

---

---

## МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕАКЦИОННО-ДИФФУЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ КОМПОЗИТОВ АЛМАЗ–КАРБИД КРЕМНИЯ

© 2021 г. В. Я. Шевченко<sup>1, \*</sup>, М. М. Сычев<sup>1</sup>, А. И. Макогон<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Институт химии силикатов им. И.В. Гребенщикова РАН,  
наб. Макарова, 2, Санкт-Петербург, 199034 Россия*

*\*e-mail: shevchenko@isc.nw.ru*

Поступила в редакцию 02.11.2020 г.

После доработки 05.04.2021 г.

Принята к публикации 05.04.2021 г.

В работе впервые проведено моделирование реакционно-диффузионных процессов, обеспечивающих формирование композиционного материала алмаз–карбид кремния, имеющего уникальную упорядоченную микроструктуру.

**Ключевые слова:** моделирование, алмаз, карбид кремния, композиционный материал, реакционно-диффузионные процессы

**DOI:** 10.31857/S0132665121040168

### ВВЕДЕНИЕ

Данная работа основана на идеях о возможности создания материалов для работы в условиях экстремальных нагрузений, имеющих упорядоченную структуру, впервые выдвинутых в работах [1, 2]. Опираясь на работы Андерсона (S. Andersson), фон Шнеринга (H.G. Von Schnering) и Эпштейна (G.R. Epstein) [3–5]) описаны структуры системы, имеющие, при определенных условиях, регулярную трижды периодическую ориентацию элементов в пространстве.

Известно много работ, описывающих формирование регулярных микроструктур. Из биологических систем в качестве примера можно привести различные варианты окраски животных [6], узоры отпечатков пальцев [7], узор сетчатки глаза [8]. Интересным примером является строение альвеол кроликов, характеризующееся трижды периодическими поверхностями минимальной энергии (ТППМЭ) [9]. Поверхности типа ТППМЭ также описывают, например, строение хитина в крыльях некоторых бабочек, организованного в виде кубической SRS сети [10] или гироидов [11], выполняя функцию оптических кристаллов (придавая окраску крыльям бабочек) [12]. ТППМЭ топология обнаружена в следующих системах: липиды–вода [13], двух- [14] и трехблочные сополимеры [15], синтетические ПАВ [16] и др. Для твердофазных систем такие процессы до недавнего времени экспериментально не исследовались.

В работе [1] впервые описан твердый керамический материал на основе карбида хрома (рис. 1), также имеющий ТППМЭ-подобную микроструктуру, сформированную в результате реакционно-диффузионных процессов. Этот результат открывает перспективы создания новых типов материалов с регулярной микроструктурой.

Формирование регулярных структур в процессе химических взаимодействий возможно в результате реакционно-диффузионных процессов, впервые проанализированных в работе А. Тьюринга (A. Turing [17]), который показал математически, что в двухкомпонентной системе с диффузией и нелинейными условиями протекания химических реакций возможно спонтанное формирование периодических структур, ес-

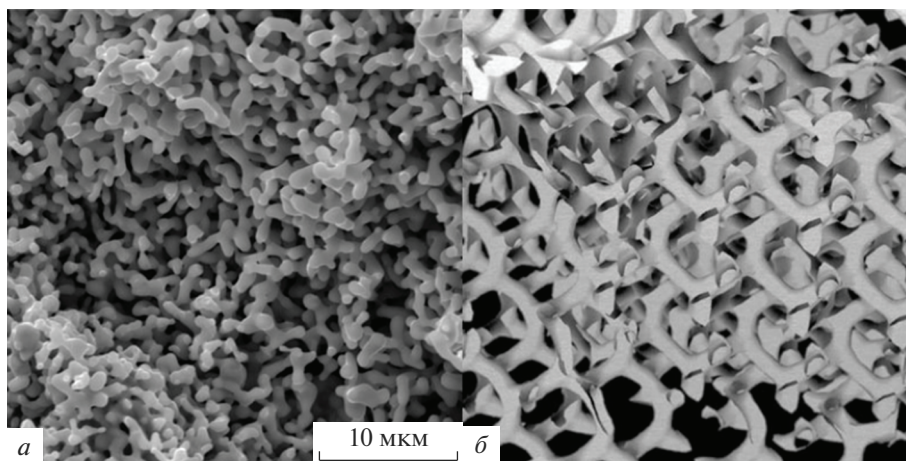


Рис. 1. Сравнение СЭМ изображения карбида хрома и модели двойного гироида: микроструктура карбида хрома (а), модель гироида (б).

ли выполняются определенные условия. Развитию работ в этом направлении помогло создание нелинейной термодинамики. Практическое начало нелинейной химической термодинамики заложили работы Б.П. Белоусова и А.М. Жаботинского [18]. И. Пригожин показал [19], что в химических системах возможно монотонное снижение энтропии, при этом концентрации промежуточных реагентов могут осциллировать (любое уменьшение энтропии в ходе одних процессов компенсируется ее увеличением в ходе других).

Позднее на базе различного рода колебательных или автоволновых реакций в рамках реакционно-диффузионной системы был разработан ряд уравнений, описывающих соответствующие процессы, в том числе модель Грея–Скотта [20, 21]:

$$U + 2V \rightarrow 3V, \quad (1)$$

$$V \rightarrow W, \quad (2)$$

где  $U$  и  $V$  – компоненты,  $W$  – инертное вещество.

Уравнения, описывающие изменение концентраций веществ  $U$  и  $V$  ( $u$  и  $v$  соответственно) в пространстве и времени:

$$\frac{\partial u}{\partial t} = D_u \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} - uv^2 + f - fu, \quad (3)$$

$$\frac{\partial v}{\partial t} = D_v \frac{\partial^2 v}{\partial x^2} + uv^2 - (f + k)v, \quad (4)$$

где  $D_u$ ,  $D_v$  – константы диффузии соответствующих веществ в системе. Константа  $f$  – скорость внесения вещества  $U$  в систему,  $f + k$  – скорость удаления вещества  $V$  из области реакции,  $t$  – время,  $x$  – координата.

Пирсон [22] провел численный анализ двумерной системы Грея–Скотта. Эта модель имеет широкий набор поведений, от время-независимого ламинарного потока до хаоса, осцилляции и время-зависимого турбулентного потока.

Леппанен и др. (Т. Lerranen) [23] провели численное моделирование системы Грея–Скотта в трех измерениях, но не получили периодически связанных паттернов.

Известна также реакционно-диффузионная система ФитцХью–Нагумо [24], задаваемая уравнениями:

$$\frac{\partial a}{\partial t} = D_a \frac{\partial^2 a}{\partial x^2} + a - \frac{a^3}{3} - b - \alpha, \quad (5)$$

$$\frac{\partial b}{\partial t} = D_b \frac{\partial^2 b}{\partial x^2} + (a - b)\beta. \quad (6)$$

Эти уравнения введены для описания прохождения импульса вдоль аксона нервной клетки, здесь  $a$  – безразмерная функция, аналогичная трансмембранному потенциалу в биологической возбудимой ткани,  $b$  – безразмерная функция, аналогичная медленному току восстановления.  $D_a$ ,  $D_b$  – константы диффузии соответствующих веществ,  $\alpha$  и  $\beta$  – коэффициенты, подобранные таким образом, чтобы решение системы было периодическим. Константы  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $D_a$ ,  $D_b$  имеют положительные значения.

Добавление диффузионной части (уравнение (5)) позволяет моделировать реакцию Белоусова–Жаботинского [25]. В работе [12] приведен анализ модели без диффузионных составляющих, такая модель может применяться для нахождения новых химических осцилляторов. Малеванец и Капрал (A. Malevanets, R. Kapral) [26] показали, что с помощью модели ФитцХью–Нагумо можно моделировать формирование наноразмерных объектов.

В работе [1] высказано предположение, что “забор” Тьюринга в трехмерном пространстве (образование паттернов) отражает связь между уравнениями реакционно-диффузионной системы и геометрией поверхности. Однако для твердофазных систем подобные модели неизвестны.

Представляет интерес теоретически и экспериментально исследовать химические реакции в неорганических системах для получения материалов с микроструктурой, состоящей из трижды периодических поверхностей минимальной энергии.

В работе [27] сформулированы научные основы синтеза нового класса материалов с регулируемой (периодической) взаимосвязанной структурой на основе трижды периодических поверхностей минимальной энергии. Проведен анализ реакции химического синтеза (Тьюринга), позволяющий получать периодические микроструктуры. Проведена оценка гетерогенетических пар химических веществ, условий прохождения реакции Тьюринга. Показано преимущество процессов синтеза карбидов для получения периодических взаимосвязанных микроструктур. Получен и проанализирован новый композиционный материал алмаз–карбид кремния с упорядоченной микроструктурой и высоким (близкими к природному алмазу) уровнем механических характеристик.

Одним из вариантов получения плотных композитов алмаз–карбид кремния является использование реакционного спекания (пропитка расплавом кремния) [28, 29]. В этом случае образуется прочный скелет из алмазных частиц, заполненный фазой карбида кремния. Алмаз хорошо смачивается жидким кремнием при температуре выше 1450°C, что обеспечивает хорошую пропитку и получение беспористого материала. Процессы, происходящие при взаимодействии алмаза с кремнием, и свойства композитов алмаз–карбид кремния ранее изучены в работах [30, 31].

Для ускорения протекания взаимодействия углерода с кремнием необходимо, чтобы поверхностный слой алмаза графитизировался. Превращение алмаза в графит на воздухе начинается при температуре 800°C [32]. Переход алмаза в графит в вакууме осуществляется при значительно более высокой температуре.

При реакционном спекании материалов на основе алмазных частиц предполагаются следующие элементарные процессы: графитизация алмаза, смачивание и пропитка твердого пористого тела расплавленным кремнием; растворение углерода в расплаве кремния; образование карбида кремния. Последний процесс происходит в результате гетерогенного взаимодействия ( $\text{Si}_j + \text{C}_T = \text{SiC}_T$ ) с кристаллизацией SiC на поверхности алмазных частиц.

#### *Реакционно-диффузионный механизм Тьюринга*

На начальной стадии пропитки жидкий Si проникает в каналы пор заготовки и взаимодействует с углеродом, количество которого превосходит Si, с образованием карбида кремния. Дальнейшая реакция взаимодействия кремния с углеродом осуществ-

ляется путем диффузии компонентов через слой SiC. Процесс 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 на поверхности алмазных частиц слоев SiC.

Основным источником углерода в материалах на основе только алмазных частиц является графит. Реакционно-диффузионное взаимодействие Si с углеродом сопровождается экзотермическим эффектом (повышением температуры системы до 2400°C), с энтальпией  $H_0 = -117.77$  кДж/моль [34]. В результате скорость растворения графита на частицах алмаза в жидком Si увеличивается. Вязкость Si и угол смачивания им углерода снижаются. Это приводит к более быстрой и легкой пропитке жидким Si пористой заготовки. Скорость диффузии Si увеличивается в несколько раз, поры заготовки алмазного материала заполняются SiC.

При формировании SiC в соответствии с реакционно-диффузионным механизмом эффективный коэффициент диффузии ( $D_{эф}$ ) высчитывается по формуле:

$$D_{эф} = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (7)$$

где  $R$  – газовая постоянная,  $Q$  – энергия активации. Из литературных данных [35] известно, что  $D_0 = 2 \times 10^{-6}$  см<sup>2</sup>/с,  $Q = 132$  кДж/моль, отсюда эффективный коэффициент диффузии при температуре 1450°C  $D_{эф} = 4.2 \times 10^{-10}$  см<sup>2</sup>/с.

## ПРОЦЕСС МОДЕЛИРОВАНИЯ РЕАКЦИОННО-ДИФФУЗИОННЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

### *Описание химических превращений*

Формирование композита алмаз–карбид кремния можно описать совокупностью следующих химических процессов. При нагревании алмаза на его поверхности происходит графитизация. Наличие сорбированного поверхностью кислорода ускоряет этот процесс по каталитическому механизму [16]. Процесс можно описать реакциями:

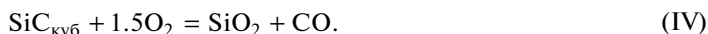


где  $C_{алмаз}$  и  $C_{графит}$  – углерод в виде алмаза и графита,  $C^*O_2$  – активированный комплекс.

При дальнейшем нагревании выше температуры (1414°C) кремний плавится, смачивает поверхность частиц алмаза и образовавшийся на поверхности алмаза графит вступает во взаимодействие с расплавленным кремнием, формируя кубический карбид кремния:



При моделировании учитывали, что карбид кремния может вступать во взаимодействие с кислородом, тем самым снижая поверхностную графитизацию. Из термодинамических соображений следует, что в основном формируется газ CO [38]:



Монооксид углерода диссоциирует с образованием углерода, который способен вступать во взаимодействие с кремнием:



### *Моделирование процесса диффузии*

В процессе диффузии вещества из областей с высокой концентрацией перераспределяются в области с низкой концентрацией. Диффузионная часть уравнения Тьюринга записывается как классическое уравнение диффузии:

$$\frac{\partial a}{\partial t} = D_a \frac{\partial^2 a}{\partial x^2}, \quad (8)$$

где  $a$  – концентрация вещества А,  $D_a$  – константа диффузии,  $t$  – время,  $x$  – координата.

У этого уравнения есть аналитическое решение, которое для Гауссова распределения записывается так:

$$a = \frac{a_0}{\sqrt{2\pi(\sigma_0^2 + 2D_a t)}} \exp\left(-\frac{x^2}{2(\sigma_0^2 + 2D_a t)}\right), \quad (9)$$

где  $a_0$  – начальная концентрация,  $\sigma_0$  – дисперсия из уравнения Гаусса.

Для численного решения диффузионной части используют метод конечных разностей [37]. Метод достаточно стабилен для небольших значений времени.

Производная по времени аппроксимируется как

$$\frac{\partial a}{\partial t} = \frac{1}{dt}(a_{x,t+1} - a_{x,t}). \quad (10)$$

Лапласиан:

$$\frac{\partial^2 a}{\partial x^2} = \frac{1}{dx^2}(a_{x+1,t} + a_{x-1,t} - 2a_{x,t}). \quad (11)$$

Полностью диффузионная часть аппроксимируется как:

$$a_{x,t+1} = a_{x,t} + dt \left( \frac{D_a}{dx^2}(a_{x+1,t} + a_{x-1,t} - 2a_{x,t}) \right). \quad (12)$$

### Моделирование реакционных превращений

Относительные концентрации компонентов (от 0 до 1) обозначились следующим образом:  $[C_{\text{алмаз}}]$  – алмаза;  $[C_{\text{графит}}]$  – графит;  $[O_2]$  – кислорода;  $[Si]$  – кремний,  $[SiC]$  – карбид кремния,  $[SiO_2]$  – оксид кремния,  $[CO_2]$  – оксид углерода IV,  $[CO]$  – оксид углерода II.

Реакционные взаимодействия описываются кинетическими уравнениями  $R$  для каждого компонента:

$$R_{\text{алмаз}}([C_{\text{алмаз}}], [C_{\text{графит}}], [O_2], \dots) = -([C_{\text{алмаз}}][O_2])k_1, \quad (13)$$

$$R_{\text{графит}}([C_{\text{алмаз}}], [C_{\text{графит}}], [O_2], \dots) = \\ = +([C_{\text{алмаз}}][O_2])k_1 - ([C_{\text{графит}}][Si])k_{III} + [CO]^2 k_V \quad (14)$$

и так далее для каждого компонента. Здесь  $k_1 \dots k_V$  – это константы реакций I–V, описанных выше. Единственное требование, которое накладывается на эти уравнения – существование таких концентраций веществ  $[C_{\text{алмаз}}]$ ,  $[C_{\text{графит}}]$ ,  $[O_2]$ , при которых:

$$R_{\text{алмаз}} = 0, \quad (15)$$

$$R_{\text{графит}} = 0. \quad (16)$$

Далее функции  $R$  для каждого из компонентов подставляются в уравнение, использованное Тьюрингом [18]:

$$\frac{\partial a(x,t)}{\partial t} = D_a \frac{\partial^2 a(x,t)}{\partial x^2} + R. \quad (17)$$

В результате получается система уравнений, число которых равно числу компонентов:

$$\frac{\partial [C_{\text{алмаз}}](x, t)}{\partial t} = D_{[C_{\text{алмаз}}]} \frac{\partial^2 [C_{\text{алмаз}}](x, t)}{\partial x^2} - ([C_{\text{алмаз}}] \cdot [O_2]) k_1, \quad (18)$$

$$\begin{aligned} \frac{\partial [C_{\text{графит}}](x, t)}{\partial t} = D_{[C_{\text{графит}}]} \frac{\partial^2 [C_{\text{графит}}](x, t)}{\partial x^2} + ([C_{\text{алмаз}}] \cdot [O_2]) k_1 - \\ - ([C_{\text{графит}}] \cdot [Si]) k_{III} + [CO]^2 k_V, \end{aligned} \quad (19)$$

$$\begin{aligned} \frac{\partial [O_2](x, t)}{\partial t} = D_{[O_2]} \frac{\partial^2 [O_2](x, t)}{\partial x^2} - ([C_{\text{алмаз}}] \cdot [O_2]) k_1 + ([C_{\text{алмаз}}] \cdot [O_2]) k_{II} - \\ - [O_2]^{1.5} \cdot [SiC] k_{IV}, \end{aligned} \quad (20)$$

$$\frac{\partial [Si](x, t)}{\partial t} = D_{[Si]} \frac{\partial^2 [Si](x, t)}{\partial x^2} - ([C_{\text{графит}}] \cdot [Si]) k_{III}, \quad (21)$$

$$\frac{\partial [SiC](x, t)}{\partial t} = D_{[SiC]} \frac{\partial^2 [SiC](x, t)}{\partial x^2} + ([C_{\text{графит}}] \cdot [Si]) k_{III} - ([SiC] \cdot [O_2]^{1.5}) k_{IV}, \quad (22)$$

$$\frac{\partial [SiO_2](x, t)}{\partial t} = D_{[SiO_2]} \frac{\partial^2 [SiO_2](x, t)}{\partial x^2} + ([SiC] \cdot [O_2]^{1.5}) k_{IV}, \quad (23)$$

$$\frac{\partial [CO_2](x, t)}{\partial t} = D_{[CO_2]} \frac{\partial^2 [CO_2](x, t)}{\partial x^2} + ([CO]^2) k_V, \quad (24)$$

$$\frac{\partial [CO](x, t)}{\partial t} = D_{[CO]} \frac{\partial^2 [CO](x, t)}{\partial x^2} + ([O_2]^{1.5} \cdot [SiC]) k_{IV} - [CO]^2 k_V, \quad (25)$$

где  $D$  с соответствующими индексами – коэффициенты диффузии, в квадратных скобках приведены функции, описывающие концентрации соответствующих компонентов в диапазоне от 0 до 1.

Для численного решения системы дифференциальных уравнений в частных производных использована программа Ready [36] с вычислительным ядром OpenCL. Эта программа предназначена для решения дифференциальных уравнений в частных производных методом конечных элементов. Область, в которой производится поиск решения дифференциальных уравнений, разбивается на конечное количество подобластей (элементов). В каждом из элементов произвольно выбирается вид аппроксимирующей функции. В простейшем случае это полином первой степени. Вне своего элемента аппроксимирующая функция равна нулю. Значения функций на границах элементов (в узлах) являются решением задачи и заранее неизвестны. Коэффициенты аппроксимирующих функций обычно находят из условия равенства значения соседних функций на границах между элементами (в узлах). Эти коэффициенты выражают через значения функций в узлах элементов. Составляется система линейных алгебраических уравнений. Количество уравнений равно количеству неизвестных значений в узлах, на которых ищется решение исходной системы, прямо пропорционально количеству элементов.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЯ

При расчетах использовали относительные значения коэффициентов диффузии, значения которых представлены в табл. 1. Коэффициенты диффузии алмаза и карбида кремния в первом приближении приняты равными 0, т. к. их диффузия существенно медленнее, чем жидких и газообразных компонентов. Величина коэффициента диффузии графита принята ненулевой, так как именно углерод графитизированного слоя

**Таблица 1.** Значения относительных коэффициентов диффузии

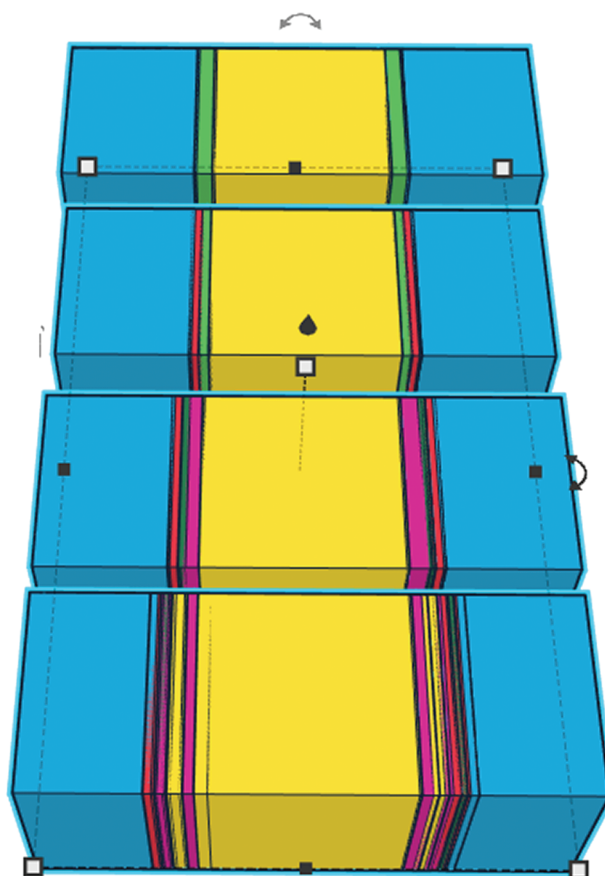
$D [C_{\text{алмаз}}]$	$D [C_{\text{графит}}]$	$D [O_2]$	$D [Si_{\text{ж}}]$	$D [SiC]$
0.00	0.01	0.10	0.04	0.00

**Таблица 2.** Значения относительных констант реакции

K1	K2	K3
0.0035	0.0035	0.0350

поверхности алмаза растворяется в кремнии и участвует в реакционно-диффузионных превращениях.

Значения относительных констант реакции, использованных при расчетах, представлены в табл. 2. Значения K1 и K2 совпадают, так как эти реакции отражают еди-



**Рис. 2.** Пространственное распределение компонентов по мере протекания реакционно-диффузионных процессов в различные моменты условного времени  $t$ . Голубым цветом обозначен алмаз, желтым – кремний, зеленым – кислород, красным – графит, розовым – карбид кремния. На первом этапе реакционно-диффузионного взаимодействия происходит графитизация алмаза, на втором – графит реагирует с кремнием, дальше за счет диффузии формируются чередующиеся слои SiC, C и Si.

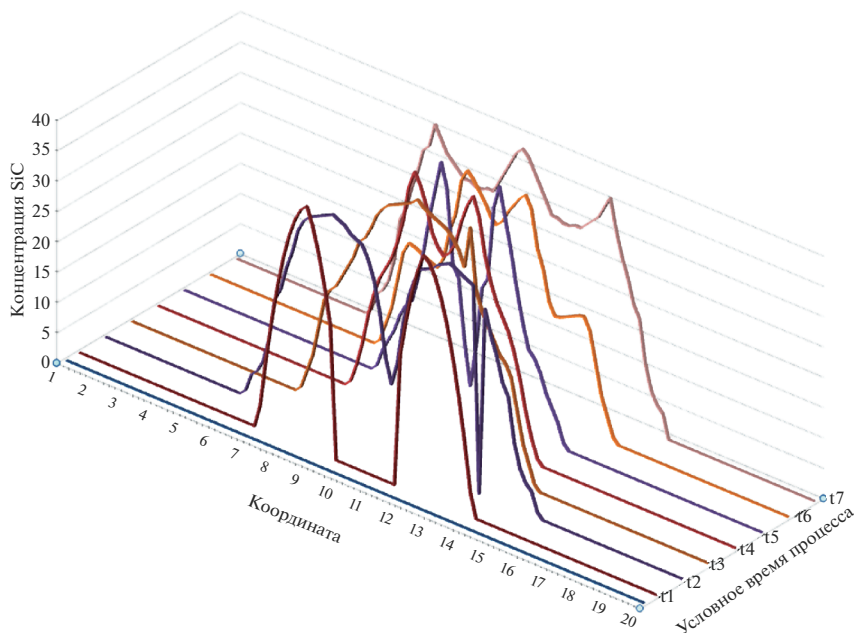


Рис. 3. Изменение концентрации SiC в ходе реакционно-диффузионных превращений в разные моменты времени.

ный процесс графитизации. Величина  $K_3$  существенно выше, так как известно, что процесс образования карбида кремния протекает существенно быстрее, чем графитизации.

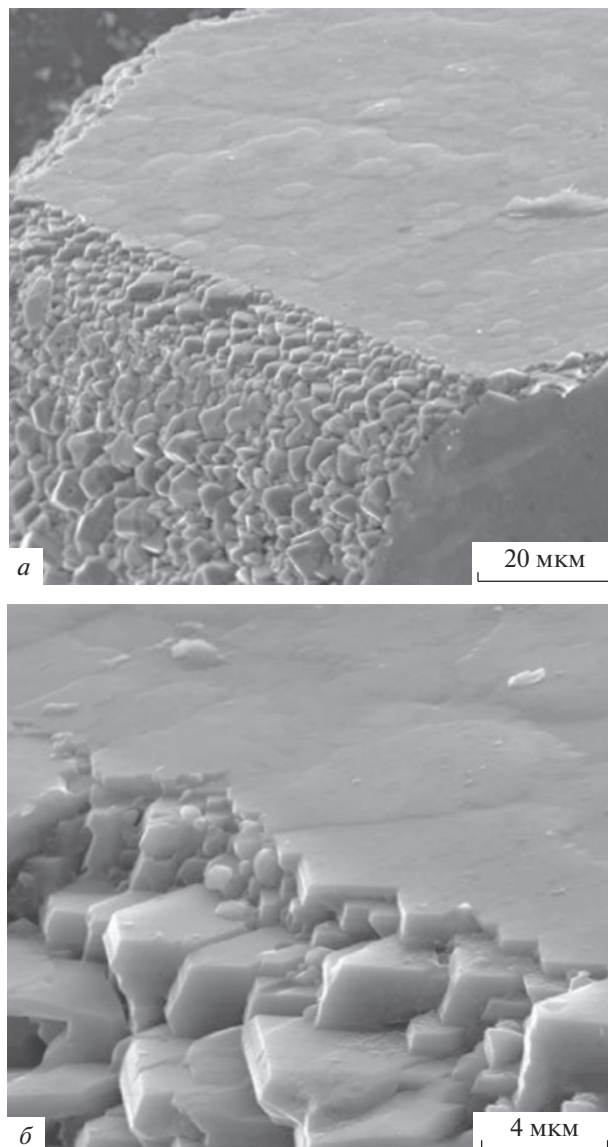
В первом приближении решали одномерную задачу – две частицы алмаза с сорбированным на поверхности кислородом погружены в расплав кремния (рис. 2). На рисунке 2 ось абсцисс соответствует координате точки в пространстве. Цветом обозначены распределения соответствующих компонентов в пространстве (см. подпись к рисунку). В начальный момент времени концентрации алмаза, кремния (расплав) и кислорода в соответствующих областях пространства равны 1, концентрации всех остальных компонентов равны 0.

На рисунке 2 ось абсцисс соответствует координате точки в пространстве, ордината отражает содержание карбида кремния, образующего в результате взаимодействия графитизированного углерода и расплава кремния. В начальный момент времени.

Результаты моделирования показывают, что при вышеуказанных значениях коэффициентов диффузии и констант реакции, в процессе протекания реакционно-диффузионных превращений образование SiC носит колебательный характер и, в определенный момент времени, образуются регулярные паттерны, подобные “забору” Тьюринга (рис. 3). Более наглядно этот процесс представлен на рис. 4.

Таким образом, формируется композиционный материал алмаз–карбид кремния с регулярной упорядоченной микроструктурой (чередованием слоев). Анализ показывает, что условия его формирования следующие: коэффициент диффузии кислорода (катализатор реакции графитизации поверхности алмаза) существенно выше других коэффициентов диффузии; скорость реакции формирования карбида кремния существенно выше скорости графитизации поверхности алмаза.



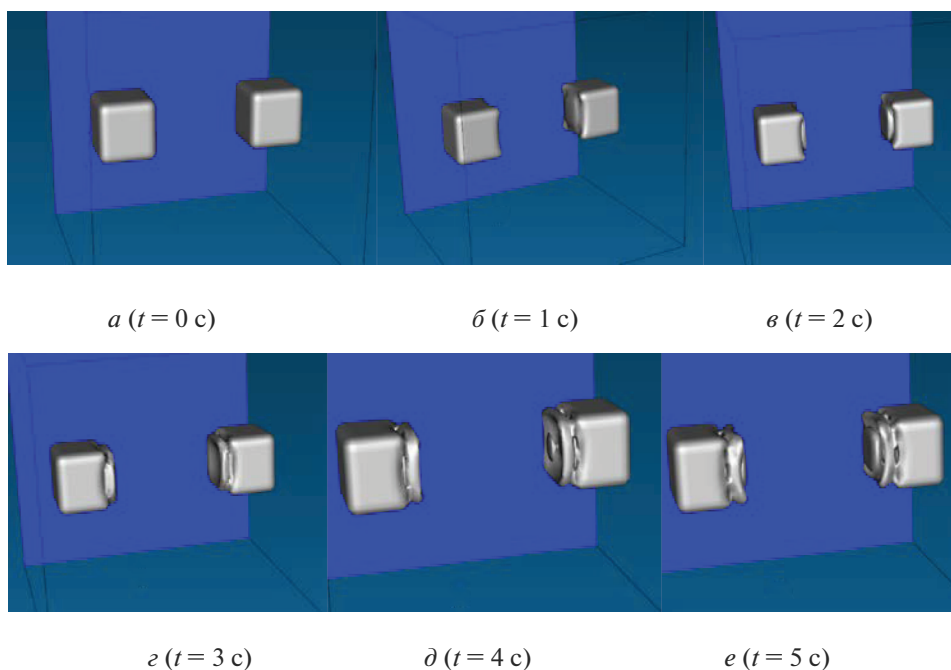


**Рис. 4.** Формирование микронных зерен SiC, образующихся при взаимодействии пироуглерода с жидким Si; “забор” Тьюринга (а, б) на поверхности алмазной частицы.

Подобные структуры в результате моделирования получал Орлик [38] в одномерной модели Брюсселятора.

Для наглядного примера можно рассмотреть трехмерную модель, где используются две частицы алмаза, имеющие кубическую форму (рис. 5). На их гранях, обращенных друг к другу, сорбирован кислород, вся система погружена в расплав кремния.

Результаты моделирования показывают, что с течением времени поверхности алмазных частиц начинают растворяться в расплаве кремния не равномерно, а с образо-



**Рис. 5.** Моделирование эволюции формы алмазных частиц в процессе реакционно-диффузионного взаимодействия (в скобках указаны разные моменты условного времени процесса).

ванием сложной пространственной многослойной структуры, т.е. в результате реакционно-диффузионных превращений формируется материал со сложной периодической микроструктурой.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Путем моделирования впервые описано реакционно-диффузионный механизм формирования SiC в композите алмаз–карбид кремния.

Теоретически доказана вероятность образования “забора” Тьюринга на алмазных частицах в условиях рассмотренной реакционно-диффузионной системы. При определенных условиях (концентрация компонентов, температура синтеза, давление и др.) образуется материал со сложной трижды периодической микроструктурой.

Установлено, что условия формирования паттернов следующие: коэффициент диффузии кислорода (катализатор реакции графитизации поверхности алмаза) существенно выше других коэффициентов диффузии; скорость реакции формирования карбида кремния существенно выше скорости графитизации поверхности алмаза.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-13-00054).

Авторы признательны С.П. Богданову за помощь при обсуждении химических превращений.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шевченко В.Я., Сычев М.М., Лапшин А.Е., Лебедев Л.А. Керамические материалы с топологией трижды периодических поверхностей минимальной энергии для конструкций, рабо-

- тающих в условиях экстремальных нагрузжений // Физика и химия стекла. 2017. Т. 43. № 6. С. 88–91.
2. Шевченко В.Я., Сычев М.М., Лапшин А.Е., Лебедев Л.А., Груздков А.А., Глезер А.М. Полимерные структуры с топологией трижды периодических поверхностей минимальной энергии // Физика и химия стекла. 2017. Т. 43. № 6. С. 92–96.
  3. Andersson S., Hyde S.T., von Shnering H. The intrinsic curvature of solids // Zeitschr.Kristallogr. 1984. V. 168. P. 1–17.
  4. Von Shnering H.G., Nesper R., How nature adapts chemical structures to current surfaces // Angew. Chem., Int. Ed. Engl. 1987. V. 26. P. 1059–1200.
  5. Epstein I.R., Xu B. Reaction–diffusion processes at the nano-and microscales // Nature Nanotechnology. 2016. T. 11. № 4. С. 312–319.
  6. Miyazawa S., Okamoto M., Kondo S. Blending of animal colour patterns by hybridization. // Nat. Commun. 1. 2010. P. 66.
  7. Garzón-Alvarado D., Ramírez Martínez A. A biochemical hypothesis on the formation of fingerprints using a Turing patterns approach // Theoretical Biology & Medical Modelling. 2011. P. 8–24.
  8. Blagodatski A., Sergeev A. Turing nanopatterns coat cornea across arthropods // Proceedings of the National Academy of Sciences. 2015. P. 10750–10755.
  9. Larsson M., Larsson K., Andersson S., Kakhar J., Nylander T., Ninham B., Wollmer P. The alveolar surface structure: transformation from a liposome-like dispersion into a tetragonal CLP bilayer phase // Dispersion Sci. Technol. 1999. P. 1–12.
  10. Michielsen K., Stavenga D. Gyroid cuticular structures in butterfly wing scales: biological photonic crystals // J. R. Soc. Interface 5. 2008. P. 85–94.
  11. Saranathan V., Osuji C., Mochrie S., Noh H., Narayanan S., Sandy A., Dufresne E., Prum R. Structure, function, and self-assembly of single network gyroid (14132) photonic crystals in butterfly wing scales // Proc. Natl Acad. Sci. USA 2010. P. 11676–11681.
  12. Hyde S.T., O’Keeffe M., Proserpio D.M. A short history of an elusive yet ubiquitous structure in chemistry, materials, and mathematics // Angew. Chem. Int. Ed. 47. 2008. P. 7996–8000.
  13. Luzzati V., Tardieu A., Gulik-Krzywicki T., Rivas E., Reiss-Husson F. Structure of the cubic phases of lipid–water systems // Nature. 1968. P. 485–488.
  14. Barois P., Hyde S.T., Ninham B., Dowling T. Observation of two phases within the cubic phase region of a ternary surfactant solution // Langmuir. 1990. P. 1136–1140.
  15. Thomas E., Anderson D., Henke C., Hoffman D. Periodic area-minimizing surfaces in block copolymers. // Nature. 1988. P. 598–601.
  16. Seddon J., Templer R. Cubic phases of selfassembled amphiphilic aggregates // Phil. Trans. R. Soc. Lond. A. 1993. P. 377–401.
  17. Turing A.M. The chemical basis of Morphogenesis // Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series B, Biological Sciences. V. 237. № 641. 1952. P. 37–72.
  18. Belousov B.P. Periodically functioning reaction and its mechanism. Collection of abstracts on radiation medicine for 1958. M., Medgiz, 1959. P. 145 (in Russian).
  19. Prigogine I. Non-Equilibrium Statistical Mechanics. Interscience. N.Y., 1962.
  20. Gray P., Scott S.K. Autocatalytic reactions in the isothermal, continuous stirred tank reactor: isolas and other forms of multistability // Chem. Eng. Sci. 1983. P. 29–43.
  21. Kyoung J. Lee, McCormick W.D. Pattern Formation by Interacting Chemical Fronts // Science. 1993. P. 192–194.
  22. Pearson J.E. Complex Patterns in a Simple System // Science. 1993. P. 189–196.
  23. Leppanen T., Karttunen M., Kaski K., Barrio R.A., Zhang L. A new dimension to Turing patterns // Physica D. 2002. P. 168–178.
  24. Rocsoreanu C., Georgescu A., Giurgiteanu N. The FitzHugh-Nagumo Model: Bifurcation and Dynamics. Kluwer Academic Publishers, Boston, 2000.
  25. Boissonade J., De Kepper P. Transitions from bistability to limit cycle oscillations. Theoretical analysis and experimental evidence in an open chemical system // J. Phys. Chem. 1980. P. 484–501.
  26. Malevanets A., Kapral R. Microscopic model for FitzHugh-Nagumo dynamics // Phys. Rev. E 1997. P. 5655–5657.
  27. Shevchenko V.Ya., Makagon A.I., Sychov M.M. Modeling of reaction–diffusion processes of synthesis of materials with regular (periodic) microstructure // Open Ceramics. 2021. (in press).
  28. Mlungwane K., Herrmann M., Sigalas I. The low-pressure infiltration of diamond by silicon to form diamond–silicon carbide composites // J. European Ceramic Society. 2008. V. 28. P. 321–326.
  29. Zhenliang Y. Infiltration mechanism of diamond/SiC composites fabricated by Si-vapor vacuum reactive infiltration process // J. European Ceramic Society. 2013. V. 33. P. 869–878.
  30. Herrmann M., Matthey B., Höhn, S., Kinski I., Rafaja D., Michaelis A. Diamond-ceramics composites—New materials for a wide range of challenging applications // J. European Ceramic Society. 2012. V. 32. P. 1915–1923.
  31. Mattheya B., Höhna S. Microstructural investigation of diamond-SiC composites produced by pressureless silicon infiltration // J. European Ceramic Society. 2017. V. 37. Iss. 5. P. 1917–1928.

32. *Taylor A.* Synthesis and properties of diamond – silicon carbide composite layers // *J. Alloys and Compounds.* 2019. V. 800. P. 327–333.
33. *Khmelnitskii R., Gippius A.* Transformation of diamond to graphite under heat treatment at low pressure. // *Phase Transitions: A Multinational J.* 2014. P. 87.
34. *Shevchenko V.Y., Koval'chuk M.V., Oryshchenko A.S.* Synthesis of a new class of materials with a regular (periodic) interconnected microstructure // *Glass Phys. Chem.* 2019. V. 45. № 6. P. 412–418.
35. *Fitzer E., Gadow R.* Fiber-reinforced silicon carbide // *Am. Ceram. Soc. Bull.* 1986. V. 65. № 2. P. 326–335.
36. *Hutton T., Munafò T., Trevorrow A., Rokicki T., Wills D.* Ready, a cross-platform implementation of various reaction-diffusion systems. <https://github.com/GollyGang/ready>
37. *Orlik M.* Self-Organization in Electrochemical Systems. Springer, 2012.
38. *Новиков Н.В.,* Поликристаллические материалы на основе алмаза // Киев: Наукова думка, 1989. 192 с.