

К. т. н. **С. Н. Перевислов**^{1,2} (✉), **М. В. Томкович**³,
К. т. н. **А. С. Лысенков**⁴

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

² ФГБУН «Институт химии силикатов им. И. В. Гребенщикова РАН», Санкт-Петербург, Россия

³ ФГБУН «Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН», Санкт-Петербург, Россия

⁴ ФГБУН «Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН», Москва, Россия

УДК 666.3:661.665.1

ЖИДКОФАЗНОЕ СПЕКАНИЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ С РАЗНЫМИ АКТИВИРУЮЩИМИ ДОБАВКАМИ

Получены карбидкремниевые материалы методом жидкофазного спекания с добавками 5–20 мас. % оксидов при 1860–2100 °С. Максимальный уровень физико-механических свойств достигнут на SiC-материале с добавкой 20 мас. % трехкомпонентной эвтектической композиции в системе MgO–Y₂O₃–Al₂O₃. Жидкофазно-спекенные материалы с 15 мас. % трехкомпонентных оксидов по уровню механических характеристик превосходят реакционно-спекенные и твердофазно-спекенные и приближаются к показателям горячепрессованных материалов.

Ключевые слова: жидкофазное спекание, алюмоиттриевый гранат, магнезиальная шпинель, физико-механические свойства.

ВВЕДЕНИЕ

Керамические материалы на основе SiC широко применяются как конструкционные для многих областей техники из-за высокой прочности и твердости, хорошей стойкости к окислению и сопротивления термическому удару, а также возможности сохранения уровня механических свойств при высоких температурах [1]. Из материалов на основе SiC получают огнеупорные изделия, полупроводниковые и высокотемпературные материалы, броневые и износостойкие изделия и др. SiC относится к соединениям, обладающим сильными ковалентными связями, что затрудняет массоперенос при спекании без применения активирующих добавок и приложения внешнего давления. Высокоплотные матери-

алы можно получать методом реакционной пропитки жидким кремнием пористой заготовки и горячим прессованием, однако оптимальным по производительности, себестоимости продукции, уровню механических характеристик получаемых материалов является метод жидкофазного спекания с применением оксидных добавок [2]. Одним из важнейших условий данного процесса является снижение температуры появления жидкой фазы, при условии ее минимальной вязкости и хорошей смачиваемости поверхности частиц SiC [3, 4]. Наиболее перспективными добавками, обеспечивающими при термообработке образование расплава и проведение спекания по жидкофазному механизму, являются Al₂O₃, Y₂O₃ и MgO. Однако при использовании индивидуальных оксидов SiC при температурах, обеспечивающих жидкофазное спекание, начинает взаимодействовать с оксидами с образованием газообразных продуктов (CO, SiO и др.). Попытки получения плотных материалов пористостью <5 % при жидкофазном спекании SiC с индиви-



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

дуальными оксидами не дают положительных результатов [5–7]. Высокую устойчивость оксидных компонентов при взаимодействии с SiC можно обеспечить при условии образования ими стабильных многокомпонентных оксидных соединений, например при взаимодействии Y_2O_3 и Al_2O_3 — алюмоиттриевый гранат [8–10], MgO и Al_2O_3 — магнезиальная шпинель [11]. Их большая стабильность в контакте с SiC по сравнению с индивидуальными оксидами объясняется, вероятнее всего, присутствием дополнительной энергии связи, повышающей устойчивость оксидов. Применение SiO_2 как оксидного активатора, например в качестве муллита, затруднено из-за высокой вязкости его расплава [12]. Оксидная пленка на поверхности каждой частицы SiC способствует смачиванию оксидным расплавом зерен SiC с малым значением краевого угла смачивания. Используя в качестве среды спекания CO [13] или различные «засыпки» из порошков SiC с добавками оксидов [14], удается частично уменьшить при спекании испарение компонентов и получить достаточно плотные материалы (98,0 % от теоретической плотности). Немаловажными являются размерная составляющая исходных оксидных порошков, их количество и распределение по объему материала. В работах [15–21] показано, что материалы на основе порошков α - и β -SiC с добавками Al_2O_3 и Y_2O_3 (в соотношении алюмоиттриевого граната) спекаются до высокой плотности (98,0–99,0 % от теоретической) при относительно низкой температуре (1850–2000 °C).

В системе Y_2O_3 – Al_2O_3 зафиксированы 3 модификации: $3Y_2O_3 \cdot 5Al_2O_3$ (фаза граната YAG) кубической сингонии с соотношением компонентов 37,5 мол. % Y_2O_3 и 62,5 мол. % Al_2O_3 и температурой плавления (1920 ± 10) °C; $Y_2O_3 \cdot Al_2O_3$ (фаза перовскита) ромбической сингонии и моноклинная фаза $2Y_2O_3 \cdot Al_2O_3$. Фазы $Y_3Al_5O_9$ и $YAlO_3$ нестабильны при температурах ≤ 1000 °C. В системе MgO– Al_2O_3 формируется одно соединение — магнезиальная шпинель $MgAl_2O_4$ (температура плавления (2105 ± 5) °C) с широкой областью гомогенности от 38 до 89 мол. % MgO.

В системе MgO– Y_2O_3 – Al_2O_3 [22, 23] установлены 4 двойные эвтектические точки на линиях квазибинарных разрезов MgO– $Y_4Al_2O_9$ (1790 °C), MgO– $YAlO_3$ (1740 °C), $YAlO_3$ – $MgAl_2O_4$ (1760 °C) и $Y_3Al_5O_{12}$ – $MgAl_2O_4$ (1775 °C — MYA). Оксиды в со-

отношении, соответствующем составу эвтектики MYA, расположенной по разрезу стабильных соединений алюмоиттриевый гранат – магнезиальная шпинель, использовали в качестве активирующей добавки при жидкофазном спекании SiC-материалов.

Цель работы — изучение физико-механических характеристик высокоплотной керамики на основе SiC, полученной методом жидкофазного спекания с добавками оксидов YAG, MA и MYA.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Использовали порошок α -SiC производства АО «Волжский абразивный завод», измельченный в планетарной мельнице до размера частиц 0,8 мкм, следующего химического состава, мас. %: $Si_{общ}$ 69,22, $Si_{своб}$ 0,11, $C_{общ}$ 29,81, $C_{своб}$ 0,36, $O_{общ}$ 0,40, Fe_2O_3 0,10. Порошки MgO, Y_2O_3 и Al_2O_3 классификации ч., используемые в качестве спекающих добавок, имели размер частиц 0,6, 0,8 и 1,2 мкм. Применяемые оксидные компоненты соответствовали составу YAG, MA и MYA. Для изучения влияния активирующих добавок на уплотнение материала при спекании и его механические свойства выбраны 4 состава с разной концентрацией оксидных добавок (5–20 мас. %). Расчетные плотности выбранных композиций приведены в табл. 1.

Оксиды в необходимом соотношении, соответствующем составу YAG, MA и MYA, и порошок α -SiC (см. табл. 1) перемешивали в барабанном смесителе в течение 10 ч в среде этилового спирта, в качестве пластифицирующей добавки использовали 2 %-ный водный раствор органических связующих. Гомогенную суспензию сушили при 60–70 °C до влажности 3–5 % с последующей протиркой – грануляцией порошка через сито с размером ячейки 100 мкм. Из гранулированной шихты методом полусухого одностороннего формования прессовали прямоугольные образцы размером 6×6×60 мм при давлении 100 МПа. Отформованные образцы сушили до нулевой влажности, затем помещали в графитовый контейнер с засыпкой из порошка SiC крупной фракции (60–100 мкм). В SiC-засыпку добавляли 2 % оксидов с целью уменьшения испарения оксидных добавок из образцов при спекании. Образцы спекали в высокотемпературной вакуумной печи

Таблица 1. Концентрация компонентов и теоретическая плотность ρ_T SiC-керамики, легированной оксидными добавками*

Концентрация компонентов, мас. %		$\rho_{теор}$, г/см ³	Концентрация компонентов, мас. %		$\rho_{теор}$, г/см ³	Концентрация компонентов, мас. %		$\rho_{теор}$, г/см ³
α -SiC	YAG		α -SiC	MA		α -SiC	MYA	
95	5	3,26	95	5	3,23	95	5	3,24
90	10	3,30	90	10	3,27	90	10	3,30
85	15	3,34	85	15	3,30	85	15	3,32
80	20	3,38	80	20	3,33	80	20	3,35

* Температура спекания составов, °C: α -SiC + YAG 1930, α -SiC + MA 2100, α -SiC + MYA 1860.

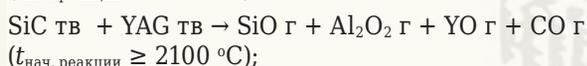
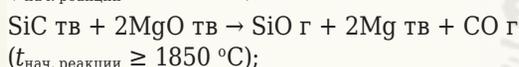
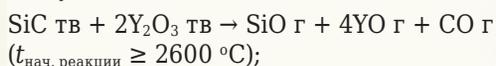
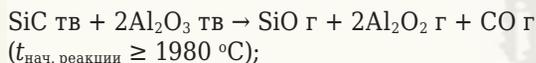
СШВЭ 1,25/25 с графитовыми нагревателями и футеровкой в атмосфере особо чистого Ar при (2100 ± 10) °C для материалов SiC + MA, (1930 ± 10) °C для материалов SiC + YAG и (1860 ± 10) °C для материалов SiC + MYA с выдержкой при конечной температуре 1 ч. Температуры спекания для материалов на основе SiC с разными спекающими добавками выбраны исходя из результатов анализа технической литературы [11, 23].

Массу образцов измеряли до и после спекания для расчета потери массы Δm . Рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре Rigaku Smartlab 3 (Cu K_α -излучение, Ni-фильтр). Исследование линейной усадки Δl при спекании проводили на высокотемпературном dilatометре DIL 402 C. Плотность и пористость спеченных образцов определяли методом гидростатического взвешивания. Предел прочности при трехточечном изгибе $\sigma_{изг}$ определяли на разрывной машине AG-300kNX фирмы Shimadzu, модуль упругости $E_{упр}$ — резонансным методом на установке Звук-230. Определение твердости по Виккерсу HV и трещиностойкости K_{Ic} проводили по методу индентирования пирамидой Виккерса на твердомере ТП-7р-1. Исследования микроструктуры поверхности и фрактограмм образцов проводили методом растровой электронной микроскопии на микроскопе Quanta 200, оснащенный рентгеновским микроанализатором EDAX.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Для использования оксидов в качестве спекающих добавок необходимо, чтобы они хорошо смачивали поверхность SiC-частиц и не вступали с ними во взаимодействие с образованием летучих веществ или новых стабильных соединений.

При взаимодействии SiC с оксидами MgO, Y_2O_3 и Al_2O_3 возможны следующие основные реакции:



Индивидуальные оксиды MgO, Y_2O_3 и Al_2O_3 менее устойчивы в контакте с SiC, чем стабильные соединения YAG, MA и MYA, стойкие до 2100, 2230 и 2050 °C соответственно. Температуры начала возможного взаимодействия между SiC и оксидными соединениями выше температур

жидкофазного спекания SiC-материалов с добавкой данных оксидов, что снижает Δm при спекании и позволяет получить плотные материалы.

Для успешного жидкофазного спекания важным моментом является хорошее смачивание частиц SiC оксидным расплавом. При хорошей смачиваемости жидкостью твердой фазы силы поверхностного натяжения облегчают перестановку частиц и дальнейшее уплотнение материала. Если количества оксидов, вводимых в состав исходного SiC-материала, достаточно для заполнения всего объема пор, то уплотнение материала проходит в соответствии со следующим правилом: твердая фаза растворяется в жидкости, образуя твердый раствор с высоким химическим потенциалом, частицы SiC диффундируют через жидкость и осаждаются на других зернах, обладающих более низким химическим потенциалом. На третьем этапе жидкофазного спекания уплотнение замедляется из-за увеличения пути диффузии и преобладания механизма оствальдовского укрупнения зерен, по которому малые зерна SiC растворяются в жидкости, насыщают расплав и осаждаются на поверхности больших зерен SiC, укрупняя их [24]. Поэтому преобладающим механизмом жидкофазного спекания является граничное растворение зерен – диффузия – перекристаллизация [24, 25]. Это означает, что для успешного жидкофазного спекания, приводящего к значительному уплотнению, не требуется большой растворимости твердого вещества в жидкой фазе.

По данным смачиваемости SiC оксидами, полученным по методу «лежащей капли», краевой угол смачивания YAG подложки из SiC составил 10–12 град, MYA подложки из SiC 5–7 град [26]. Меньший краевой угол смачивания, более низкая температура спекания SiC-материалов с добавкой MYA позволяют прогнозировать лучшую уплотняемость, меньшую Δm и, как следствие, повышенный уровень механических характеристик спеченной керамики.

На рис. 1, а представлены графики зависимости значений Δl , определенных по dilatометрическим кривым, при спекании SiC-материала от концентрации активирующих добавок. Интенсивность уплотнения SiC зависит от состава оксидной добавки. При увеличении температуры повышается объемная доля жидкой фазы, что облегчает уплотнение SiC частиц при спекании.

Образование газообразных продуктов (SiO, Al_2O_3 , YO, CO и др.) при спекании может приводить к формированию пор и снижению плотности керамики. Увеличение концентрации спекающих добавок приводит к повышению испарения оксидов (рис. 1, б) и росту вероятности прохождения реакции между ними и SiC. Таким образом, при спекании SiC-материалов с добавкой оксидов более 20 мас. % при увеличении Δl плотность SiC линейно не будет повышаться, что говорит об определенном пороге, выше которого

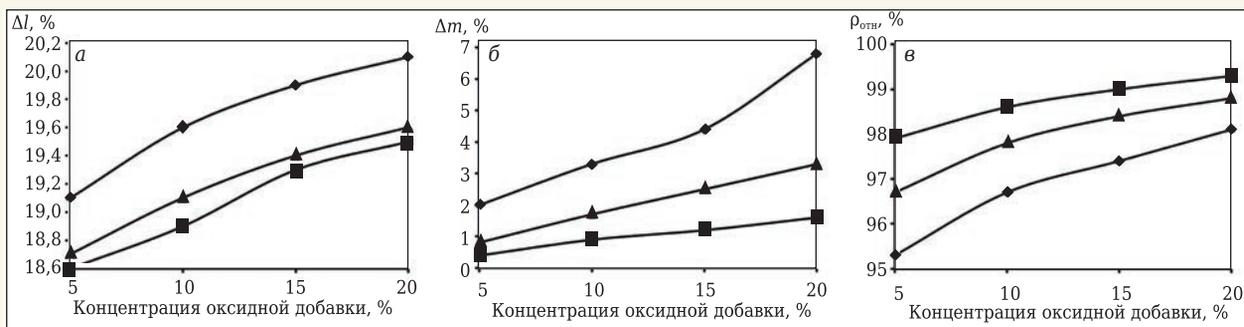


Рис. 1. Зависимость Δl (а), Δm (б) и $\rho_{отн}$ (в) от концентрации спекающих добавок в SiC-материале: \blacktriangle — SiC + YAG; \blacklozenge — SiC + MA; \blacksquare — SiC + MYA

уплотнить порошковые материалы крайне сложно. Для керамики SiC + MYA, спекающейся при более низкой температуре характерна меньшая Δm (см. рис. 1, б), что положительно сказывается на плотности $\rho_{отн}$ материала с добавкой 20 мас. % MYA, достигая значения $(99,3 \pm 0,1)$ % (рис. 1, в).

На величину $E_{упр}$ материалов влияет наличие дефектов (неплотностей, микротрещин, пор и др.). Поскольку оксиды характеризуются меньшей $E_{упр}$, то при повышении их содержания в составе материала $E_{упр}$ уменьшается (рис. 2, а). Небольшое увеличение $E_{упр}$ SiC-материала с 10 мас. % оксидов связано, вероятнее всего, с значительным повышением $\rho_{отн}$ (см. рис. 1, в).

Высокая пористость материала SiC + MA негативно влияет на механические свойства, в частности снижает $E_{упр}$ материалов (см. рис. 2, а).

Прочностные свойства спеченных материалов, так же как упругие характеристики, зависят от количества оксидной фазы и плотности. Значения $\sigma_{изг}$ материала SiC + 20 мас. % MYA, спеченного при оптимальной температуре (1860 °C), (660 ± 10) МПа, что выше $\sigma_{изг}$ материала SiC + 20 мас. % YAG, равного (580 ± 10) МПа, и существенно выше $\sigma_{изг}$ материала SiC + 20 мас. % MA, составляющего (500 ± 10) МПа. Это, вероятнее всего, связано с взаимодействием компонентов SiC и MeO при ≥ 1900 °C и худшей смачиваемостью поверхности SiC расплавами YAG и MA (рис. 2, б).

Важной характеристикой композиционных материалов является трещиностойкость K_{Ic} , которая также зависит от ρ и дефектов структуры (пористости) в объеме материала. При увеличении количества оксидов объемное количество пор в материале снижается, повышая его ρ и уменьшая вероятность распространения локальных трещин (рис. 3, а).

Большое количество оксидов, выступающих как цементирующая фаза, являются барьером распространению трещин. Однако при содержании оксидной добавки более 15 мас. % путь трещины уменьшается, тем самым снижая K_{Ic} (см. рис. 3, а). Максимальная K_{Ic} ($(6,5 \pm 0,2)$ МПа·м^{1/2}) достигнута на материале SiC + 15 мас. % MYA.

Различия ТКЛР SiC и оксидной добавки может приводить к возникновению на их границах

растягивающих напряжений, что способствует образованию микротрещин до зарождения магистральной трещины. Эти микротрещины рассеивают энергию деформации и снижают интенсивность магистральной трещины, увеличивая тем самым материала.

Твердость HV материалов определяется как аддитивная величина между твердостями входящих в нее фаз, поэтому при высоком содержании оксидов, имеющих меньшую твердость, чем зерна SiC, HV снижается. При концентрации оксидов в составе SiC-материалов более 20 мас. % HV резко снижается и определяется в большей степени твердостью межзеренной фазы (рис. 3, б). В составах с малым содержанием оксидов (≤ 5 мас. %) упругая деформация частиц материала также может приводить к повышению HV . Аналогичная закономерность проявляется в

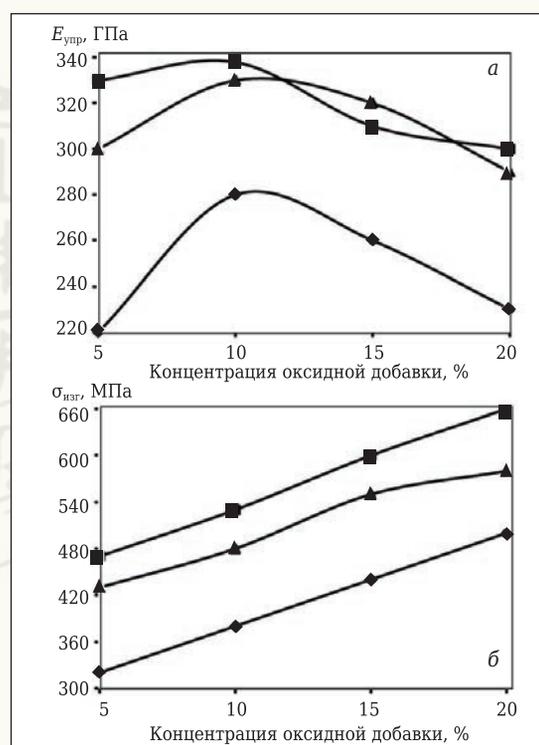


Рис. 2. Зависимость $E_{упр}$ (а) и $\sigma_{изг}$ (б) от концентрации спекающих добавок в SiC-материале: \blacktriangle — SiC + YAG; \blacklozenge — SiC + MA; \blacksquare — SiC + MYA

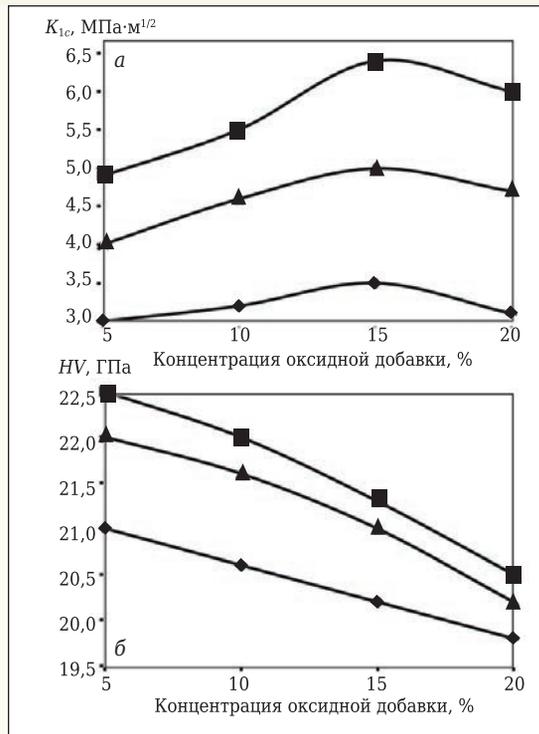


Рис. 3. Зависимость K_{1c} (а) и HV (б) от концентрации спекающих добавок в SiC-материале: ▲ — SiC + YAG; ◆ — SiC + MA; ■ — SiC + MYA

SiC-материалах, полученных твердофазным спеканием с добавками В-С, В₄С, Al-В и др. [27].

Высокие механические свойства жидкофазно-спекенных материалов обеспечиваются правильным выбором температуры спекания, использованием исходных высокодисперсных порошков и равномерным распределением оксидных спекающих добавок по объему материала (рис. 4). Более низкий уровень механических свойств SiC-материалов с добавкой магнизиальной шпинели связан с повышенной пористостью

и большим размером зерен SiC, что обусловлено более высокой температурой спекания.

Трещины в материале распространяются преимущественно по интеркристаллитному механизму по межзеренной оксидной связке, огибая SiC-зерна (рис. 5). Исключение могут составлять материалы с небольшим содержанием оксидных добавок (<5 мас. %), где при спекании идет как жидкофазное взаимодействие, так и контактное спекание частиц SiC, обедненных оксидным расплавом [28]. Также транскристаллитному разрушению подвергаются материалы, армированные волокнами и нитевидными кристаллами [29].

Сравнивая свойства полученных материалов со свойствами стандартной керамики на основе SiC (табл. 2), можно сделать вывод, что жидкофазно-спекенные материалы с 15 мас. % MYA по уровню механических характеристик превосходят реакционно-спекенные [30] и твердофазно-спекенные [27] и приближаются к показателям горячепрессованных материалов [31].

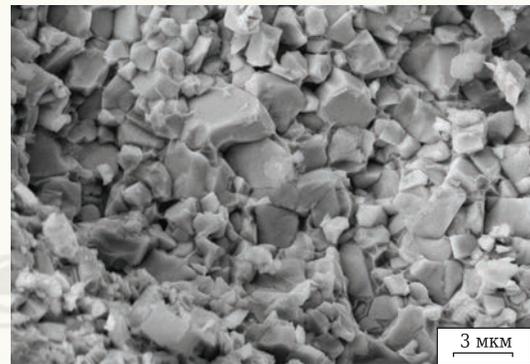


Рис. 5. Фрактограмма материала состава 85 мас. % SiC + 15 мас. % MYA

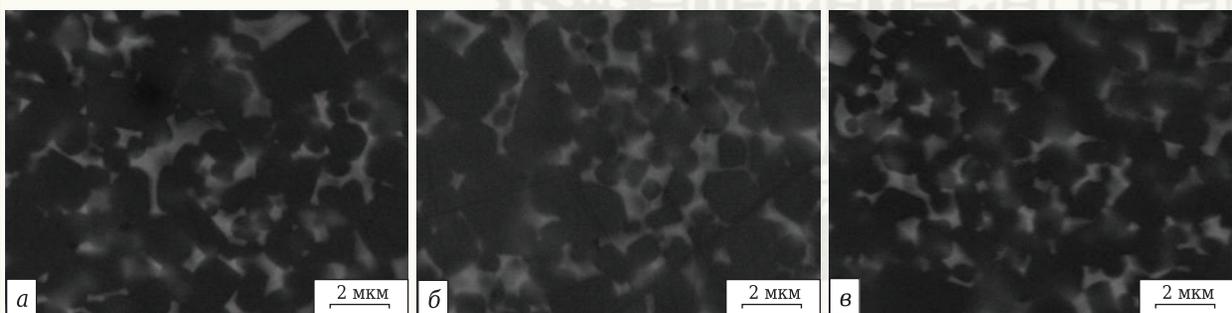


Рис. 4. Микроструктура жидкофазно-спекенного SiC с добавками 15 мас. % оксидов YAG (а), MA (б) и MYA (в)

Таблица 2. Механические свойства керамики на основе SiC

Количество добавок, мас. %	Температура спекания, °С	Метод получения	$\sigma_{изг}$, МПа	K_{1c} , МПа·м ^{1/2}	HV , ГПа
Без добавки	1600	Реакционное спекание	400	3,5	20,0
5 % YAG	1850	Горячее прессование	650	7,0	23,0
15 % MYA	1860	Жидкофазное спекание	600	6,5	21,4
3 % (В + С)	2100	Твердофазное спекание	450	3,0	24,0

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследованы физико-механические свойства материалов на основе SiC, полученных методом жидкофазного спекания с разными активирующими добавками: алюмоиттриевым гранатом, магнезиальной шпинелью и трехкомпонентной эвтектической композицией в системе MgO–Y₂O₃–Al₂O₃. Оптимальным количеством активирующей добавки является 10–15 мас. %, уменьшение которой приводит к неполному смачиванию оксидами поверхности SiC и, как следствие, к снижению уровня механических характеристик. Увеличение концентрации оксидной добавки >20 мас. % приводит к уменьшению твердости ма-

териала. Материалы состава 80 мас. % SiC + 20 мас. % МҮА достигают максимального уровня механических характеристик ($\sigma_{\text{изг}} = (660 \pm 10)$ МПа, $K_{1c} = (6,0 \pm 0,2)$ МПа·м^{1/2}, $HV = (20,5 \pm 0,2)$ ГПа). Применение в качестве активирующей добавки магнезиальной шпинели нецелесообразно из-за высокой температуры спекания материалов, заметного испарения оксидов и, как следствие, низкого уровня физико-механических свойств.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант Мол_а 18-33-00383).

Библиографический список

1. **Briggs, J.** Engineering ceramics in Europe and the USA / J. Briggs. — UK, Worcester : Enceram. Menith Wood, 2011. — 331 p.
2. **Prabhakaran, P. V.** Silicon carbide wires of nano to sub-micron size from phenol-furfuraldehyde resin / P. V. Prabhakaran, K. J. Sreejith, B. Swaminathan [et al.] // J. Mater. Sci. — 2009. — Vol. 44, № 2. — P. 528–533.
3. **Gomez, E.** Liquid phase sintering of SiC with additions of Y₂O₃, Al₂O₃ and SiO₂ / E. Gomez, J. Echeberria, I. Iturriza, F. J. Castro // J. Eur. Ceram. Soc. — 2004. — Vol. 24, № 9. — P. 2895–2903.
4. **Kumar, B. V. M.** Effect of additive composition on microstructure and mechanical properties of SiC ceramics sintered with small amount of Re₂O₃ (Re: Sc, Lu, Y) and AlN / B. V. M. Kumar, M.-H. Roh, Y.-W. Kim [et al.] // J. Mater. Sci. — 2009. — Vol. 44. — P. 5939–5943.
5. **Suzuki, K.** Effects of sintering atmosphere on grain morphology of liquid-phase-sintered SiC with Al₂O₃ additions / K. Suzuki, M. Sasaki // J. Eur. Ceram. Soc. — 2005. — Vol. 25, № 9. — P. 1611–1618.
6. **Ihle, J.** Phase formation in porous liquid phase sintered silicon carbide: I. Interaction between Al₂O₃ and SiC / J. Ihle, M. Herrmann, J. Adler // J. Eur. Ceram. Soc. — 2005. — Vol. 25, № 7. — P. 987–995.
7. **Ihle, J.** Phase formation in porous liquid phase sintered silicon carbide: II. Interaction between Y₂O₃ and SiC / J. Ihle, M. Herrmann, J. Adler // J. Eur. Ceram. Soc. — 2005. — Vol. 25, № 7. — P. 997–1003.
8. **Cheong, D. I.** Effects of isothermal annealing on the microstructure and mechanical properties of SiC ceramics hot-pressed with Y₂O₃ and Al₂O₃ additions / D. I. Cheong, J. Kim, S.-J. L. Kang // J. Eur. Ceram. Soc. — 2002. — Vol. 22. — P. 1321–1327.
9. **Ihle, J.** Phase formation in porous liquid phase sintered silicon carbide: III. Interaction between Al₂O₃–Y₂O₃ and SiC / J. Ihle, M. Herrmann, J. Adler // J. Eur. Ceram. Soc. — 2005. — Vol. 25, № 7. — P. 1005–1013.
10. **Kovalčikova, A.** Effect of the heat treatment on the fracture toughness and r-curve behaviour of silicon carbide sintered with Al₂O₃ and Y₂O₃ / A. Kovalčikova, J. Dusza // Powder Metallurgy Progress. — 2008. — Vol. 8, № 4. — P. 299–303.
11. **Перевислов, С. Н.** Влияние активирующих добавок алюмоиттриевого граната и магнезиальной шпинели на уплотняемость и механические свойства SiC
12. **Park, Y.** Endothermic reactions between mullite and silicon carbide in an plasma environment / Y. Park, M. J. McNallan, D. P. Butt // J. Am. Ceram. Soc. — 1998. — Vol. 1. — P. 233–237.
13. **Baud, S.** High temperature sintering of SiC with oxide additives (IV) / S. Baud, F. Thevenot, C. Chatillon // J. Eur. Ceram. Soc. — 2003. — Vol. 23, № 1. — P. 29–36.
14. **Pujar, V. V.** Densification of liquid-phase-sintered silicon carbide / V. V. Pujar, R. P. Jensen, N. P. Padture // J. Mater. Sci. Lett. — 2000. — Vol. 19. — P. 1011–1014.
15. **Farries, P. M.** Quantitative assessment of sintering behavior of silicon carbide with additions of alumina and yttria / P. M. Farries, E. Bullock, R. D. Rawlings // J. Mater. Sci. Lett. — 1999. — Vol. 18, № 21. — P. 1727–1730.
16. **Sciti, D.** Production and characterization of silicon carbide by liquid-phase sintering / D. Sciti, A. Bellosi // Int. Ceram. J. — 2000. — Vol. 18, № 2. — P. 35–39.
17. **Foster, D.** The use of MgO as a densification aid for alpha-SiC / D. Foster, D. P. Thompson // J. Eur. Ceram. Soc. — 1999. — Vol. 19, № 16. — P. 2823–2831.
18. **Guangjiang, Y.** Preparation of silicon carbide with high properties / Y. Guangjiang, Zh. Yang, Ch. Daming, B. Li // J. Mater. Sci. Technol. — 2001. — Vol. 17, № 1. — P. 53, 54.
19. **Wang, G.** Effect of Y₂O₃ and total oxide addition on mechanical properties of pressureless sintered beta-SiC / G. Wang, V. D. Krstic // J. Mater. Sci. Technol. — 2003. — Vol. 19, № 3. — P. 193–196.
20. **Balbo, A.** Pressureless liquid phase sintering of silicon carbide in function of the powders characteristics / A. Balbo, D. Sciti, A. Bellosi // Int. Ceram. J. — 2004. — Vol. 22, № 4. — P. 33–37.
21. **Borrero-Lopez, O.** Effect of liquid-phase content on the contact-mechanical properties of liquid-phase sintered alpha-SiC / O. Borrero-Lopez, A. L. Ortiz, F. Guiberteau, N. P. Padture // J. Eur. Ceram. Soc. — 2007. — Vol. 27. — P. 2521–2527.
22. **Roh, M.-H.** Effect of hot-forging on mechanical properties of silicon carbide sintered with Al₂O₃–Y₂O₃–MgO / M.-H. Roh, W. Kim, Y.-W. Kim, M.-H. Choi // Met. Mater. Int. — 2010. — Vol. 16, № 6. — P. 891–894.
23. **Перевислов, С. Н.** Получение высокоплотных материалов карбида кремния методом жидкофазного

спекания в системе компонентов $\text{SiC-Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-MgO}$ / С. Н. Перевислов, В. Д. Чупов, С. С. Орданьян [и др.] // Огнеупоры и техническая керамика. — 2011. — № 4/5. — С. 8–14.

24. **Sigl, L. S.** Core/rim structure of liquid-phase-sintered silicon carbide / L. S. Sigl, H. J. Kleebe // J. Am. Ceram. Soc. — 1993. — Vol. 76. — P. 773–776.

25. **Перевислов, С. Н.** Механизм жидкофазного спекания карбида и нитрида кремния с оксидными активными добавками / С. Н. Перевислов // Стекло и керамика. — 2013. — № 7. — С. 34–38.

26. **Макаров, Н. А.** Изучение смачивания карбида кремния оксидными расплавами / Н. А. Макаров, М. А. Вартанян, О. В. Яровая, Е. Е. Назаров // Техника и технология силикатов. — 2016. — Т. 23, № 4. — С. 7–17.

27. **Sciti, D.** Effects of additives on densification, microstructure and properties of liquid-phase sintered silicon carbide / D. Sciti, A. Bellosy // J. Mater. Sci. — 2000. — Vol. 35. — P. 3849–3855.

28. **Jing-mei, M. A.** Microstructure and mechanical properties of liquid phase sintered silicon carbide composites / M. A. Jing-mei, Y. E. Feng, C. A. O. Yan-ge [et al.] // J. Zhejiang Univ. Sci. A. (Appl. Phys. & Eng.). — 2010. — Vol. 11, № 10. — P. 766–770.

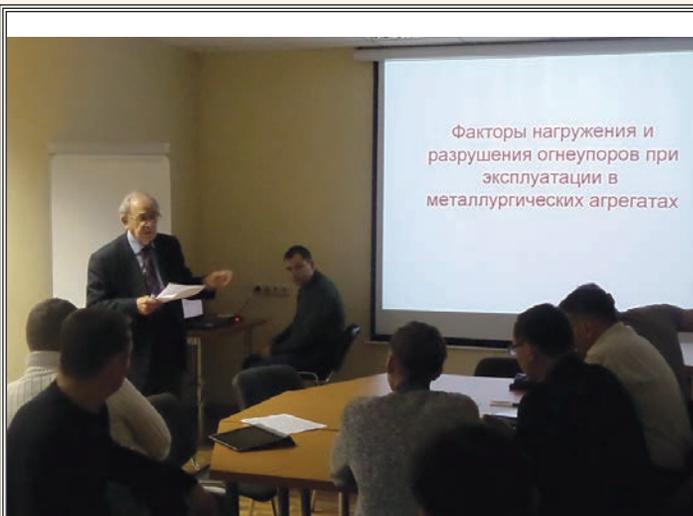
29. **Falk, L. K. L.** Imaging and microanalysis of liquid phase sintered silicon-based ceramic microstructures / L. K. L. Falk // J. Mater. Sci. — 2004. — Vol. 39. — P. 6655–6673.

30. **Fu, Z.** Three-dimensional printing of SiSiC lattice truss structures / Z. Fu, L. Schlier, N. Travitzky, P. Greil // Mater. Sci. Eng., A. — 2013. — Vol. 560. — P. 851–856.

31. **Перевислов, С. Н.** Горячепрессованные керамические материалы в системе SiC-YAG / С. Н. Перевислов, А. С. Лысенков, Д. Д. Тутов, М. В. Томкович // Неорганические материалы. — 2017. — Т. 53, № 2. — С. 206–211. ■

Получено 14.08.18

© С. Н. Перевислов, М. В. Томкович,
А. С. Лысенков, 2018 г.



Лекцию читает заслуженный деятель науки и техники РФ д. т. н. профессор С. А. Суворов

На ПАО «Северсталь» кафедрами химической технологии тугоплавких неметаллических и силикатных материалов и систем автоматизированного проектирования и управления СПбГТИ (ТУ) совместно с кафедрой функциональных систем и высокотемпературных материалов НИТУ «МИСиС» при финансировании Фонда инфраструктурных и образовательных программ РОСНАНО реализован проект по разработке и апробации программы повышения квалификации в области технологий производства и эксплуатации наноструктурных огнеупорных материалов металлургического назначения. Слушатели программы выполнили и успешно защитили выпускные аттестационные работы, посвященные решению актуальных проблем повышения эффективности конвертерного производства.



После защиты выпускных аттестационных работ