

Дина Х. А. Бесиса^{1,2} (✉), д. т. н. Эмад М. М. Эвайс¹, Ясер М. З. Ахмед¹,
Фуад И. Элхосини³, Т. Фенд⁴, к. т. н. Д. В. Кузнецов²

¹ Центральный металлургический научно-исследовательский институт (CMRDI), отделение огнеупорных и керамических материалов, г. Каир, Египет

² НИТУ «МИСиС», кафедра функциональных наносистем и высокотемпературных материалов, Москва, Россия

³ Университет АйнШамс, химическое отделение, факультет науки, г. Каир, Египет

⁴ Немецкий аэрокосмический центр Линдер Хоэ (Linder Höhe), г. Кёльн, Германия

УДК 620.22-419.8:[666.3:546.281'261

ВЛИЯНИЕ АТМОСФЕРЫ СПЕКАНИЯ НА ПРОИЗВОДСТВО КОМПОЗИТОВ ИЗ SiC/AlN-КЕРАМИКИ

Для разработки нового карбид/нитридного керамического материала, обладающего высокими способностью к спеканию и плотностью и пригодного для применения в условиях высоких температур и в области солнечной энергетики, в данной работе исследовали влияние различной атмосферы спекания на производство плотных SiC/AlN-керамических композитов. Было изготовлено несколько SiC/AlN-компози- тов (0–40 мас. %) путем спекания без воздействия давления при 2080 °С в течение 2 ч со спекающей добавкой 2,5 % смеси ($Y_2O_3 + Al_2O_3$). Исследовали влияние атмосферы аргон/вакуум и азот/вакуум на интенсивность реакций и уплотнение SiC/AlN-компози- тов. Результаты показали, что при спекании SiC/ AlN-керамики в азотной атмосфере увеличиваются потери массы, что приводит к ухудшению парамет- ров ее уплотнения. И, наоборот, спекание в атмосфере аргона способствует и спеканию, и процессам уплотнения, т. е. аргон является более подходящей газовой средой для спекания SiC/AlN-керамики. Полученные без воздействия давления спеченные SiC/AlN-компози- ты могут применяться в условиях высоких температур.

Ключевые слова: SiC/AlN-компози- ты, атмосфера спекания, спекание без воздействия давле- ния, рентгеновская дифракция XRD, параметры уплотнения.

ВВЕДЕНИЕ

Карбидкремниевая керамика является при- влекательным материалом для применения в инжиниринге, в области высоких температур и др. Материалы из такой керамики обладают высокими сопротивляемостью к механическим воздействиям, прочностью, модулем Юнга, термостойкостью, коэффициентом Зеебека, от- личной абсорбцией, хорошими электронными свойствами, повышенными сопротивлением ползучести и стойкостью к окислению. Кро- ме того, эти материалы являются высокотем- пературными полупроводниками с широкой энергетической зоной и обладают отличными характеристиками надежности при высоких температурах. К сожалению, карбид кремния все еще имеет ограничения по надежности и прочности в некоторых агрессивных средах [1],

поэтому в SiC необходимо вводить фазу, облада- ющую высокой прочностью, отличными механи- ческими и термическими свойствами.

Нитрид алюминия в этом отношении являет- ся привлекательным керамическим материалом. Он обладает такими уникальными характери- стиками, как высокая теплопроводность, низкий ТКЛР, повышенные термостойкость, стойкость к коррозии и окислению, электрическое удельное сопротивление и механическая прочность. Поэто- му AlN может применяться в условиях высоких температур, например в качестве огнеупора в ме- таллургии, а также в полупроводниковых устрой- ствах, таких как радиаторы-теплоотводы (heat sinks), в абразивных материалах, в уплотнителях и заполнителях (seals, filler materials), в оптоэлек- тронике, в диэлектрических слоях оптических за- поминяющих устройств, в электронных подлож- ках и кристаллодержателях (chip carriers) — там, где важен высокий показатель теплопроводности. Однако возможности применения AlN под нагруз- кой ограничены из-за низкой прочности [2–4]. Пу- тем комбинирования карбидов и нитридов можно



Дина Х. А. Бесиса
E-mail: dina_hussien2002@yahoo.com

создать новый материал с невиданными свойствами и преодолеть таким образом недостатки этих двух материалов по отдельности, соединив их различные характеристики в одну структуру.

SiC/AlN-керамические композиты могут применяться во многих областях, в том числе в электронных усилителях (в трубках блуждающих волн), клистродах, электронных инструментах и высокотемпературных полях. Кроме того, электрические свойства (AlN + SiC)-керамики дают возможность применять ее как СВЧ-поглотитель в усилителях высокой мощности и в сверхвысокочастотных компонентах, в сенсорных материалах, в элементах термоэлектрического преобразования и в современных материалах с широкой энергетической зоной. Кроме того, тонкие пленки из SiC/AlN используют для производства широкого диапазона радиочастотных резонаторов и фильтров, которые применяют в телекоммуникационном оборудовании и датчиках [5–8].

Нитрид алюминия существует в шестигонной кристаллической структуре (2H) с прочными ковалентными связями. Карбид кремния также является ковалентным соединением, существующим либо в кубической структуре (β -SiC, 3C), либо в различных шестигонных или ромбоэдрических политипах (α -SiC, например, 2H, 4H, 6H, 15R и 21R). Параметры кристаллической решетки, показатели теоретической плотности и молекулярный вес 2H SiC и 2H AlN почти одинаковы [5]. Обнаружено, что SiC и AlN могут вступать в реакции с образованием серии пространственных (2H) твердых растворов в диапазоне 1800–2100 °C и в широком композиционном диапазоне, так как обладают похожей структурой и одинаковыми высокотемпературными свойствами [6–14]. Это может способствовать улучшению механических свойств и прочности [15]. Более того, установлено [16], что AlN способен замедлять рост зерна SiC и даже укреплять его микроструктуру.

Благодаря большой важности SiC/AlN-керамических композитов их свойства и синтез привлекают внимание ученых в течение последнего десятилетия. Были применены несколько методов для изготовления SiC/AlN-керамических композитов, например механическое смешивание порошков SiC и AlN или порошков Si_3N_4 и Al_4C_3 с последующим горячим прессованием [16, 17]; исследовали углеродно-термическое восстановление SiO_2 и Al_2O_3 [15, 18]. Тем не менее эти методы не обеспечивают достаточную степень чистоты конечного продукта и массовость производства. В последнее время используют другие методы для производства карбид/нитридных композитов, такие, например, как химическое осаждение из паров, молекулярно-пучковая эпитаксия из газовой пушки с участием плазмы, плазменное спекание и CVC [7, 19–23]. Но все эти методы сложны и дороги.

Спекание без воздействия давления является простым и недорогим методом, но с его помощью получить композиты высокой плотности без спекающих добавок невозможно. Спекающие добавки необходимы для получения в ходе спекания жидкой фазы, которая улучшает спекаемость и способствует процессу уплотнения материала [15–17]. В настоящей работе исследовали влияние различной атмосферы спекания на уплотнение SiC/AlN-керамических композитов. Методом спекания без воздействия давления были изготовлены различные композиты с разным содержанием AlN (0–40 %). Спекание проводили при 2080 °C в течение 2 ч с применением спекающей добавки 2,5 % смеси ($\text{Y}_2\text{O}_3 + \text{Al}_2\text{O}_3$). Исследовали влияние различной атмосферы спекания, а именно аргон/вакуум и азот/вакуум, на интенсивность химических реакций и уплотнение SiC/AlN-композитов.

ХОД ЭКСПЕРИМЕНТА

Материалы высокой степени чистоты (99,99 %) AlN, α -SiC и β -SiC (поставщик — гонконгская компания «Teru Refractory Co.» Ltd, Китай) использовали в качестве исходных сырьевых материалов. Микроструктура исходных порошков показана на рис. 1, их характеристика приве-

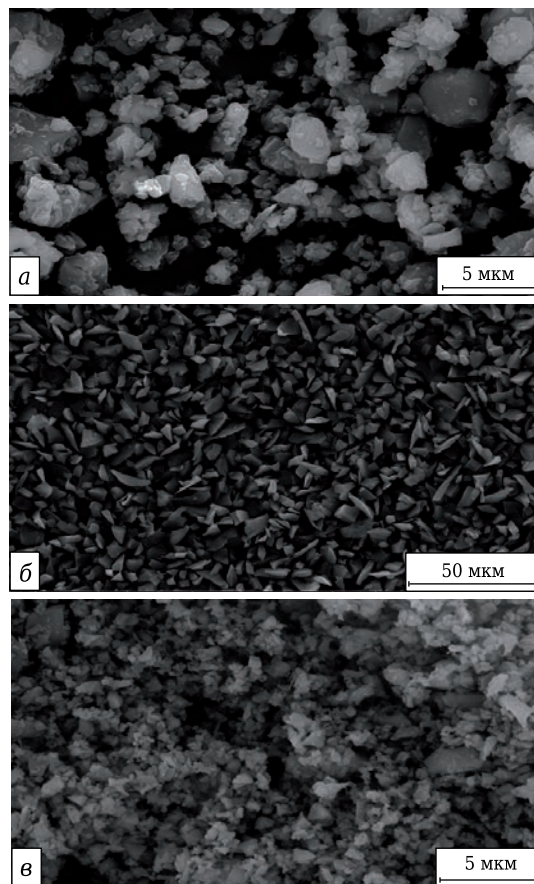


Рис. 1. Микроструктура исходных порошков AlN (а), β -SiC (б) и α -SiC (в), полученная на растровом электронном микроскопе с автоэлектронной эмиссией (FESEM)

Характеристики исходных порошков

Порошок	Удельная поверхность, м ² /г	Средний размер частиц, мкм
AlN	3,47	4,48
α -SiC	1,89	7,21
β -SiC	16,11	1,50

дена в таблице. Порошки Y_2O_3 и Al_2O_3 были добавлены в качестве спекающей добавки в количестве 2,5 мас. % от общего количества SiC и AlN для того, чтобы увеличить плотность полученных композитов. Были изготовлены SiC/AlN-композиты с содержанием AlN 0, 10, 20, 30 и 40 % (соответственно образцы 0YA, 1YA, 2YA, 3YA и 4YA). Каждая смесь состояла из 50 % β -SiC + 50 % α -SiC. Смесь порошков каждого композита (~100 г) измельчали в шаровой планетарной мельнице с шарами из ZrO_2 в 100 %-ном растворе этанола в течение 5 ч. Полученную однородную смесь высушивали при 60 °C в течение 24 ч. На прессе KPD-30 А (Испания) были изготовлены образцы в виде цилиндров диаметром 20 и высотой 5 мм. Отпрессованные образцы были спечены без воздействия давления при 2080 °C в течение 2 ч в высокотемпературной графитовой печи в разных атмосферах (азот/вакуум, аргон/вакуум). Скорость нагрева 10 °C/мин. Степень чистоты газов была очень высока (99,99 %). Давление было немного выше, чем давление окружающей среды. На рис. 2 показаны спеченные SiC/AlN-композиты.



Рис. 2. SiC/AlN-композиты после спекания при 2080 °C в течение 2 ч

Фазовый состав образцов исследовали с помощью рентгеновского дифрактометра «Brucker D8-Advance» с $Cu K\alpha$ -излучением (1,5406 Å). Открытую пористость и кажущуюся плотность образцов определяли методом Архимеда. Относительная плотность была рассчитана по теоретической плотности AlN (3,26 г/см³), SiC (3,21 г/см³), Al_2O_3 (3,69 г/см³) и Y_2O_3 (5,03 г/см³) по правилу смешения. Микроструктуру исходных порошков и полученных композитов исследовали в обратно рассеянных электронах (back scattered electron — BSE) на автоэмиссионном сканирующем электронном микроскопе (FESEM) модели TM-1000 фирмы «Hitachi».

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 3 показаны рентгенограммы SiC/AlN-композитов с разным содержанием AlN (0–40 мас. %). Результаты рентгенофазового анализа

композитов, спеченных в атмосфере аргон/вакуум, показали, что в образце 0YA в качестве основных фаз 2H и 6H содержится карбид кремния в шестиугольной кристаллической структуре, а фазы β -SiC отсутствуют. Это означает, что все фазы 3C β -SiC (50 мас. % было добавлено в качестве исходного материала) были замещены фазами 6H α -SiC, что подтверждает трансформацию $\beta \rightarrow \alpha$ в SiC при спекании при высоких температурах [24–26]. Однако по мере увеличения содержания AlN в образцах 1YA–4YA интенсивность фаз SiC снижается, а AlN постепенно усиливается. Из рис. 3, а видно, что AlN существует в шестиугольной кристаллической структуре (2H). Кроме того, дифракционные пики твердых растворов 2H SiC/AlN увеличиваются по мере роста содержания AlN. Это указывает на усиление реакций твердого раствора между AlN и SiC при более высоком содержании AlN.

Кроме того, было обнаружено, что в композитах 0YA и 1YA при $2\theta \sim 38$ град присутствуют только фазы 6H. Однако начиная с композита 2YA и до 4YA этот пик сдвигается с 2H AlN с образованием разделенного пика 2H–6H. Вероятно, этот разделенный пик имеет отношение к твердому раствору SiC/AlN, что согласуется с данными других исследований. Это объясняет увеличение интенсивности пика по мере роста содержания AlN. Такое же поведение наблюдается при $2\theta \sim 63$ –64 град. Это подтверждает тот факт, что AlN может растворяться не только в 2H SiC, но и в 6H SiC с образованием твердого раствора. Таким образом, в SiC/AlN-

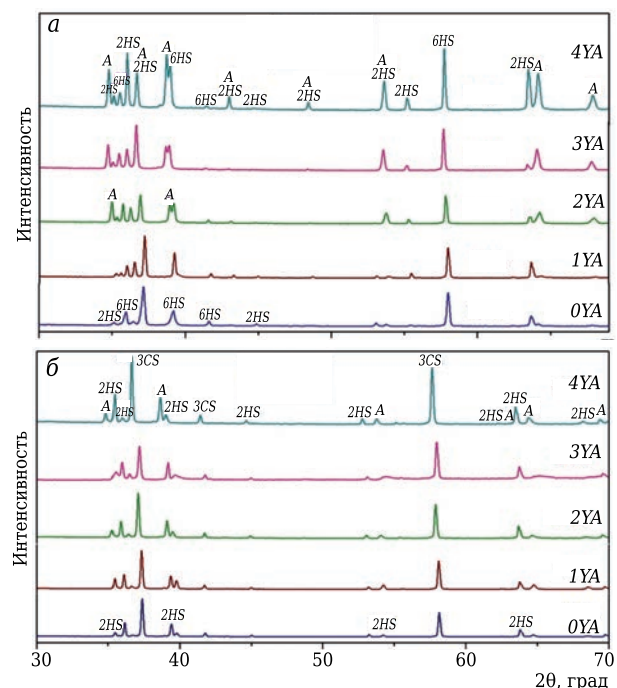


Рис. 3. Рентгенограммы SiC/AlN-композитов (образцы 0YA–4YA), спеченных в атмосфере аргон/вакуум (а) и азот/вакуум (б): 2H — 2H α -SiC; 6H — 6H α -SiC; A — AlN

композитах интенсифицируется образование и твердого раствора $2H$, и твердого раствора $6H$.

С другой стороны, на рентгенограммах композитов, спеченных в атмосфере азот/вакуум, обнаруживаются AlN и комбинация фаз α - и β - SiC (см. рис. 3, б). AlN и α - SiC существуют в шестигульной кристаллической структуре $2H$, а β - SiC — в кубической $3C$. Это означает, что азот оказывает сильное воздействие на трансформацию β - $SiC \rightarrow \alpha$ - SiC и предотвращает ее. Следовательно, β - SiC сохраняет свою кубическую кристаллическую структуру под воздействием атмосферы азота [27], причем интенсивность различных полученных фаз слабее в образцах, спеченных в атмосфере аргон/вакуум. Более того, дифракционный пик твердых растворов $2H$ SiC/AlN имеет разделенную форму при $2\theta \sim 38$ град. Это означает, что в полученных композитах отсутствуют единственная фаза и заверченный твердый раствор, так как атмосфера азота препятствует образованию полностью растворенного твердого раствора SiC/AlN . Кроме того, никакие жидкие фазы при введении спекающей добавки в обоих композитах, спеченных в азоте и аргоне, не обнаруживаются. Это объясняется исчезновением жидких фаз в процессе спекания либо при кристаллизации жидкой фазы, либо при ее испарении.

Параметры уплотнения, а также относительная плотность различных SiC/AlN -композитов (0YA–4YA) показаны на рис. 4. Обнаружено, что по мере увеличения содержания AlN кажущаяся и относительная плотность SiC/AlN -композитов снижается, а открытая пористость возрастает. У композита 0YA со 100 % SiC обнаружен самый высокий показатель плотности, а у композита 4YA с 40 % AlN показатель плотности самый низкий. Это объясняется переносом массы AlN в композитах с преобладанием AlN . AlN испаряется легче, чем SiC , и перенос массы происходит путем конденсации паров при высокой температуре [28]. В отличие от переноса массы диффузией по границам зерен перенос массы путем конденсации паров сопровождается ростом зерен без уплотнения. Этим объясняется снижение кажущейся плотности композита при увеличении содержания в нем AlN . AlN значительно влияет на потери массы, происходящие в ходе спекания SiC/AlN -композитов [29]. Обнаружено, что потери массы разных SiC/AlN -композитов увеличиваются по мере роста содержания AlN при высоких температурах спекания (>2000 °C) [29].

После анализа параметров уплотнения различных SiC/AlN -композитов, спеченных в двух разных атмосферах (рис. 5), было замечено, что композиты, спеченные в аргоне, имеют наилучшие показатели плотности (2,66 г/см³ у композита 0YA, что составляет примерно 80,2 % показателя теоретической плотности) и пористости

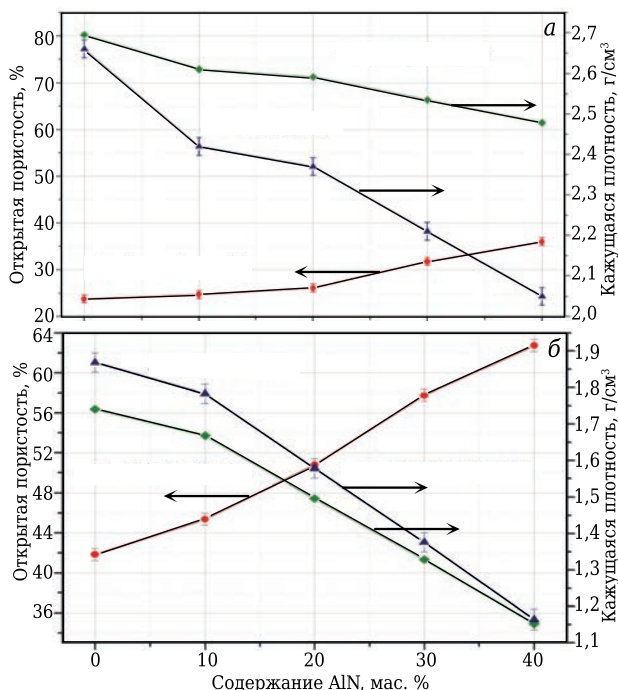


Рис. 4. Параметры уплотнения SiC/AlN -композитов, спеченных в атмосфере аргон/вакуум (а) и азот/вакуум (б): ▲ — кажущаяся плотность; ◆ — относительная плотность; ● — открытая пористость

(23,7 % у того же композита). И наоборот, параметры уплотнения образцов, спеченных в азоте, оказались невысокими. У образца 0YA был получен самый высокий показатель плотности — 1,8 г/см³ и самый низкий показатель пористости — 41,8 %. Показатели относительной плотности у этих образцов не превышают 56,5 % теоретической плотности. Более низкие показатели плотности и более высокие показатели пористости образцов, спеченных в азоте, объясняются большими потерями массы при спекании в атмосфере азота [30–32] по реакции разложения



SiO_2 является продуктом окисления SiC и растворения кислорода в AlN и SiC , а свободный

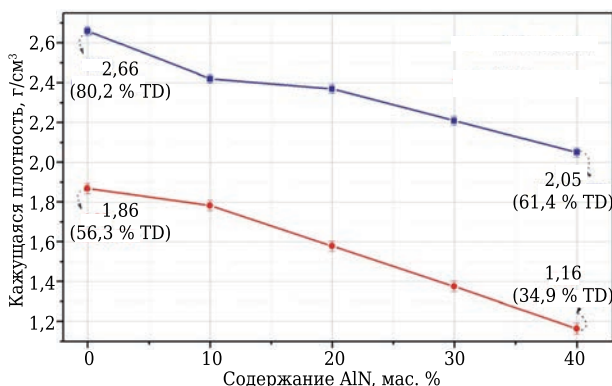


Рис. 5. Сравнение показателей кажущейся плотности SiC/AlN -композитов, спеченных в атмосфере аргон/вакуум (■) и азот/вакуум (●)

углерод присутствует в SiC. Кроме того, SiC может также вступать в реакцию с Al_2O_3 (который присутствует в AlN), что способствует потере массы в ходе реакции



Следовательно, можно утверждать, что способность вступать в реакции и получаемые параметры уплотнения разных SiC/AlN-композиций зависят от атмосферы, в которой происходит спекание. Наиболее оптимальными условиями для получения низкопористых плотноспеченных SiC/AlN-композиций являются условия спекания при 2080 °C в течение 2 ч в атмосфере аргон/вакуум с добавкой 2,5 % смеси ($Y_2O_3 + Al_2O_3$).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Спеканием без воздействия давления были изготовлены карбид/нитридные керамические материалы высокой плотности. Исследовано влияние различных атмосфер спекания

— аргон/вакуум и азот/вакуум на интенсивность реакций и параметры уплотнения SiC/AlN-композиций. Обнаружено, что атмосфера спекания очень сильно влияет на свойства полученных композиций. При использовании азота снижаются образование твердого раствора SiC/AlN-композиций, а также трансформация β -SiC \rightarrow α -SiC; увеличиваются потери массы; снижаются показатели уплотнения. И, напротив, атмосфера аргона способствует спеканию и уплотнению, т. е. является наиболее подходящей средой для получения высококачественных SiC/AlN-керамических композиций. Анализ с применением рентгеновского дифрактометра (XRD) образцов, спеченных в аргоне, подтвердил трансформацию $\beta \rightarrow \alpha$ в SiC появлением 4H SiC. Полученные SiC/AlN-композиции обладают уникальными свойствами, позволяющими использовать их в высокотемпературных областях.

Работа была выполнена в рамках проекта Министерства образования и науки РФ № RFMEFI57814X0044.

Библиографический список

1. **Pan, Y.-B.** Preparation and properties of SiC–AlN– Y_2O_3 multiphase ceramics / Y.-B. Pan, S. H. Tan, D. L. Jiang // J. Chin. Inorg. Mater. — 1995. — Vol. 10, № 2. — P. 189–192.
2. **Sheppard, M. L.** Aluminium nitride: a versatile but challenging material / M. L. Sheppard // Am. Ceram. Soc. Bull. — 1990. — Vol. 69, № 11. — P. 1801–1812.
3. **Prochaska, G. W.** Aluminum nitride: A review of the knowledge base for physical property development / G. W. Prochaska, G. R. Miller // Mater. Res. Soc. Symp. Proc. — 1990. — Vol. 167. — P. 215–227.
4. **Chen, K. X.** Microstructure and thermo-kinetics analysis of CS AlN / K. X. Chen, C. C. Ge, J. T. Li, W. B. Cao // J. Mater. Res. — 1999. — Vol. 14, № 5. — P. 1944–1948.
5. **Teusel, I.** Pressureless sintering of aluminium nitride/silicon carbide ceramics / I. Teusel, C. Rossel // J. Mater. Sci. Lett. — 1992. — Vol. 11. — P. 205–207.
6. **Huang, J.-L.** Investigation of SiC–AlN system: part I. Microstructure and solid solution / J.-L. Huang, J.-M. Jih // J. Mater. Res. — 1995. — Vol. 10, № 3. — P. 651–658.
7. **Rafaniello, W.** Investigation of phase stability in the system SiC–AlN / W. Rafaniello, M. R. Plichta, A. V. Virkar // J. Am. Ceram. Soc. — 1983. — Vol. 66, № 4. — P. 272–276.
8. **Li, J.-F.** Preparation and mechanical properties of SiC–AlN ceramic alloy / J.-F. Li, R. Watanabe // J. Mater. Sci. — 1991. — Vol. 26, № 17. — P. 4813–4817.
9. **Lubis, A. H.** Microstructure-property relations of hot-pressed silicon carbide-aluminum nitride compositions at room and elevated temperatures / A. H. Lubis, N. L. Hetch, G. A. Graves, R. Ruh // J. Am. Ceram. Soc. — 1999. — Vol. 82, № 9. — P. 2481–2489.
10. **Pan, Y.** In-situ characterization of SiC–AlN multiphase ceramics / Y. Pan, S. Tan, D. Jiang [et al.] // J. Mater. Sci. — 1999. — Vol. 34, № 21. — P. 5357–5360.
11. **Li, J.-F.** Pressureless sintering and high-temperature strength of AlN–SiC ceramics / J.-F. Li, R. Watanabe // J. Ceram. Soc. Jpn, Int. Ed. — 1994. — Vol. 102, № 1188. — P. 727–731.
12. **Xu, Y. R.** Microstructure and mechanical properties of hot-pressed silicon carbide-aluminum nitride compositions / Y. R. Xu, A. Zangvil, M. Landon, F. Thevenot // J. Am. Ceram. Soc. — 1992. — Vol. 75, № 2. — P. 325–333.
13. **Huang, J.-L.** Investigation of SiC–AlN system: Part II. Mechanical properties / J.-L. Huang, J.-M. Jih // J. Am. Ceram. Soc. — 1996. — Vol. 79, № 5. — P. 1262–1264.
14. **Pan, Y.-B.** SiC–AlN particulate composites / Y.-B. Pan, J.-H. Qiu, M. Kawagoe [et al.] // J. Eur. Ceram. Soc. — 1999. — Vol. 19, № 9. — P. 1789–1893.
15. **Culter, I. B.** New materials in the Si–C–Al–O–N and related systems / I. B. Culter, P. D. Miller, W. Rafaniello // Nature (London). — 1978. — Vol. 275, Oct. 5. — P. 434, 435.
16. **Ruh, R.** Composition and properties of hot-pressed SiC–AlN solid solutions / R. Ruh, A. Zangvil // J. Am. Ceram. Soc. — 1982. — Vol. 65, № 5. — P. 260–265.
17. **Tsukuma, K.** A new compound $Si_3Al_4N_4C_3$ with the wurtzite structure in the system Si_3N_4 – Al_4C_3 / K. Tsukuma, M. Shimada, M. Koizumi // J. Mater. Soc. Lett. — 1982. — Vol. 1, № 1. — P. 9.
18. **Rafaniello, W.** Fabrication and characteristics of SiC–AlN alloys / W. Rafaniello, K. Cho, A. V. Virkar // J. Mater. Sci. — 1981. — Vol. 16. — P. 3479–3488.
19. **Iangvil, A.** Phase relationships in the silicon carbide-aluminum nitride system / A. Iangvil, R. Ruh // J. Am. Ceram. Soc. — 1988. — Vol. 71, № 10. — P. 884–890.
20. **Jenkins, I.** Growth of solid solutions of aluminum nitride and silicon carbide by metal organic chemical vapor deposition / I. Jenkins, K. G. Irvine, M. G. Spencer [et al.] // J. Cryst. Growth. — 1993. — Vol. 128, № 1–4. — P. 375–378.
21. **Kern, R. S.** Solid solutions of AlN and SiC grown by plasma-assisted, gas-source molecular beam epitaxy / R.

S. Kern, L. B. Rowland, S. Tanaka, R. F. Davis // J. Mater. Res. — 1993. — Vol. 8, № 7. — P. 1477–1480.

22. **Xue, H.** Synthesis of AlN–SiC composites and solid solutions by field-activated self-propagating combustion / H. Xue, Z. A. Munir // J. Eur. Ceram. Soc. — 1997. — Vol. 17, № 15/16. — P. 1787–1792.

23. **Carrillo-Heian, E. M.** Reactive synthesis and phase stability investigations in the aluminum nitride-silicon carbide system / E. M. Carrillo-Heian, H. Xue, M. Chyanagi, Z. A. Munir // J. Am. Ceram. Soc. — 2000. — Vol. 83, № 5. — P. 1103–1107.

24. **Heuer, A. H.** $\beta \rightarrow \alpha$ transformation in polycrystalline SiC: I. Microstructural aspects / A. H. Heuer, G. A. Fryburg, L. U. Ogbuji [et al.] // J. Am. Ceram. Soc. — 1978. — Vol. 61, № 9/10. — P. 406–412.

25. **Ogbuji, L. U.** $\beta \rightarrow \alpha$ transformation in polycrystalline SiC: III. The thickening of α plates / L. U. Ogbuji, T. E. Mitchell, A. H. Heuer // J. Am. Ceram. Soc. — 1981. — Vol. 64, № 2. — P. 91–99.

26. **Malinge, A.** Pressureless sintering of beta silicon carbide nanoparticles / A. Malinge, A. Coupé, Y. Le Petitcorps, R. Pailler // J. Eur. Ceram. Soc. — 2012. — Vol. 32, № 16. — P. 4393–4400.

27. **Malinge, A.** Pressureless sintered silicon carbide tailored with aluminium nitride sintering agent / A.

Malinge, A. Coupé, S. Jouannigot [et al.] // J. Eur. Ceram. Soc. — 2012. — Vol. 32, № 16. — P. 4419–4426.

28. **Camcohub, T. B.** Handbook of high melting point compound / T. B. Camcohub. — China Industry Publisher, 1965.

29. **Mandal, S.** Gas pressure sintering of SiC–AlN composites in nitrogen atmosphere / S. Mandal, K. Dhargupta, S. Ghatak // J. Ceram. Int. — 2002. — Vol. 28, № 2. — P. 145–151.

30. **Lee, J. K.** Formation of solid solution between SiC–AlN during liquid phase sintering / J. K. Lee, H. Tanaka, H. Rim // Mater. Lett. — 1996. — Vol. 29, № 1–3. — P. 1–6.

31. **Lee, J. K.** Preparation of SiC–AlN composites by liquid phase sintering and microstructure / J. K. Lee, H. Tanaka, S. Otani // J. Ceram. Soc. Japan. — 1995. — Vol. 103, № 1201. — P. 873–877.

32. **Grande, T.** Effect of weight loss on liquid phase sintered silicon carbide / T. Grande, H. Sommerset, E. Hagen, K. Wiik, M.-A. Einarsrud // J. Am. Ceram. Soc. — 1997. — Vol. 80, № 4. — P. 1047–1052. ■

Получено 16.06.17

© Дина Х. А. Бесиса, Эмад М. М. Эвайс,
Ясер М. З. Ахмед, Фуад И. Элхосини,
Т. Фенд, Д. В. Кузнецов, 2017 г.

Пер. — С. Н. Клявлини
(ОАО «Комбинат «Магнезит»)

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

15-Й ВСЕМИРНЫЙ КОНГРЕСС

26–29 сентября 2017 г.

г. Сантьяго, Чили

И ОБЪЕДИНЕННАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО ОГНЕУПОРАМ



ОСНОВНЫЕ ТЕМЫ

- Испытания огнеупоров
- Новые установки и оборудование
- Монолитные огнеупоры
- Огнеупоры для сталелитейной промышленности
- Сырьевые материалы и глобальные вопросы
- Огнеупоры для стекольной промышленности
- Огнеупоры для цементной промышленности
- Моделирование огнеупоров
- Нефтехимия
- Огнеупоры для энергетики и переработки отходов
- Экономия энергии за счет применения огнеупоров
- Бескислородные огнеупорные системы
- Огнеупоры для химических процессов
- Разработки основных огнеупоров
- Образование в области огнеупоров
- Огнеупоры для цветной металлургии
- Безопасность, окружающая среда, переработка огнеупоров

<http://www.expoclub.ru/db/exhibition/view/7983/>
<http://unitecr2017.org>