

## ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ СВОЙСТВ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ SiC-BeO

© 2016 г. Г.Д. КАРДАШОВА, Ш.Ш. ШАБАНОВ, М.А. ЗАКАРЬЯЕВА, Д.Н. АСРЕТОВ

Дагестанский государственный университет, г. Махачкала  
e-mail: gulya-ka11@yandex.ru

Известно, что эффективной добавкой для спекания карбида кремния являются материалы имеющие высокую растворимость в SiC и образующие с ним твёрдые растворы [1]. К числу таких соединений относятся, в частности, оксид бериллия, имеющие структуру вюртцита, характерную для альфа-модификации карбида кремния, и образующие вследствие этого твердые растворы в системе SiC-BeO [2]. Керамические материалы SiC-BeO интересны сочетанием высокой теплопроводности и электросопротивления [3]. Добавление к карбиду кремния небольшого количества оксида бериллия (~2% масс.) приводит к увеличению теплопроводности до 270 Вт/м·К, и удельного сопротивления  $10^{13}$  Ом·см.

Рентгеноструктурный анализ образцов керамики на основе SiC-BeO проводился как на прессованных шайбах, так и на порошках, изготовленных из горячепрессованных образцов. Анализировались шесть образцов керамики SiC-BeO. Порошки изготавливались истиранием кусочков образцов в сапфировой ступке. Изучены результаты дешифровки рентгенограмм в сравнении с двумя наиболее близкими политипами SiC (данные, взятые из картотеки ASTM). Данные рентгеноструктурного анализа не показывают какого-либо закономерного политипного состава от концентрации BeO. Отсутствие на рентгенограммах линий, ответственных за BeO указывает на то, что Be растворился в решетки SiC. На это же указывает и некоторое уширение линий, принадлежащих карбиду кремния. Увеличение интенсивности отражения на больших углах ( $d=1.54$ ,  $d=1.31$ ) на компактных образцах по сравнению с порошком может быть связано с некоторым текстурированием образцов при изготовлении.

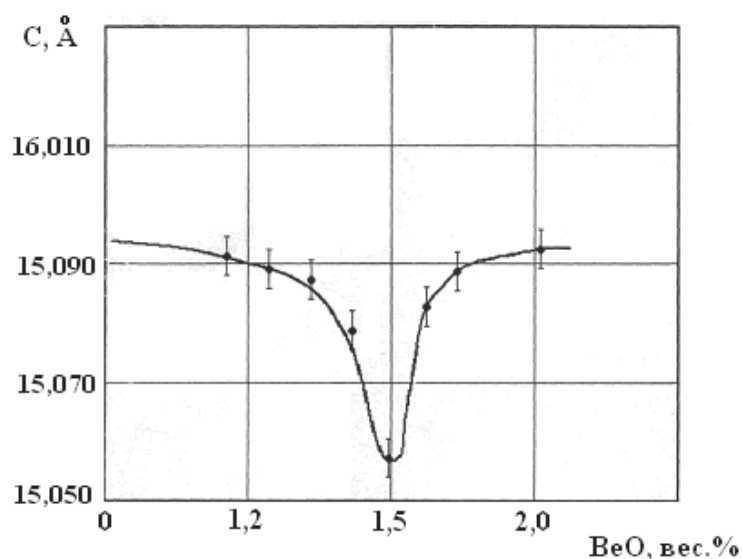


Рис. 1. Зависимость постоянной кристаллической решетки  $C$  от содержания BeO.

Для образцов SiC-BeO, спеченных в атмосфере CO<sub>2</sub>, были определены параметры кристаллической решетки от состава (рис. 1). Из зависимости параметра элементарной ячейки «с» керамики SiC-BeO от состава установлено, что минимальное значение параметра наблюдается для образцов с добавками 1,5 % вес. BeO.

Исследования параметров кристаллической структуры SiC-BeO от состава показало, что в диапазоне от 0,5 до 3 % вес. BeO пики на дифрактограммах, присущие чистому SiC, сдвигались на (0,1-0,2)<sup>0</sup> в сторону малых углов. Это свидетельствует об изменении параметров кристаллической структуры ввиду образования твердого раствора SiC-BeO. В пользу этого говорит тот факт, что дальнейшее увеличение содержания BeO не приводит к сдвигу пиков α-SiC. Изучение дифрактограмм показало, что для составов 1,5 % вес. BeO пики уширены по сравнению с пиками чистого SiC. Дальнейшее увеличение BeO приводило лишь к возрастанию интенсивности пиков BeO, что указывает на предельную растворимость BeO в SiC для данных условий эксперимента.

На рис. 2 представлен спектрометрический анализ дисперсии энергии керамики SiC-BeO состава (2% масс. BeO). Анализ показал наличие фазы кремния, углерода, кислорода и отсутствии бериллия.

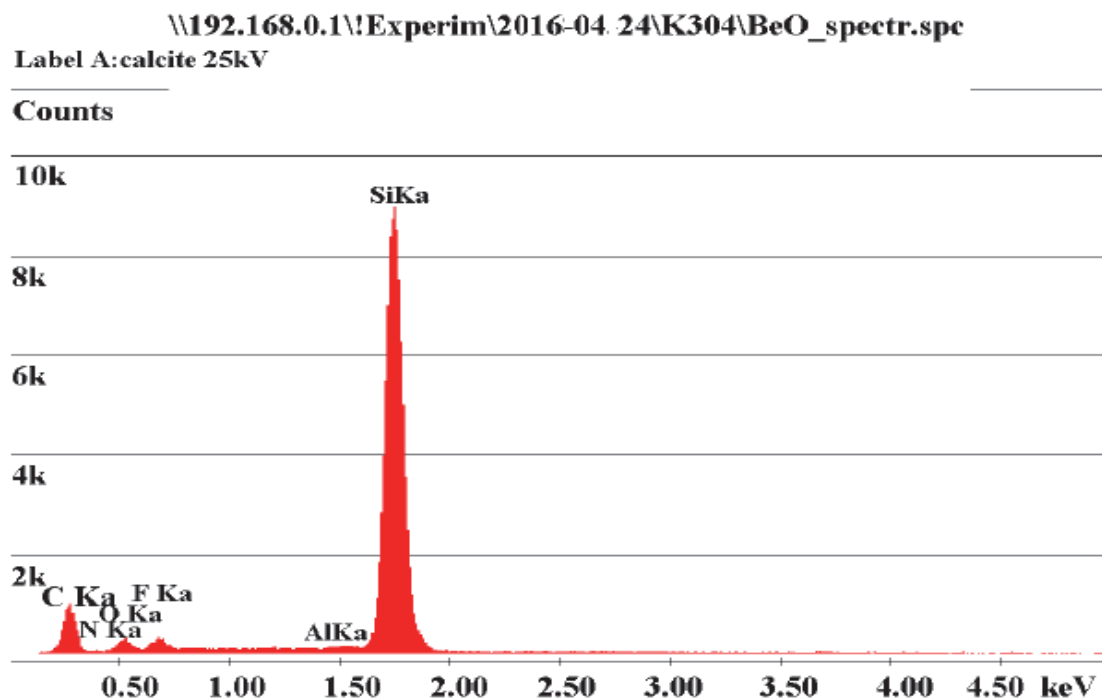


Рис. 2. Спектрометрический анализ дисперсии энергии керамики SiC-BeO (2% масс. BeO).

Таким образом, результаты рентгенографического анализа и данные по легированию карбида кремния бериллием приводят к следующей трактовке механизма формирования твердого раствора SiC-BeO. В процессе горячего прессования порошков SiC и BeO имеет место взаимная твердофазная диффузия. Учитывая высокое значение коэффициента диффузии Be в SiC, процесс диффузии оксида бериллия в карбид кремния следует, по-видимому, считать определяющим. При этом диффузия атомов бериллия по вакансиям атомов кремния вследствие их соразмерности между собой, а также замещение атомами кислорода атомов углерода в узлах решетки карбида кремния приводит к уменьшению параметра решетки «с» и к образованию при составе 1,5 % вес. BeO в SiC упорядоченного твердого раствора SiC-BeO.

Исследованы упругие свойства. Модули упругости рассчитаны нами по измеренным значениям плотности и скоростей распространения продольной  $C_L$  и поперечной

$C_t$  ультразвуковых волн (УЗВ). Скорость распространения ультразвука измерена импульсным и резонансным методами.

Результаты измерений для поликристаллических твердых растворов SiC-BeO представлены на рис. 3 и в табл. 1. Доверительный интервал с вероятностью 0,95 содержит неучтенные систематические и случайные погрешности измерения времени распространения ультразвука в образце и длины образца. Исследования показали, что основным фактором, влияющим на упругие свойства SiC-BeO является пористость. На рис. 3 показано корреляционное поле модуля Юнга (E) и пористости, полученное на нескольких партиях образцов карбидокремниевой керамики.

Таблица 1

N	$C_t$ м/с	$C_t$ м/с	$\mu$	E ГПа	M ГПа	G ГПа	Масс% BeO
1	11,5276+110	7373+30	0,153	374	180	162	2
2	11,252+80	7229+30	0,148	345	163,35	150	1,8
3	10,909+90	7034+20	0,145	322	151,17	141	1,6
4	10,53295+80	7272+25	0,131	333	150,406	147	1,5
5	11,293+110	7293+50	0,143	342	153,664	150	1,4
6	10,874+110	7071+30	0,136	316	144,7	139	1,2
7	10,8987+150	7058+50	0,136	316	145,03	138	1
8	9,1966+90	6030+80	0,124	306	91,3	92	0

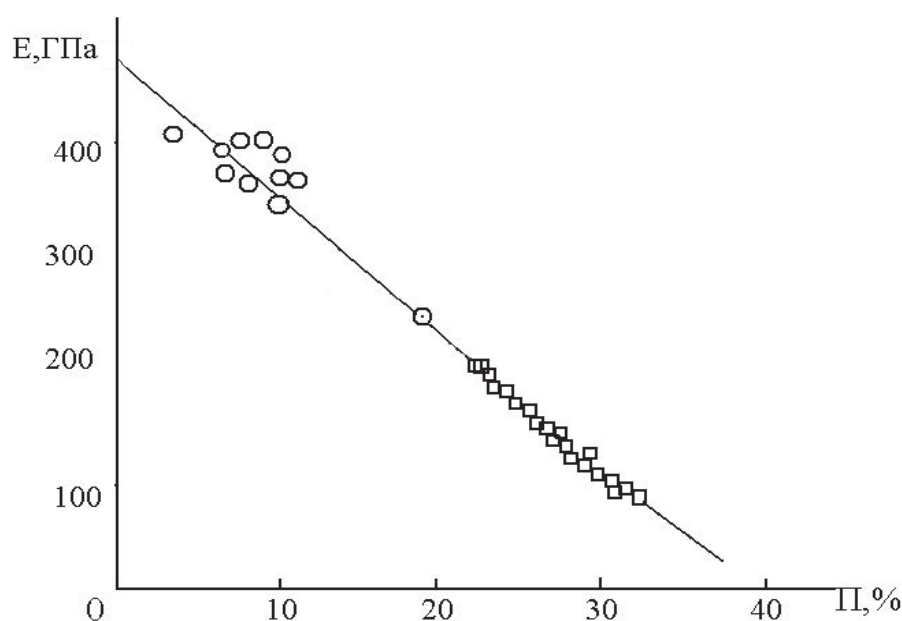


Рис. 3. Зависимость модуля Юнга в керамике SiC-BeO от пористости:  
 ○ - керамические материалы SiC-BeO, □ - партия образцов азотированного SiC.

В результате зависимость упругих свойств от концентрации BeO явно не прослеживается. Видно, что данные для образцов SiC-BeO ложатся удовлетворительно на единую регрессионную кривую, но прослеживается незначительное положительное отклонение. Можно сделать вывод, что наблюдается тенденция к увеличению модулей упругости матрицы SiC с добавлением BeO. Хорошая корреляция модулей упругости с пористостью позволяет использовать акустические измерения для экспресс-оценки пористости получаемой керамики на основе SiC. С другой стороны, зная упругие свой-

ва образца и его пористость, можно оценить упругие свойства матрицы керамики и делать выводы о влиянии той или иной примеси на ее свойства.

Таким образом, получена плотная керамика в системе SiC-BeO методом горячего прессования. Рентгеноструктурные исследования керамики SiC-BeO показали изменения параметра решетки от состава оксида бериллия, а также активационный характер спекания керамики SiC-BeO. Исследования упругих свойств экспериментальных образцов позволяют сделать вывод, что наблюдается тенденция к увеличению модулей упругости матрицы SiC с добавлением BeO.

Работа выполнена при финансовой поддержке госзадания  
Минобрнауки России в сфере научной деятельности.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.

1. Сафаралиев Г.К., Стриханов М.Н., Каргин Н.И., Билалов Б.А., Шабанов Ш.Ш., Кардашова Г.Д. Керамические материалы на основе SiC. // Монография - М: НИЯУ МИФИ, 2011- С. 200.
2. Сафаралиев Г.К., Эмиров С.Н., Шабанов Ш.Ш., Кардашова Г.Д., Ахмедов Р.Р., Аль-Хеюнь Ф.Г., Шабанов С.Ш. Обратимый фазовый переход 2-го рода под давлением в карбидокремниевой керамике SiC-BeO. // Известия Российской академии наук. Серия физическая. - 2016. Т. 80, № 5, с. 554-557.
3. Сафаралиев Г.К., Билалов Б.А., Шабанов Ш.Ш., Кардашова Г.Д., Абилова Н.А., Абдельджавад Х. Высокотеплопроводные керамические материалы на основе SiCBeO. // Известия вузов: Материалы электронной техники.- 2008, №2, с. 34-36.