

СИНТЕЗ И СВОЙСТВА НЕОРГАНИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ

УДК 666.3-122

РЕАКЦИОННО-ДИФФУЗИОННЫЙ МЕХАНИЗМ СИНТЕЗА В СИСТЕМЕ АЛМАЗ–КАРБИД КРЕМНИЯ

© 2021 г. В. Я. Шевченко^а, С. Н. Перевислов^{а, *}

^аИнститут химии силикатов им. И.В. Гребенщикова РАН, наб. Макарова, 2,
Санкт-Петербург, 199034 Россия

*e-mail: perevislov@mail.ru

Поступила в редакцию 17.02.2021 г.

После доработки 09.03.2021 г.

Принята к публикации 10.03.2021 г.

Получены композиционные материалы алмаз–SiC методом пропитки газообразным и жидким Si. Изучены механизмы пропитки и уплотнения композитов алмаз–карбид кремния. Показано влияние реакционно-диффузионного механизма Тьюринга на спекание материалов алмаз–SiC, формирование микроструктуры и механические характеристики.

Ключевые слова: механизм Тьюринга, графитизация алмаза, микроструктура, механические характеристики

DOI: 10.31857/S0044457X21080262

ВВЕДЕНИЕ

Композиционные материалы на основе алмазных частиц представляют большой интерес для промышленности благодаря своим уникальным свойствам, таким как высокие твердость и теплопроводность, а также повышенная 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, горячее изостатическое прессование [3–5], искровое плазменное спекание [6–8] и спекание в камерах высокого давления [9–13]. Альтернативным методом является реакционное спекание (пропитка расплавом Si пористых заготовок), приводящее к формированию структуры, состоящей из алмазных частиц и SiC [14–20]. В этом случае образуется прочный скелет [21, 22] из алмазных частиц, заполненный фазой карбида кремния, по аналогии с реакционно-спеченным (силицированным) карбидом кремния [21, 23, 24].

Частицы алмаза хорошо смачиваются жидким кремнием при температуре выше 1450°C, что обеспечивает хорошую пропитку и получение беспористого материала. Синтезированный SiC в процессе пропитки заготовки кремнием и взаимодействия его с углеродом может закрывать каналы пор и препятствовать дальнейшей пропитке в объем материала.

В работах [23, 25] показано, что пропитка жидким кремнием пористых заготовок возможна, если исходный размер частиц алмаза больше 10–20 мкм. Заготовки материалов с меньшим размером частиц пропитываются на глубину 2–3 мм. Композиты алмаз–карбид кремния с малым содержанием алмазов получают только в виде градиентных или слоистых материалов со слоем алмаз–SiC толщиной 1–3 мм на подложке из SiC, пропитанной Si.

Большой интерес представляет возможность (особенно учитывая когенетичность алмаза и карбида кремния) реализации реакционно-диффузионного процесса Тьюринга для синтеза регулярных (трижды периодических) микроструктур [26, 27]. Идея такого синтеза впервые апробирована в работе [28].

Несмотря на большой интерес к композитам алмаз–SiC и подробное изучение их структуры, фазового состава и механических свойств, положительно влияющих на эксплуатационные характеристики, на данный момент не изучены физико-химические особенности взаимодействия алмаза с кремнием, не объяснен реакционно-диффузионный механизм Тьюринга и его влияние на синтез регулярных микроструктур, состоящих из трижды периодических поверхностей минимальной энергии.

В работе показана роль реакционно-диффузионного механизма Тьюринга при взаимодействии компонентов в системе алмаз–карбид кремния, а также при формировании микроструктуры мате-

Таблица 1. Состав материалов, исследуемых в работе (технический углерод не обнаружен)

№ состава	Количество алмазных порошков, об. %		Давление формования заготовок, МПа
	фракции 20/28 мкм (D_s)	фракции 200/250 мкм (D_b)	
1	30	70	100
2	25	70	100
3	30	70	50

риала, обладающего повышенными механическими характеристиками.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В связи с тем, что условия реализации реакции Тьюринга сильно зависят от условий технологического процесса, а также для сравнения наших результатов с данными работ [12–20, 23–25, 29] целесообразно детально исследовать синтез в системе углерод (алмаз)–карбид кремния и технологии композитов, разработанную нами ранее [30, 31].

В качестве исходных компонентов использовали следующие материалы: Si марки “КР00” (Россия), смесь алмазных порошков размерами 20–28 мкм (D_s) и 225–250 мкм (D_b), технический углерод марки “К-354”. Кремний дробили в установке КИД-60 до размера $d_{0,5} = 1–2$ мм.

Для получения материалов методом реакционного спекания и анализа их механических свойств были выбраны составы со следующим отношением компонентов: 30 об. % D_s + 70 об. % D_b (составы 1 и 3) и 25 об. % D_s + 70 об. % D_b + 5 об. % технического углерода (состав 2) (табл. 1). Исходные порошки D_s и D_b в сухом виде перемешивали в барабанном смесителе в течение 5 ч с мелющими телами из спеченного SiC. Смеси порошков пластифицировали 35%-ным спиртовым раствором фенолформальдегидной смолы и гранулировали протиркой через сито с размером ячеек 315 мкм. Пластифицированные порошки сушили на воздухе при температуре 80°C в течение 1 ч. Методом полусухого формования прессовали образцы размером 5 × 5 × 50 мм при давлении 100 (составы 1 и 2) и 50 МПа (состав 3). Заготовки образцов сушили в воздушном сушильном шкафу при температуре 110°C в течение 5 ч. Пиролиз фенолформальдегидной смолы проводили в вакуумной печи сопротивления при температуре 800°C в течение 5 ч.

Процесс пропитки заготовок образцов проводили в печи сопротивления при температуре 1600°C в вакууме в течение 10 мин. Образцы при реакционном спекании укладывали в графитовые контейнеры на подложки из VN_{гекс}, сверху засыпали порошок кремния для осуществления процесса реакционного спекания согласно реакции:



Спеченные образцы поступали на пескоструйную обработку для удаления излишков кремния с поверхности материалов.

Плотность (ρ) спеченных образцов определяли методом гидростатического взвешивания в дистиллированной воде. Рентгенофазовый анализ материалов проводили с отшлифованной поверхности образцов на дифрактометре Rigaku Smartlab 3 с CuK_{α} -излучением и Ni-фильтром. Микроструктуру прессованных заготовок и спеченных материалов исследовали с помощью сканирующей электронной микроскопии на микроскопе Tescan Vega 3 SBH. Предел прочности при трехточечном изгибе ($\sigma_{изг}$) определяли на разрывной машине Shimadzu AG-300kNX. Модуль упругости (E) и скорость распространения звука в материале (v) определяли резонансным методом на установке ЗВУК-130. Твердость по Виккерсу (HV) определяли методом индентирования на микротвердомере PMT-3M при нагрузке до 0.7 кг, коэффициент трещиностойкости (K_{IC}) рассчитывали исходя из измерений длины трещин (a), исходящих из угла отпечатка пирамиды Виккерса при нагрузке (P) по формуле:

$$K_{IC} = 0.073Pa^{1/2}/a^2 \quad (2)$$

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

В 1952 г. А. Тьюринг (A. Turing) показал математически, что двухкомпонентная реакционно-диффузионная система с диффузией и нелинейными условиями реакции показывает спонтанное формирование периодических структур, если выполняются определенные условия среды, т.е. могут формироваться повторяемые (самоорганизационные) материи (структуры Тьюринга), создающие связь между реакционно-диффузионными уравнениями, геометрией и топологией микроструктуры [32].

Химические принципы морфогенеза (морфогены — частицы (кластеры) вещества, между которыми происходит реакция и диффузия) следуют из уравнений Тьюринга и включают в себя отношение между концентрациями, коэффициентами диффузии реагирующих веществ, температурой реак-

ции, скоростью превращения веществ и другими техническими условиями.

В работе [33] предположено, что в неорганических средах взаимодействие некоторых когенетических компонентов может идти в соответствии с реакционно-диффузионным механизмом Тьюринга. Следовательно, при определенных условиях среды (концентрация компонентов, температура процесса, давление среды) можно получать различные материалы из полидисперсных компонентов с регулируемой микроструктурой, образующие единый монолитный материал. Важным обстоятельством является также подбор так называемых когенетических пар, взаимоопределяемых структурным и химическим родством. Такая пара наблюдается в системе углерод (алмаз)–кремний, в которой можно синтезировать композит алмаз–карбид кремния.

После пиролиза пористые заготовки пропитывали кремнием при температуре 1600°C в вакууме. Газообразный Si проникал в поровые каналы заготовок, реагируя с пироуглеродом на поверхности алмазных частиц. Кинетика пропитки парами Si пористой заготовки подробно рассмотрена в работе [34]. Поскольку в исследуемой заготовке диаметр пор находится в диапазоне размеров 5–20 мкм, можно предположить, что диффузия сочетает в себе как молекулярную, так и кнудсеновскую диффузию. Глубина пропитки газообразным Si пористых заготовок является одним из наиболее важных факторов, обеспечивающих высокую плотность спеченных композитов.

Расчетное значение диаметра пропитки ($d_{\min}$) газообразным Si пористых заготовок при температуре 1600°C составляет ≥ 1 мкм. Анализируя микроструктуру материала на основе алмазных частиц (рис. 1), можно заключить, что при диаметре пор заготовки > 5 мкм пропитка газообразным Si должна пройти полностью.

Давление насыщенного газообразного Si при температуре 1600°C составляет 1 Па, следовательно, Si с большой скоростью проникает в пористую заготовку и, контактируя с углеродом, образует карбид кремния. Реакция образования SiC между газообразным кремнием и углеродом проходит в несколько десятков раз быстрее, чем между жидким Si и углеродом. Насыщение газообразным Si ослабевает, в то время как жидкий Si начинает пропитывать заготовку, и прекращается тогда, когда заполняются все поверхностные каналы заготовки кремниевым расплавом.

Насыщение жидким кремнием происходит за счет капиллярной пропитки пористой заготовки на глубину h согласно уравнению:

$$h^2 = \frac{r\gamma\tau}{2\eta} \cos \theta, \quad (3)$$

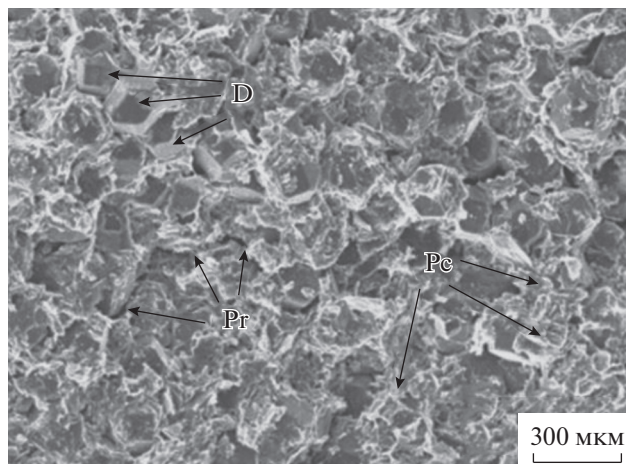


Рис. 1. Микрофотография пористой заготовки: D – алмазные частицы, Pr – пористость, Pc – пироуглерод.

где h – глубина проникновения расплава Si; τ – время проникновения; r – радиус пор; γ – поверхностное натяжение; η – вязкость расплава Si; θ – угол смачивания. Исходя из данных [34], жидкий кремний при температуре 1600°C обладает следующими свойствами: $\gamma = 0.82$ Н/м; $\theta = 10^\circ$; $\eta = 0.7$ мПа·с. При радиусе пор до 10 мкм (рис. 1) и $\tau = 1$ расплав жидкого кремния легко пропитывает заготовки толщиной до $h = 76$ мм.

На начальной стадии пропитки количество углерода превосходит количество Si. Для изучения реакции взаимодействия углерода с жидким кремнием заготовки пропитывали при 1450°C в течение 1 ч, при указанной температуре проникновения газообразного Si в заготовки практически не происходит. Процесс образования SiC можно объяснить с точки зрения анализа реакционно-диффузионного механизма Тьюринга. На первом этапе пропитки образуется тонкий слой SiC на поверхности заготовки вследствие контакта жидкого Si с углеродом. 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. Кинетика реакции очень медленная из-за низких коэффициентов диффузии C и Si в SiC, что приводит к образованию плотных слоев SiC, состоящих из наноразмерных зерен.

При формировании SiC по реакционно-диффузионному механизму диаметр каналов заготовки и скорость роста SiC в течение времени τ считаются постоянными, поэтому при пропитке будут формироваться слои карбида кремния толщиной d_{SiC} , вычисляемой по формуле:

$$d_{\text{SiC}} = \sqrt{D_{\text{эф}}\tau}, \quad (4)$$

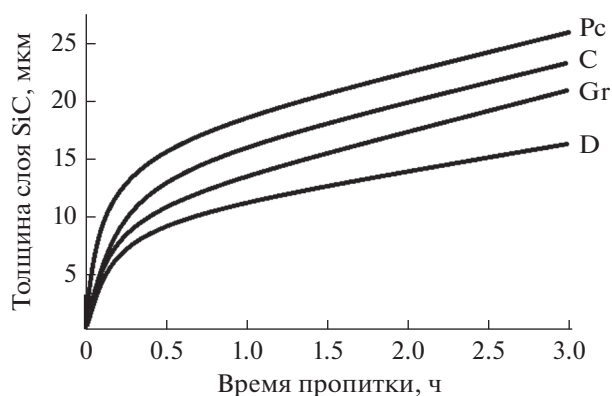


Рис. 2. Скорость формирования слоя SiC на частицах алмаза в результате взаимодействия жидкого Si с пироуглеродом (Pc), техническим углеродом (C), графитом (Gr) и алмазом (D).

$$D_{\text{эф}} = D_0 \exp\left(\frac{Q}{RT}\right), \quad (5)$$

где R — газовая постоянная, Q — энергия активации. Согласно [35], $D_0 = 2 \times 10^{-6} \text{ см}^2/\text{с}$, $Q = 132 \text{ кДж/моль}$, отсюда $D_{\text{эф}} = 4.168 \times 10^{-10} \text{ см}^2/\text{с}$. Однако для малых капиллярных каналов и длительного времени пропитки размер пор уменьшается со временем, для этого случая толщина слоя SiC может быть выражена как:

$$d_{\text{SiC}} = \sqrt{2D_{\text{эф}} \tau \frac{M_{\text{C}} \rho_{\text{Si}}}{M_{\text{Si}} \rho_{\text{C}}}}, \quad (6)$$

где M_{C} , M_{Si} , ρ_{C} и ρ_{Si} — атомные массы и плотность углерода и кремния. Согласно уравнениям (4) и (6), толщина реакционного слоя SiC как функция времени представлена на рис. 2. Скорость роста слоя SiC для разных углеродных материалов отличается в зависимости от их плотности. Источником углерода в материалах на основе только алмазных частиц является пироуглерод от пиролиза органического связующего и графит, который при высокой температуре может частично образовываться на поверхности алмазных частиц. 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 механизма взаимодействия Тьюринга газообразного Si с пироуглеродом. Толщина слоя SiC на поверхности алмаза рассчитывается из уравнения (4). В других областях материала скорость роста SiC также подчиняется реакционно-диффузионному механизму Тьюринга, а толщина слоя SiC находится из уравнения (6). В соответствии с полученными данными при условии пропитки кремнием материала на основе алмаза при температуре 1450°C в течение 1 ч формируются слои SiC толщиной до

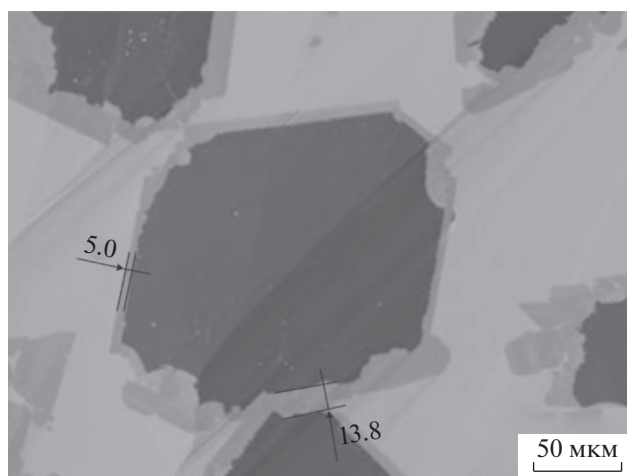


Рис. 3. Микрофотография реакционно-спеченного композита алмаз—карбид кремния. Образование слоя SiC в результате графитизации алмаза.

~12.25 мкм (рис. 2). Экспериментально подтверждено образование слоя SiC на поверхности частиц алмаза толщиной от 5.0 до 13.8 мкм (рис. 3). На более поздней стадии пропитки скорость реакционно-диффузионного взаимодействия резко снижается из-за полного закрытия поверхностного слоя заготовки образовавшимся SiC.

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.

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 получения монолитного композиционного материала алмаз—карбид кремния (рис. 4).

В алмазе существуют некоторые “слабые” кристаллографические плоскости или направления, которые преимущественно вовлечены в процесс графитизации. Поверхностная плотность атомов на кристаллографической грани алмаза {211} очень близка к грани графита {0001} и подвержена высокой степени графитизации. Грани {111} и {100} наиболее устойчивы в отношении графитизации.

Максимального уплотнения заготовок можно добиться, используя исходные частицы алмаза правильной формы, например, усеченного октаэдра (рис. 5). В данном случае можно получить реакционно-спеченный материал, состоящий

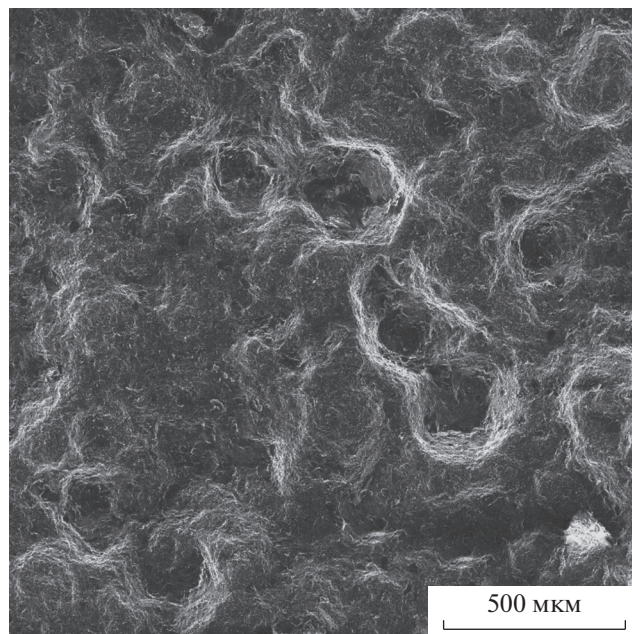


Рис. 4. Микрофотография, показывающая формирование слоев карбида кремния (“забор” Тьюринга) на алмазных частицах в композиционном материале алмаз—карбид кремния.

только из алмазных частиц и частиц карбида кремния. При создании определенных условий (концентрация компонентов, температура пропитки, давление среды и т.д.) реакционно-диффузионного взаимодействия Тьюринга в системе алмаз—карбид кремния на частицах алмаза в процессе пропитки жидким кремнием формируются зерна SiC (“забор” Тьюринга) преимущественно октаэдрической формы (рис. 6).

Значительный уровень механических свойств может быть достигнут на материалах, характеризующихся высокой плотностью и низкой пористостью, как и для реакционно-спеченного карбида кремния [36]. Для композита алмаз—карбид

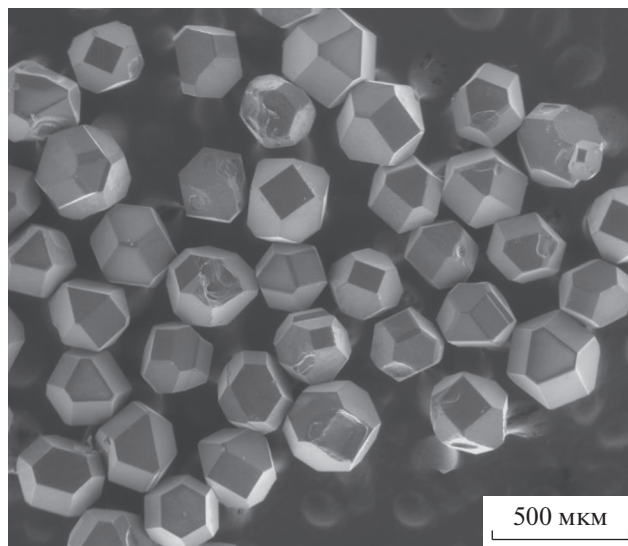


Рис. 5. Микрофотография алмазных частиц фракции 250/200 мкм (общий вид).

кремния при условии получения практически беспористого материала определяющими факторами, влияющими на значение плотности, являются: форма исходных частиц алмаза, оптимальный дисперсный состав алмазных порошков (двух-, трехфракционный), необходимые давление формования заготовок и температура пропитки жидким кремнием, что приводит к получению материалов со структурой, состоящей из трижды периодических поверхностей минимальной энергии, обладающих наивысшими механическими характеристиками (табл. 2).

При давлении формования 50 МПа (материал состава 3) заготовки характеризуются повышенной пористостью, а реакционно-спеченные материалы — высоким содержанием свободного кремния ($\text{Si}_{\text{св}}$). На модуль упругости и прочность при изгибе композита сильно влияет наличие $\text{Si}_{\text{св}}$ в его составе, что делает материал хрупким и

Таблица 2. Физико-механические характеристики композиционных материалов на основе алмаза, SiC , B_4C , Si_3N_4

Материал	ρ , г/см ³	E , ГПа	ν , км/с	$\sigma_{\text{изг}}$, МПа	K_{IC} , МПа м ^{1/2}	HV , ГПа
Алмаз— SiC , состав 1	3.40	720	15.0	420	4.7	63
Алмаз— SiC , состав 2	3.36	700	14.8	425	4.8	60
Алмаз— SiC , состав 3	3.34	670	14.5	405	4.5	56
Реакционно-спеченный SiC [37, 38]	3.05–3.10	380–410	10.2	380–400	3.5–4.0	20–21
Реакционно-спеченный B_4C [39, 40]	2.60–2.65	380–420	11.8	350–380	3.2–3.5	28–30
Спеченный Si_3N_4 [41]	3.15–3.18	300–320	8.5	500–550	5.5–6.0	17–18

Примечание. ρ — плотность, $E_{\text{упр}}$ — модуль упругости, ν — скорость звука, $\sigma_{\text{изг}}$ — прочность при изгибе, K_{IC} — коэффициент трещиностойкости, HV — твердость по Виккерсу.

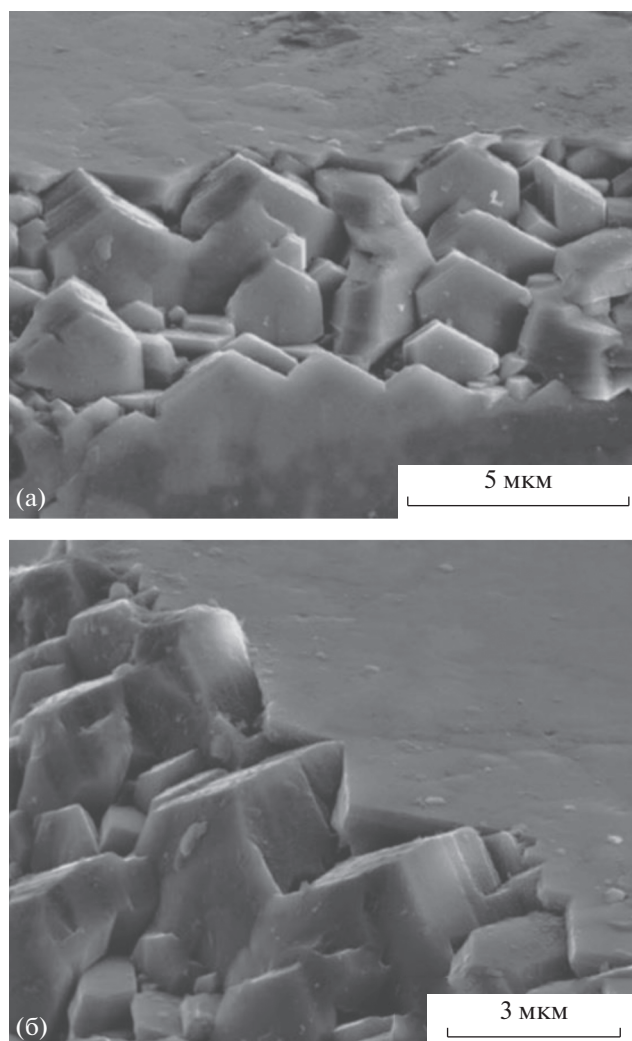


Рис. 6. Микрофотографии ступенчатых и зубчатых зерен SiC (“забор” Тьюринга). Увеличение 5600* (а) и 7400* (б).

уменьшает его механические характеристики. Свободный кремний также снижает высокотемпературную прочность композита алмаз—карбид кремния.

Дифрактограмма образца после пропитки Si при температуре 1600°C в течение 1 ч показана на рис. 7 состав 1. На дифрактограмме присутствуют пики β -SiC и алмаза, пики Si и α -SiC отсутствуют. Это говорит о том, что образующийся в процессе пропитки β -SiC, полученный в результате взаимодействия углерода и кремния, имеет высокую кристалличность. Однако, несмотря на экзотермическую реакцию фазового перехода β -SiC в α -SiC, полной графитизации алмаза не происходит. В образцах с высокой пористостью заготовок после пропитки помимо перечисленных фаз присутствует Si_{св} (рис. 7 состав 3). Количества пироуглерода после пиролиза фенолформальдегидной

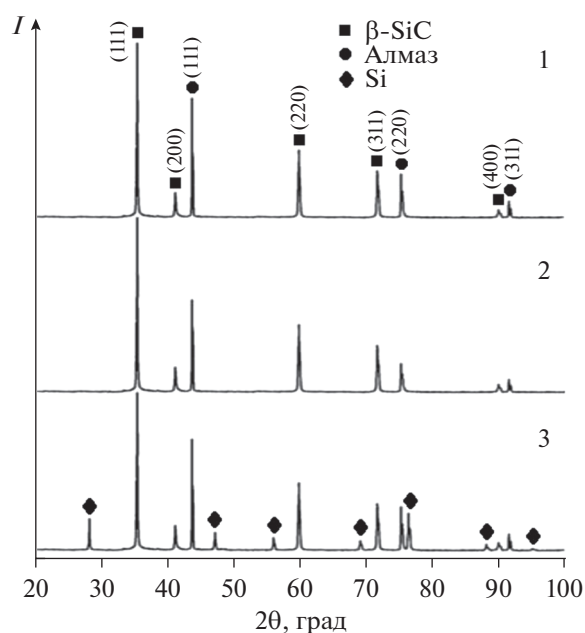


Рис. 7. Дифрактограммы реакционно-спеченных материалов на основе алмаза, составы 1–3.

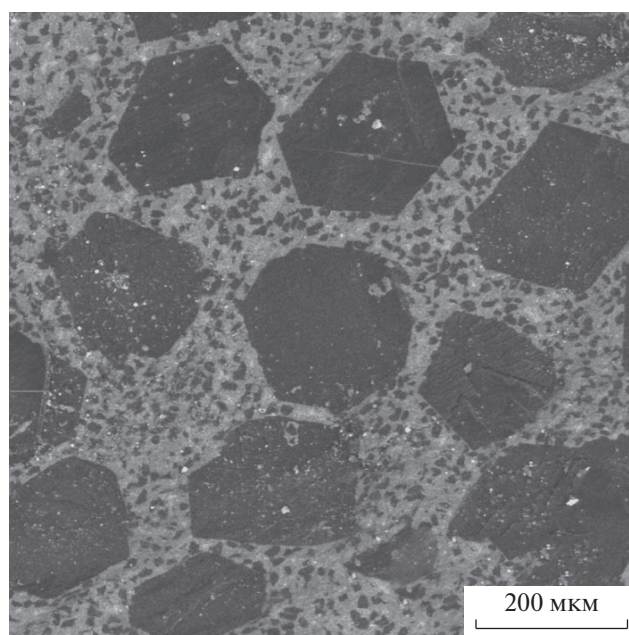


Рис. 8. Микрофотография излома реакционно-спеченного материала алмаз—карбид кремния.

смолы достаточно для образования карбида кремния и полного заполнения им всех пор в материале.

На рис. 8 изображена фотомикрофотография композита алмаз—карбид кремния. Темные фазы соответствуют частицам алмаза, темно-серые — β -SiC. Кристаллы алмаза правильной формы равномерно

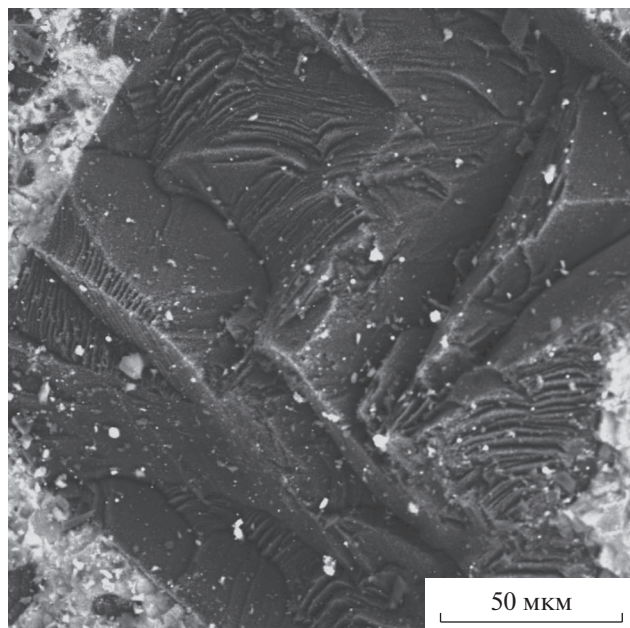


Рис. 9. Поверхность разрушения алмазной частицы.

но распределены в композите. Пор в материале практически нет, что говорит о прочной межфазной связи между алмазом и SiC.

Химическое сродство углерода (алмаза) и кремния позволяет синтезировать монолитный композиционный материал алмаз—карбид кремния без четкой переходной границы между частицами алмаза и синтезируемыми зернами карбида кремния. Разрушение такого композиционного материала характеризуется в основном транскристаллитным характером (трещина движется сквозь алмазные частицы) (рис. 9).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Впервые на примере композитов алмаз—карбид кремния при создании определенных условий (концентрации компонентов, ограничения алмазных частиц, температуры пропитки, давления среды и т.д.) для прохождения реакционно-диффузионного механизма Тьюринга получен материал с регулярной микроструктурой, образующей трижды периодические поверхности минимальной энергии. 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.

Проанализирован процесс графитизации алмазных частиц при спекании композитов алмаз—

карбид кремния. Показано, что химическое сродство углерода (алмаза) и кремния позволяет синтезировать монолитный композиционный материал алмаз—карбид кремния без четкой переходной границы между частицами алмаза и синтезируемыми зернами карбида кремния, что значительно повышает его механические характеристики.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда (№ 20-13-00054).

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

ДОПОЛНИТЕЛЬНАЯ ИНФОРМАЦИЯ

Статья публикуется по итогам Шестого Междисциплинарного научного форума с международным участием “Новые материалы и перспективные технологии”, Москва, 23–26 ноября 2020 г., <https://n-materials.ru>.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Riedel R.* Handbook of ceramic hard materials. 2000. 1020 p.
2. *Schäfer L.* // Diamond Business. 2011. P. 22.
3. *Shimono M., Kume S.* // J. Am. Ceram. Soc. 2004. V. 87. № 4. P. 752. <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2004.00752.x>
4. *Ohtaka O., Shimono M., Ohnishi N. et al.* // Phys. Earth Planet. Interiors. 2004. V. 143. P. 587. <https://doi.org/10.1016/j.pepi.2003.05.003>
5. *Ohtaka O., Ohnishi N., Kubo K. et al.* // High Press. Res. 2005. V. 25. № 1. P. 11. <https://doi.org/10.1080/08957950412331325580>
6. *He Z., Katsui H., Goto T.* // J. Am. Ceram. Soc. 2016. V. 99. № 6. P. 1862. <https://doi.org/10.1111/jace.14199>
7. *Kitiwan M., Katsui H., Goto T.* // Mater. Today: Proceedings. 2017. V. 4. № 11. P. 11453. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.09.027>
8. *Wolfrum A.K., Quitzke C., Matthey B. et al.* // Wear. 2018. V. 396. P. 172. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.10.021>
9. *Kume S., Suzuki K., Yoshida H. et al.* // Rev. High Press. Sci. Technol. 1998. V. 7. P. 1010. <https://doi.org/10.4131/jshpreview.7.1010>
10. *Ko Y.S., Tsurumi T., Fukunaga O., Yano T.* // J. Mater. Sci. 2001. V. 36. № 2. P. 469. <https://doi.org/10.1023/A:1004840915607>
11. *Qian J., Voronin G., Zerda T.W. et al.* // J. Mater. Res. 2002. V. 17. № 8. P. 2153. <https://doi.org/10.1557/JMR.2002.0317>
12. *Voronin G.A., Zerda T.W., Gubicza J.* // J. Mater. Res. 2004. V. 19. № 9. P. 2703. <https://doi.org/10.1557/JMR.2004.0345>

13. *Nauyoks S., Wieligor M., Zerda T.W.* // *Comp. Part A: App. Sci. Manufacturing*. 2009. V. 40. № 5. P. 566. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2009.02.006>
14. *Zhu C., Lang J., Ma N.* // *Ceram. Int.* 2012. V. 38. № 8. P. 6131. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2012.04.062>
15. *Liu Y., Hu C., Feng W. et al.* // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2014. V. 34. № 15. P. 3489. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2014.05.042>
16. *Liu Y., Hu C., Men J. et al.* // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2015. V. 35. № 8. P. 2233. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2015.02.009>
17. *Matthey B., Kunze S., Hörner M. et al.* // *J. Mater. Res.* 2017. V. 32. № 17. P. 3362. <https://doi.org/10.1557/jmr.2017.218>
18. *Li J., Liu Y., Nan B. et al.* // *Adv. Eng. Mater.* 2019. V. 21. № 5. P. 1800765. <https://doi.org/10.1002/adem.201800765>
19. *Chen C., Liu Y., Wang C. et al.* // *Adv. Eng. Mater.* 2019. V. 21. № 5. P. 1800640. <https://doi.org/10.1002/adem.201800640>
20. *Taylor A., Klimša L., Kopeček J. et al.* // *J. Alloys Compd.* 2019. V. 800. P. 327. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.06.016>
21. *Knippenberg W.F.* Growth phenomena in silicon carbide // *Philips Res. Report*. 1963. V. 18. P. 161.
22. *Gordeev S.K., Zhukov S.G., Danchukova L.V. et al.* // 24th Annual Conference on Composites, Advanced Ceramics, Materials, and Structures: A: Ceramic Engineering and Science Proceedings. Hoboken: John Wiley & Sons, 2000. P. 753.
23. *Mlungwane K., Sigalas I.J., Herrmann M.* // *Ind. Diamond Rev.* 2005. № 4. P. 62.
24. *Mlungwane K., Sigalas I., Herrmann M. et al.* // *Ceram. Int.* 2009. V. 35. № 6. P. 2435. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2009.02.019>
25. *Mlungwane K., Herrmann M., Sigalas I.* // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2008. V. 28. № 1. P. 321. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2007.06.010>
26. *Shoji H., Ohta T.* // *Phys. Rev. E.* 2015. V. 91. № 3. P. 032913. <https://doi.org/10.1103/PhysRevE.91.032913>
27. *Andersson S., Hyde S.T., Larsson K. et al.* // *Chem. Rev.* 1988. V. 88. № 1. P. 221. <https://doi.org/10.1021/cr00083a011>
28. *Shevchenko V.Y., Gordeev S.K., Oryshchenko A.S. et al.* // *Glass Phys. Chem.* 2018. V. 44. № 6. P. 518. <https://doi.org/10.1134/S1087659618060196>
29. *Herrmann M., Matthey B., Höhn S. et al.* // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2012. V. 32. № 9. P. 1915. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2011.11.005>
30. *Ковальчук М.В., Орыщенко А.С., Шевченко В.Я. и др.* Пат. № 2731703. 2020. Заявка № 2019136844 от 15.11.2019.
31. *Ковальчук М.В., Орыщенко А.С., Шевченко В.Я. и др.* Пат. № 2732258. 2020. Заявка № 2019143480 от 19.12.2019 г.
32. *Turing A.* // *Philos. Trans. R. Soc. London, Ser. B.* 1952. V. 237. № 641. P. 37. <https://doi.org/10.1007/BF02459572>
33. *Shevchenko V.Y., Koval'chuk M.V., Oryshchenko A.S.* // *Glass Phys. Chem.* 2019. V. 45. № 6. P. 412. <https://doi.org/10.1002/ijch.201900153>
34. *Yang Z., He X., Wu M. et al.* // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2013. V. 33. № 4. P. 869. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2012.09.010>
35. *Fitzer E., Gadow R.* // *Am. Ceram. Soc. Bull.* 1986. V. 65. № 2. P. 326.
36. *Antipov A.V., Pavelko R.G., Sevast'yanov V.G. et al.* // *Russ. J. Inorg. Chem.* 2011. V. 56. № 10. P. 1517. <https://doi.org/10.1134/S0036023611100032>
37. *Nesmelov D.D., Perevislov S.N.* // *Glass Ceram.* 2015. V. 71. № 9–10. P. 313. <https://doi.org/10.1007/s10717-015-9677-7>
38. *Frolova M.G., Leonov A.V., Kargin Y.F. et al.* // *Inorg. Mater.: Appl. Res.* 2018. V. 9. № 4. P. 675. <https://doi.org/10.1134/S2075113318040123>
39. *Perevislov S.N., Lysenkov A.S., Vikhman S.V.* // *Inorg. Mater.* 2017. V. 53. № 4. P. 376. <https://doi.org/10.1134/S0020168517040148>
40. *Perevislov S.N.* // *Refract. Ind. Ceram.* 2019. V. 60. № 2. P. 168. <https://doi.org/10.1007/s11148-019-00330-0>
41. *Lukianova O.A., Khmara A.N., Perevislov S.N. et al.* // *Ceram. Int.* 2019. V. 45. № 7. P. 9497. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.09.198>