

Д. х. н. В. Я. Шевченко, д. т. н. С. Н. Перевислов (✉)

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

УДК 666.3-122:[546.26-162+546.281*261

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ АЛМАЗ – КАРБИД КРЕМНИЯ

Получен композиционный материал алмаз – карбид кремния. Исследован реакционно-диффузионный механизм спекания Тьюринга, показаны условия роста зерен SiC на алмазных частицах в процессе формирования композита. Изучены процесс графитизации алмазных частиц при реакционном спекании и механические характеристики композита алмаз – карбид кремния.

Ключевые слова: композит алмаз – карбид кремния, реакционное спекание, пропитка кремнием, реакционно-диффузионный механизм Тьюринга, «забор» Тьюринга, «фигуры графитизации», механические характеристики.

ВВЕДЕНИЕ

Развитие современных технологий требует применения новых керамических материалов взамен карбидам, нитридам и боридам переходных металлов, обладающих максимально улучшенными механическими и эксплуатационными характеристиками. Композиционные материалы на основе алмазных частиц представляют большой интерес для промышленности благодаря своим уникальным свойствам, таким как высокая твердость, теплопроводность, износостойкость, что позволяет значительно увеличить срок службы изделий на их основе при работе в условиях экстремальных нагрузок [1, 2]. Наиболее распространенные методы получения таких материалов включают использование высоких температур и давлений, например метод горячего изостатического прессования [3–5], искрового плазменного спекания [6, 7], спекания в камерах высокого давления [8–11].

Одним из перспективных методов получения композиционных материалов на основе алмазных частиц является реакционное спекание (пропитка расплавом кремния) [12–16]. При этом формируемый прочный каркас из алмазных частиц заполняется карбидом кремния по аналогии с реакционно-спеченным (силицированным) карбидом кремния [17–19]. Алмаз хорошо смачивается жидким кремнием выше

1450 °С, что обеспечивает хорошую пропитку алмазного каркаса и получение беспористого материала. Показано [18, 20], что пропитка жидким кремнием пористых заготовок возможна, если исходный размер частиц алмаза составляет 10–20 мкм. Заготовки материалов с меньшим размером частиц пропитываются только на глубину 2–3 мм.

Цель настоящей работы — изучение механизма спекания в системе углерод (алмаз) – кремний методом реакционно-диффузионного взаимодействия Тьюринга, получение композитов алмаз – карбид кремния и изучение их физико-механических характеристик.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве исходных компонентов использовали следующие материалы: Si марки Kp00, смесь алмазных порошков размерами 20–28 мкм (*Ds*) и 225–250 мкм (*Db*), технический углерод марки К-354. Кремний дробили в установке КИД-60 до размера $d_{0,5} = 1 \div 2$ мм.

Для получения материалов методом реакционного спекания и анализа их механических характеристик выбраны составы со следующим соотношением компонентов: 30 об. % *Ds* + 70 об. % *Db* (составы 1 и 3) и 25 об. % *Ds* + 70 об. % *Db* + 5 об. % технического углерода (состав 2). Исходные порошки *Ds* и *Db* в сухом виде перемешивали в барабанном смесителе в течение 5 ч с мелющими телами из спеченного SiC. Смеси порошков пластифицировали 35 %-ным спиртовым раствором фенолоформальдегидной смолы и гранулировали через сито с размером ячеек 0,3 мм. Пластифицированные порошки сушили на воздухе при 80 °С в течение 1 ч. Методом полусухого формования получали



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

образцы размерами 5×5×50 мм при давлении 100 МПа (составы 1 и 2) и 50 МПа (состав 3). Заготовки образцов сушили в воздушном сушильном шкафу при 110 °С в течение 5 ч. Пиролиз фенолоформальдегидной смолы проводили в вакуумной печи сопротивления при 800 °С в течение 5 ч.

При реакционном спекании образцы укладывали в графитовые контейнеры на подложки из $VN_{гекс}$, сверху засыпали порошком кремния. Процесс пропитки заготовок образцов проводили в печи сопротивления при 1600 °С в вакууме в течение 1 ч. Спеченные образцы поступали на пескоструйную обработку для удаления излишков кремния с поверхности материалов.

Плотность (ρ) реакционно-спеченных образцов определяли методом гидростатического взвешивания в дистиллированной воде. Рентгенофазовый анализ (РФА) материалов проводили с отшлифованной поверхности образцов на дифрактометре Smartlab 3 (Rigaku) с $Cu K_{\alpha}$ -излучением и Ni-фильтром. Микроструктуру реакционно-спеченных материалов исследовали с помощью сканирующей электронной микроскопии на микроскопе Vega 3 SBH (Tescan). Предел прочности при трехточечном изгибе ($\sigma_{изг}$) определяли на разрывной машине AG-300kNX (Shimadzu), модуль упругости (E) и скорость распространения звука в материале (v) — резонансным методом на установке ЗВУК-130, твердость по Виккерсу (HV) — методом индентирования на микротвердомере ТП-7р-1 при нагрузке до 98,1 Н. Критический коэффициент интенсивности напряжений (K_{Ic}) рассчитывали, исходя из длины трещин a , исходящих от угла отпечатка пирамиды Виккерса при нагрузке P по формуле

$$K_{Ic} = 0,073 \cdot P \cdot a^{1/2} / a^2. \quad (1)$$

РЕАКЦИОННО-ДИФфуЗИОННЫЙ МЕХАНИЗМ СИНТЕЗА КОМПОЗИТОВ АЛМАЗ – КАРБИД КРЕМНИЯ

Согласно [21–23] при пропитке жидким кремнием пористых заготовок из алмазных частиц композит алмаз – карбид кремния формируется согласно реакционно-диффузионному механизму Тьюринга [24]. На первом этапе пропитки образуется тонкий слой SiC путем контакта жидкого Si со слоем углерода на поверхности алмазных частиц. Дальнейшая реакция взаимодействия кремния с углеродом, вероятно, осуществляется путем диффузии Si через слой SiC. Следовательно, процесс реакции включает диффузию атомов кремния через слой карбида кремния и реакцию между Si и углеродом.

Скорость роста слоя SiC для разных углеродных материалов (пироуглерод, технический углерод, графит, алмаз) различается в зависи-

мости от их плотности. Источником углерода в материалах на основе только алмазных частиц является пироуглерод от пиролиза органического связующего и алмаз, который при высокой температуре может частично (на поверхности) образовывать слой углерода; скорость роста SiC в данном случае меньше, чем в материалах, в которых дополнительно добавлен углерод.

Рост наноразмерных зерен SiC на поверхности алмаза происходит в результате реакционно-диффузионного взаимодействия газообразного Si с пироуглеродом. При взаимодействии жидкого кремния с пироуглеродом в соответствии с реакционно-диффузионным механизмом при 1450 °С в течение 1 ч формируются слои SiC толщиной примерно до 12,25 мкм [21–23]. На более поздней стадии пропитки скорость реакционно-диффузионного взаимодействия резко снижается из-за полного закрытия поверхностного слоя заготовки образовавшимся SiC.

Соответственно, исходя из реакционно-диффузионного механизма Тьюринга, на поверхности алмазных частиц формируются наноразмерные зерна SiC при диффузии газообразного Si в пористую заготовку. При пропитке расплавом жидкого кремния и растворении частиц пироуглерода и частично алмаза формируются микронные зерна SiC, образуя в обоих случаях «забор» Тьюринга (рис. 1). Наслаивание на алмазные частицы карбида кремния (формирование «забора» Тьюринга) приводит к обволакиванию всех алмазных частиц плотными слоями синтезируемого карбида кремния до заполнения всего порового пространства между алмазами, образующими каркас образца, и получению монолитного композиционного материала алмаз – карбид кремния (рис. 2).

В областях, богатых Si, образование SiC подчиняется механизму растворение – кристалли-

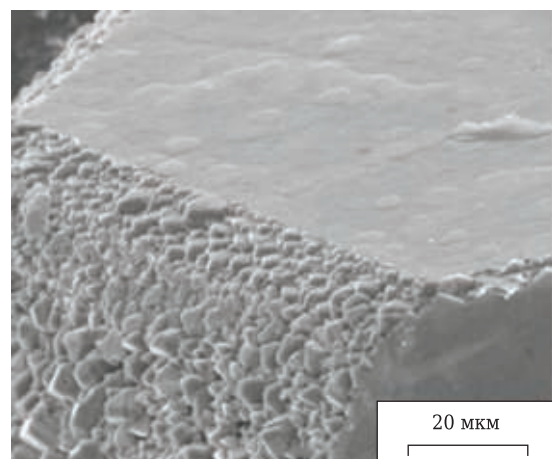


Рис. 1. Формирование микронных зерен SiC («забор» Тьюринга) на поверхности алмазной частицы при взаимодействии пироуглерода с жидким Si

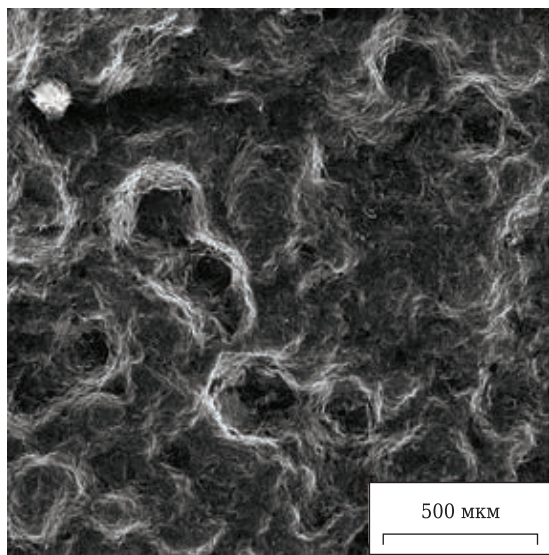


Рис. 2. Формирование слоев SiC («забора» Тьюринга) на алмазных частицах в композиционном материале алмаз – карбид кремния

зация. Зерна SiC кристаллизуются на поверхности алмаза при охлаждении или насыщении углерода расплавом жидкого Si. Чаще всего для процесса пропитки Si берется в избытке по отношению к углероду, который растворяется в расплаве Si и диффундирует в холодные зоны материала через расплав, в котором он становится перенасыщенным; зерна SiC микронного размера выпадают в осадок и кристаллизуются на поверхности алмазных частиц. Скорость реакции контролируется концентрацией углерода и его растворимостью в жидком Si [25].

Реакционно-диффузионное взаимодействие Si с углеродом сопровождается экзотермическими эффектами (локальным повышением температуры системы до 2400 °С) с энтальпией $H_0 = -117,77$ кДж/моль, что устраняет градиенты температуры в заготовках [26]. В результате скорость диффузии Si увеличивается в несколько раз, а поры заготовки алмазного материала заполняются SiC, синтезируемым в результате реакционно-диффузионного механизма Тьюринга.

РЕЗУЛЬТАТЫ РФА

Дифрактограмма образца после пропитки Si при 1600 °С в течение 1 ч показана на рис. 3. Видно, что присутствуют пики β-SiC и алмаза, а пики Si и α-SiC отсутствуют. Образующийся в процессе пропитки β-SiC, полученный в результате взаимодействия углерода и кремния, имеет высокую кристалличность. Однако несмотря на экзотермическую реакцию фазового перехода β → α-SiC, полной графитизации алмаза не происходит. В образцах с высокой пористостью заготовок после пропитки присутствует помимо перечисленных фаз остаточный кремний

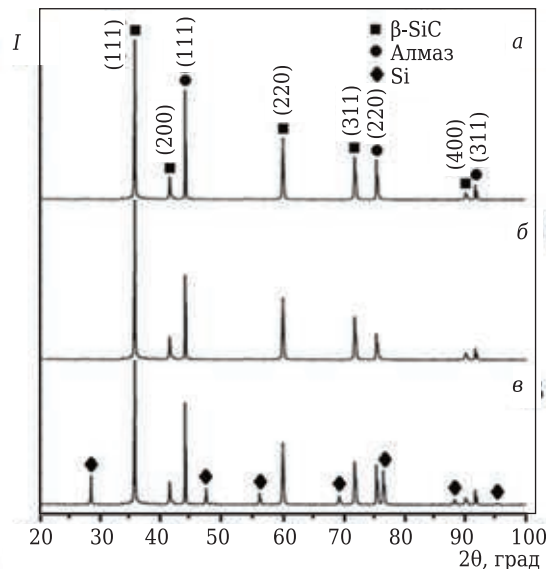


Рис. 3. Дифрактограммы реакционно-спеченных композиций алмаз – карбид кремния составов 1 (а), 2 (б) и 3 (в)

(см. рис. 3, в). Количество пироуглерода после пиролиза фенолоформальдегидной смолы достаточно для образования карбида кремния и полного заполнения им всех пор в материале. Также остаточный кремний в реакционно-спеченных материалах снижает уровень термических и механических характеристик композитов.

РЕЗУЛЬТАТЫ АНАЛИЗА МИКРОСТРУКТУРЫ

На рис. 4 показана микроструктура композита алмаз – карбид кремния. Темные фазы соответствуют частицам алмаза, серые — β-SiC. Кристаллы алмаза правильной формы, однородно распределены в композите. Это указывает

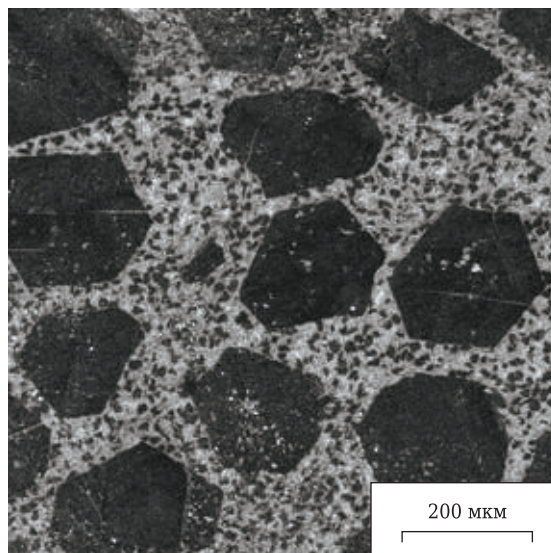


Рис. 4. Микроструктура композита алмаз – карбид кремния

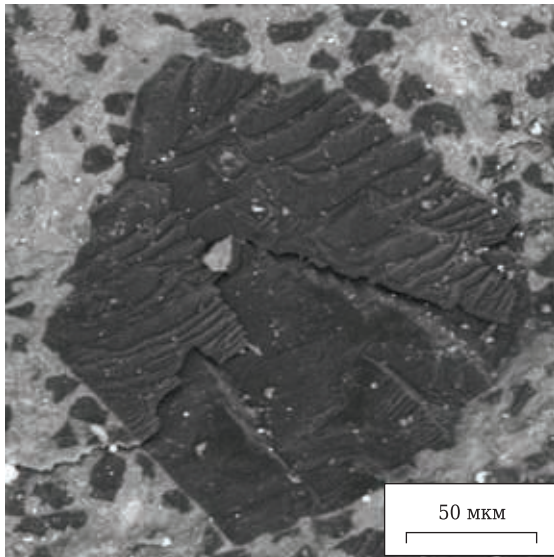


Рис. 5. Разрушение алмазной частицы в композите алмаз–карбид кремния

на то, что они не растворяются в Si в процессе пропитки (реакционного спекания). Из рис. 5 видно, что кристалл алмаза в композите алмаз – карбид кремния разрушается по трансгранулярному механизму. Пор в материале практически нет из-за прочной межфазной связи между алмазом и SiC (см. рис. 4).

Зерна β -SiC растут преимущественно вдоль кристаллографической плоскости {111} [27]. В процессе пропитки зародышеобразование SiC начинается преимущественно в зонах дефектов на поверхности алмаза. Зарождение зерен β -SiC зависит также от структуры углеродсодержащего материала (пироуглерод, технический углерод, графит и др.), вводимого в состав композита и полученного в результате пиролиза органических связующих. Алмаз и карбид кремния образуют пару веществ, в которых при пропитке кремнием алмазных частиц осуществляется реакционно-диффузионный механизм Тьюринга, что позволяет синтезировать карбид кремния без четкой переходной границы между частицами алмаза и SiC.

МЕХАНИЗМЫ ГРАФИТИЗАЦИИ НА ПОВЕРХНОСТИ АЛМАЗА

Превращение алмаза в графит на воздухе начинается уже при 400 °С и заканчивается при 800–1200 °С [28, 29]. Ниже 400 °С скорость горения превышает скорость графитизации, в результате чего на поверхности алмаза графитовый слой не образуется. Выше 400 °С скорость графитизации превышает скорость горения; в этом случае на поверхности алмазных частиц образуется тонкий графитовый слой [30]. Его толщина увеличивается с возрастанием температуры и давления остаточных газов [31, 32].

Переход алмаза в графит в вакууме проходит при значительно более высокой температуре из-за взаимодействия поверхностных атомов в алмазе с молекулами кислорода в вакуумной печи [33]. Результаты термодинамического анализа показывают, что прямой переход алмаза в графит в вакууме должен происходить выше 4000 °С. Графитизация в вакууме идеального кристалла алмаза никогда не наблюдается.

В алмазе существуют некоторые «слабые» кристаллографические плоскости или направления, которые преимущественно вовлечены в процесс графитизации. При температурах спекания выше 1600 °С на алмазе появляются макроскопические области интенсивной графитизации поверхности («фигуры графитизации») [34]. Размер и число графитизирующих фигур увеличиваются с повышением температуры и длительности спекания материала. По мере развития процесса спекания поверхность алмаза полностью покрывается черным неровным слоем графита.

Исследование неоднородной и анизотропной графитизации алмаза в интервале 1600–1750 °С выявило разную термическую стабильность граней кристаллов в последовательности {211}, {110}, {111}, {100}; грани {211} оказались самыми слабыми [34, 35]. Поверхностная плотность атомов на кристаллографической грани алмаза {211} почти такая же, как на грани графита {0001}. Напротив, грани {100} оказались чрезвычайно устойчивыми в отношении графитизации при температурах спекания материала выше 1700 °С. Причем при этой температуре все остальные грани уже были покрыты сплошным слоем графита.

«Фигуры графитизации» формируются преимущественно на дефектных и неровных поверхностях алмаза. На полированных поверхностях они могут образовываться на царапинах после механической обработки. Изображения «фигур графитизации», зарегистрированные на последовательных этапах спекания, свидетельствуют о том, что они растут из одной точки. Для диапазона 1200–1600 °С толщина графитового слоя определяется давлением остаточных газов в вакуумной печи: чем выше вакуум, тем тоньше графитовый слой на поверхности алмаза. И чем тоньше слой, тем выше температура, при которой начинают формироваться «фигуры графитизации».

ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИТОВ АЛМАЗ – КАРБИД КРЕМНИЯ И АНАЛИЗ ИХ СВОЙСТВ

Максимального уплотнения заготовок можно добиться, используя исходные частицы алмаза правильной формы, например в виде усеченного куба (рис. 6, а) или усеченного октаэдра (рис. 6, б). В данном случае можно получить реакционно-спекенный материал, состоящий

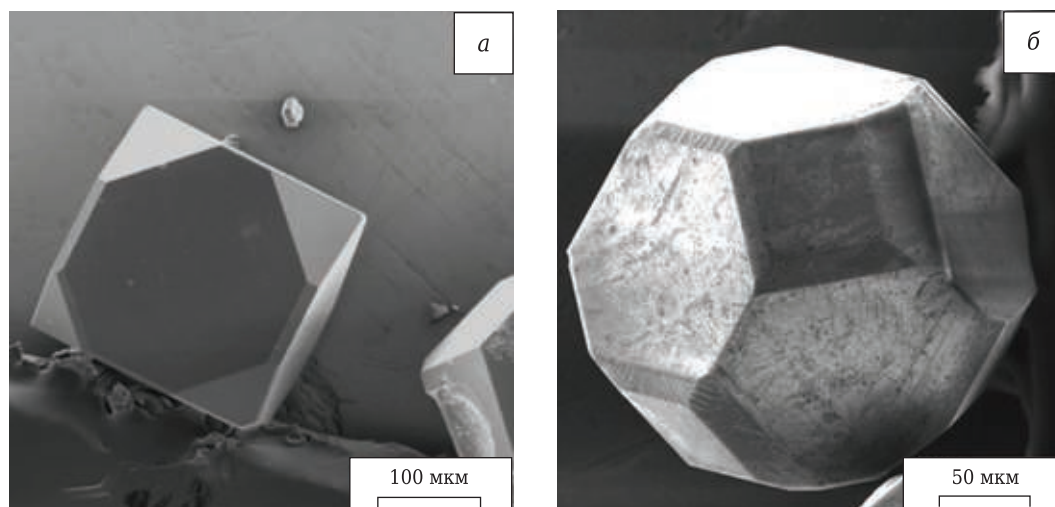


Рис. 6. Микрофотографии частиц алмаза в виде усеченного куба (а) и усеченного октаэдра (б)

только из алмазных частиц и фазы карбида кремния. При создании определенных условий (концентрация компонентов, температура пропитки, давление среды и т. д.) реакционно-диффузионного взаимодействия на исходных частицах алмаза формируются зерна SiC преимущественно октаэдрической формы (см. рис. 1). При повышенной пористости заготовок (состав 3) конечный материал помимо алмазных частиц и карбида кремния содержит большое количество остаточного кремния (см. рис. 3, в).

Высокий уровень механических характеристик может быть достигнут на материалах с высокой плотностью и низкой пористостью [36]. Как и для реакционно-спеченного карбида кремния [17], для композита алмаз – карбид кремния при условии получения практически беспористого материала определяющими факторами, влияющими на его плотность, а следовательно, и механические характеристики, являются: форма исходных частиц алмаза, точность выбранного дисперсного состава алмазных порошков (двух-, трехфракционный состав порошков), оптимальное давление формования заготовок (см. таблицу).

При давлении формования 50 МПа (состав 3) заготовки характеризуются повышенной пористостью, а реакционно-спеченные (пропитанные) материалы высоким содержанием остаточного кремния, присутствие которого

в составе композита ухудшает его механические характеристики (см. таблицу). Кроме того, остаточный кремний снижает высокотемпературную прочность композита алмаз – карбид кремния. В состав 2 дополнительно вводили 5 об. % технического углерода, что при пропитке Si привело к формированию большего количества карбида кремния и снижению твердости (см. таблицу).

Полученный композит алмаз – карбид кремния по уровню механических характеристик превосходит классические материалы — реакционно-спеченные карбид кремния [37–39] и карбид бора [40–43].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Высокие показатели свойств материала состава 1 указывают на реализацию в нем условий прохождения реакционно-диффузионного механизма Тьюринга, при создании которых (определенной концентрации компонентов, температуры пропитки, давления среды и т. д.) можно получить материал с регулярной (периодической) микроструктурой. Это значительно улучшает физико-механические свойства композита алмаз – карбид кремния: $E = 760$ ГПа, $v = 15,0$ км/с, $\sigma_{изг} = 420$ МПа, $K_{1c} = 4,7$ МПа·м^{1/2}, $HV = 68$ ГПа (для материала состава 1). Композит алмаз – карбид кремния по уровню механических характеристик превосходит клас-

Механические свойства реакционно-спеченных материалов на основе алмаза, SiC и B₄C

Материал	ρ , г/см ³	E , ГПа	v , км/с	$\sigma_{изг}$, МПа	K_{1c} , МПа·м ^{1/2}	HV , ГПа
Алмаз – SiC состава:						
1	3,38	760	15,0	420	4,7	68
2	3,36	720	14,8	425	4,8	62
3	3,34	670	14,5	405	4,5	56
Реакционно-спеченный:						
SiC [37–39]	3,05–3,10	380–410	10,2	380–400	3,5–4,0	20–21
B ₄ C [40–43]	2,60–2,65	380–420	11,8	350–380	3,2–3,5	28–30

сические материалы — реакционно-спеченные карбид кремния и карбид бора.

* * *

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда «Новые физические и химические принципы технологии металлических, металлокерамических и керамических материалов с управляемой макро-, микро- и наноструктурой и уникальными служебными характеристиками» (№ 21-73-30019).

Библиографический список

- Riedel, R.** Handbook of ceramic hard materials / R. Riedel. — Weinheim ; New York: Wiley-VCH, 2000. — 1020 p.
- Schäfer, L.** Diamantbeschichtete Keramik DiaCer: Leistungsfähiger Werkstoffverbund für extreme Anforderungen / L. Schäfer // Diamond Business. — 2011. — S. 22–26.
- Shimono, M.** HIP-sintered composites of C (diamond)/SiC / M. Shimono, S. Kume // J. Am. Ceram. Soc. — 2004. — Vol. 87, № 4. — P. 752–755.
- Ohtaka, O.** HIP production of a diamond/SiC composite and application to high-pressure anvils / O. Ohtaka, M. Shimono, N. Ohnishi [et al.] // Phys. Earth and Planetary Interiors. — 2004. — Vol. 143. — P. 587–591.
- Ohtaka, O.** High-pressure and high-temperature generation using diamond/SiC composite anvils prepared with hot isostatic pressing / O. Ohtaka, N. Ohnishi, K. Kubo [et al.] // High Pressure Research. — 2005. — Vol. 25, № 1. — P. 11–15.
- He, Z.** High-hardness diamond composite consolidated by spark plasma sintering / Z. He, H. Katsui, T. Goto // J. Am. Ceram. Soc. — 2016. — Vol. 99, № 6. — P. 1862–1865.
- Kitiwan, M.** Spark plasma sintering of SiC-coated large-size diamond powder / M. Kitiwan, H. Katsui, T. Goto // Mater. Today : Proceedings. — 2017. — Vol. 4, № 11. — P. 11453–11456.
- Kume, S.** Reaction sintering of Si coated-diamond fine particles under ultrahigh pressure / S. Kume, K. Suzuki, H. Yoshida [et al.] // Rev. High Pres. Sci. Technol. — 1998. — Vol. 7. — P. 1010–1012.
- Ko, Y. S.** High pressure sintering of diamond – SiC composite / Y. S. Ko, T. Tsurumi, O. Fukunaga [et al.] // J. Mater. Sci. — 2001. — Vol. 36, № 2. — P. 469–475.
- Qian, J.** High-pressure, high-temperature sintering of diamond – SiC composites by ball-milled diamond – Si mixtures / J. Qian, G. Voronin, T. W. Zerda [et al.] // J. Mater. Res. — 2002. — Vol. 17, № 8. — P. 2153–2160.
- Voronin, G. A.** Properties of nanostructured diamond – silicon carbide composites sintered by high pressure infiltration technique / G. A. Voronin, T. W. Zerda, J. Gubicza [et al.] // J. Mater. Res. — 2004. — Vol. 19, № 9. — P. 2703–2707.
- Zhu, C.** Preparation of Si-diamond – SiC composites by in-situ reactive sintering and their thermal properties / C. Zhu, J. Lang, N. Ma // Ceram. Int. — 2012. — Vol. 38, № 8. — P. 6131–6136.
- Liu, Y.** Effect of diamond content on microstructure and properties of diamond/SiC composites prepared by tape-casting and CVI process / Y. Liu, C. Hu, J. Men [et al.] // J. Eur. Ceram. Soc. — 2015. — Vol. 35, № 8. — P. 2233–2242.
- Matthey, B.** SiC-bonded diamond materials produced by pressureless silicon infiltration / B. Matthey, S. Kunze, M. Hörner [et al.] // J. Mater. Res. — 2017. — Vol. 32, № 17. — P. 3362–3371.
- Li, J.** Microstructure and properties of C/SiC – diamond composites prepared by the combination of CVI and RMI / J. Li, Y. Liu, B. Nan [et al.] // Adv. Eng. Mater. — 2019. — Vol. 21, № 5. — P. 1800765.
- Taylor, A.** Synthesis and properties of diamond-silicon carbide composite layers / A. Taylor, L. Klimša, J. Kopeček [et al.] // J. Alloys Compd. — 2019. — Vol. 800. — P. 327–333.
- Knippenberg, W. F.** Growth phenomena in silicon carbide / W. F. Knippenberg // Philips Res. Report. — 1963. — Vol. 18. — P. 161–274.
- Mlungwane, K.** The development of a diamond – silicon carbide composite material / K. Mlungwane, I. J. Sigalas, M. Herrmann // Ind. Diamond Rev. — 2005. — № 4. — P. 62–65.
- Mlungwane, K.** The wetting behaviour and reaction kinetics in diamond-silicon carbide systems / K. Mlungwane, I. J. Sigalas, M. Herrmann // Ceram. Int. — 2009. — Vol. 35, № 6. — P. 2435–2441.
- Mlungwane, K.** The low-pressure infiltration of diamond by silicon to form diamond–silicon carbide composites / K. Mlungwane, M. Herrmann, I. Sigalas // J. Eur. Ceram. Soc. — 2008. — Vol. 28, № 1. — P. 321–326.
- Shevchenko, V. Y.** New chemical technologies based on Turing reaction-diffusion processes / V. Y. Shevchenko, M. V. Kovalchuk, A. S. Oryshchenko [et al.] // Doklady Chemistry. Pleiades Publishing. — 2021. — Vol. 496, № 2. — P. 28–31.
- Shevchenko, V. Y.** Physicochemical interaction processes in the carbon (diamond)–silicon system / V. Y. Shevchenko, S. N. Perevislov, V. L. Ugolkov // Glass Phys. Chem. — 2021. — Vol. 47, № 3. — P. 197–208.
- Shevchenko, V. Y.** Reaction-diffusion mechanism of synthesis in the diamond–silicon carbide system / V. Y. Shevchenko, S. N. Perevislov // Russ. J. Inorg. Chem. — 2021. — Vol. 66, № 8. — P. 1107–1114.
- Turing, A.** The chemical basis of morphogenesis / A. Turing // Philos. Trans. R. Soc. — London, Ser. B. — 1952. — Vol. 237, № 641. — P. 37–72.
- Zollfrank, C.** Microstructure evolution and reaction mechanism of biomorphous SiSiC ceramics / C. Zollfrank, H. Sieber // J. Am. Ceram. Soc. — 2005. — Vol. 88, № 1. — P. 51–58.

26. **Shevchenko V. Y.** Synthesis of a new class of materials with a regular (periodic) interconnected microstructure / *V. Y. Shevchenko, M. V. Koval'chuk, A. S. Oryshchenko* // *Glass Phys. Chem.* — 2019. — Vol. 45, № 6. — P. 412–418.
27. **Park, J. S.** Orientation relationship in diamond and silicon carbide composites / *J. S. Park, R. Sinclair, D. Rowcliffe* [et al.] // *Diamond Relat. Mater.* — 2007. — Vol. 16, № 3. — P. 562–565.
28. **Howes, V. R.** The graphitization of diamond / *V. R. Howes* // *Proc. Phys. Soc.* — 1962. — Vol. 80, № 3. — P. 648.
29. **Harris, J. W.** Induced graphitisation around crystalline inclusions in diamond / *J. W. Harris, E. R. Vance* // *Contrib. Mineral. Petrol.* — 1972. — Vol. 35, № 3. — P. 227–234.
30. **Evans, T.** Etching of diamond surfaces with gases / *T. Evans, D. H. Sauter* // *Philos. Mag.* — 1961. — Vol. 6, № 63. — P. 429–440.
31. **Dallek, S.** Oxidation kinetics of type 2A natural diamond {100} and {111} surfaces by TG / *S. Dallek, L. Kabacoff, M. Norr* // *Thermochim. Acta.* — 1991. — Vol. 192. — P. 321–326.
32. **Sun, Q.** Relative oxidation behavior of chemical vapor deposited and type II a natural diamonds / *Q. Sun, M. Alam* // *J. Electrochem. Soc.* — 1992. — Vol. 139, № 3. — P. 933–936.
33. **Neves, A. J.** Properties, growth and applications of diamond / *A. J. Neves, M. H. Nazaré* // *IET.* — 2001. — № 26. — P. 115–124.
34. **Khmel'nitsky, R. A.** Transformation of diamond to graphite under heat treatment at low pressure / *R. A. Khmel'nitsky, A. A. Gippius* // *Phase Transitions.* — 2014. — Vol. 87, № 2. — P. 175–192.
35. **Lewis, J. K.** High temperature graphitization of diamond / *J. K. Lewis, H. Chen, S. Nafis* [et al.] // *Proc. Electrochem. Soc.* — 1991. — Vol. 91, № 8. — P. 455–462.
36. **Шевченко, В. Я.** Введение в техническую керамику / *В. Я. Шевченко.* — М. : Наука, 1993. — 114 с.
37. **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.
38. **Perevislov, S. N.** The influence of dispersed composition of SiC on the physico-mechanical properties of reactive-sintered silicon carbide / *S. N. Perevislov, M. V. Tomkovich, M. A. Markov* [et al.] // *Journal of Machinery Manufacture and Reliability.* — 2020. — Vol. 49, № 6. — P. 511–517.
39. **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.
40. **Perevislov, S. N.** Effect of Si additions on the microstructure and mechanical properties of hot-pressed B_4C / *S. N. Perevislov, A. S. Lysenkov, S. V. Vikhman* // *Inorg. Mater.* — 2017. — Vol. 53, № 4. — P. 376–380.
41. **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.
- 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.
42. **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.
- 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.
43. **Perevislov, S. N.** Materials based on boron carbide obtained by reaction sintering / *S. N. Perevislov, A. S. Lysenkov, D. D. Titov* [et al.] // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering.* — IOP Publishing. — 2019. — Vol. 525, № 1. — P. 012074. ■

Получено 17.09.21

© В. Я. Шевченко, С. Н. Перевислов, 2021 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

