

ЛИТЕРАТУРА

1. Гузман И. Я. Высокоогнеупорная пористая керамика. – М.: Металлургия, 1971. – 283 с.
2. Беркман А. С. Пористая проницаемая керамика. – М.: Стройиздат, 1969. – 170 с.
3. Адушкин Л. Е. Исследование текстуры и ее влияния на свойства пористой керамики: дис. ... канд. техн. наук. – М., 1970. – 150 с.
4. Химическая технология керамики: учеб. пособие для вузов / Н. Т. Андрианов, В. Л. Балкевич, А. В. Беляков [и др.]. – М.: ООО РИФ «Стройматериалы», 2011. – 496 с.
5. Hammel E., Ighodaro O. L.-R., Okoli O. I. Processing and properties of advanced porous ceramics: an application based review // *Ceram. Int.* – 2014. – Vol. 40, № 10. – P. 15351–15370.
6. Thermal and mechanical response of industrial porous ceramics / G. Bruno, I. Pozdnyakova, A. M. Efremov [et al.] // *Mater. Sci. Forum.* – 2010. – Vol. 652. – P. 191–196.
7. Упрочняющие связи для пористой проницаемой керамики с наполнителем из электроплавленного корунда / А. В. Беляков, Зо Е Мо У, Н. А. Попова, Йе Аунг Мин, В. А. Каримова // *Новые огнеупоры.* – 2017. – № 2. – С. 25–29.
8. Практикум по химической технологии керамики: учеб. пособие для вузов / Н. Т. Андрианов, В. Л. Балкевич, А. В. Беляков [и др.]; под ред. И. Я. Гузмана. – М.: ООО РИФ «Стройматериалы», 2005. – 336 с.
9. Osborn E. F. Phase equilibrium diagrams of oxide systems / ed. by E. F. Osborn, A. Muan // *American Ceramic Society with the Edward Orton Jr. Ceramic Foundation, Columbus, OH, 1960.* – 204 p.

REFERENCES

1. Guzman I. Ya. *Vysokoogneupornaya poristaya keramika* [High-refractory porous ceramics]. M.: Metallurgy, 1971, 283 p (in Russian).
2. Berkman A. S. *Poristaja pronicaemaja keramika* [Porous permeable ceramics]. M.: Stroyizdat, 1969, 170 p (in Russian).
3. Adushkin L. E., *Issledovanie tekstury i ee vlijaniya na svoystva poristoj keramiki* [Study of texture and its influence on the properties of porous ceramics]. Cand. tech. sci. diss. Moscow, 1970. 150 p (in Russian).
4. Andrianov N. T., Balkevich V. L., Belyakov A. V., et al. *Himicheskaja tehnologija keramiki: ucheb. posobie dlja vuzov* [Chemical technology of ceramics: proc. the allowance for high schools]. M.: ООО RIF «Strojmaterialy», 2011, 496 p (in Russian).
5. Hammel E., Ighodaro O. L.-R., Okoli O. I. Processing and properties of advanced porous ceramics: an application based review. *Ceram. Int.*, 2014, vol. 40, no. 10, pp. 15351–15370.
6. Bruno G., Pozdnyakova I., Efremov A. M., et al. Thermal and mechanical response of industrial porous ceramics. *Mater. Sci. Forum*, 2010, vol. 652, pp. 191–196.
7. Belyakov A. V., Zo E Mo U. Popova N. A., et al. Uprochnjajushhie svjazki dlja poristoj pronicaemoj keramiki s napolnitelem iz jelektroplavlennoho korunda [Reinforcing ligaments of the porous permeable ceramic-filled electroplating corundum]. *Novye ogneupory*, 2017, no. 2, pp. 25–29 (in Russian)
8. Andrianov N. T., Belkevich V. L., Belyakov A. V., et al. *Praktikum po khimicheskoy tekhnologii keramiki: ucheb. posobie dlja vuzov: pod red. I. Ya. Guzmana* [Workshop on chemical technology of ceramics. The allowance for high schools. Edited by I. Ya. Guzman]. M.: ООО RIF «Strojmaterialy», 2005, 336 p (in Russian).
9. Osborn E. F. Phase equilibrium diagrams of oxide systems. Ed. by E. F. Osborn, A. Muan. American Ceramic Society with the Edward Orton Jr. Ceramic Foundation, Columbus, OH, 1960, 204 p.

СИЛИЦИРОВАННЫЙ ГРАФИТ: ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПОЛУЧЕНИЯ И ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ.

Часть 1. Основные физико-химические процессы, протекающие при силицировании

**Ю. И. Кошелев, И. А. Бубненко, А. А. Швецов, Н. Г. Бардин,
АО «НИИГрафит», г. Москва; О. Ю. Сорокин, ФГУП «ВИАМ», г. Москва;
Н. А. Макаров, РХТУ им. Д. И. Менделеева, г. Москва**

Ключевые слова: силицированный графит, композит, конструкционный материал, графит, карбид кремния
Key words: siliconized graphite, composite, structural material, graphite, silicon carbide

С каждым годом растет потребность в композиционных и конструкционных материалах в таких отраслях промышленности как машиностроение, металлургия, энергетика, химическая промышленность и т.д. Современные материалы должны работать в расплавах оксидов и металлов при высоких температурах и механических нагрузках, в среде воды высоких параметров и др. В связи с этим все

большее распространение получают углеродкарбидокремниевые материалы благодаря уникальному сочетанию свойств графита и карбида кремния.

В России одним из представителей данного класса материалов является силицированный графит, изделия на основе которого обладают повышенной термочувствительностью, более высокими трибологическими характеристиками по сравнению со спекшимся и самосвязанным карбидом кремния. В наиболее ответственных деталях на АЭС в условиях полусухого трения, возникающих, например, в момент пуска, в качестве материала пары трения используется исключительно силицированный графит.

Выпускаемые в России силицированные графиты условно можно разделить на две группы в зависимости от материала, используемого в качестве углеродной основы для пропитки. К первой группе относятся силицированные графиты марок СГ-М (М – мягкий), БСГ-30, БСГ-60 (Б – боросилицированный), СГ-Т (Т – твердый), ГАКК-55/40 (А – алюмосилицированный), которые получают пропиткой изделий, изготовленных механической обработкой графитов ПРОГ-2400, ГМЗ, ПГ-50, АРВ. К второй группе относят силицированные графиты марок СГ-П, СГП-0,5, СГП-0,1, получаемые пропиткой жидким кремнием специально подготовленной углеродной основы. Преимуществом силицированных графитов класса СГП является возможность управлять химическим составом и физико-механическими свойствами за счет изменения гранулометрического состава и свойств исходного сырья графитовой крупки. Технологическая схема изготовления силицированного графита класса СГП подробно изложена в работе [1].

Пропитка пористой углеродной основы (или пористых графитов) расплавом Si при получении силицированных графитов сопровождается рядом физико-химических процессов, основными из которых являются смачивание углеродного материала расплавом кремния с его одновременным растеканием, капиллярная пропитка, химическое взаимодействие углерода с расплавом кремния, образование и рост слоя SiC. Понимание происходящих физико-химических процессов позволило бы решить многие технологические и научные проблемы и, в конечном счете, значительно увеличить процент выхода годных силицированных изделий в условиях возросшей конкуренции на российском и мировом рынках углеродкарбидокремниевых материалов.

Рассмотрим более подробно физико-химические процессы, происходящие при силицировании углеродных материалов. При взаимодействии капли кремния с поверхностью углеродного материала равновесные процессы наблюдаются редко. В этом случае количественной мерой смачивания могут являться динамический угол смачивания и зависимость радиуса текущей капли от времени ее контакта с углеродной подложкой [2]. В связи с этим, использование уравнения Юнга возможно только в случае термодинамического равновесия, т. е. при установившемся краевом угле смачивания θ . Для неустановившегося режима, несложной химической реакцией, движущей силой растекания будет изменение свободной поверхностной энергии системы $\Delta\sigma$. В этом случае движущая сила растекания (коэффициент Гаркинса) равна:

$$F(t) = \sigma_{тг} - \sigma_{тж}^D - \sigma_{жг} \cos\theta^D, \quad (1)$$

где σ – удельные свободные поверхностные энергии на границах раздела твердое тело – жидкость (тж), жидкость – газ (жг), твердое тело – газ (тг); индекс «D» означает «динамическая», т. е. изменяющаяся во времени величина.

Из уравнения (1) следует, что чем меньше значение $\sigma_{тж}^D$ и больше величина $\sigma_{тг}$, тем интенсивнее протекает процесс растекания.

В работе [3] Н. Эвстапулос с соавторами считают, что однозначного ответа на то, что является движущей силой процесса растекания расплава кремния по углеродному материалу, до настоящего момента нет. По их мнению, применение уравнения (1) не совсем корректно для реакционного смачивания, т. е. смачивания, осложненного химической реакцией на границе раздела твердое тело – жидкость и образованием новой фазы, в нашем случае SiC. В работе приводится следующее уравнение для определения движущей силы, полученное на основе экспериментальных данных смачивания стеклоглерода сплавом Cu – Si:

$$F(t) = \sigma_{жг} (\cos\theta^D - \cos(t)), \quad (2)$$

где θ^D – установившийся краевой угол смачивания на образовавшейся новой фазе SiC.

Согласно уравнению (2), при смачивании углеродных материалов жидким кремнием, скорость его растекания будет тем выше, чем выше значение краевого угла смачивания в момент нанесения капли, а также, чем ниже значение равновесного угла смачивания.

Как следует из данных, приведенных в табл. 1, значения равновесного краевого угла смачивания углеродных материалов расплавом кремния могут сильно различаться в зависимости от условий проведения эксперимента, основными из которых являются [4]:

условия нагревания (раздельное или совместное);

подготовка углеродных подложек с четко заданной шероховатостью поверхности, плотностью, размером зерна, пористой структурой и др.;

методические аспекты проведения эксперимента: чистота исходных материалов, температура, масса капли, скорость съёмки, строгая параллельность плоскости подложки и линии горизонта и др.

Т а б л и ц а 1

Значения равновесного краевого угла смачивания углеродных материалов расплавом кремния

Тип углеродного материала	Значение равновесного угла смачивания, град.	Условия проведения эксперимента
Стеклоуглерод	35	Вакуум, 10^{-5} Па, отдельный нагрев подложки и капли, шероховатость углеродного материала $R_a = 5$ нм
Искусственный графит	15 (0 для экспериментов в среде водорода или гелия)	Вакуум (водород или гелий)
Искусственные графиты разных марок	27-31	Аргон, совместный нагрев, $R_a = 0,06-0,10$ мкм

Из вышесказанного следует, что значение равновесного краевого угла смачивания, полученное разными авторами, не позволяет выявить какое-либо общее влияние структурных особенностей углеродного материала на характер его взаимодействия с кремнием.

Следует отметить, что в уравнении (2) нет переменных, характеризующих непосредственно контактирующий с кремнием материал, поэтому оно, по-видимому, не может быть использовано для выбора углеродного материала для силицирования. Также остается неясным, какие физико-химические процессы ограничивают скорость распространения капли по подложке.

В монографии [5] подробно рассмотрены теоретические положения, применяемые при анализе процессов растекания вязкой жидкости и расплава по гладкой поверхности твердого тела. По зависимости вида $r = k\tau^n$ судят о режиме растекания. Линейная зависимость ($n = 1$) характеризует кинетический режим, степенная ($n < 1$) – различные виды гидродинамического режима (инерционный или вязкий режим).

Для вязкого режима растекания, как наиболее продолжительной стадии, при условии полного смачивания теоретическая зависимость $r = f(t)$ имеет следующий вид:

$$r = \left(\frac{4}{\pi} m \frac{\Delta\sigma}{\chi\eta\rho} \right)^{1/4} \tau^{1/4} = A\tau^{1/4}, \quad (3)$$

где $\Delta\sigma$ – движущая сила процесса растекания; m – масса капли; χ – коэффициент, учитывающий форму капли; η – динамическая вязкость; ρ – плотность металла.

В работе В. П. Елютина с соавторами [6] для растекания жидких металлов по графиту показано, что зависимость их вязкости от времени контакта с графитом определяется следующим уравнением:

$$\eta_\varepsilon = \eta_0\beta\tau^q, \quad (4)$$

где η_ε – динамическая вязкость расплава при растекании по графиту; η_0 – динамическая вязкость чистого расплава; β – коэффициент, зависящий от температуры; q – безразмерный показатель степени.

С учетом изменения вязкости от науглероживания уравнение (3) преобразуется к виду:

$$r = \left(\frac{4}{\pi} m \frac{\Delta\sigma}{\chi\eta_0\rho} \right)^{1/4} \tau^{(1-q)/4}. \quad (5)$$

Из этого уравнения следует, что науглероживание расплава кремния может существенно замедлять его растекание по поверхности графита.

В работе [7] показано, что растекание капли кремния по поверхности пирографита марки ВПП, являющегося моделью высокосовременного графита, более интенсивное, чем по поверхности стеклоуглерода. При этом для обоих случаев по виду зависимости $r = f(t)$ сделано предположение, что растекание происходит в гидродинамическом режиме. По мнению Дезеллюса [8] реакционное смачивание, наблюдаемое при растекании капли кремния по углеродному материалу, контролируется либо реакцией карбидообразования, протекающей на межфазной границе («reaction product control» model), либо диффузией активных элементов (рис. 1), участвующих в данной реакции, к линии раздела т – ж – г.

Полученные авторами зависимости $r = f(t)$ для первого и второго режимов имеют вид:

$$R - R_0 = Kt \quad (6)$$

$$R^4 - R_0^4 = K'V_d t, \quad (7)$$

где V_d – объем капли; K, K' – коэффициенты.

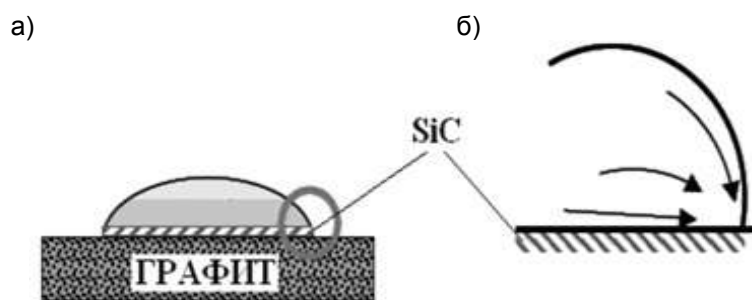


Рис. 1. Модельное представление реакционного смачивания углеродной подложки каплями кремния:
 а – по механизму «reaction product control»;
 б – за счет диффузии активных элементов к линии раздела $\tau - \text{ж} - \text{г}$

Как можно видеть, уравнения (5) и (7) совпадают с точностью до коэффициентов, что, по всей видимости, может свидетельствовать о правильности предположений, сделанных при выводе обоих уравнений. Полученная Дезеллюсом [8] зависимость скорости растекания U капли кремния по поверхности углеродного материала от динамического угла смачивания имеет следующий вид:

$$\frac{U}{F(\theta)} = K \left(\frac{3V}{\pi} \right)^{1/3} (\cos \theta_K - \cos \theta), \quad (8)$$

$$F(\theta) = \frac{\cos \theta (2 - 3 \cos \theta + \cos^3 \theta) - \sin^4 \theta}{\sin \theta (2 - 3 \cos \theta + \cos^3 \theta)^{4/3}}, \quad (9)$$

где V – объем капли; K – коэффициент; θ_K – значение квазиравновесного угла смачивания.

Уравнение (8) хорошо описывает экспериментальные данные, полученные автором, однако информации по влиянию структурных особенностей углеродного материала на его взаимодействие с кремнием не дает. Единственным параметром, чувствительным к структуре углеродного материала, является коэффициент K . Однако автор не приводит более подробной информации относительно данного коэффициента.

Из сказанного выше следует, что природа движущей силы процесса растекания до конца не ясна, поэтому необходимо определить взаимосвязь структурных свойств материалов с кинетикой растекания. Данная информация позволит провести сравнение и выбор необходимого материала для формирования пористой углеродной основы для силицирования.

Практический интерес представляет зависимость, связывающая рентгеноструктурные параметры материала (межплоскостное расстояние d_{002} , степень графитации g) со свободной поверхностной энергией поликристаллических графитов $\sigma_{\text{TГ}}$:

$$\sigma_{\text{TГ}} = \frac{(82,3 - g)10^2}{4,98}, \quad (10)$$

$$\sigma_{\text{TГ}} = \frac{(d_{002} - 3,369)10^6}{4,98}. \quad (11)$$

Из уравнений (10) и (11) следует, что увеличение степени графитации искусственных графитов в определенных пределах (от 0,2 до 0,8 по данным авторов) приводит к повышению скорости растекания Si. При значениях степени графитации g вне указанного интервала зависимость не будет линейной.

Анализ фотографий микроструктуры пористых углеродных основ для силицирования (рис. 2, 3) показал, что пропитываемый материал является системой сообщающихся капилляров разной формы и площади сечения [9]. В связи с этим, представляет особый интерес различные теории пропитки, позволяющие быстро оценить глубину проникновения расплава кремния и, как следствие, возможность полной пропитки заготовок различных габаритов расплавом.

В работе [10] Б. В. Дерягин при выводе уравнения пропитки пористых тел использовал термодинамические величины – работу смачивания и работу преодоления вязкости жидкости при ее течении. Полученное уравнение (12) позволяет обойтись без каких-либо модельных представлений структуры пор и установить однозначную связь явления пропитки с величиной истинной поверхности тела. Как следует из этого уравнения, глубина пропитки l прямо пропорциональна увеличению удельной поверхности материала:

$$l^2 = 2k \frac{S_0}{\delta^2} \sigma_{\text{жг}} \cos \theta \cdot \tau, \quad (12)$$

где k – коэффициент фильтрации; S_0 – удельная поверхность пор; δ – отношение объема пор к объему тел.

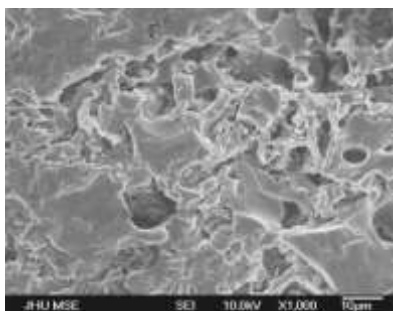


Рис. 2. Сканирующее электронное изображение углеродной основы для силицирования кокса целлюлозы и фенольной смолы



Рис. 3. Сканирующее электронное изображение на основе композита для силицирования: а – сегментационные трещины; б – микрорасслоения

При выводе уравнения (12) сделано предположение о том, что при пропитке поры материала заполняются жидкостью полностью. Однако, в работе [1] показано, что применительно к процессу силицирования кремний в капиллярах пористого графита перемещается по механизму растекания, т. е. расплав кремния полностью не заполняет капилляры, а поднимается сравнительно тонким слоем по его стенкам. Другим недостатком вышеприведенного уравнения является то, что оно не учитывает протекание процесса карбидообразования, приводящего к изменению параметров пористой структуры углеродной основы.

Применение классического уравнения пропитки (13), постулирующего постоянство краевого угла смачивания, также приводит к неверным результатам:

$$\frac{l^2}{t} = \frac{\sigma_{жг} \cos \theta}{2\eta} r, \quad (13)$$

где $\sigma_{жг}$ – поверхностное натяжение жидкости (расплава); θ – угол смачивания; η – вязкость пропитываемой жидкости; r – эффективный радиус капилляра.

Указанное уравнение описывает пористое тело как систему параллельных капилляров одинакового, неизменяющегося во времени радиуса, что на практике далеко от истины (рис. 4, 5).

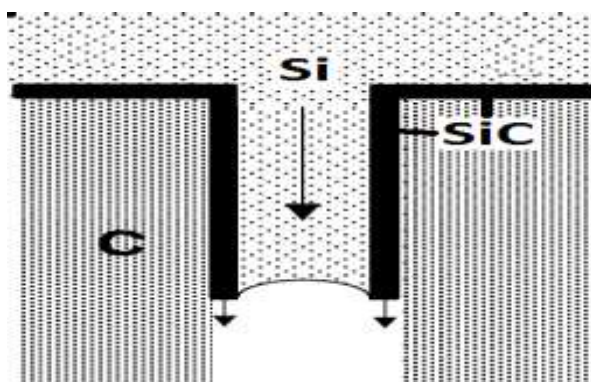


Рис. 4. Схематичное представление пористой углеродной основы в виде параллельных капилляров

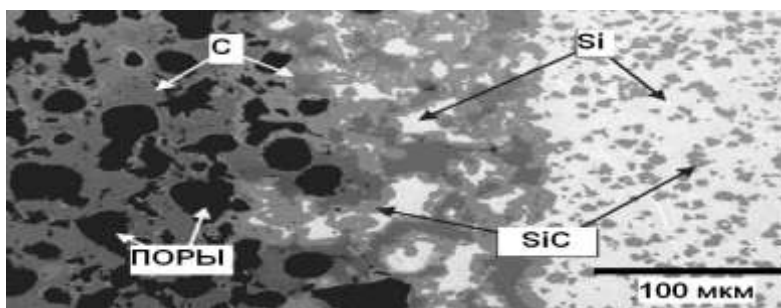


Рис. 5. Явление перекрытия капилляров пористой углеродной основы карбидом кремния при силицировании

Применимость уравнения (13) при пропитке пористых компактированных образцов на основе порошков карбида кремния и мелкого рубленого волокна жидкими органическими растворителями проводили в работе [11].

На основании экспериментальных данных по глубине пропитки, а также известных параметров $\sigma_{жг}$ и η используемых жидкостей установлены значения эффективного радиуса капилляра r . Полученное значение на два порядка меньше определенного методом ртутной порометрии.

Авторы [12] для описания процесса пропитки углерод-углеродного материала расплавом кремния использовали модифицированное уравнение Уошбурна, учитывающее явление перекрытия эффективного радиуса капилляра за счет роста слоя SiC на его стенках, а также бимодальное распределение пор с эффективными радиусами $r_1 = 34,2$ мкм и $r_2 = 4,3$ мкм, предварительно определенными при пропитке того же материала органическими растворителями. Используемая система уравнений имеет вид:

$$\frac{8\eta}{r_2^2} \cdot \frac{hdh}{dt} - \frac{2\sigma_{жг} \cos \theta}{r_1} + rgh = 0, \quad r_1(t) = r_{1,0} - M\sqrt{t}, \quad r_2(t) = r_{2,0} - M\sqrt{t}, \quad \theta(t) = \theta_{\infty} + \theta_{\infty} \exp(B - At), \dots (14)$$

где η – вязкость расплава кремния; A, B, M – коэффициенты.

Попытка сопоставить теоретические расчеты с экспериментальными данными при силицировании углерод-углеродного материала была предпринята в работе [13]. Приведенное уравнение учитывает уменьшение капилляра за счет роста карбидного слоя. Кроме того, модель пористой структуры представлена в виде параллельных капилляров разного сечения, изменяющихся дискретно от минимального (d_{\min}) до максимального (d_{\max}) в широком диапазоне. Показано, что существует критическое значение эффективного диаметра капилляра, при котором может быть достигнута полная пропитка крупногабаритных изделий.

Сопоставление экспериментальных и расчетных результатов для случая пропитки графитов, пористая структура которых еще более разветвленная, в работе не представлена.

В работе [1] проведены как теоретические, так и экспериментальные исследования по пропитке модельных капилляров диаметрами 2, 3 и 5 мм, просверленных в углеродном материале с размерами пор не больше 10^3 Å, а также искусственных графитов класса МПГ. Показано, что:

повышение температуры силицирования с 1700 до 2100 °С способствует увеличению глубины пропитки более чем в три раза на начальных стадиях пропитки;

вычисленные энергии активации процесса пропитки расплавом кремния углеродных материалов более чем на порядок выше таковых для процессов вязкого течения жидкости. Из этого следует, что пропитка ограничивается именно растеканием кремния по поверхности твердого тела и по стенкам пор;

результаты экспериментальных измерений хорошо линейризуются в координатах $i - \tau^{1/2}$ на начальной стадии пропитки (10–30 с) и $i - \tau^{1/4}$ на более поздних этапах. Авторами сделано предположение, что перенос на второй стадии процесса осуществляется посредством поверхностной диффузии;

сравнение экспериментальных данных и теоретических расчетов по уравнению (15):

$$h = \frac{-\ln R}{\pi \rho N} (\Delta \sigma n \pm \pi R^2 \rho g) \sqrt{t}, \quad (15)$$

где η – вязкость кремния; R – радиус единичного капилляра; ρ – плотность кремния; $\Delta \sigma$ – движущая сила пропитки; g – ускорение силы тяжести; N – коэффициент скорости науглероживания кремния; n – коэффициент, зависящий от радиуса капилляра, показало сильное количественное расхождение, причины которого не выяснены.

Как следует из уравнений (13) и (15), увеличение радиуса капилляра должно приводить к увеличению глубины пропитки, однако экспериментальные данные работы [1] свидетельствуют о противоположной зависимости. Вероятно, одним из ограничений применимости данных уравнений является наличие критического радиуса капилляра. Результаты работы [14], приведенные в табл. 2, подтверждают данное предположение.

Таблица 2

Параметры пропитки пористых графитов расплавом кремния

Марка графита	Общая пористость, %	Эффективный радиус пор, мкм	Глубина проникновения, мм
СВ620	17,02	0,05	0,40÷0,75
N	17,77	0,06	0,85÷1,05
УТ87	17,72	0,07	0,80÷0,95
ЕК77	18,65	0,10	0,95÷1,25

Авторами работы [15] на примере пропитки пористого графита ($\Gamma = 35\%$, $r_{cp} = 2$ мкм) сплавом Al (40 мас. %) – Si показано, что временная зависимость глубины проникновения кремния внутрь графита носит линейный характер, а не параболический, как предполагает уравнение (13).

Таким образом, математические модели, приведенные в литературных источниках, применимы для описания процесса силицирования волокнистых углеродных материалов, а не пористых графитов. Многие из них не учитывают влияние изменения вязкости расплава жидкого кремния вследствие его науглероживания, нуклеацию карбида кремния, изменение краевого угла смачивания при образовании карбидной фазы, тепловые эффекты, влияние примесей и структуры углеродного материала.

ЛИТЕРАТУРА

1. Тарабанов А. С., Костиков В. И. Силицированный графит. – М.: Metallurgia, 1977. – 208 с.
2. Eustathopoulos N., Nicholas M. G., Drevet B. Wettability at high temperatures / Ed. by R. W. Cahn. Pergamon, Amsterdam, New-York, 1999. – 429 p.
3. Eustathopoulos N. Fundamental issues of reactive wetting by liquid metals // J. Mater. Sci. – 2010. – Vol. 45, № 16. – P. 4256–4264.
4. Sobczak N., Singh M., Asthana R. High-temperature wettability measurements in metal/ceramic systems – Some methodological issues // Curr. Opin. Solid. St. – М. – 2005. – № 9. – P. 241–253.
5. Сумм Б. Д., Горюнов Ю. В. Физико-химические основы смачивания и растекания. – М.: Химия, 1976. – 232 с.
6. Елютин В. П., Костиков В. И., Маурах М. А. Кинетика растекания титана по графиту // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – М. – 1964. – № 11. – С. 5–10.
7. Селезнев А. Н. Углеродистое сырье для электродной промышленности. – М.: Профиздат, 2000. – 256 с.
8. Dezellus O. Contribution a L'etude Des Mecanismes De Mouillage Reactif: PhD dissertation, Institut National Polytechnique De Grenoble. – France. – 2000. – 273 p.
9. Margiotta J. C., Zhang D., Nagle D. C. [et al.]. Formation of dense silicon carbide by liquid silicon infiltration of carbon with engineered structure // J. Mater. Res. – 2008. – Vol. 23, № 5. – P. 1237–1248.
10. Дерягин Б. В. Определение удельной поверхности пористых тел по скорости капиллярной пропитки // Коллоидный журнал. – 1946. – Том VIII, № 1–2. – С. 27–30.
11. Einset E. Capillary infiltration rates into porous media with application to Silcomp processing // J. Am. Ceram. Soc. – 1996. – № 79. – P. 333–338.
12. Kumar S., Kumar A., Devi R. [et al.]. Capillary infiltration of liquids into 3D-stitched C-C preforms. Part B: kinetics of silicon infiltration // J. Eur. Ceram. Soc. – 2009, № 29. – P. 2651–2657.
13. Gern F. H., Kochendörfer R. Liquid silicon infiltration: description of infiltration dynamics and silicon carbide formation // Composites Part A. – 1997. – № 28. – P. 355–364.
14. Gifja A., Tangstad M., Abel Engh T. Wettability of silicon with Refractory Materials // Report of Norw. Univ. of Sci. and Tech. – 2008. – 37 p.
15. Calderon N. R., Voytovych R., Narciso J. [et al.]. Pressureless infiltration versus wetting in AlSi/graphite system // J. Mater. Sci. – 2010. – № 45. – P. 4345–4350.

REFERENCES

1. Tarabanov A. S., Kostikov V. I. *Silicirovannyj grafit* [Siliconized graphite]. Moscow: Metallurgiya, 1977, 208 p (in Russian).
2. Eustathopoulos N., Nicholas M. G., Drevet B. Wettability at high temperatures. Edited by R. W. Cahn. Pergamon, Amsterdam, New-York, 1999, 429 p.
3. Eustathopoulos N. Fundamental issues of reactive wetting by liquid metals. J. Mater. Sci., 2010, vol. 45, no. 6. pp. 4256–4264.
4. Sobczak N., Singh M., Asthana R. High-temperature wettability measurements in metal/ceramic systems – Some methodological issues. Curr. Opin. Solid. St., М., 2005, no. 9. pp. 241–253.
5. Summ B. D., Gorjunov Ju. V. *Fiziko-himicheskie osnovy smachivaniya i rastekanii* [Physico-chemical fundamentals of wetting and spreading]. Moscow: Himija, 1976, 232 p (in Russian).
6. Eljutin V. P., Kostikov V. I., Maurah M. A. Kinetika rastekaniya titana po grafitu [The kinetics of the spreading of titanium by graphite]. *Izv. VUZov. Chernaja metallurgija*, 1964, no. 11, pp. 5–10(in Russian).
7. Seleznev A. N. *Uglerodistoe syr'e dlja jelektrodnoj promyshlennosti* [Carbon raw materials for the electrode industry]. Moscow: Profizdat, 2000, 256 p (in Russian).
8. Dezellus O. Contribution a L'etude Des Mecanismes De Mouillage Reactif. *PhD dissertation. Institut National Polytechnique De Grenoble*. France, 2000, 273 p.
9. Margiotta J. C., Zhang D., Nagle D. C., et al. Formation of dense silicon carbide by liquid silicon infiltration of carbon with engineered structure. J. Mater. Res. 2008, vol. 23, no. 5. pp. 1237–1248.
10. Derjagin B. V. Opredelenie udel'noj poverhnosti poristyh tel po skorosti kapilljarnoj propitki [Determination of the specific surface area of porous bodies according to the speed of capillary impregnation]. *Kolloidnyj zhurnal*, 1946, vol. VIII, no. 1–2, pp. 27–30 (in Russian).
11. Einset E. Capillary infiltration rates into porous media with application to Silcomp processing. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1996, no. 79, pp. 333–338.
12. Kumar S., Kumar A., Devi R., et al. Capillary infiltration of liquids into 3D-stitched C-C preforms. Part B: kinetics of silicon infiltration. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 2009, no 29, pp. 2651–2657.

13. Gern F. H., Kochendörfer R. Liquid silicon infiltration: description of infiltration dynamics and silicon carbide formation. *Composites Part A*, 1997, no. 28, pp. 355–364.
14. Gifja A., Tangstad M., Abel Engh T. Wettability of silicon with Refractory Materials. *Report of Norw. Univ. of Sci. and Tech.*, 2008, 37 p.
15. Calderon N.R., Voytovych R., Narciso J., et al. Pressureless infiltration versus wetting in AlSi/graphite system. *J. Mater. Sci.*, 2010, no. 45, pp. 4345–4350.

НОВЕЙШАЯ ИНФОРМАЦИЯ О НАУЧНЫХ ИССЛЕДОВАНИЯХ

РХТУ им. Д. И. Менделеева – Липатьева Т. О. Формирование под действием лазерного излучения волноводных структур в стеклах и исследование их оптических характеристик (канд. хим. наук).

Показана возможность локальной поверхностной кристаллизации литиевоборгерманатных стекол с химическим составом вблизи состава LiBGeO_4 . Разработаны рекомендации к качеству полировки, свильности и пузырности стекол и подбору оптимальных условий для осуществления лазерной кристаллизации – скорости перемещения лазерного пучка, энергии, длительности импульса, частоты следования импульсов, поляризации.

Чередниченко А. Г. Синтез, свойства и практическое использование материалов для органических светоизлучающих устройств (д-р хим. наук).

Методами рентгеноструктурного анализа определены и занесены в международную базу параметры структуры синтезированных электролюминесцентных координационных соединений иридия. Впервые исследовано влияние условий окружающей среды на деградационную устойчивость синтезированных координационных и органических соединений с использованием климатической установки. Установлен характер негативного воздействия окислительной атмосферы и УФ-излучения на стабильность исследованных образцов люминофоров. Разработана технология получения координационных соединений алюминия, галлия, лития и цинка с 8-оксихинолином и другими органическими лигандами, отвечающая требованиям ОСИД-производства.

Синтезированы образцы порошков (три-8-оксихинолятов) алюминия, галлия и индия с чистотой по неорганическим примесям не менее 99,997 мас. %. Разработан комплекс оригинальных аналитических методик для контроля органических электролюминесцентных материалов в процессе их синтеза, хранения и практического использования (патенты РФ № 254047 и № 154433).

НА НАУЧНЫХ ФОРУМАХ

29 ноября – 1 декабря 2017 г. в Москве состоится Международный специализированный строительный форум «Цемент. Бетон. Сухие смеси». Организаторы форума Российский Союз строителей и Международное аналитическое обозрение «Алитинформ: Цемент. Бетон. Сухие смеси».

В рамках форума предусмотрено проведение Международного семинара-конкурса молодых ученых и аспирантов, работающих в области вяжущих веществ, бетонов и сухих смесей.

*
* *

6–7 июня 2018 г. в Москве состоится 2 Международный симпозиум по долговечности и устойчивому развитию конструкционного бетона DSCS 2018. Организаторы: Итальянское отделение Американского института бетона (ACI IC) и Российская инженерная академия (РИА) при участии Российской академии наук (РАН) и Российской академии архитектуры и строительных наук РААСН).

Организационный комитет: Вячеслав Фаликман (Научно-исследовательский центр «Строительство», *председатель*), Роберто Реалфонзо (ACI IC, *председатель*), Луиджи Коппола (ACI IC), Петр Нбжек (Czech Technical University), Paolo Riva (ACI IC).

Российский Организационный комитет: Борис Гусев (Международная и Российская инженерная академия, г. Москва), *председатель*, Андрей Звездов (ассоциация «Железобетон»), Валентина Степанова (АО «Научно-исследовательский центр «Строительство»), Лариса Барина (Торгово-промышленная палата Российской Федерации), Юрий Кузнецов (ИФХиЭ РАН), Михаил Лейбман (НИУ МГСУ), Владимир Трауш (РААСН).

Цели и темы: Цель Симпозиума – представить и обсудить наиболее значимые инновационные решения и исследования в области долговечности и устойчивого развития конструкционного бетона. Среди прочего, предметы обсуждения будут посвящены снижению эмиссии CO_2 ; применению рециклированных материалов и инновационных продуктов; проектирование долговечных конструкций; обслуживание, ремонт и восстановление существующих железобетонных конструкций. Темы будут рассмотрены со всех точек зрения: начиная с науки о материалах до методов испытаний; от оценки воздействия на окружающую среду до проектирования конструкций при суровых воздействиях и будут включать обслуживание, контроль, ремонт и повторное использование железобетонных конструкций.