содержания ZrO_2 от 0 до 8 мас. %. Однако при пористости, определенной в образце Z12, показатели вышеперечисленных свойств снизились. Кажущаяся плотность образцов Z0–Z12 также снизилась по мере увеличения содержания ZrO_2 . При добавке 8 мас. % ZrO_2 показатели

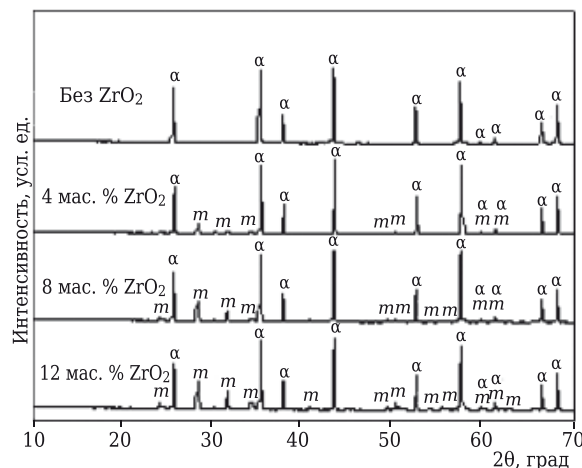


Рис. 1. Графики рентгеновской дифракции образцов Z0–Z12 из пористой керамики на основе Al_2O_3 . Образцы спечены при 1500 °С с выдержкой 2 ч

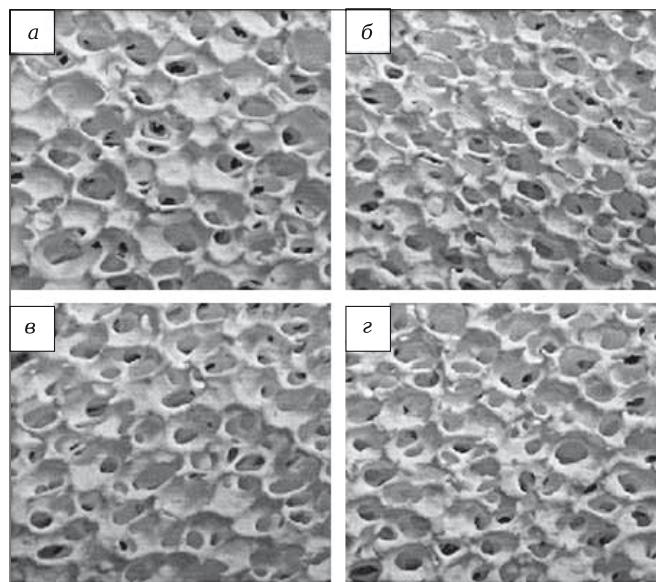


Рис. 2. Макроструктура образцов Z0–Z12 пористой керамики на основе Al_2O_3 , спеченной при 1500 °С с выдержкой 2 ч. Содержание ZrO_2 , мас. %: а – 0; б – 4; в – 8; г – 12

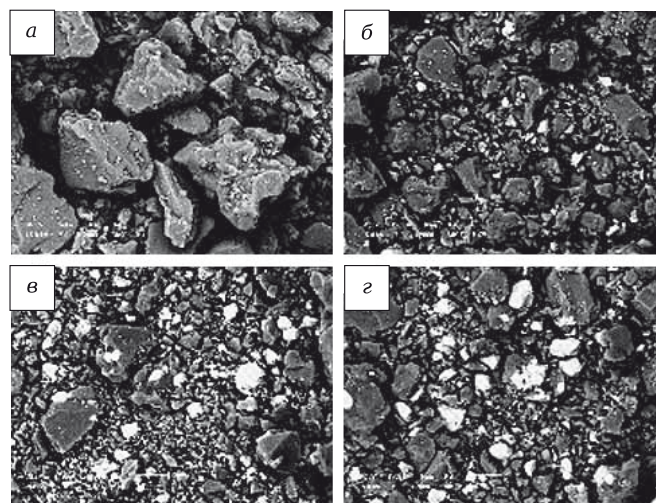


Рис. 3. Микроструктура образцов Z0–Z12 пористой керамики на основе Al_2O_3 , спеченной при 1500 °С с выдержкой 2 ч. Содержание ZrO_2 , мас. %: а – 0; б – 4; в – 8; г – 12

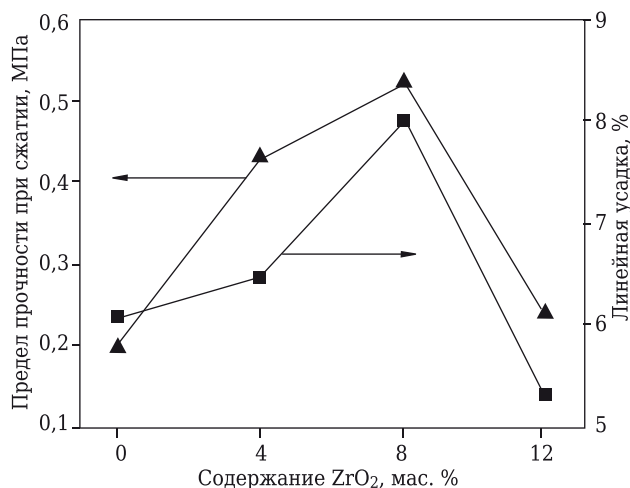


Рис. 4. Зависимость предела прочности при сжатии и линейной усадки образцов Z0-Z12, спеченных при 1500 °С с выдержкой 2 ч, от содержания ZrO₂

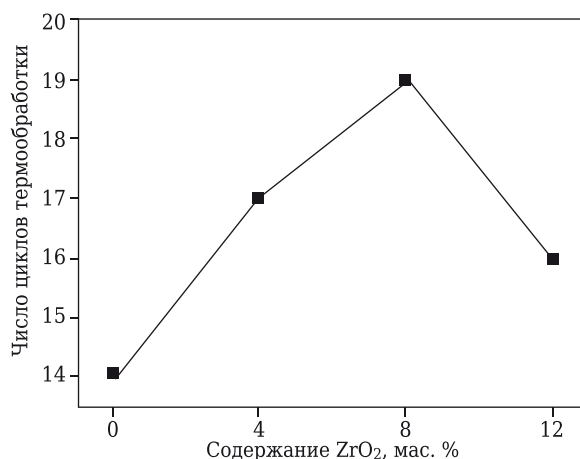


Рис. 6. Зависимость термостойкости образцов Z0-Z12, спеченных при 1500 °С с выдержкой 2 ч, от содержания ZrO₂

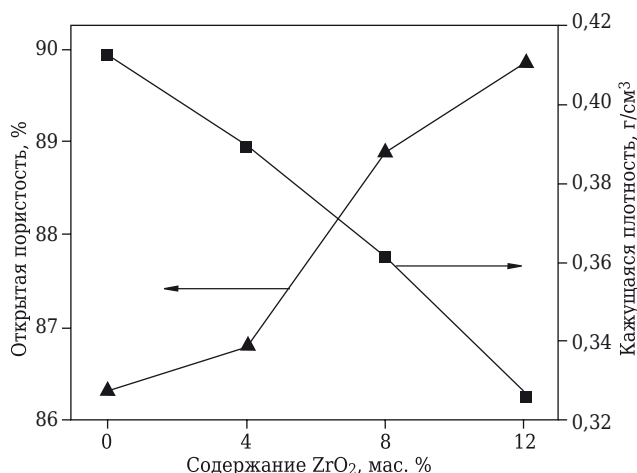


Рис. 5. Зависимость открытой пористости и кажущейся плотности образцов Z0-Z12, спеченных при 1500 °С с выдержкой 2 ч, от содержания ZrO₂

предела прочности при сжатии, линейной усадки и термостойкости образцов достигли максимальных величин, а именно: 0,52 МПа, 8,0 % и 19 циклов (см. рис. 4 и 6). При содержании ZrO₂ 12 мас. % открытая пористость образца Z12 достигла 89,9 %, а соответствующий минимум кажущейся плотности составил 0,33 г/см³ (см. рис. 5).

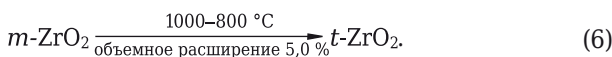
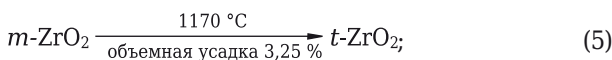
По данным рис. 1–6 можно сделать вывод, что самым подходящим содержанием диоксида циркония при производстве пористой керамики, спеченной при 1500 °С с выдержкой 2 ч, является 8 мас. %.

Многие исследователи пытались улучшить механические свойства Al₂O₃-керамики путем добавления ZrO₂ [20–25]. Э. Гойценс и др. (E. Geuzens et al.) [21] обнаружили, что твердость, трещиностойкость и предел прочности при изгибе плотной нанокерамики на основе Al₂O₃ можно улучшить с помощью добавки YSZ. Ж. Й. Ю и др. (J. Y. Yu et al.) [22] изготовили Al₂O₃- и Al₂O₃-ZrO₂-пористую керамику методом центробежного шликерного

лития (centrifugal slip casting method). По сравнению с пористой керамикой из чистого Al₂O₃ пористая керамика из Al₂O₃-ZrO₂ имеет более высокий предел прочности при сжатии. При открытой пористости 75,6 % предел прочности при сжатии этих видов керамики достигает максимальных величин, а именно 3,2 и 3,8 МПа соответственно.

При проведении исследований предел прочности при сжатии керамики APC заметно возрос после добавки оптимального количества ZrO₂. Увеличение прочности можно объяснить улучшением микроструктуры в результате добавки ZrO₂. Кроме того, на прочность керамики APC влияли трещины критических размеров и сжимающие нагрузки на поверхностный слой [21].

Во время процессов нагрева и охлаждения произошла обратимая фазовая трансформация ZrO₂ (уравнения (5) и (6)) [23], что сопровождалось изменением объема на 3–5 %:



Изменение объема способствует образованию микротрещин, которые способны полностью устранить концентрацию напряжений или уменьшить ее [24]. В зависимости от количества микротрещин и их формы края и кончики трещин можно «обезвредить» и помешать таким образом дальнейшему быстрому распространению трещин, т. е. еще более улучшить термостойкость APC.

Однако показатели, зависящие от спекания керамики, — предел прочности при сжатии и термостойкость — значительно снизились при добавлении ZrO₂ в количестве более 8 мас. % (см. рис. 4–6). Причина может заключаться в том, что распространение микротрещин невозможно эффективно предотвратить добавкой излишнего количества ZrO₂, в результате чего возникают трещины большего размера, что ведет к уменьшению

спекаемости, предела прочности при сжатии и термостойкости. Кроме того, в результате добавки ZrO_2 происходят разрыхление микроструктуры и снижение степени чистоты зерен Al_2O_3 , что также оказывает отрицательное воздействие на свойства керамики APC.

Влияние температуры спекания

На рис. 7 и 8 показано влияние температуры спекания на макро- и микроструктуру керамики APC (образец Z8 с 8 мас. % ZrO_2) при продолжительности выдержки 2 ч. Температура спекания оказала сильное влияние на структуру образца Z8. На рис. 7 четко видно, что количество больших открытых пор и распределение диаметров пор в об-

разце, спекленном при 1500 °С, значительно больше, чем в образцах, спекленных при 1450 и 1550 °С. По сравнению с образцом, спекленным при 1450 и 1550 °С, количество заполненных пор образца, спекленного при 1500 °С, явно уменьшилось. Интересно отметить, что средний размер зерен Al_2O_3 (см. рис. 8, б) был меньше, чем в образцах, спекленных при 1450 и 1550 °С. Размер зерен составляет соответственно примерно 1–5 мкм (см. рис. 8, б) и 5–10 мкм (см. рис. 8, а и в). Было обнаружено, что микроструктура керамики APC в значительной мере зависит от температуры спекания, причем наиболее благоприятна температура 1500 °С.

На рис. 9 и 10 показано влияние температуры спекания на предел прочности при сжатии, ли-

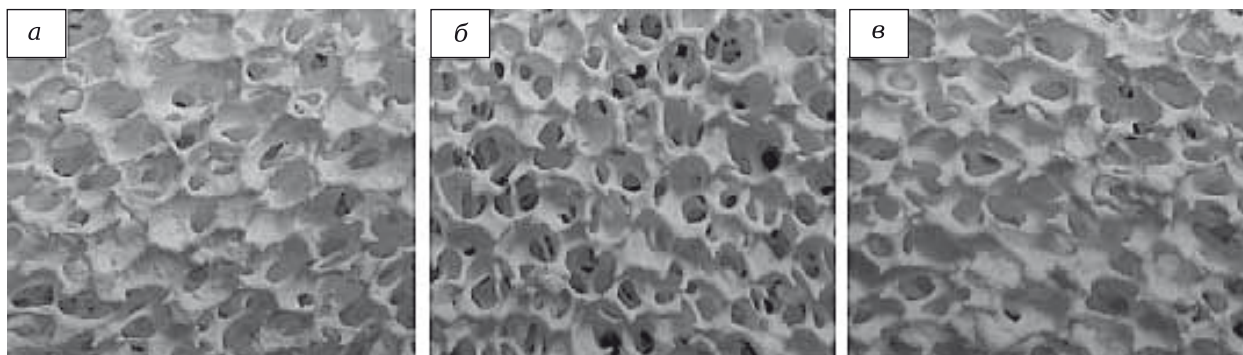


Рис. 7. Макроструктура образцов пористой керамики APC (образец Z8, 8 мас. % ZrO_2), спекленных при 1450 (а), 1500 (б) и 1550 °С (в) с выдержкой 2 ч

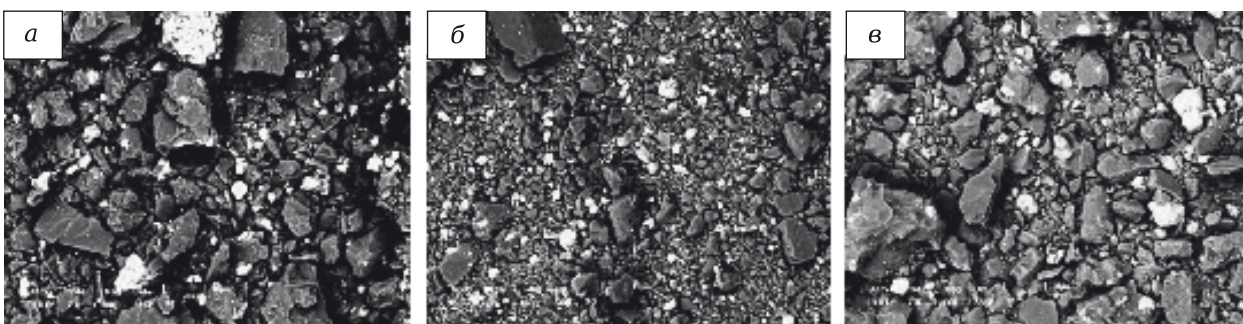


Рис. 8. Микроструктура образцов пористой керамики APC (Z8, 8 мас. % ZrO_2), спекленных при 1450 (а), 1500 (б) и 1550 °С (в) с выдержкой 2 ч

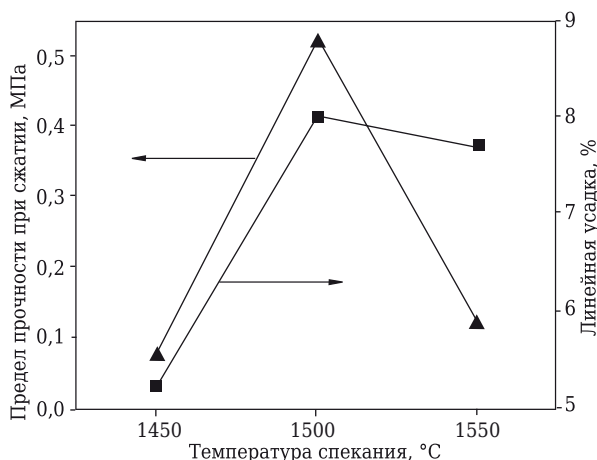


Рис. 9. Зависимость предела прочности при сжатии и линейной усадки керамики APC (образец Z8, 8 мас. % ZrO_2) от температуры спекания (выдержка 2 ч)

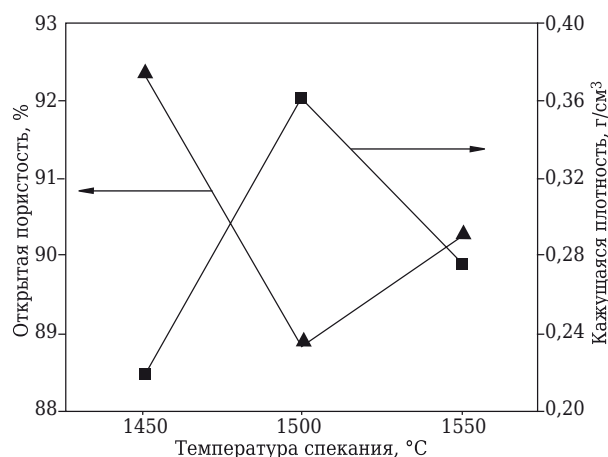


Рис. 10. Зависимость открытой пористости керамики APC (образец Z8, 8 мас. % ZrO_2) от температуры спекания (выдержка 2 ч)

нейную усадку, открытую пористость и кажущуюся плотность образца Z8 при продолжительности выдержки 2 ч. Было обнаружено, что предел прочности при сжатии, линейная усадка и кажущаяся плотность образца Z8 сначала увеличиваются, а затем уменьшаются по мере повышения температуры спекания. Показатель открытой пористости обнаруживает противоположную тенденцию. При обжиге образца при 1500 °С с выдержкой 2 ч показатели предела прочности при сжатии, линейной усадки и кажущейся плотности достигли максимальных величин 0,52 МПа, 8,0 % и 0,36 г/см³, а соответствующий показатель пористости составил 88,9 %.

Во время обжига зерна Al_2O_3 еще более увеличились [25], хотя воздействие ZrO_2 также наблюдалось. Когда образец был спечен при 1500 °С, воздействие ZrO_2 пересилило рост зерен Al_2O_3 , поэтому была получена микроструктура с хорошо распределенными зернами, что способствовало укреплению матрицы Al_2O_3 зернами ZrO_2 . Когда температура обжига достигла 1550 °С, произошел неравномерный рост зерен, в результате чего образовалась более рыхлая микроструктура и свойства APC ухудшились. Снижение температуры спекания до 1450 °С не дает более плотной структуры образца (рис. 8, а), поэтому показатели, зависящие от степени спекания, ухудшились, снизился предел прочности при сжатии (см. рис. 9 и 10).

Влияние продолжительности выдержки

На рис. 11 и 12 показано влияние продолжительности обжига на макро- и микроструктуру керамики APC (образец Z8, 8 мас. % ZrO_2), обожженной при 1500 °С. По количеству пор и распределению диаметра пор между ними не обнаруживается значительной разницы. Образцы, спеченные при 1500 °С с различной продолжительностью выдержки, имеют одинаковую макроструктуру с постоянной шириной распирающих трещин (struts thickness) и трехмерной сетчатой кубической структурой (см. рис. 11). Более того, некоторые поры были наполнены керамическим шламом. На рис. 12 можно заметить, что зерна Al_2O_3 и ZrO_2 растут постепенно по мере увеличения продолжительности выдержки. Средний размер зерна Al_2O_3 составил соответственно 1–5 мкм (см. рис. 12, а) и 5–10 мкм (см. рис. 12, б и в). Кроме того, как видно на рис. 12, б и в, значительная агломерация частиц ZrO_2 обнаружилась в образцах, спеченных при 1500 °С с выдержкой 4 и 6 ч.

На рис. 13 и 14 показано влияние продолжительности выдержки на предел прочности при сжатии, линейную усадку, открытую пористость и кажущуюся плотность образца Z8, который был спечен при 1500 °С. Предел прочности при сжатии, линейная усадка и кажущаяся плотность образца Z8 заметно снижаются по мере увеличения продолжительности выдержки с 2 до 6 ч. Для показателя открытой пористости наблюдает-

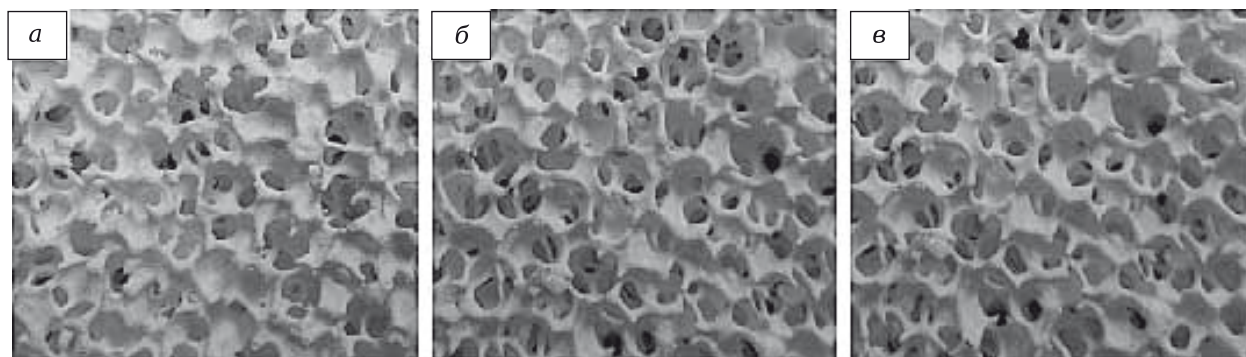


Рис. 11. Макроструктура пористой керамики APC (образец Z8, 8 мас. % ZrO_2), спеченной при 1500 °С с выдержкой 2 (а), 4 (б) и 6 (в) ч

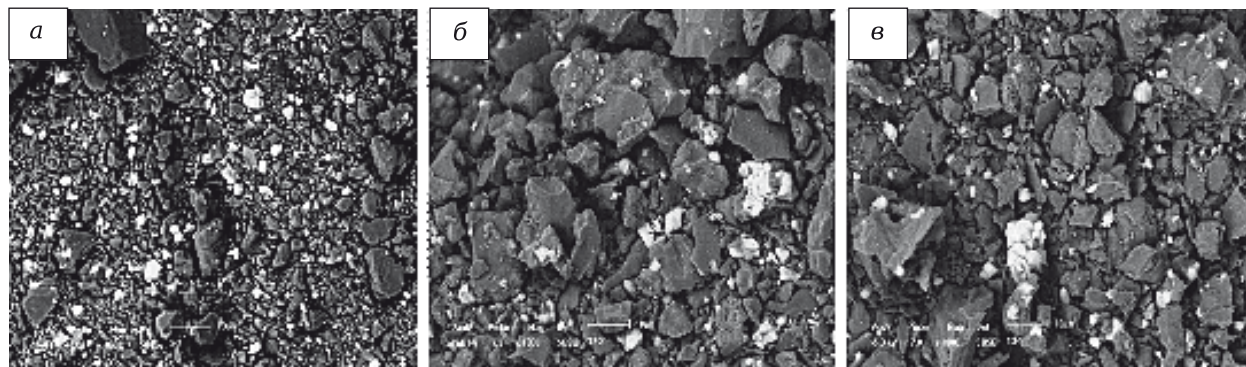


Рис. 12. Микроструктура пористой керамики APC (образец Z8, 8 мас. % ZrO_2), спеченной при 1500 °С с выдержкой 2 (а), 4 (б) и 6 (в) ч

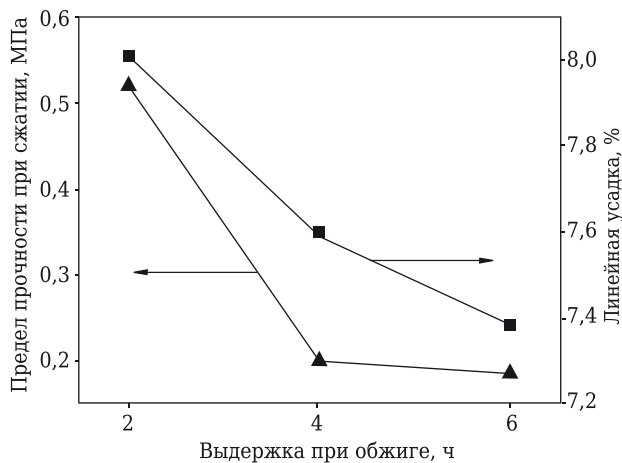


Рис. 13. Зависимость линейной усадки и предела прочности при сжатии керамики APC (образец Z8, 8 мас. % ZrO_2), спеченной при 1500 °C, от продолжительности обжига

ся противоположная тенденция. При увеличении продолжительности выдержки с 2 до 6 ч предел прочности при сжатии, линейная усадка и кажущаяся плотность уменьшились с 0,52 до 0,19 МПа, с 8,0 до 7,4 %, с 0,36 до 0,32 г/см³ соответственно. Открытая пористость увеличилась с 88,9 до 92,0 %. Полученные данные указывают на то, что предел прочности при сжатии, линейная усадка, открытая пористость и кажущаяся плотность образцов пористой керамики, обожженных при 1500 °C, в значительной мере зависят от продолжительности выдержки при обжиге.

Из-за неравномерного роста зерен Al_2O_3 и ZrO_2 (см. рис. 12, б и в) при обжиге образцов в течение более продолжительного времени (4 и 6 ч) структура получалась рыхлой. В результате снижалась спекаемость и уменьшались предел прочности при сжатии образца (как это представлено на рис. 13 и 14). При продолжительности выдержки 2 ч частицы Al_2O_3 и ZrO_2 мелкие и равномерно распределены (см. рис. 12, а). Это способствует получению более плотной структуры. Отсюда можно сделать вывод, что частицы ZrO_2 играют большую роль в укреплении Al_2O_3 -матрицы.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

С помощью метода реплики полимерной губки была успешно изготовлена пористая керамика на основе Al_2O_3 . В качестве сырья использован порошок белого плавленного корунда. Было изучено воздействие таких технологических параметров,

Библиографический список

1. **Stuart, A. R.** Processing routes to macroporous ceramics: a review / A. R. Stuart, U. T. Gonzenbach, E. Tervoort [et al.] // J. Amer. Ceram. Soc. — 2006. — Vol. 89, № 6. — P. 1771–1789.
2. **Han, Y. S.** The effect of sintering temperature on porous silica composite strength / Y. S. Han, J. B. Li, B. Chi [et al.] // J. Porous Mater. — 2003. — Vol. 10, № 1. — P. 41–45.

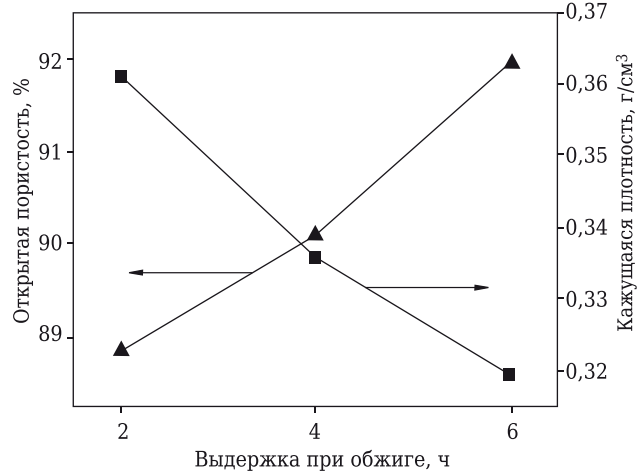


Рис. 14. Зависимость открытой пористости и кажущейся плотности керамики APC (образец Z8, 8 мас. % ZrO_2), спеченной при 1500 °C, от продолжительности обжига

как содержание диоксида циркония, температура обжига и продолжительность выдержки на производство и свойства керамики. По результатам исследования можно сделать следующие выводы:

- благоприятными параметрами при изготовлении пористой керамики на основе Al_2O_3 являются содержание диоксида циркония в количестве 8 мас. %, температура обжига 1500 °C и продолжительность выдержки 2 ч;
- в фазовый состав изготовленной керамики входят $\alpha-Al_2O_3$ и $m-ZrO_2$. Керамику со сверхтонкой микроструктурой можно получить путем добавления 8 мас. % ZrO_2 . Размер частиц зерен Al_2O_3 матрицы достиг 1–5 мкм;
- свойства изготовленной керамики в значительной мере зависят от технологических параметров. Показатели свойств керамики можно заметно улучшить путем введения добавки ZrO_2 , что позволяет повысить температуру спекания и его продолжительность.

Работа выполнена благодаря поддержке Фонда фундаментальных исследований центральных университетов (грант № 120402006), Комиссии по образованию провинции Ляонин (грант № L2012079), Национального фонда естественных наук (грант № 51274057) и Национальной программы по высоким технологиям и научным исследованиям (программа 863 Program) Китая (грант № 2013AA030902).

3. **Zhu, X. W.** Reaction bonding of open cell SiC- Al_2O_3 composites / X. W. Zhu, D. L. Jiang, S. H. Tan // Mater. Res. Bull. — 2001. — Vol. 36, № 11. — P. 2003–2015.
4. **Wei, W.** The influence of Si distribution and content on the thermoelectric properties of SiC foam ceramics / W. Wei, X. M. Cao, C. Tian [et al.] // Micropor. Mesopor. Mat. — 2008. — Vol. 112, № 1–3. — P. 521–525.

5. **Akpınar, S.** Effects of SiC addition on the structure and properties of reticulated porous mullite ceramics / *S. Akpınar, I. A. Altun, K. Onel* // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2010. — Vol. 30, № 13. — P. 2727–2734.
6. **Deville, S.** Ice-templated porous alumina structures / *S. Deville, E. Saiz, A. P. Tomsia* // *Acta Mater.* — 2007. — Vol. 55, № 6. — P. 1965–1974.
7. **Zhang, Y.** Effects of rheological properties on ice-templated porous hydroxyapatite ceramics / *Y. Zhang, K. C. Zhou, Y. X. Bao* [et al.] // *Mater. Sci. Eng. C*, — 2013. — Vol. 33, № 1. — P. 340–346.
8. **Zhang, F. Z.** Gelcasting fabrication of porous ceramics using a continuous process / *F. Z. Zhang, T. Kato, M. Fuji* [et al.] // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2006. — Vol. 26, № 4/5. — P. 667–671.
9. **Yang, F. K.** Effects of sintering temperature on properties of porous mullite/corundum ceramics / *F. K. Yang, C. W. Li, Y. M. Lin* [et al.] // *Mater. Lett.* — 2012. — Vol. 73. — P. 36–39.
10. **Li, D. Y.** Porous Y_2SiO_5 ceramic with low thermal conductivity / *D. Y. Li, M. S. Li* // *J. Mater. Sci. Technol.* — 2012. — Vol. 28, № 9. — P. 799–802.
11. **Preiss, A.** Tailored graded pore structure in zirconia toughened alumina ceramics using double-side cooling freeze casting / *A. Preiss, B. Sua, S. Collins* [et al.] // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2012. — Vol. 32, № 8. — P. 1575–1583.
12. **Efavi, J. K.** Development of porous ceramic bodies from kaolin deposits for industrial applications / *J. K. Efavi, L. Damoah, D. Y. Bensah* [et al.] // *Appl. Clay Sci.* — 2012. — Vol. 65/66. — P. 31–36.
13. **Bai, J. G.** Fabrication of directional SiC porous ceramics using Fe_2O_3 as pore-forming agent / *J. G. Bai, X. H. Yang, Y. G. Shi* [et al.] // *Mater. Lett.* — 2012. — Vol. 78. — P. 192–194.
14. **Kim, Y.** Formation of porous SiC ceramics via recrystallization / *Y. Kim, K. Min, J. Shim* [et al.] // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2012. — Vol. 32, № 13. — P. 3611–3615.
15. **Pat. 3090094 US.** Method of manufacturing Porous Ceramic / *Schwartzalder K., Somers A. V.*, 1963.
16. **Nangrejo, M. R.** Preparation of silicon carbide-silicon nitride composite foams from pre-ceramic polymers / *M. R. Nangrejo, X. J. Bao, M. J. Edirisinghe* // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2000. — Vol. 20, № 11. — P. 1777–1785.
17. **Yao, X. M.** Effect of recoating slurry compositions on the microstructure and properties of SiC reticulated porous ceramics / *X. M. Yao, Y. Yang, X. J. Liu* [et al.] // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2013. — Vol. 33, № 15/16. — P. 2909–2914.
18. **Chen, M.** Refractories and fuel combustion (in Chin.) / *M. Chen, J. K. Yu, N. Wang.* — Beijing : Metallurgical Industry Press, 2005.
19. **Chen, Z. Y.** Chemical thermodynamics of refractories (in Chin.) / *Z. Y. Chen.* — Beijing : Metallurgical Industry Press, 2005.
20. **Tuan, W. H.** Mechanical properties of Al_2O_3/ZrO_2 composites / *W. H. Tuan, R. Z. Chen, T. C. Wang* [et al.] // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2002. — Vol. 22, № 16. — P. 2827–2833.
21. **Geuzens, E.** Synthesis and mechanical and tribological characterization of alumina-yttria stabilized zirconia (YSZ) nanocomposites with YSZ synthesized by means of an aqueous solution-gel. method or a hydrothermal route / *E. Geuzens, S. Mullens, J. Cooymans* [et al.] // *Ceram. Inter.* — 2008. — Vol. 34, № 5. — P. 1315–1325.
22. **Yu, J. Y.** Preparation of Al_2O_3 and $Al_2O_3-ZrO_2$ ceramic foams with adjustable cell structure by centrifugal slip casting / *J. Y. Yu, X. D. Sun, Q. Li* [et al.] // *Mater. Sci. Eng. A*. — 2008. — Vol. 476, № 1/2. — P. 274–280.
23. **Wang, C. X.** ZrO_2 Composite Refractories (in Chin.) / *C. X. Wang, Y. X. Zhang, Q. Yu.* — Beijing : Metallurgical Industry Press, 2003.
24. **Zhou, Z. H.** Experimental study on impact resistance and mechanical characteristics of low-temperature sintered $Al_2O_3-ZrO_2$ composites with anti-sandwich structure / *Z. H. Zhou, Z. H. Wang, Y. Yi* [et al.] // *Powder Technol.* — 2014. — Vol. 256. — P. 239–243.
25. **Pabst, W.** Preparation and characterization of porous alumina-zirconia composite ceramics / *W. Pabst, E. Gregorová, I. Sedlářová* [et al.] // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2011. — Vol. 31, № 14. — P. 2721–2731.
26. **Han, J. K.** Microstructures of porous $Al_2O_3 - 50$ wt. % ZrO_2 composites using in-situ synthesized $Al_2O_3-ZrO_2$ composite powders / *J. K. Han, F. Saitob, B. T. Lee* // *Mater. Lett.* — 2004. — Vol. 58, № 16. — P. 2181–2185. ■

Получено 18.04.14

© Б. Ма, И. Ли, Г. Лу, Ч. Ли, 2014 г.

© Пер. С. Н. Клявлиной

(ОАО «Комбинат «Магнезит»), 2014 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

CALL FOR PAPERS

Abstracts due December 10th

Hyatt Regency Vancouver

ceramics.org/11cmcee

11th International Symposium on Ceramic Materials and Components for Energy and Environmental Applications

CMCEE

June 14–19, 2015



11-й Международный симпозиум по керамическим материалам и компонентам для энергетики и экологии

14-19 июня 2015 г.

г. Ванкувер, Канада

<http://ceramics.org/>