

Жидкофазно-спеченные материалы на основе нитрида кремния с оксидными добавками в системе $\text{MgO} - \text{Y}_2\text{O}_3 - \text{Al}_2\text{O}_3$

С. Н. Перевислов

Получены плотные материалы на основе Si_3N_4 методом жидкофазного спекания с использованием в качестве спекающей добавки смеси оксидов Al_2O_3 , Y_2O_3 , MgO , состав которых соответствовал эвтектической точке на линии разреза гранат-шпинель диаграммы состояния системы $\text{MgO} - \text{Y}_2\text{O}_3 - \text{Al}_2\text{O}_3$. Определены основные механические свойства материалов на основе нитрида кремния. Наивысшие свойства зафиксированы у материалов с содержанием оксидов 15 – 20 масс. %: предел прочности при изгибе $\sigma_{\text{изг}} = (490 - 520) \pm 15$ МПа, предел прочности при сжатии $\sigma_{\text{сж}} = (730 - 805) \pm 15$ МПа, коэффициент трещиностойкости $K_{\text{IC}} = (4,2 - 5,0) \pm 0,2$ МПа·м^{1/2}.

Ключевые слова: нитрид кремния, жидкофазное спекание физико-механические свойства, микроструктура.

Were received materials based on Si_3N_4 by the method liquid-phase sintering with additive in the system $\text{MgO}-\text{Y}_2\text{O}_3-\text{Al}_2\text{O}_3$. Determined the basic mechanical properties of materials based on silicon nitride. The highest recorded in the properties of materials with oxide content of 15 – 20 wt %: $\sigma_{\text{izg}} = (490 - 520) \pm 15$ MPa, $\sigma_{\text{szh}} = (730 - 805) \pm 15$ MPa, $K_{\text{IC}} = (4,2 - 5,0) \pm 0,2$ MPa m^{1/2}.

Keywords: silicon nitride, liquid-phase sintering, physico-mechanical properties, microstructure.

Введение

Большой интерес к керамическим материалам на основе нитрида кремния объясняется уникальным сочетанием его свойств. Горячепрессованная керамика из Si_3N_4 обладает высокой твердостью (до 18 ГПа) [1], высокой прочностью при изгибе (до 1000 МПа) [2], в том числе и при высоких температурах (до 800 МПа) [3], повышенной термостойкостью, что обусловлено низким температурным коэффициентом линейного расширения $((2,5 - 3,5) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1})$ [4]. Керамика на основе Si_3N_4 обладает хорошими эрозионными свойствами и высокой коррозионной устойчивостью, что позволяет применять ее в качестве износостойких, термостойких и кислотоустойчивых материалов. Однако, высокая энергоемкость и технологическая сложность процесса горячего прессования, низкая производительность и высокая себестоимость получаемых изделий, а также невозможность получения изделий сложной формы без дополнительной алмазной обработки делают необ-

ходимым поиск альтернативных методов получения качественной керамики на основе Si_3N_4 . Разработанный в 80-е годы XX века и постоянно совершенствующийся метод жидкофазного спекания [5 – 10] позволяет получить материалы с высокими физико-механическими свойствами при меньшей энергоемкости и технологических затратах [11]. Существенно интенсифицировать процесс спекания можно введением добавок, которые в процессе термообработки образуют на границах зерен Si_3N_4 жидкую фазу. Ускорить уплотнение материала можно также уменьшая размер исходных частиц, используя субмикронные [12] и ультрадисперсные частицы [13]. В качестве спекающих добавок можно использовать следующие оксиды Li_2O , BeO , MgO , CaO , Al_2O_3 , Y_2O_3 , Ce_2O_3 , ZrO_2 , Yb_2O_3 [14, 15], а также двойные оксидные смеси в системах $\text{Y}_2\text{O}_3 - \text{Al}_2\text{O}_3$ [16, 17], $\text{MgO} - \text{Al}_2\text{O}_3$ [18], $\text{CaO} - \text{Al}_2\text{O}_3$ [19] и др., вводимые в состав нитридокремниевых материалов, как в виде исходных компонентов, так и в виде бинарных эвтектических соединений.

Таблица 1

Фазовый и элементный состав порошка нитрида кремния

Материал	α -фаза	β -фаза	Si	N	O	C	Fe
Si_3N_4	< 5 %	> 94 %	< 0,3 %	> 37,0 %	< 0,5 %	< 0,1 %	< 0,3 %

Таблица 2

Составы керамических материалов на основе Si_3N_4

Номер состава	Содержание оксидов, масс. %			Содержание Si_3N_4 , % масс.	Теоретическая плотность, г/см ³
	Al_2O_3	Y_2O_3	MgO		
1	2,60	2,05	0,35	95	3,25
2	5,20	4,10	0,70	90	3,30
3	7,80	6,15	1,05	85	3,34
4	10,40	8,20	1,40	80	3,38

Цель работы — получение высокоплотных керамических материалов методом жидкофазного спекания с использованием в качестве спекающей добавки смеси оксидов Al_2O_3 , Y_2O_3 , MgO, находящихся в строго эвтектическом соотношении в соответствии с диаграммой состояния тройной системы $\text{MgO} - \text{Y}_2\text{O}_3 - \text{Al}_2\text{O}_3$ по разрезу гранат-шпинель, что определяет температуру плавления оксидной фазы, равную 1775°C.

Материалы и методы исследования

В работе использовали порошок Si_3N_4 полученный спеканием в вакуумной печи марки LC-12 (Германия) со средним размером частиц $d_{0,5} = 0,75$ мкм (табл. 1). Порошки оксидов, марки “Ч”, имели средние размеры частиц: $\text{Al}_2\text{O}_3 - d_{0,5} = 1,0$ мкм; $\text{Y}_2\text{O}_3 - d_{0,5} = 1,0$ мкм; MgO — $d_{0,5} = 0,6$ мкм. Составы материалов и их теоретическая плотность представлены в табл. 2.

Исходные порошки в необходимом соотношении (табл. 2) смешивали в барабанном смесителе в среде этилового спирта. В качестве пластификатора использовали 2-х % раствор органических связующих. Полученную суспензию сушили в вакуумном шкафу, порошок гранулировали и из него методом полусухого формования прессовали образцы для определения физико-механических свойств. Образцы сушили, затем спекали в вакуумной печи при температуре 1780 °C с изотермической выдержкой 1 ч в атмосфере особо чистого азота.

Плотность спеченных образцов определяли аналитически, в соответствии с ГОСТ 20018-74; рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре ДРОН-3М в $\text{Cu K}\alpha$ -излучении ($\lambda = 1,54158$ Å) с Ni-фильтром; пористость определяли при исследовании микроструктуры на оптическом металло-

графическом микроскопе МИМ-10 с компьютерным анализатором данных “ВидеоТест”; определение размера зерен и исследование микроструктуры проводили на электронном микроскопе “Quanta 200”; модуль нормальной упругости определяли на приборе “Звук-230”; определение прочности на изгиб проводили на установке для трехточечного изгиба, в соответствии с ГОСТ 20019-74; прочность на сжатие определяли на разрывной машине; твердость по Виккерсу на твердомере ТП-7р-1 при нагрузке до 10 кг, в соответствии с ГОСТ 2999-75; коэффициент трещиностойкости определяли по длине трещин, исходящих из диагоналей отпечатка Виккерса.

Экспериментальная часть

Уплотнение материала осуществляется за счет поворота частиц Si_3N_4 и скольжения по границам. Спекающие добавки образуют жидкую фазу, которая уменьшает трение частиц во время их упаковки в процессе спекания и снижает объемную пористость, путем заполнения межзеренных пространств. Важную роль при уплотнении играет $\alpha \rightarrow \beta$ -фазовый переход, способствующий росту вытянутых зерен.

Механизм спекания можно представить через следующие стадии: уплотнение частиц по твердофазному механизму спекания; образование легкоплавких силикатов и стекол; перераспределение частиц Si_3N_4 в присутствии жидкой силикатной фазы; взаимодействие α , β - Si_3N_4 с силикатным расплавом на межфазной границе; образование на поверхности частиц Si_3N_4 пленки оксинитрида (Si, Al), представляющего собой твердый раствор алюмоиттриевого граната и магнезиальной шпинели в нитриде кремния; рост зерен β - Si_3N_4 в результате $\alpha \rightarrow \beta$ -фазового перехода. Образующаяся на поверхности частиц Si_3N_4 -фаза называется “сиалоном” (Si – Al – O – N).

Таблица 3

Значения пористости и размера зерен образцов нитрида кремния

Номер состава	Относительная плотность, $\rho_{\text{отн}}$ ($\pm 0,3$), %	Пористость, Π ($\pm 0,3$), %	Размер пор, мкм		Размер зерен Si_3N_4 , d_{max} , мкм
			Π_{max}	Π_{min}	
1	95,3	5,7	1,4	0,3	2,8
2	97,2	3,1	0,8	0,3	3,4
3	98,6	1,8	1,1	0,2	4,2
4	98,9	1,4	0,5	0,2	4,6

Исследование изотермических разрезов тройных систем $\text{Si}_3\text{N}_4 - \text{Y}_2\text{O}_3 - \text{Al}_2\text{O}_3$ и $\text{Si}_3\text{N}_4 - \text{MgO} - \text{Al}_2\text{O}_3$ показало, что наряду с фазами, имеющимися в квазибинарных системах $\text{Si}_3\text{N}_4 - \text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{Si}_3\text{N}_4 - \text{Y}_2\text{O}_3$, $\text{Si}_3\text{N}_4 - \text{MgO}$ образуется и β' -фаза (β' -сиалон), которая описывается формулой $\text{Si}_{6-z}\text{Al}_z\text{O}_x\text{N}_{8-z}$ ($z = 0 - 4,2$) [20, 21]. При жидкофазном спекании нитрида кремния с оксидами на основе алюминия Si_3N_4 частично растворяется в оксидном расплаве, который при перекристаллизации переходит в твердый раствор Al_2O_3 в Si_3N_4 , то есть в β' -фазу “сиалона”. Толщина “сиалоновой” пленки определяется температурой и временем спекания и, как правило, не превышает нескольких нанометров. Помимо β' -сиалона в 3-х компонентной системе $\text{Si}_3\text{N}_4 - \text{MgO} - \text{Al}_2\text{O}_3$ присутствуют фазы: форстерит ($\text{MgO} \cdot \text{SiO}_2$); азотированный муллит ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{Si}_3\text{N}_4$); шпинель ($\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$); азотированная шпинель ($\text{Si}_3\text{N}_4 \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$), а также фазы, присутствующие в исходных компонентных системах. В четырехкомпонентных системах $\text{Si} - \text{Y} - \text{Al} - \text{N}$, $\text{Si} - \text{Mg} - \text{Al} - \text{N}$ обнаружено существование α' -сиалонов имеющих состав $(\text{Si}, \text{Al})_{12}\text{Y}_{x \geq 2} \text{N}_{16}$ и $(\text{Si}, \text{Al})_{12}\text{Mg}_{x \geq 1} \text{N}_{16}$. Структуры образуются из α - $\text{Si}_{12}\text{N}_{16}$ при частичной замене Si на Al. Дисбаланс валентности компенсируется заполнением промежутков в решетке $(\text{Si}, \text{Al})\text{N}$ иттрием и магнием. Переход $\alpha' \rightarrow \beta'$ для сиалона, как и $\alpha \rightarrow \beta$ для Si_3N_4 наблюдается при наличии жидкой фазы.

Таким образом, при спекании нитрида кремния с оксидными добавками образуются многофазные материалы, структура которых определяется следующими факторами: фазовым составом Si_3N_4 ; видом и содержанием спекающих добавок, температурой спекания и продолжительностью выдержки [22].

Образцы с высоким содержанием оксидной добавки имели высокую плотность после спекания, достигая значений 98 – 99 % от теоретической (табл. 3).

Введение малого количества оксидов (5 масс. %) не приводит к получению высокоплотного нитридо-кремниевого материала (табл. 3). Наибольшая плотность $\rho_{\text{отн}} = 98,6 - 98,9$ % достигается при спекании Si_3N_4 -материалов с 15 – 20 % оксидной добавкой.

Пористость напрямую зависит от плотности материала и при высоком содержании оксидов снижается до 1,4 – 1,8 %.

Пористость жидкофазно-спеченного нитрида кремния не должна превышать 2 %, это условие осуществляется при равномерном распределении частиц оксидов, находящихся в эвтектическом соотношении, между частицами Si_3N_4 . Однако достичь этого при механическом перемешивании компонентов шихты крайне сложно.

В реальных системах при спекании образующаяся жидкая фаза заполняет не все контактные участки и пространства между зернами Si_3N_4 , особенно это характерно для состава 1 с низким содержанием оксидов (5 масс. %). При увеличении концентрации оксидов объемное количество пор уменьшается. Основное количество пор представляет собой разобщенные включения размером 0,5 – 1 мкм и только лишь отдельные участки, не заполненные жидкой фазой, достигают размеров 1,5 – 2 мкм (рис. 1).

В табл. 3 приведены размеры зерен твердой фазы, полученные при исследовании структуры металлографическим методами анализа на электронном микроскопе (рис. 2).

Представленная на рис. 2 структура травленного Si_3N_4 -материала четко отражает вытянутые Si_3N_4 -зерна, сформированные в результате $\alpha \rightarrow \beta$ -фазового перехода и тонкий слой β' -сиалона на их поверхности (светлая фаза).

Результаты РФА показали, что в процессе спекания образуются три основных соединения — β - Si_3N_4 , $3\text{Y}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ (рис. 3). Не прореагировавших индивидуальных оксидов Al_2O_3 , Y_2O_3 , MgO не обнаружено. В спеченном материале также зафиксированы дифракционные пики соответствующие $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$. Образование оксинитрида кремния происходит при повышенных температурах (> 1610 °C) в результате взаимодействия нитрида с SiO_2 находящегося на его поверхности, а также со спекающими оксидными добавками. В составе с низким содержанием оксидов присутствует небольшое количество α - Si_3N_4 (рис. 3а), что подтверждает

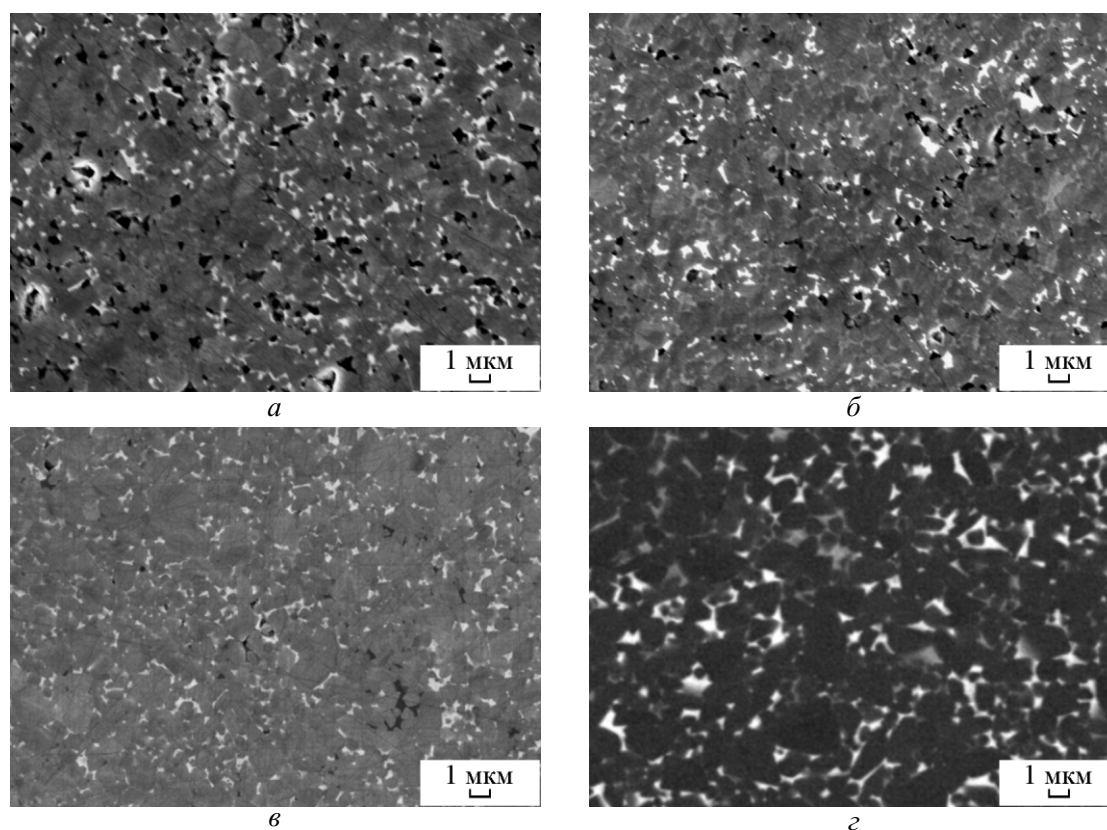


Рис. 1. Микроструктура жидкофазно-спеченного нитрида кремния с разным содержанием оксидной добавки, масс. %: а – 5; б – 10; в – 15; г – 20.

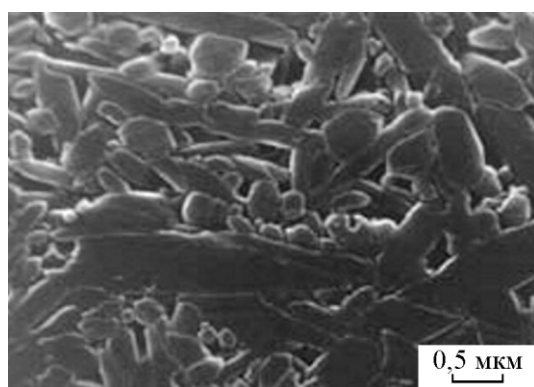


Рис. 2. Микроструктура травленного материала 80 масс. % Si_3N_4 + 20 масс. % оксидов.

тезис о влиянии количества жидкой фазы на $\alpha \rightarrow \beta$ фазовый переход. При увеличении количества оксидов $\alpha \rightarrow \beta$ фазовый переход проходит полностью (рис. 3б – г). С возрастанием оксидной добавки увеличивается количество фазы $\text{Si} - \text{Al} - \text{O} - \text{N}$, соответствующей формуле $\text{Si}_3\text{Al}_3\text{O}_3\text{N}_5$.

Значения плотности и пористости спеченных материалов определяют их упругие и механические свойства (модуль упругости $E_{\text{упр}}$, прочность при изгибе $\sigma_{\text{изг}}$ и сжатии $\sigma_{\text{сж}}$) (табл. 4).

Модуль упругости жидкофазно-спеченных материалов зависит от дефектов структуры (пор, микро-трещин и др.), а также от количества спекающих оксидов (имеющих более низкие значения модуля упругости). С возрастанием оксидной добавки порис-

Таблица 4

Свойства спеченных образцов нитрида кремния

Номер состава	Усадка, %	Модуль упругости, $E_{\text{упр}}$ (± 10), ГПа	Прочность при изгибе, $\sigma_{\text{изг}}$ (± 15), МПа	Прочность при сжатии, $\sigma_{\text{сж}}$ (± 15), МПа	Коэффициент трещиностойкости K_{IC} ($\pm 0,2$), МПа·м ^{1/2}	Твердость, HV ($\pm 0,3$), ГПа
1	19,2	310	340	490	3,5	17,4
2	19,8	340	470	610	3,8	16,8
3	20,4	380	520	730	4,2	16,3
4	20,6	340	490	805	5,0	15,7

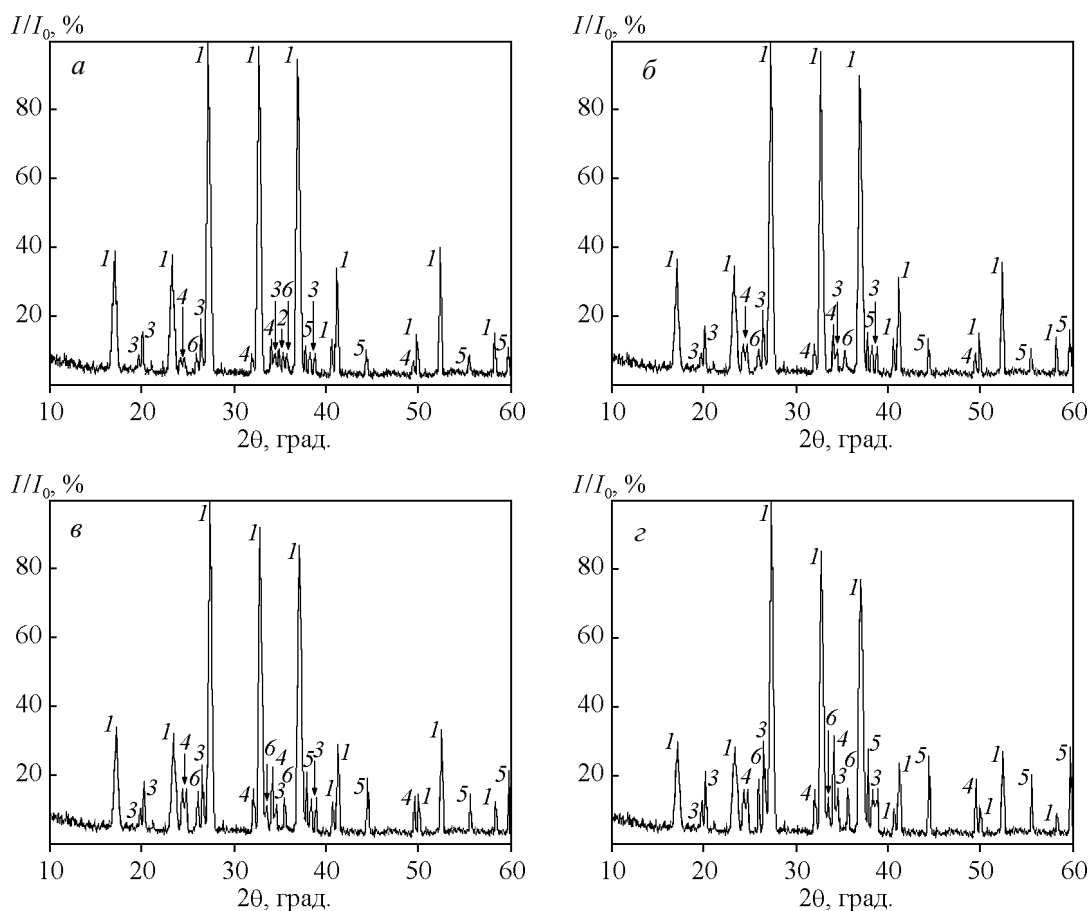


Рис. 3. Рентгенофазовые дифрактограммы спеченных материалов в системе $\text{Si}_3\text{N}_4 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{Y}_2\text{O}_3 - \text{MgO}$ при разной концентрации оксидной добавки, масс. %: а – 5, б – 10; в – 15; г – 20. 1 – $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$; 2 – $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$; 3 – $\beta\text{-Si}_2\text{N}_2\text{O}$; 4 – $3\text{Y}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{Al}_2\text{O}_3$; 5 – $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$; 6 – $\text{Si} - \text{Al} - \text{O} - \text{N}$.

тость материала снижается, и значения модуля упругости увеличиваются, достигая $E_{\text{упр}} = 380 \pm 10$ ГПа (для материала состава 3). Пористость материала состава 4 не значительно ниже, чем у материала состава 3, поэтому определяющим фактором,

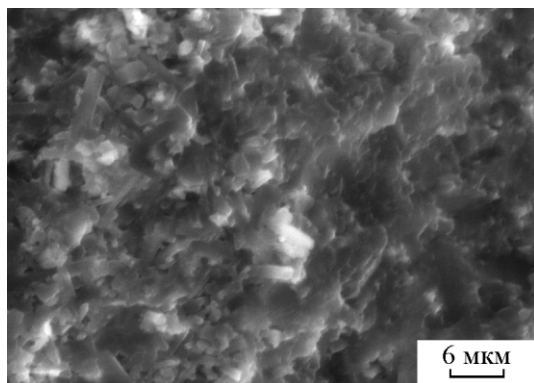


Рис. 4. Структура излома образца состава 4.

влияющим на упругие свойства, является количество оксидов (табл. 4).

Механические свойства материала зависят от дефектов структуры, размера исходных частиц твердой фазы и от количества спекающих добавок. При соблюдении правильности технологического режима подготовки и спекания материалов, выбора оптимального дисперсионного состава шихты, обеспечивающего максимальную упаковку частиц при формовании, и применение необходимого для спекания количества оксидных добавок можно получить высокие механические свойства, приближающиеся к свойствам горячепрессованных материалов.

Зависимость прочности при изгибе от содержания оксидов носит экстремальный характер с максимумом у состава, имеющего оптимальное количество спекающей добавки (табл. 4). Снижение прочности при изгибе для материала состава 4 связано с формированием структуры состоящей из большого количества удлинённых частиц (рис. 4).

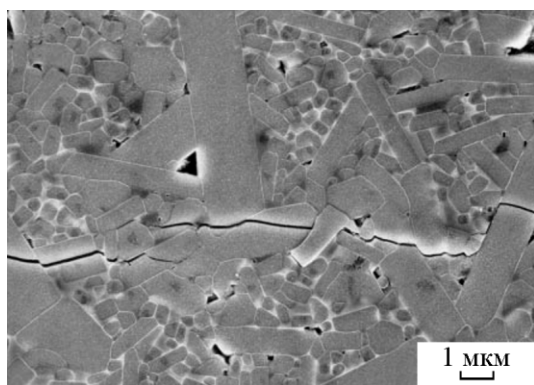


Рис. 5. Распространение трещины в Si_3N_4 -материале состава 4.

Прочность при сжатии имеет прямую зависимость от количества спекающих добавок и при максимальном их количестве (20 масс. %) имеет значение $\sigma_{\text{сж}} = 805 \pm 15$ МПа.

Трещины в материале распространяются по интеркристаллитному механизму, огибая зерна нитрида кремния (рис. 5). При увеличении количества удлиненных зерен в материале путь трещины возрастает, повышая значение коэффициента трещиностойкости (K_{IC}) (табл. 4).

Твердость Si_3N_4 -материала зависит от твердости входящих в него фаз, поэтому при возрастании оксидной добавки, приводящей к образованию сложных оксидов, силана и оксинитрида общая твердость материала снижается (табл. 4).

Выводы

Используя метод жидкофазного спекания получены материалы на основе нитрида кремния с высокими физико-механическими характеристиками: $\sigma_{\text{изг}} = (490 - 520) \pm 15$ МПа, $\sigma_{\text{сж}} = (730 - 805) \pm 15$ МПа, $K_{\text{IC}} = (4,2 - 5,0) \pm 0,2$ МПа·м^{1/2} при содержании спекающей добавки 15 – 20 масс. %. В качестве спекающей добавки использовали смесь оксидов Al_2O_3 , Y_2O_3 , MgO , находящихся в эвтектическом соотношении по разрезу гранат-шпинель в системе $\text{MgO} - \text{Y}_2\text{O}_3 - \text{Al}_2\text{O}_3$. Высокие свойства спеченных материалов позволяют рекомендовать их для применения в различных областях промышленности при производстве подшипников скольжения, шариков для подшипников качения, торцевых уплотнителей для центробежных насосов, режущего инструмента и абразивных сопел, лопаток турбин и огнеупорных изделий.

Литература

1. Ullner C., Germak A., Doussal L., Morrel R. Hardness test of advanced ceramics. J. Euro. Ceram Soc., 2001, v. 21, no. 4, p. 439 – 451.
2. Liu X.-J., Huang Zh.-Y., Ge Q.-M., Sun X.-W. et al. Microstructure and mechanical properties of silicon nitride ceramics prepared by pressureless sintering with $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ as sintering additive. J. Eur. Ceram. Soc., 2005, v. 25, no. 14, p. 3353 – 3359.
3. Чупов В.Д., Харланов А.С. Прочность керамических материалов на основе карбида и нитрида кремния. Огнеупоры и техническая керамика, 2006, № 9, с. 16 – 18.
4. Гаршин А.П., Гропянов В.М., Зайцев Г.П., Семенов С.С. Керамика для машиностроения. М.: ООО Изд. "Научтехлитиздат", 2003, 384 с.
5. Xie R.-J., Mitomo M., Huang L.-P., Fu X.-R. Joining of silicon nitride ceramics for high temperature applications. J. Mater. Res., 2000, no. 15, p. 136 – 141.
6. Zhou F. Joining of silicon nitride ceramic composites with $\text{Y}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ mixtures. J. Mater. Process. Technol., 2002, v. 127, p. 293 – 297.
7. Wiederhorn S.M., Krause R.F., Lofaj F., Taffner U. Creep behavior of improved high temperature silicon nitride. Key Eng. Mater., 2005, v. 287, p. 381 – 392.
8. Lange F.F. The sophistication of ceramic science through silicon nitride studies. J. of Ceram. Soc. Jap., 2006, v. 114, p. 873 – 879.
9. Kurt Ali O., Davies T. J. Pressureless sintering of Si_3N_4 powders obtained from carbothermally reduced sepiolite. J. Mater. Sci. Lett., 2001, v. 20, p. 1067 – 1070.
10. Becher P.F., Painter G.S., Shibata N., Satet R.L. Influence of additives on anisotropic grain growth in silicon nitride ceramics. Mater. Sci. Eng. A, 2006, v. 422, p. 85 – 91.
11. Xu X., Nishimura T., Hirose N., Xi R.-J. et al. New strategies for preparing Si_3N_4 ceramics. Am. Ceram. Soc., 2005, v. 88, no. 4, p. 934 – 937.
12. Davies I.J., Minemura T., Mizutani N., Aizawa M. et al. Sinterability of $\beta\text{-SiAlON}$ powder prepared by carbothermal reduction and simultaneous nitridation of ultrafine powder in the $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ system. J. Mater. Sci., 2001, v. 36, p. 165 – 172.
13. Falk L. K. L. Imaging and microanalysis of liquid phase sintered silicon-based ceramic microstructures. J. Mater. Sci., 2004, v. 39, p. 6655 – 6673.
14. Перевислов С.Н., Чупов В.Д. Получение высокоплотных материалов на основе ультрадисперсного порошка нитрида кремния. Огнеупоры и техническая керамика, 2010, № 3, с. 17 – 23.
15. Satet R.L., Hoffmann M.J., Cannon R.M. Experimental evidence of the impact of rare-earth elements on particle growth and mechanical behaviour of silicon nitride. Mater. Sci. Eng. A, 2006, v. 422, p. 66 – 76.
16. Wani M. F., Khan Z. A., Hadfield M. Effect of sintering additives and reinforcement on microhardness values of Si_3N_4 ceramics and composites. J. Adv. Resear. Mechan. Eng., 2010, v. 1, p. 52 – 59.

17. Balazsi Cs., Cinar F.S., Addemir O., Kasztovszky Zs. et al. Size effects in micro- and nanocarbon added C/Si₃N₄ composite prepared by hot pressing. Key Eng. Mater., 2005, v. 290, p. 238 – 241.
18. Перевислов С.Н., Чупов В.Д. Свойства материалов на основе ультрадисперсного порошка нитрида кремния. Огнеупоры и техническая керамика, 2010, № 4 – 5, с. 12 – 16.
19. Li J., Chen F., Shen Q., Jiang H. et al. Fabrication and dielectric properties of Si₃N₄-MgO-Al₂O₃ by spark plasma sintering technique. Mater. Sci.-Poland, 2007, v. 25, no. 3, p. 699 – 707.
20. Каргин Ю.Ф., Лысенков А.С., Ивичева С.Н., Захаров А.И. и др. Микроструктура и свойства керамики из нитрида кремния с добавками алюминатов кальция. Неорганические материалы, 2010, т. 46, № 7, с. 799 – 803.
21. Гунченко В.А., Ковальченко М.С., Трунов Г.В., Миллер Т.Н. и др. Влияние добавок ультрадисперсных порошков на фазообразование при спекании шихт β-сиалонов. Порошковая металлургия, 1990, № 10, с. 43 – 48.
22. Гнесин Г.Г., Осипова И.И. Горячепрессованные материалы на основе нитрида кремния. Порошковая металлургия, 1981, № 4, с. 32 – 45.

Статья поступила в редакцию 29.01.2013 г.

Перевислов Сергей Николаевич — ОАО “Центральный научно-исследовательский институт материалов” (ОАО “ЦНИИМ”) (г. Санкт-Петербург), кандидат технических наук, начальник сектора. Специалист в области конструкционной и технической керамики, в композиционных материалах на основе тугоплавких и ковалентных карбидов и нитридов. E-mail: perevislov@mail.ru.