Д. т. н. **С. Н. Перевислов**[1] (✉), **И. Е. Арлашкин**[2], к. т. н. **О. Ю. Щербакова**[3]

[1] *ФГБУН «Институт химии силикатов имени И. В. Гребенщикова РАН», Санкт-Петербург, Россия*

[2] *ФГБОУ ВО «Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет)», Санкт-Петербург, Россия*

[3] *ФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет», г. Красноярск, Россия*

УДК 666.3:546.28'171].017:620.179.132+620.17

ПРОЧНОСТНЫЕ И ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛОТНЫХ И ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ

Методами реакционного, жидкофазного спекания и горячего прессования получены плотные материалы на основе Si_3N_4 с оксидными активирующими спекание добавками, определены их физико-механические свойства. Пористые образцы получали полусухим формованием заготовок из смеси Si_3N_4 + Si с последующим реакционным спеканием в среде азота. Пористость регулировали уменьшением концентрации кремния в исходной шихте. Теплопроводность материалов сильно зависит от пористости и уменьшается при возрастании температуры. Теплопроводность горячепрессованных материалов уменьшается от 60 Вт/(м·К) при комнатной температуре до 35 Вт/(м·К) при 1200 °С, прирост массы образцов при 1200 °С составил $7 \cdot 10^{-4}$ кг/м^2. Прирост массы пористых материалов увеличивается от $4 \cdot 10^{-3}$ кг/м^2 при пористости образцов 32 % до $6 \cdot 10^{-3}$ кг/м^2 при пористости 56 %. Показано, что примесь кислорода является главной причиной снижения теплопроводности Si_3N_4-керамики.

Ключевые слова: *пнитрид кремния, механические свойства, теплофизические свойства, теплопроводность, стойкость к окислению, прирост массы.*

ВВЕДЕНИЕ

Термостойкая керамика на основе нитрида кремния применяется в авиастроении, ракетостроении и огнеупорной промышленности [1]. Материалы на основе Si_3N_4 характеризуются высокой прочностью, твердостью, низкой плотностью, хорошей окалиностойкостью, инертностью во многих агрессивных средах и возможностью эксплуатации изделий из Si_3N_4 при температурах до 1400 °С [2, 3].

Высокая теплопроводность горячепрессованного нитрида кремния, достигающая 70 Вт/(м·К), делает его незаменимым материалом для большинства областей промышленности, поэтому изучение теплопроводности нитридкремниевых материалов является необходимым при проектировании новых видов изделий с оптимальным комплексом механических и теплофизических свойств.

Цель работы — изучение физико-механических и теплофизических свойств плотных материалов, полученных методами реакционного, жидкофазного спекания и горячего прессования, и пористых материалов на основе нитрида кремния.

✉

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

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для получения реакционно-спеченного нитрида кремния использовали порошки фирмы «Плазмотерм»: смесь порошков Si_3N_4 с соотношением фаз α : β = 1 : 2 и содержанием кислорода 0,7–1,0 мас. % (удельная поверхность $S_{уд}$ α-Si_3N_4 марки А 8 м^2/г, β-Si_3N_4 марки Т20 3–5 м^2/г); Al_2O_3 (чистота >99,5 %, $S_{уд}$ 7–10 м^2/г); Y_2O_3 (чистота >99,99 %, $S_{уд}$ 4 м^2/г) и Si марки Кр00. Кусковой кремний дробили в установке КИД-60 с последующим измельчением крупки в планетарной мельнице до размера *d* 1–2 мкм. Исходные порошки Si (30 мас. %) и Si_3N_4 (70 мас. %) перемешивали в барабанном смесителе в течение 5 ч в сухом виде с мелющими телами из спеченного SiC. Одновременно в состав шихтовой смеси добавляли порошки Y_2O_3 и Al_2O_3 в соотношении 3:5 в количестве 5 об. %, образующие на стадии спекания алюмоиттриевый гранат (YAG), используемый в качестве спекающей добавки. Полученную смесь пластифицировали 2 %-ным водным раствором полиэтиленгликоля и гранулировали протира-

нием через сито с размером ячейки 315 мкм. Методом полусухого формования под давлением 50 МПа прессовали образцы размерами 5×5×45 мм.

Процесс азотирования образцов проводили в печи сопротивления ЭСКВГ-16/22 ГМ 7 при непрерывном потоке азота со скоростью 1 л/мин при 1400 °С в течение 8 ч. Дополнительное высокотемпературное спекание азотированных образцов проводили при 1800 °С с выдержкой в течение 6 ч в среде N_2. Образцы при спекании укладывали в графитовые тигли на подложки из $BN_{гекс}$.

Жидкофазно-спеченные и горячепрессованные Si_3N_4-материалы получали по керамической технологии [4, 5]. В качестве исходного сырья использовали порошки Si_3N_4, Al_2O_3 и Y_2O_3, аналогичные описанным выше. Образцы размерами 6×6×50 мм спекали при 1780 °С в течение 1 ч в среде N_2. Горячее прессование образцов осуществляли в установке Thermal Technology Inc. модели HP20-3560-20 (ИМЕТ РАН) при 1750 °С в течение 15 мин и давлении 30 МПа в среде N_2. Пористые материалы получали по технологии реакционного спекания с учетом прессования заготовок с меньшей концентрацией кремния в исходной шихте в отличие от стехиометрического соотношения компонентов.

Плотность ρ и пористость *П* образцов определяли методом гидростатического взвешивания в дистиллированной воде, предел прочности при трехточечном изгибе $\sigma_{изг}$ — на разрывной машине AGS-X-300kN (Shimadzu), модуль упругости *E* — резонансным методом на установке ЗВУК-130, микротвердость *H* — методом индентирования на микротвердомере ПМТ–3М при нагрузке 0,5 кг, критический коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} рассчитывали, исходя из измерений длин трещин *a*, исходящих из угла отпечатка пирамиды Виккерса при нагрузке *P* по формуле $K_{Ic} = 0{,}073 \cdot P \cdot a^{1/2}/a^2$.

Теплопроводность определяли на анализаторе LFA 457 MicroFlash на образцах диаметром *d* 25 и высотой *h* 5 мм в интервале от комнатной температуры до 1400 °С (Инжиниринговый центр СПбГТИ(ТУ)).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Получение материалов на основе Si_3N_4 и определение их физико-механических свойств

Одним из распространенных методов получения материалов на основе нитрида кремния является реакционное спекание (процесс азотирования материала, содержащего частицы Si_3N_4 и кремния) [6–8]. Реакционно-спеченный нитрид кремния (RBSN) наряду с малым ТКЛР, хорошей термостойкостью и сохранением прочности до высоких температур (1300–1400 °С) характеризуется малой усадкой при спекании, что позволяет получать спеченные изделия сложной геометрической формы. Для повышения плотности и улучшения прочностных свойств материалы подвергают дополнительному высокотемпературному спеканию, проводимому после реакционного спекания (азотирования) Si_3N_4 [6–8]. Методом реакционного спекания можно получать практически безусадочные RBSN-материалы (усадка при дополнительном спекании до 1,5 %), что позволяет спекать таким способом крупногабаритные изделия.

Наиболее плотную керамику с повышенным уровнем механических свойств можно получить методами жидкофазного спекания (LPSSN) [9, 10] и горячего прессования (HPSN) [11–13] с использованием оксидов в качестве спекающих добавок.

Из-за низких коэффициентов самодиффузии бескислородная керамика, такая как Si_3N_4, AlN и SiC, уплотняется только с применением спекающих добавок. Нитрид кремния выше 1800 °С нестабилен. В процессе спекания оксидные добавки вступают в реакцию с примесными оксидами, присутствующими в виде пленки SiO_2 на поверхности порошка Si_3N_4, снижая температуру образования жидкой фазы. Жидкофазное спекание способствует формированию удлиненных зерен β-Si_3N_4 в структуре материала [14, 15] в результате фазового перехода α→β-Si_3N_4, что улучшает механические свойства Si_3N_4-материала (табл. 1) по сравнению с жидкофазно-спеченным карбидом кремния [16–19] или композитом $AlMgB_{14}$ [20]. Наилучших механических свойств можно достичь на горячепрессованных материалах. Однако горячим прессованием нельзя получить изделия сложной формы без дополнительной механической обработки.

Физико-механические свойства материалов на основе нитрида кремния приведены в табл. 1. Пористые керамические материалы характеризуются низкими ТКЛР и плотностью, высокой термостойкостью, поэтому их часто используют для получения теплоизоляционных материалов.

В процессе получения пористых материалов на основе нитрида кремния определяли их прочностные свойства (рис. 1). При спекании в

Таблица 1. **Физико-механические свойства плотных материалов на основе нитрида кремния**

Материал на основе Si_3N_4	Содержание YAG, %	ρ, г/см^3	*П*, %	*E*, ГПа	$\sigma_{изг}$, МПа	K_{Ic}, МПа·м$^{1/2}$	*H*, ГПа
Реакционно-спеченного	2	2,75	12	180	200	3,5	14,0
Жидкофазно-спеченного	10	3,12	4,5	260	480	4,5	16,5
	15	3,18	2,5	300	550	5,2	17,0
Горячепрессованного	10	3,24	1,5	380	650	6,0	18,0

Рис. 1. Зависимости *П* и $\sigma_{изг}$ пористых материалов на основе Si_3N_4 от исходного содержания кремния

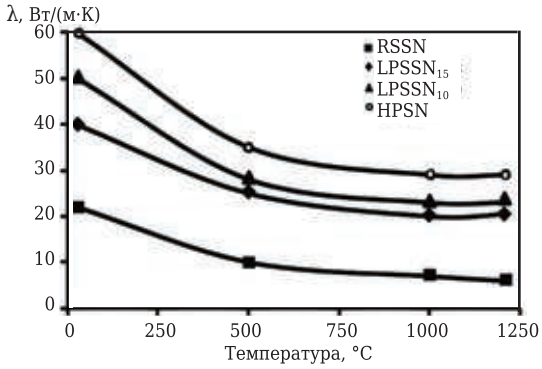

Рис. 2. Влияние температуры на теплопроводность λ плотных материалов на основе нитрида кремния

зависимости от исходного содержания кремния формируется некоторое количество вторичного β-Si_3N_4, уменьшая пористость материала и повышая его прочность (см. рис. 1).

Теплофизические свойства

Для Si_3N_4 перенос тепла осуществляется непосредственно при рассеивании фононов следующими путями: другими фононами (фонон-фононное рассеивание), дефектами кристаллической решетки, примесными атомами, на атомах изотопов. В поликристаллических материалах существуют дополнительные источники рассеивания фононов в виде границ между кристаллами Si_3N_4, межфазных частиц и пор. Теплопроводность реальных поликристаллических материалов определяется следующими основными факторами: концентрацией примесей, растворенных в решетке кристаллов; концентрацией дефектов в кристаллах; размерами кристаллов; наличием активирующих спекание добавок; пористостью и другими фазовыми составляющими. Фононная теплопроводность определяется также ангармоничностью колебаний решетки, которая обусловливается прежде всего различием атомной массы элементов, слагающих решетку. Теплопроводность разных бескислородных соединений до 1000 °С приведена в табл. 2.

Теплопроводность сильно зависит от пористости, поэтому теплопроводность плотных материалов увеличивается в ряду RSSN→LPSSN→HPSN. Теплопроводность горячепрессованного нитрида кремния в 3 раза выше, чем у реакционно-спеченного (рис. 2). При повышении температуры теплопроводность нитридкремниевых материалов снижается, причем выше 1000 °С она практически не уменьшается.

Теплопроводность пористых материалов уменьшается при переходе к более пористой структуре. Из рис. 3 видно, что λ нитрида кремния пористостью 42 % более чем в 3 раза выше, чем у материала пористостью 59 %. Теплопроводность снижается практически линейно с увеличением пористости. Зависимость λ пористых образцов нитрида кремния от температуры в интервале 20–400 °С показана на рис. 4. С повышением температуры теплопроводность

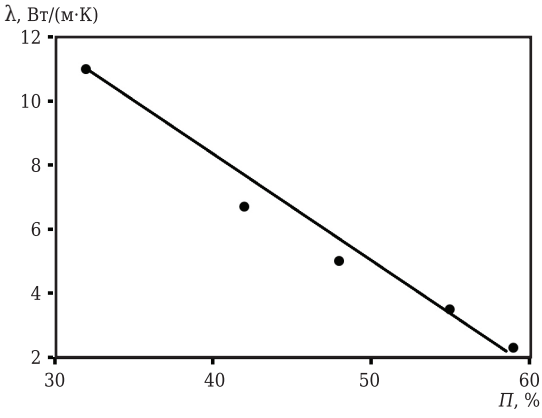

Рис. 3. Зависимость λ от пористости материалов на основе нитрида кремния при комнатной температуре

Таблица 2. **Теплопроводность некоторых соединений, Вт/(м·К)**

Температура, °С	B_4C*1 [21]	AlN*2 [22]	SiC*3 [23, 24]	BN*4 [25]	TiC*5 [26]
25	30	300	490	30/33	33
300	28	143	220	–	24
1000	21	57	90	–	20

*1 Горячепрессованный (ρ = 2,55 г/см³).
*2 При низком содержании кислорода (до 0,5 %), при увеличении концентрации в 2–2,5 раза теплопроводность снижается в 5–6 раз.
*3 Монокристаллический.
*4 Горячепрессованный (параллельно / перпендикулярно усилию прессования).
*5 Горячепрессованный TiC (*П* = 8÷9 %).

всех пористых образцов нитрида кремния снижается, причем при одновременном уменьшении пористости образцов снижение теплопроводности менее интенсивное, что объясняется уменьшением площади межзеренных контактов в пористом каркасе Si_3N_4.

Результаты измерения стойкости при окислении пористых образцов нитрида кремния при 1200 °С показаны на рис. 5. Максимальный прирост массы образцов наблюдали у реакционно-спеченного нитрида кремния; при повышении температуры прирост массы образцов возрастает (см. рис. 5). Сравнительно небольшое увеличение прироста массы горячепрессованных и спеченных материалов на основе Si_3N_4 даже после 6 ч окисления на воздухе (рис. 6) можно объяснить образованием на поверхности образцов плотной пленки из SiO_2, препятствующей дальнейшему окислению материала. Прирост массы при окислении образцов на основе нитрида кремния пористостью 40 % в течение 2 ч при 800 °С составляет 4,25 г/м^2 (рис. 7), что значительно меньше, чем у теплоизоляционных материалов на основе нитрида алюминия (у них прирост массы при тех же условиях около 30 г/м^2). На рис. 8 показаны кинетические кривые окисления пористых образцов на основе нитрида кремния при 1000, 1100 и 1200 °С.

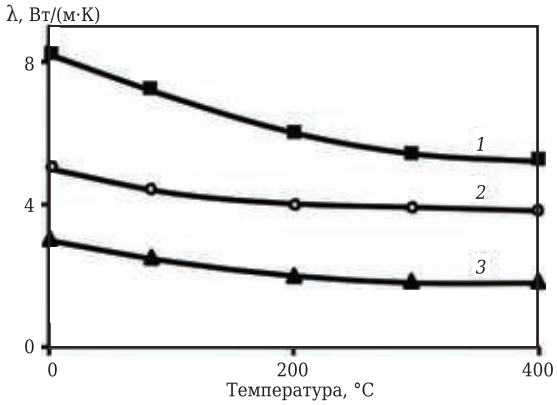

Рис. 4. Зависимость λ пористых материалов на основе нитрида кремния от температуры. Пористость материала 42 (*1*), 48 (*2*) и 59 % (*3*)

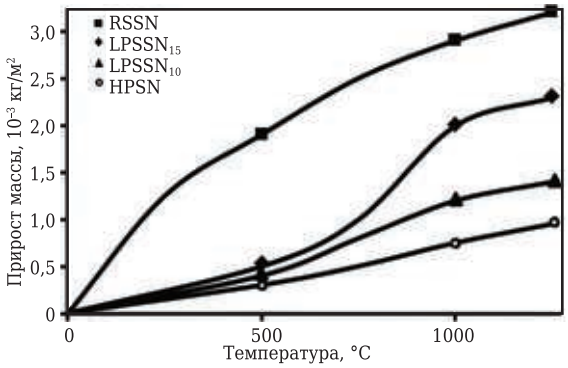

Рис. 5. Зависимость прироста массы плотных материалов на основе нитрида кремния от температуры при окислении на воздухе в течение 2 ч

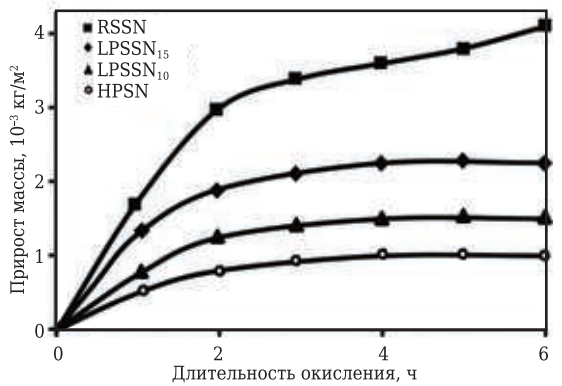

Рис. 6. Зависимость прироста массы плотных материалов на основе нитрида кремния при окислении на воздухе при 1200 °С от длительности окисления

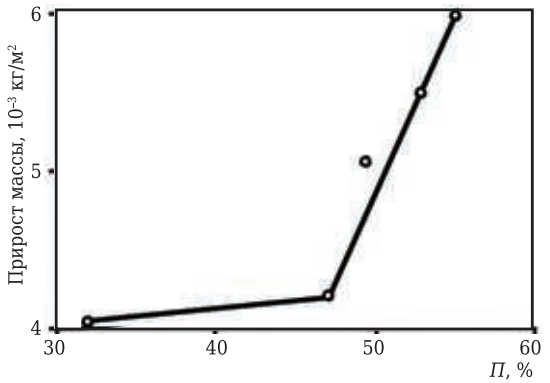

Рис. 7. Зависимость прироста массы образцов на основе нитрида кремния от пористости при окислении на воздухе в течение 2 ч при 800 °С

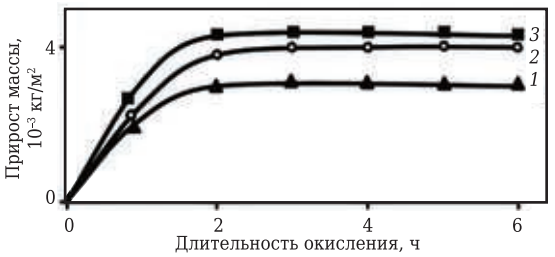

Рис. 8. Зависимость прироста массы пористых образцов на основе нитрида кремния при окислении на воздухе (пористость 42 %) от длительности окисления и температуры: *1* — 1000 °С; *2* — 1100 °С; *3* — 1200 °С

Влияние примесных атомов, вторичных фаз и анизотропии микроструктуры на теплопроводность материалов на основе нитрида кремния

В теплопроводности преобладает фононный перенос тепла: при комнатной температуре большое влияние рассеяния фононов объясняется несовершенством кристаллической решетки (например, примесные атомы, межузельные атомы и вакансии). Авторы публикации [27] ис-

следовали влияние примесей на теплопроводность неметаллических кристаллов и выявили корреляцию между концентрацией кислорода в решетке и теплопроводностью. Примесь кислорода является главной причиной снижения теплопроводности в Si_3N_4-керамике. Показано [28], что в кристаллической решетке β-Si_3N_4 растворяется до 0,4 мас. % кислорода, который создает в решетке нитрида кремния вакансии Si. Они рассеивают фононы и снижают тем самым теплопроводность [27]. Поэтому использование спекающей добавки на основе Al_2O_3 в 2 и более раз снижает теплопроводность.

В статье [29] показано, что с уменьшением ионного радиуса редкоземельного элемента рост зерен β-Si_3N_4 увеличивается, уменьшается количество кислорода в решетке β-Si_3N_4 и, соответственно, теплопроводность керамики увеличивается. Содержание кислорода, растворенного в решетке β-Si_3N_4, уменьшается с увеличением длительности спекания нитридкремниевого материала, следовательно, увеличивается и теплопроводность керамики. Такая керамика может достигать теплопроводности 120 Вт/(м·К). Путем экстраполяции можно рассчитать, что β-Si_3N_4 без примесей кислорода в кристаллической решетке должен иметь теплопроводность не ниже 180 Вт/(м·К) [30]. Следует отметить, что слой SiO_2 на поверхности зерен Si_3N_4 размерами более 1 мкм мало влияет на теплопроводность материала.

Оксиды, выступающие в качестве спекающих добавок, отрицательно влияют на теплопроводность нитридкремниевой керамики, поскольку их теплопроводность в 5–10 раз ниже, чем у монокристалла Si_3N_4. В нитридкремниевых материалах оксидная фаза в большом количестве может локально концентрироваться между вытянутыми зернами β-Si_3N_4, заметно снижая теплопроводность керамики.

Способом повышения теплопроводности Si_3N_4-керамики является создание текстурированной микроструктуры, в которой вытянутые зерна β-Si_3N_4 ориентированы почти однонаправленно. Теплопроводность материалов с ориентированными вытянутыми зернами β-Si_3N_4 выше, чем у материалов с их хаотичным распределением [31]. Авторы статьи [32] получили сильно анизотропный Si_3N_4-материал, обладающий высокой теплопроводностью — 150 Вт/(м·К), в направлении, параллельном ориентации зерен.

Температуропроводность и теплопровод-ность керамики значительно увеличиваются в процессе длительного спекания. Теплопровод-ность керамики, легированной $MgSiN_2$, составила 140 Вт/(м·К) (образцы, спеченные в течение 48 ч) [33].

Влияние размера зерен, количества межзеренной фазы и ее распределение в объеме материала, а также влияние содержания кислорода в решетке на теплопроводность керамики Si_3N_4 показано в публикациях [14, 29]. Авторы [29] сделали следующие выводы:

– при размере зерен нитрида кремния менее 1 мкм на теплопроводность сильно влияют как поверхностный слой SiO_2, так и растворенный в кристаллической решетке кислород;

– при размере зерен более 1 мкм теплопроводность слабо подвержена влиянию поверхностной стеклофазы и кристаллического кислорода, но сильно зависит от содержания в Si_3N_4-материале оксидных добавок.

Прослеживается следующая тенденция: теплопроводность может быть обратно пропорциональна содержанию кислорода в кристаллической решетке и, соответственно, содержание кислорода в решетке является решающим фактором, определяющим теплопроводность керамики.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методами реакционного, жидкофазного спекания и горячего прессования получены плотные материалы на основе Si_3N_4 с оксидными активирующими спекание добавками. Определены физико-механические свойства (плотность, пористость, модуль упругости, прочность при изгибе, трещиностойкость, твердость) материала. Наилучшие свойства показал горячепрессованный Si_3N_4 с 10 мас. % YAG. Пористые образцы получали полусухим формованием заготовок из смеси Si_3N_4 + Si с последующим реакционным спеканием в среде азота. Пористость регулировали путем уменьшения концентрации кремния в исходной шихте в отличие от стехиометрического соотношения компонентов.

Теплопроводность сильно зависит от пористости и уменьшается при возрастании температуры. Теплопроводность HPSN-материалов уменьшается от 60 Вт/(м·К) при комнатной температуре до 35 Вт/(м·К) при 1200 °С. Прирост массы горячепрессованного нитрида кремния при 1200 °С составил $7 \cdot 10^{-4}$ кг/м^2. Прирост массы пористых Si_3N_4-материалов увеличивается от $4 \cdot 10^{-3}$ кг/м^2 при пористости образцов 32 % до $6 \cdot 10^{-3}$ кг/м^2 при пористости 56 %.

Показано, что примесь кислорода является главной причиной снижения теплопроводности Si_3N_4-керамики.

Библиографический список

1. ***Briggs, J.*** Engineering ceramics in Europe and the USA / *J. Briggs*. — Enceram, Menith Wood. UK : Worcester, 2011. — 311 p.

2. ***Zhu, X.*** Post-densification behavior of reaction-bonded silicon nitride (RBSN): effect of various characteristics of RBSN / *X. Zhu, Y. Zhou, K. Hirao* // J. Mater. Sci. — 2004. — Vol. 39, № 318. — P. 5785–5797. https://doi.org/10.1023/B:JMSC.0000040090.33370.66.

3. ***Klemm, H.*** Silicon nitride for high-temperature applications / *H. Klemm* // J. Am. Ceram. Soc. — 2010.

— Vol. 93, № 6. — P. 1501–1522. https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2010.03839.x.

4. ***Becher, P. F.*** Observations on the influence of secondary *Me* oxide additives (*Me* = Si, Al, Mg) on the microstructural evolution and mechanical behavior of silicon nitride ceramics containing Re_2O_3 (*Re* = La, Gd, Lu) / *P. F. Becher, N. Shibata, G. S. Painter* [et al.] // J. Am. Ceram. Soc. — 2010. — Vol. 93. № 2. — P. 570–580. https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2009.03435.x.

5. ***Jiang, Q. G.*** Influence of powder characteristics on hot-pressed Si_3N_4 ceramics / *Q. G. Jiang, W. M. Guo, W. Liu* [et al.] // Sci. Sinter. — 2017. — Vol. 49, № 1. — P. 81–89. https://doi.org/0.2298/SOS1701081J.

6. ***Nesmelov, D. D.*** Reaction sintered materials based on boron carbide and silicon carbide / *D. D. Nesmelov, S. N. Perevislov* // Glass Ceram. — 2015. — Vol. 71, № 9/10. — P. 313–319. https://doi.org/10.1007/s10717-015-9677-7.

7. ***Park, J. S.*** Optimization of binder burnout for reaction bonded Si_3N_4 substrate fabrication by tape casting method / *J. S. Park, H. J. Lee, S. S. Ryu* [et al.] // J. Korean Ceram. — 2015. — Vol. 52, № 6. — P. 435–440. https://doi.org/10.4191/kcers.2015.52.6.435.

8. ***Perevislov, S. N.*** Sintering behavior and properties of reaction-bonded silicon nitride / *S. N. Perevislov* // Russ. J. Appl. Chem. — 2021. — Vol. 94, № 2. — P. 143–151. https://doi.org/10.1134/S1070427221020038.

9. ***Perevislov, S. N.*** Properties of SiC and Si_3N_4 based composite ceramic with nanosize component / *S. N. Perevislov, D. D. Nesmelov* // Glass Ceram. — 2016. — Vol. 73, № 7/8. — P. 249–252. https://doi.org/10.1007/s10717-016-9867-y.

10. ***Lysenkov, A. S.*** Silicon nitride ceramics with light-melting sintering additive in $CaO–TiO_2$ system / *A. S. Lysenkov, S. N. Ivicheva, D. D. Titov* [et al.] // IOP Conf. Series: Mater. Sci. Eng. IOP Publ. — 2019. — Vol. 525, № 1. — P. 012080. https://doi.org/10.1088/1757-899X/525/1/012080.

11. ***Li, W.*** Effect of Si addition on the mechanical and thermal properties of sintered reaction bonded silicon nitride / *W. Li, Y. Wu, R. Huang* [et al.] // J. Eur. Ceram. Soc. — 2017. — Vol. 37, № 15. — P. 4491–4496. https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2017.06.029.

12. ***Yao, D.*** The effect of fabrication parameters on the mechanical properties of sintered reaction bonded porous Si_3N_4 ceramics / *D. Yao, Y. Xia, K. H. Zuo* [et al.] // J. Eur. Ceram. Soc. — 2014. — Vol. 34, № 15. — P. 3461–3467. https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2014.06.018.

13. ***Park, Y. J.*** Sintered reaction-bonded silicon nitrides with high thermal conductivity: the effect of the starting Si powder and Si_3N_4 diluents / *Y. J. Park, M. J. Park, J. M. Kim* [et al.] // J. Eur. Ceram. Soc. — 2014. — Vol. 34, № 5. — P. 1105–1113. https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2013.11.040.

14. ***Lange, F. F.*** Fracture toughness of Si_3N_4 as a function of the initial α-phase content / *F. F. Lange* // J. Am. Ceram. Soc. — 1979. — Vol. 62, № 7/8. — P. 428–430. https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1979.tb19096.x.

15. ***Hwang, C. M.*** In Proc. Sintering'87 / *C. M. Hwang, T. Y. Tien, I.-W. Chen.* — Essex : Elsevier Applied Science Publishers, 1988. — 1034 p.

16. ***Nesmelov, D. D.*** Precipitation of the eutectic $Al_2O_3–ZrO_2$ (Y_2O_3) on the surface of SiC particles / *D. D. Nesmelov, O. A. Kozhevnikov, S. S. Ordan'yan* [et al.] // Glass Ceram. — 2017. — Vol. 74, № 1. — P. 43–47. https://doi.org/10.1007/s10717-017-9925-0.

17. ***Perevislov, S. N.*** High density boron carbide ceramics / *S. N. Perevislov, P. V. Shcherbak, M. V. Tomkovich* // Refract. Ind. Ceram. — 2018. — Vol. 59, № 1. — P. 32–36. https://doi.org/10.1007/s11148-018-0178-4.

Перевислов, С. Н. Высокоплотная керамика на основе карбида бора / *С. Н. Перевислов, П. В. Щербак, М. В. Томкович* // Новые огнеупоры. — 2018. — № 1. — С. 33–37.

18. ***Perevislov, S. N.*** Phase composition and microstructure of reaction-bonded boron-carbide materials / *S. N. Perevislov, P. V. Shcherbak, M. V. Tomkovich* // Refract. Ind. Ceram. — 2018. — Vol. 59, № 2. — P. 179–183. https://doi.org/10.1007/s11148-018-0202-8.

Перевислов, С. Н. Фазовый состав и микроструктура реакционно-связанных материалов на основе карбида бора / *С. Н. Перевислов, П. В. Щербак, М. В. Томкович* // Новые огнеупоры. — 2018. — № 4. — С. 96–100.

19. ***Perevislov, S. N.*** Microstructure and mechanical properties of SiC-materials sintered in the liquid phase with the addition of a finely dispersed agent / *S. N. Perevislov, I. B. Panteleev, A. P. Shevchik* [et al.] // Refract. Ind. Ceram. — 2018. — Vol. 58, № 5. — P. 577–582. https://doi.org/10.1007/s11148-018-0148-x.

Перевислов, С. Н. Микроструктура и механические свойства LPSSiC-материалов с высокодисперсной спекающей добавкой / *С. Н. Перевислов, И. Б. Пантелеев, А. П. Шевчик* [и др.] // Новые огнеупоры. — 2017. — № 10. — С. 42–47.

20. ***Zhukov, I. A.*** The use of intermetallic AlxMgy powder to obtain $AlMgB_{14}$-based materials / *I. A. Zhukov, P. Y. Nikitin, A. B. Vorozhtsov* [et al.] // Materials Today Communications. — 2020. — Vol. 22. — P. 100848. https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2019.100848.

21. ***Gu, J.*** Thermal conductivity and mechanical properties of aluminum nitride filled linear low-density polyethylene composites / *J. Gu, Q. Zhang, J. Dang* [et al.] // Polymer Engineering and Science. — 2009. — Vol. 49, № 5. — P. 1030–1034. https://doi.org/10.1002/pen.21336.

22. ***Nishi, Y.*** Isotope effects on thermal conductivity of boron carbide / *Y. Nishi, Y. Arita, T. Matsui* [et al.] // J. Nucl. Sci. Technol. — 2002. — Vol. 39, № 4. — P. 391–394. https://doi.org/10.1080/18811248.2002.9715210.

23. ***Перевислов, С. Н.*** Теплопроводность карбидокремниевых материалов / *С. Н. Перевислов* // Вопросы материаловедения. — 2011. — № 2. — С. 73–79.

24. ***Перевислов, С. Н.*** Исследование теплопроводности материалов на основе карбида и нитрида кремния / *С. Н. Перевислов, М. А. Марков, Ю. А. Кузнецов* [и др.] // Технология металлов. — 2020. — № 4. — С. 12–20.

25. ***Xu, Y.*** Increasing the thermal conductivity of boron nitride and aluminum nitride particle epoxy-matrix composites by particle surface treatments / *Y. Xu, D. D. L. Chung* // Compos. Interfaces. — 2000. — Vol. 7, № 4. — P. 243–256. https://doi.org/10.1163/156855400750244969.

26. ***Ryabkov, Yu.*** Structural design and properties of layered nanocomposite titanium carbide – silicide materials / *Yu. Ryabkov, P. Istomin, N. Chezhina* // Mater. Phys. Mech. — 2001. — № 3. — P. 101–107.

27. ***Tani, E.*** Gas-pressure sintering of Si_3N_4 with concurrent addition of Al_2O_3 and 5 wt. % rare earth oxide: High fracture toughness Si_3N_4 with fiber-like structure / *E. Tani, S. Umebayashi, K. Kishi* [et al.] // Am. Ceram. Soc. Bull. — 1986. — Vol. 65, № 9. — P. 1311–1315.

28. ***Watari, K.*** Effect of grain size on the thermal conductivity of Si_3N_4 / *K. Watari, K. Hirao, M. Toriyama* [et al.] // J. Am. Ceram. Soc. — 1999. — Vol. 82, № 3. — P. 777–779. https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1999.tb01835.x.

29. ***Hirosaki, N.*** Effect of seeding on the thermal conductivity of self-reinforced silicon nitride / *N. Hirosaki, Y. Okamoto, F. Munakata* [et al.] // J. Eur. Ceram. Soc. — 1999. — Vol. 19, № 12. — P. 2183–2187. https://doi.org/10.1016/S0955-2219(99)00030-8.

30. ***Hirao, K.*** High thermal conductivity silicon nitride ceramic / *K. Hirao, K. Watari, H. Hayashi* [et al.] // MRS Bulletin. — 2001. — Vol. 26, № 6. — P. 451–455. https://doi.org/10.1557/mrs2001.115.

31. ***Argon, A. S.*** Mechanical properties of porous, high temperature structural materials: surces of toughness in reaction bonded silicon nitride / *A. S. Argon, J. S. Haggerty.* — Massachusetts Inst. of Tech. Carbidge Dept. of mechanical engineering, 1995. — 178 p.

32. ***Padture, N. P.*** In situ-toughened silicon carbide / *N. P. Padture* // J. Am. Ceram. Soc. — 1994. — Vol. 77, № 2. — P. 519–523. https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1994.tb07024.x.

33. ***Hayashi, H.*** $MgSiN_2$ addition as a means of increasing the thermal conductivity of β-silicon nitride / *H. Hayashi, K. Hirao, M. Toriyama* [et al.] // J. Am. Ceram. Soc. — 2001. — Vol. 84, № 12. — P. 3060–3062. https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.2001.tb01141.x. ■

Получено 20.02.22
© С. Н. Перевислов, И. Е. Арлашкин, О. Ю. Щербакова, 2022 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

CERAMICS IN EUROPE 2022
Kraków 10th–14th July 2022
ICC9 XVII ECerS CONFERENCE 2022 ELECTRO CERAMICS XVIII CONFERENCE

КЕРАМИКА В ЕВРОПЕ 2022
XVII конференция и выставка ECerS (ECerS XVII),
9-я Международная керамическая конференция (ICC9)
и конференция Electroceramics XVIII
запланированы как совместная конференция
в г. Кракове, Польша, с 10 по 14 июля 2022 г.

Для получения дополнительной информации
посетите веб-сайт конференции:
www.ceramicsineurope2022.org