

К. т. н. С. Н. Перевислов¹ (✉), д. т. н. И. Б. Пантелеев¹,
д. т. н. А. П. Шевчик¹, М. В. Томкович²

¹ ФГБОУ ВО «Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет)», Санкт-Петербург, Россия

² ФГБУН «Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН», Санкт-Петербург, Россия

УДК 666.546.281'261].017:620.17

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА LPSSiC-МАТЕРИАЛОВ С ВЫСОКОДИСПЕРСНОЙ СПЕКАЮЩЕЙ ДОБАВКОЙ

Методом свободного жидкофазного спекания получены плотные ($\rho_{\text{отн}} = 99,5\%$) материалы на основе карбида кремния. В качестве спекающей добавки использовали эвтектическую смесь компонентов MgO, Y₂O₃ и Al₂O₃, соответствующую составу на линии гранат – шпинель. При подготовке шихтовых порошков использовали метод химического осаждения из растворов солей, образующих в дальнейшем оксиды эвтектического состава, равномерно распределенные на частицах порошка карбида кремния. Полученные материалы имеют высокие показатели механических свойств: $E_{\text{упр}} = 410$ ГПа, $\sigma_{\text{изг}} = 680$ МПа, $K_{\text{Ic}} = 6,0$ МПа·м^{1/2}, HV 21,5 ГПа, значения которых близки к показателям горячепрессованных карбидкремниевых материалов.

Ключевые слова: жидкофазно-спеченные материалы на основе карбида кремния (LPSSiC-материалы), соосаждение, механические свойства.

ВВЕДЕНИЕ

С начала 80-х гг. XX века метод жидкофазного спекания является объектом пристального внимания многих исследователей. Наиболее распространенными активирующими добавками для жидкофазно-спеченных материалов на основе карбида кремния (LPSSiC-материалы) являются оксиды систем Y₂O₃-Al₂O₃, MgO-Y₂O₃-Al₂O₃ и др. [1–3]. Технологическая стадия подготовки шихтовых материалов включает механическое перемешивание исходных компонентов (частиц SiC, MgO, Y₂O₃ и Al₂O₃) с последующим спеканием образцов при 1850–1950 °С. В соответствии с таким способом получения LPSSiC-материалов невозможно добиться равномерного перемешивания, распределения оксидов между частицами SiC и получения гомогенного шихтового порошка, что влияет на спекаемость SiC-материала и снижает уровень механических свойств конечных изделий. Растворный метод смешивания компонентов системы SiC-MeO в последние 20 лет активно изучали [4–11], в результате чего был сделан вывод, что для получения качественной LPSSiC-керамики с высоким уровнем механических свойств необходимо:

1 — гомогенное распределение активирующих спекание добавок и распределение их между частицами SiC; 2 — снижение общего количества добавок [4]. Растворные методы смешивания компонентов: золь-гель метод [5, 6] и метод соосаждения из раствора солей (CSS) [7–9] — нашли широкое применение при получении оксидных композиций, например в системе Y₂O₃-Al₂O₃ [6, 7] или ZrO₂-Al₂O₃ [10, 11]. В последнее время они используются также для качественного распределения оксидов между частицами второй фазы: основа — Al₂O₃, добавки компонентов систем SiC-Y₂O₃ [12] и SiC_w-Y₂O₃ [13]; основа — муллит, добавки SiC — алюмо-иттриевый гранат (YAG) [14]; основа — Si₃N₄, добавки SiC-Y₂O₃ [15] и YAG [16].

Анализируя литературные данные, можно сделать вывод, что при равномерном распределении оксидных компонентов (методом CSS) удается достичь высокого уровня механических свойств LPSSiC-материалов, соизмеримого с уровнем свойств горячепрессованных карбидкремниевых материалов (HPSiC).

ИСХОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве спекающей добавки использовали трехкомпонентную смесь оксидов, соответствующую эвтектическому составу на линии гранат – шпинель трехкомпонентной диаграммы состояния системы MgO-Y₂O₃-Al₂O₃ (MYA). Гомо-



С. Н. Перевислов
E-mail: perevislov@mail.ru

генные смеси системы SiC–MgO готовили двумя способами.

По первому способу использовали метод нанесения оксидов на порошок карбида кремния методом соосаждения из раствора солей [17]. В качестве исходных материалов использовали следующие компоненты: порошок α -SiC ($d_{0,5} = 0,85$ мкм), водный раствор нитрата алюминия $\text{Al}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$, водный раствор нитрата иттрия $\text{Y}(\text{NO}_3)_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, водный раствор нитрата магния $\text{Mg}(\text{NO}_3)_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, осадитель NaOH для $\text{Mg}(\text{NO}_3)_2$, осадитель NH_4OH для $\text{Al}(\text{NO}_3)_3$ и $\text{Y}(\text{NO}_3)_3$. Растворы готовили в пересчете на массовые проценты из солей и дистиллированной воды непосредственно перед проведением процесса осаждения. Концентрацию растворов и суспензий с SiC выбирали таким образом, чтобы после осаждения и термообработки шихтовые порошки соответствовали соотношению компонентов составов 1S–4S (табл. 1).

Осаждение $\text{Mg}(\text{OH})_2$ начинается при pH = 8,7, а заканчивается при pH = 10,9. Термодеструкция $\text{Mg}(\text{OH})_2$ заканчивается примерно при 400 °C образованием MgO. Значение pH начала осаждения $\text{Al}(\text{OH})_3$ 4,6–4,8, $\text{Y}(\text{NO}_3)_3$ 7,4. Термодеструкция $\text{Al}(\text{NO}_3)_3$ до Al_2O_3 происходит при 700 °C, $\text{Y}(\text{NO}_3)_3$ до Y_2O_3 при 650 °C [18]. При рассмотрении условий соосаждения принято во внимание, что совместно осадить ионы Mg^{2+} и Al^{3+} (Y^{3+}) невозможно. Это связано с тем, что ион Mg^{2+} не осаждается водным раствором аммиака, а ионы Al^{3+} и Y^{3+} трудно полностью осадить раствором NaOH одновременно с ионом Mg^{2+} .

Задачу получения гомогенных смесей системы SiC–MgO– Al_2O_3 – Y_2O_3 (составы 1S–4S) решили путем осаждения гидроксида магния на 1/2 объема порошка SiC, используя в качестве осадителя раствор NaOH и осаждения на вторую часть (1/2 объема порошка SiC) гидроксидов алюминия и иттрия с использованием в качестве осадителя раствор NH_4OH . Растворы нитратов $\text{Al}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$ и $\text{Y}(\text{NO}_3)_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ и отдельно $\text{Mg}(\text{NO}_3)_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ в дистиллированной воде равномерно перемешивали с порошком SiC. Применяли гетерогенный метод осаждения, приливая суспензию (порошок SiC в растворе солей) к осадителю. При многократном промывании дистиллированной водой и фильтрации раствора на поверхности порошка SiC остаются два вида осадка: первый — $\text{Al}(\text{OH})_3$ и $\text{Y}(\text{OH})_3$ и второй — $\text{Mg}(\text{OH})_2$. Полученную смесь SiC + $\text{Al}(\text{OH})_3$ + $\text{Y}(\text{OH})_3$ подвергали термообработке при 700 °C, а смесь SiC + $\text{Mg}(\text{OH})_2$ — при 400 °C до образования агломерированных шихтовых порошков SiC– Al_2O_3 – Y_2O_3 и SiC–MgO, которые измельчали в планетарной мельнице до размера частиц $d_{0,5} = 1$ мкм. Измельченные порошки, соответствующие составу композиционных материалов (см. табл. 1), пластифицировали 2 %-ным раствором органического связующего и подвергали грануляции. Методом полусухого

Таблица 1. Составы композиций керамики SiC–MgO и их теоретическая плотность

| Состав | Содержание, мас. % | | | | $\rho_{\text{теор}}$, г/см ³ |
|-------------------------------------|--------------------|-------------------------|------------------------|-------|--|
| | SiC | Al_2O_3 | Y_2O_3 | MgO | |
| <i>Температура спекания 1860 °C</i> | | | | | |
| 1P | 95 | 0,35 | 2,05 | 2,60 | 3,25 |
| 2P | 90 | 0,70 | 4,10 | 5,20 | 3,30 |
| 3P | 85 | 1,05 | 6,15 | 7,80 | 3,34 |
| 4P | 80 | 1,40 | 8,20 | 10,40 | 3,38 |
| <i>Температура спекания 1800 °C</i> | | | | | |
| 1S | 95 | 0,35 | 2,05 | 2,60 | 3,25 |
| 2S | 90 | 0,70 | 4,10 | 5,20 | 3,30 |
| 3S | 85 | 1,05 | 6,15 | 7,80 | 3,34 |
| 4S | 80 | 1,40 | 8,20 | 10,40 | 3,38 |

формования под давлением 100 МПа прессовали образцы размерами 6×6×60 мм, которые сушили, а затем спекали в среде аргона при 1800±10 °C (составы 1S–4S).

По второму способу оксидные композиции готовили совместным перемешиванием оксидов с SiC в барабанном смесителе в течение 20 ч, пластифицировали 2 %-ным раствором органического связующего и гранулировали. Методом полусухого формования, под давлением 100 МПа, изготавливали образцы размерами 6×6×60 мм, которые сушили, а затем спекали в среде аргона при (1860±10) °C (составы 1P–4P). Для подготовки композиций использовали следующие исходные порошки: α -SiC ($d_{0,5} = 0,85$ мкм), MgO ($d_{0,5} = 0,85$ мкм), Y_2O_3 ($d_{0,5} = 0,85$ мкм) и Al_2O_3 ($d_{0,5} = 0,85$ мкм). Составы композиций и их теоретическая плотность $\rho_{\text{теор}}$ приведены в табл. 1.

Линейную усадку и потерю массы образцов при спекании определяли расчетным путем, исходя из исходных и конечных размеров и массы материалов, плотность и пористость спеченных образцов — методом гидростатического взвешивания, относительную плотность вычисляли, исходя из теоретической плотности. Рентгенофазовый анализ (РФА) проводили на установке «Rigaku Smartlab 3». Модуль упругости $E_{\text{упр}}$ определяли динамическим методом на установке «ЗВУК-230», измеряя резонансную частоту продольных колебаний, микроструктуру и размер зерен SiC — на электронном микроскопе «Quanta 200», предел прочности при изгибе $\sigma_{\text{изг}}$ — на разрывной машине «Shimadzu AG-300kNX», микротвердость HV — на твердомере «Shimadzu HMV-G»; коэффициент трещиностойкости K_{Ic} — на твердомере по длине трещин, исходящих из диагоналей отпечатка Виккерса. Исследовательское оборудование предоставлено Инжиниринговым центром СПбГТИ (ТУ).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Известно [19], что оксиды, полученные методом соосаждения из раствора солей, вступают во взаимодействие с образованием алюмо-иттриевого граната (YAG) при температуре значительно

более низкой (1000–1050 °С), чем температура синтеза YAG (1500–1550 °С) из микропорошков [20]. Для системы MgO–Y₂O₃–Al₂O₃ (MYA) характерна аналогичная зависимость снижения температуры синтеза. Известно [17], что керамика на основе SiC с нанесенными методом соосаждения наноразмерными оксидными частицами спекается до высокой плотности ($\rho_{\text{отн}} = 99,5 \%$) при 1860–1930 °С — меньшей температуре, чем стандартный LPSSiC-материал.

В процессе спекания происходит синтез MYA (≥ 1100 °С), усадка материала за счет скольжения и поворота частиц SiC друг относительно друга (1500–1600 °С), уплотнение материала путем массопереноса и контактного спекания частиц SiC до получения плотного монокристаллического материала (1800 °С). Результаты РФА подтверждают наличие в материале фаз SiC, YAG и магнетиальной шпинели (MgAl₂O₄) (рис. 1).

Плотность полученных LPSSiC-материалов увеличивается с ростом содержания оксидной добавки (табл. 2). Сравнивая свойства материалов SiC + MYA, спеченных при (1860±10) и (1800±10) °С, следует отметить, что при более низкой температуре процесс спекания полностью завершается. При меньшей температуре процессы массопереноса более замедлены, что определяет меньший размер зерен SiC у LPSSiC-материалов, спеченных при (1800±10) °С. Материал, состоящий из мелких зерен SiC, связанных тонкими прослойками оксидов, обладает высоким уровнем упругих и механических свойств (см. рис. 2). Минимальная пористость зафиксирована у материала SiC + 20 мас. % MYA, спеченного при (1800±10) °С; его пористость $P = 0,4 \pm 0,1 \%$, при относительной плотности $\rho_{\text{отн}} = 99,5 \pm 0,1 \%$ (см. табл. 2).

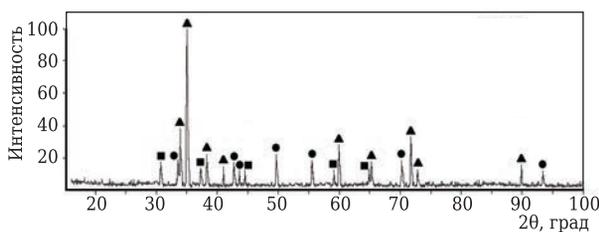


Рис. 1. Дифрактограмма образца 3S, спеченного при 1800 °С: ▲ — SiC; ● — YAG; ■ — MgAl₂O₄

Высокая плотность и низкая пористость объясняются малой потерей массы LPSSiC-материала, спеченного при (1800±10) °С. С ростом содержания оксидов в материале увеличи-

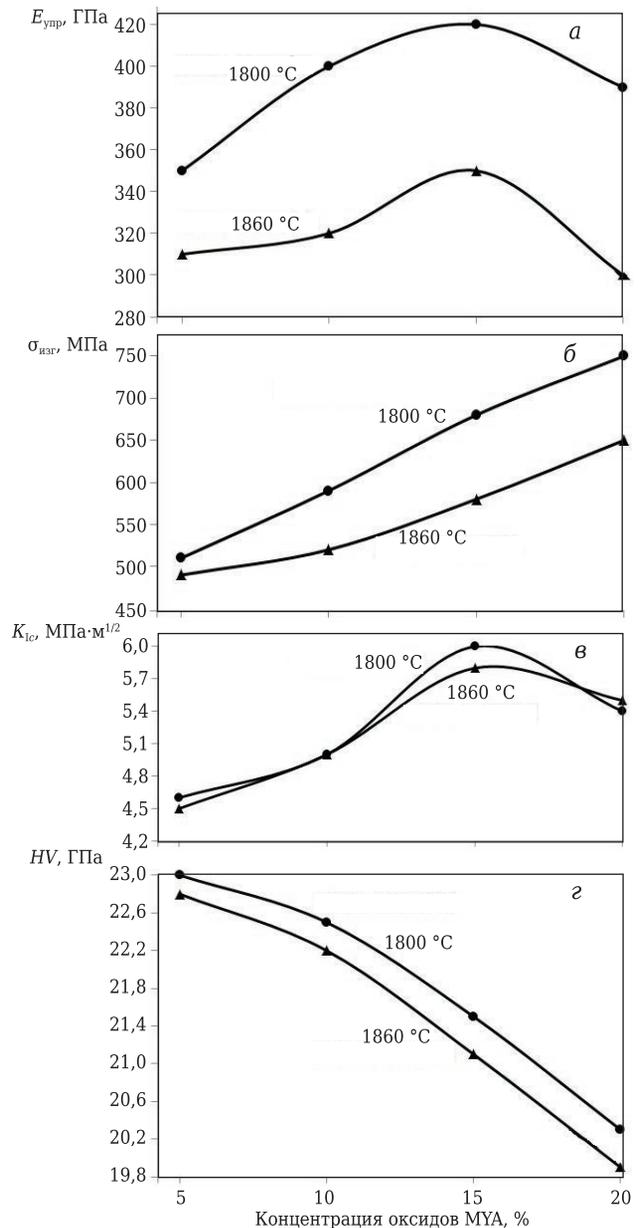


Рис. 2. Зависимость $E_{\text{упр}}$ (а), $\sigma_{\text{изг}}$ (б), коэффициента трещиностойкости $K_{1с}$ (в) и твердости по Виккерсу HV (г) LPSSiC-материала от концентрации оксидов MYA при разной температуре спекания (указана на кривых)

Таблица 2. Свойства спеченной керамики SiC–MYA

| Состав | Усадка при спекании ($U \pm 0,2$), % | Потеря массы при спекании ($\Delta m \pm 0,2$), % | Плотность ($\rho_{\text{отн}} \pm 0,1$), % | Пористость ($P \pm 0,1$), % об. | Размер зерен SiC $d_{0,5}$, мкм |
|--------|--|---|--|-----------------------------------|----------------------------------|
| 1P | 18,4 | 2,3 | 97,3 | 2,5 | 1,3 |
| 2P | 19,3 | 2,6 | 98,7 | 1,2 | 1,8 |
| 3P | 19,9 | 3,1 | 99,1 | 0,8 | 2,3 |
| 4P | 20,0 | 3,7 | 99,3 | 0,6 | 2,9 |
| 1S | 19,0 | 1,3 | 98,0 | 1,9 | 1,1 |
| 2S | 19,8 | 1,5 | 99,0 | 0,9 | 1,3 |
| 3S | 20,3 | 1,8 | 99,5 | 0,5 | 1,6 |
| 4S | 20,5 | 2,0 | 99,5 | 0,4 | 1,9 |

ваются потери массы при спекании, в основном из-за взаимодействия SiC с MeO с образованием летучих компонентов.

У материалов с низкой пористостью зафиксированы высокие значения $E_{упр}$. При возрастании плотности и уменьшении пористости $E_{упр}$ растет до критического значения, когда содержание оксидов в материале, имеющем малый $E_{упр}$, начинает преобладать и общие показатели упругости снижаются (см. рис. 2, а). Максимальные значения $E_{упр}$ (415 ± 20) ГПа зафиксированы у LPSSiC-материала с 15 % мас. МҮА, спеченного при (1800 ± 10) °С. Предел прочности при изгибе $\sigma_{изг}$ LPSSiC-материала при увеличении содержания оксидов монотонно возрастает. Максимальные значения $\sigma_{изг}$ (750 ± 10) МПа достигнуты у LPSSiC-материала с добавкой 20 мас. % МҮА (см. рис. 2, б). Сравнивая полученный результат со значениями LPSSiC, полученного по стандартной технологии [20], можно отметить повышение уровня $\sigma_{изг}$ на 20 %. Трещиностойкость является одной из главных характеристик конструкционных материалов, значение коэффициента трещиностойкости (K_{Ic}) напрямую зависит от свойств материала (высоких $E_{упр}$ и $\sigma_{изг}$). Кривые K_{Ic} носят экстремальный характер с максимумом в точке оптимального состава (15 % мас. МҮА). Дальнейшее увеличение содержания оксидов приводит к плавному снижению K_{Ic} (см. рис. 2, в). Зависимости твердости по Виккерсу HV имеют линейный характер с уменьшением значений твердости при возрастании содержания оксидов в материале. Высокая твердость HV $23,0 \pm 0,2$ ГПа достигнута у материала SiC + 5 % мас. МҮА, спеченного при (1800 ± 10) °С (см. рис. 2, г). Такой уровень твердости обеспечивается благодаря однородной структуре LPSSiC-материала, в котором основой являются зерна SiC (составляющие главный вклад в твердость), скрепленные тонкими прослойками оксидов (см. рис. 2, г).

При увеличении количества оксидных активизирующих добавок (25–30 мас. %) в композиционном материале его свойства сдвигаются в сторону свойств оксикаридных материалов [21]. Повышение плотности, связанное с ростом содержания оксидных добавок (до 20 мас. %), сопровождается (в результате меньших $E_{упр}$ и HV оксидных материалов) снижением $E_{упр}$ до (380 ± 20) ГПа и HV до $(18,5 \pm 0,2)$ ГПа. Большие объемы оксидных фаз между зернами SiC не способствуют замедлению движения трещин, что снижает уровень K_{Ic} до $(3,5 \pm 0,2)$ МПа·м^{1/2}.

Структура LPSSiC-материалов состоит преимущественно из мелких зерен SiC с редкими включениями крупных (рис. 3), что подтверждает результаты анализа определения размера зерен SiC (см. табл. 2). Процесс жидкофазного спекания включает следующие стадии: расплавление оксидов; уплотнение материала за счет перестройки и скольжения частиц SiC вдоль границ друг друга,

растворение и перекристаллизация через жидкую фазу [22]. По механизму растворение – перекристаллизация происходит уплотнение частиц материала, содержащего большое количество оксидов (≥ 10 мас. %), что видно из рис. 3. Материал состоит из оксидной фазы (светлое) и зерен SiC

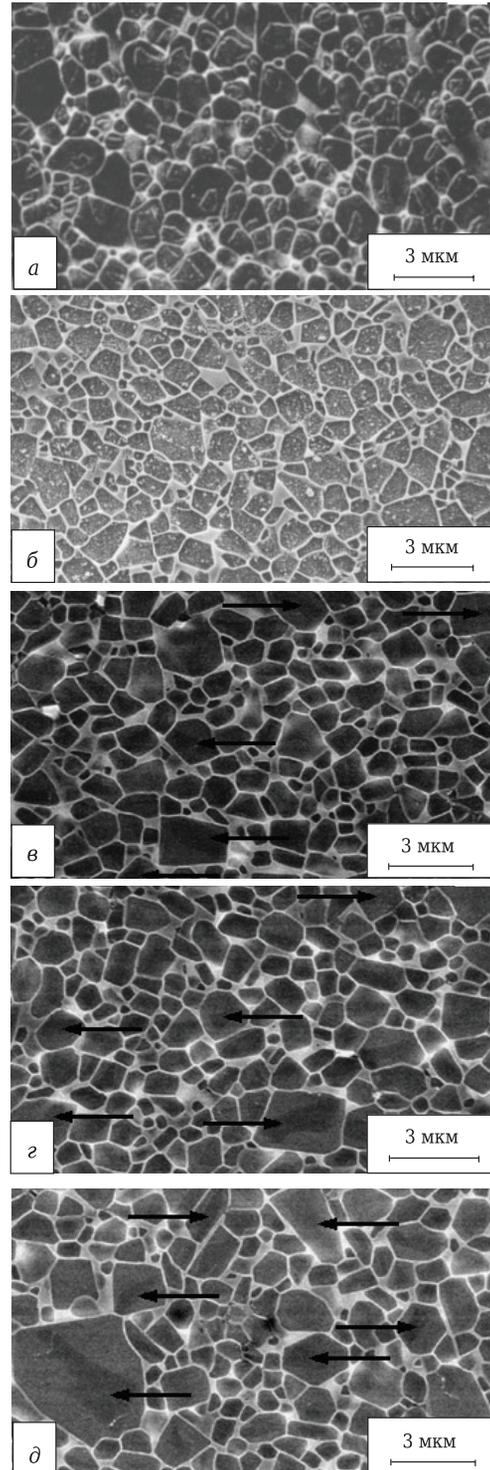


Рис. 3. Микроструктура LPSSiC-материалов, спеченных с разным содержанием оксидов МҮА: а — 5 мас. %, 1860 °С; б — 5 мас. %, 1800 °С; в — 10 мас. %, 1800 °С; г — 15 мас. %, 1800 °С; д — 20 мас. %, 1800 °С

(серое) из оболочек и ядер (показаны на рис. 3, в–д стрелками). Аналогичная структура ядро – оболочка характерна, в частности, для материалов на основе нитрида кремния: $\text{Si}_3\text{N}_4\text{–MgO}$ [23], $\text{Si}_3\text{N}_4\text{–Y}_2\text{O}_3\text{–Al}_2\text{O}_3$ [24, 25] и $\text{Si}_3\text{N}_4\text{–Y}_2\text{O}_3\text{–Al}_2\text{O}_3\text{–SiO}_2$ [26]. Разрушение материалов идет преимущественно по интеркристаллитному механизму: трещина распространяется по оксидной фазе, огибая зерна SiC, без их разрушения (рис. 4).

С применением метода соосаждения из раствора солей для гомогенного распределения оксидов по поверхности частиц SiC можно получить материалы с уровнем механических свойств на 20–30 % выше, чем у LPSSiC-материалов (10 мас. % YAG), изготовленных по стандартной технологии с $\sigma_{\text{изг}} = (520 \pm 10)$ МПа, $K_{\text{Ic}} = (4,5 \pm 0,2)$ МПа·м^{1/2}, $HV (21,0 \pm 0,2)$ ГПа [20] и приближающихся к уровню свойств горячепрессованных HPSiC-материалов с $\sigma_{\text{изг}} = (700 \pm 10)$ МПа, $K_{\text{Ic}} = (7,0 \pm 0,2)$ МПа·м^{1/2}, $HV (24,0 \pm 0,2)$ ГПа [26].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

За счет применения метода соосаждения при подготовке порошков композиций системы SiC–MgO–Al₂O₃–Y₂O₃ удалось снизить температуру спекания LPSSiC-материалов до 1800 °С при высоком качестве получаемых образцов — $\rho_{\text{отн}} = (99,5 \pm 0,1)$ %, $\Pi = (0,4 \pm 0,1)$ %.

Библиографический список

1. **Kim, Y. W.** Effect of initial particle size on microstructure of liquid-phase sintered α -silicon carbide / Y. W. Kim, J. Y. Kim, S. H. Rhee, D. Y. Kim // J. Eur. Ceram. Soc. — 2000. — Vol. 20, № 7. — P. 945–949.
2. **Lee, S. G.** Effect of sintering-additive composition on fracture toughness of liquid-phase-sintered SiC ceramics / S. G. Lee, W.-H. Shim, J.-Y. Kim, W. T. Kwon // J. Mater. Sci. Lett. — 2001. — Vol. 20, № 2. — P. 143–146.
3. **Cho, K.-S.** R-curve behavior of layered silicon carbide ceramics with surface fine microstructure / K.-S. Cho, H.-J. Choi, J.-G. Lee, Y. W. Kim // J. Mater. Sci. — 2001. — Vol. 36, № 9. — P. 2189–2193.
4. **Hidaka, N.** Hot-pressing and mechanical properties of SiC ceramics with polytitanocarborosilane / N. Hidaka, Y. Hirata, S. Sameshima, H. Sueyoshi // Journal of Ceramic Processing and Research. — 2004. — Vol. 5, № 4. — P. 331–336.
5. **Li-Ming, W.** Colloidal processing and liquid-phase sintering of SiC / W. Li-Ming, W. E. I. Wen-Cheng // J. Ceram. Soc. Jpn. — 1995. — Vol. 103, № 1197. — P. 434–443.
6. **Guo, X.-Zh.** Sintering and microstructure of silicon carbide ceramic with Y₃Al₅O₁₂ added by sol-gel method / X.-Zh. Guo, H. Yang // Journal of Zhejiang University. Science. B. — 2005. — Vol. 6, № 3. — P. 213–218.
7. **Nien, Y. T.** Synthesis of nano-scaled yttrium aluminum garnet phosphor by co-precipitation method with HMDS treatment / Y. T. Nien, Y.-L. Chen, I.-G. Chen [et al.] // Mater. Chem. Phys. — 2005. — Vol. 93, № 1. — P. 79–83.
8. **Hidaka, N.** Doctoral Dissertation, Graduate School of Science and Engineering, Kagoshima University, Doctorate № 227. — 285 p.

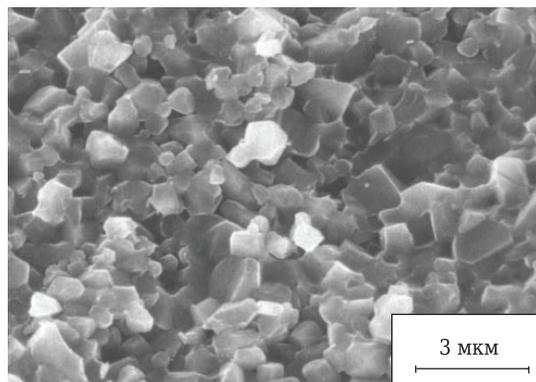


Рис. 4. Фрактограмма LPSSiC-материала (SiC + 10 % мас. MYA)

ные материалы обладают высоким уровнем механических свойств: $E_{\text{упр}} = (410 \pm 20)$ ГПа, $\sigma_{\text{изг}} = (680 \pm 10)$ МПа, $K_{\text{Ic}} = (6,0 \pm 0,2)$ МПа·м^{1/2}, $HV (21,5 \pm 0,2)$ ГПа, что на 20–30 % выше, чем LPSSiC-материалов, полученных по стандартной технологии. Несмотря на уменьшение в LPSSiC-материале количества оксидной активирующей добавки до 5 мас. % в них сохраняется высокий уровень механических свойств: $E_{\text{упр}} = (350 \pm 20)$ ГПа, $\sigma_{\text{изг}} = (510 \pm 10)$ МПа, $K_{\text{Ic}} = (4,6 \pm 0,2)$ МПа·м^{1/2}, $HV (23,0 \pm 0,2)$ ГПа.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант № 17-03-0086317.

9. **Zhang, Y.** Surface modification of ceramic powders by complexes of metal ions in aqueous media / Y. Zhang // J. Mater. Sci. Lett. — 2002. — Vol. 21, № 22. — P. 1723–1725.
10. **Kikkawa, S.** Soft solution preparation methods in a ZrO₂–Al₂O₃ binary system / S. Kikkawa, A. Kijima, K. Hirota, O. Yamaguchi // Solid State Ionics. — 2002. — Vol. 151, № 1. — P. 359–364.
11. **Lorca, J. L.** Influence of the Y₂O₃ content and temperature on the mechanical properties of melt-grown Al₂O₃–ZrO₂ eutectics / J. L. Lorca, J. Y. Pastor, P. Poza, J. I. Pena // J. Am. Ceram. Soc. — 2004. — Vol. 87, № 4. — P. 633–639.
12. **Kim, H. S.** Bending strength and crack-healing behavior of Al₂O₃/SiC composites ceramics / H. S. Kim, M. K. Kim, S. B. Kang [et al.] // Mater. Sci. Eng., A. — 2008. — Vol. 483. — P. 672–675.
13. **Nakao, W.** Critical crack-healing condition for SiC whisker reinforced alumina under stress / W. Nakao, M. Ono, S. Lee [et al.] // J. Eur. Ceram. Soc. — 2005. — Vol. 25, № 16. — P. 3649–3655.
14. **Andoa, K.** Crack healing behaviour and high-temperature strength of mullite/SiC composite ceramics / K. Andoa, M.-Ch. Chua, K. Tsujib [et al.] // J. Eur. Ceram. Soc. — 2002. — Vol. 22, № 8. — P. 1313–1319.
15. **Nam, K. W.** Crack-healing behavior and bending strength of Si₃N₄/SiC composite ceramics by SiO₂ colloidal / K. W. Nama, M. K. Kimb, S. W. Park [et al.] // Mater. Sci. Eng., A. — 2007. — Vol. 471, № 1. — P. 102–105.
16. **Park, D.-C.** Effect of nitrate salts as sintering additives during the ball-milling process of silicon nitride powders / D.-C. Park, T. Yano, T. Iseki, K. Urabe // J. Am. Ceram. Soc. — 2000. — Vol. 83, № 12. — P. 2967–2973.

17. **Перевислов, С. Н.** Соосаждение оксидов из раствора солей на поверхность частиц карбида кремния / С. Н. Перевислов, И. Б. Пантелеев, С. В. Вихман [и др.] // Огнеупоры и техническая керамика. — 2015. — № 9. — С. 9–16.
18. **Ахметов, Н. С.** Общая и неорганическая химия / Н. С. Ахметов ; 5-е изд., перераб и доп. — М. : Высшая школа, 2006. — 743 с.
19. **Nien, Y.-T.** Synthesis of nano-scaled yttrium aluminum garnet phosphor by co-precipitation method with HMDS treatment / Y.-T. Nien, Y.-L. Chen, I.-G. Chen [et al.] // Mater. Chem. Phys. — 2005. — Vol. 93, № 1. — P. 79–83.
20. **Castillo-Rodríguez, M.** Effect of atmosphere and sintering time on the microstructure and mechanical properties at high temperatures of α -SiC sintered with liquid phase $Y_2O_3-Al_2O_3$ / M. Castillo-Rodríguez, A. Munoz, A. Domínguez-Rodríguez // J. Eur. Ceram. Soc. — 2006. — Vol. 26, № 12. — P. 2397–2405.
21. **Strecker, K.** Liquid phase sintering of silicon carbide with AlN/Y_2O_3 , Al_2O_3/Y_2O_3 and SiO_2/Y_2O_3 additions / K. Strecker, S. Ribeiro, D. Camargo [et al.] // Materials Research. — 1999. — Vol. 2, № 4. — P. 249–254.
22. **Perevislov, S. N.** Mechanism of liquid-phase sintering of silicon carbide and nitride with oxide activating additives / S. N. Perevislov // Glass Ceram. — 2013. — Vol. 70, № 7/8. — P. 265–268.
23. **Sirota, V.** Microstructural and physical properties of magnesium oxide-doped silicon nitride ceramics / V. Sirota, O. Lukianova, V. Krasilnikov [et al.] // Results in Physics. — 2016. — Vol. 6. — P. 82, 83.
24. **Krasil'nikov, V. V.** Investigation of the structure of Si_3N_4 -based ceramic with Al_2O_3 and Y_2O_3 additives / V. V. Krasil'nikov, V. V. Sirota, A. S. Ivanov [et al.] // Glass Ceram. — 2014. — Vol. 71, № 1/2. — P. 15–17.
25. **Lukianova, O. A.** Mechanical and elastic properties of new silicon nitride ceramics produced by cold isostatic pressing and free sintering / O. A. Lukianova // Ceram. Int. — 2015. — Vol. 41, № 10. — P. 13716–13720.
26. **Zhou, Y.** Tailoring the mechanical properties of silicon carbide ceramics by modification of the intergranular phase chemistry and microstructure / Y. Zhou, K. Hirao, Y. Yamauchi, S. Kanzaki // J. Eur. Ceram. Soc. — 2002. — Vol. 22, № 14. — P. 2689–2696. ■

Получено 20.06.17

© С. Н. Перевислов, И. Б. Пантелеев, А. П. Шевчик, М. В. Томкович, 2017 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ



12th International Exhibition & Conference
 29 - 31 August 2018
 Pragati Maidan, New Delhi, India



CO-SPONSORED BY
 Ministry of Steel
 Ministry of Mines
 Ministry of Earth Sciences
 Ministry of External Affairs
 Ministry of Micro Small & Medium Enterprises
 Department of Commerce
 Ministry of Heavy Industries and Public Enterprises
 Council of Scientific & Industrial Research
 GOVERNMENT OF INDIA

MINERALS, METALS, METALLURGY & MATERIALS 2018 (MMMM)

12-я Международная выставка металлургической и горнодобывающей промышленности

29–31 августа 2018 г.
 г. Дели, Индия

Тематика:

- оборудование и технологии для производства металлов
- сталелитейное оборудование
- прокатные станы
- производство алюминия, меди, цинка, свинца
- производства нержавеющей стали
- производство труб и трубопроводов
- производство и обработка листового металла
- **огнеупоры**
- оборудование и технологии для горнодобывающей промышленности
- подъемно-транспортное оборудование
- технологии металлообработки
- оборудование для литья, формовки иковки металлов
- обработка поверхностей и защита от коррозии
- оборудование и технологии для сварки и резки
- системы автоматизации
- контрольно-измерительное оборудование
- технологии безопасности и средства защиты и др.

<http://www.mmmm-expo.com/>