

06

Изготовление композиционной керамики V_4C/TiB_2 методом карбидоборного восстановления

© Т.С. Гудыма,¹ Р.Р. Хабиров,¹ Ю.Л. Крутский,¹ Н.Ю. Черкасова,¹ А.Г. Баннов,¹ А.О. Семенов²

¹Новосибирский государственный технический университет,
630073 Новосибирск, Россия

²Томский политехнический университет,
634050 Томск, Россия
e-mail: gudymatan@mail.ru

Поступило в Редакцию 4 октября 2024 г.

В окончательной редакции 4 октября 2024 г.

Принято к публикации 4 октября 2024 г.

Композиционная керамика V_4C/TiB_2 изготовлена прессованием готовых порошковых смесей V_4C/TiB_2 , а также методом реакционного прессования. Содержание фазы TiB_2 составляло 10–30 mol%. Выявлено, что увеличение содержания добавки TiB_2 снижает открытую пористость и увеличивает относительную плотность композиционной керамики. Визуальный анализ показал, что одновременное проведение карбидоборного синтеза и горячего прессования позволило получить материал $V_4C/10\text{ mol}\%TiB_2$ с равномерно распределенными зёрнами TiB_2 в объеме фазы V_4C . Микротвердость и вязкость разрушения такого материала составляла 41.1 GPa и $4.4\text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ соответственно. Относительная плотность составляла 99.9%. В случае горячего прессования предварительно синтезированной порошковой смеси подобные результаты достигнуты при более высоком содержании модифицирующей добавки, соответствующем 30 mol% диборида. Показано, что композиционная керамика, содержащая 30 mol% TiB_2 , обладает более высоким сечением поглощения тепловых нейтронов по сравнению с немодифицированной керамикой.

Ключевые слова: диборид титана, углеродные нановолокна, карбид бора, тугоплавкие соединения.

DOI: 10.61011/JTF.2025.02.59722.283-24

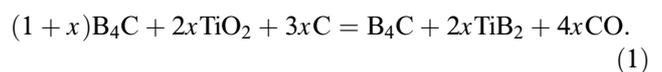
Введение

В последние годы растет интерес к керамическим материалам с высокой стойкостью к ударным нагрузкам. К таким материалам относится карбид бора V_4C . V_4C обладает такими характеристиками как высокая твердость (до 50 GPa), низкая плотность (2.52 g/cm^3). V_4C нашел применение в системе контроля и защиты атомных реакторов в качестве поглощающего материала. Благодаря высокому содержанию бора в своем составе такая керамика имеет высокое сечение поглощения тепловых нейтронов. Ограниченное применение V_4C для производства керамических изделий вызвано его недостаточной способностью к спеканию и относительно низкой вязкостью разрушения [1,2].

Одним из способов решения вышеуказанной проблемы является введение добавок диборидов переходных металлов [3–5]. В ряде исследований в качестве добавки использовали диборид титана TiB_2 [6–8]. Данный материал характеризуется высокой температурой плавления ($\sim 3200^\circ\text{C}$) и микротвердостью (25–34 GPa) [9,10].

В большинстве работ, посвященных изготовлению керамики V_4C/TiB_2 , в качестве реагентов используют готовые порошки V_4C и TiB_2 [11–13]. Однако дибориды переходных металлов с высокой степенью чистоты имеют высокую стоимость. В связи с этим активно развиваются технологические решения, связанные с использованием более дешевых реагентов, например окси-

дов, для карбидоборного синтеза фазы модифицирующей добавки непосредственно в процессе компактирования в соответствии с реакцией (1) [14]:



Например, в работе [15] композиционная керамика $V_4C-20\text{ mol}\%TiB_2$ была изготовлена совмещением карбидоборного синтеза и горячего прессования (ГП). В качестве реагентов использовали порошки V_4C , TiO_2 и сажу. Процесс проводили при температуре 2000°C и давлении 60 MPa в течение 60 min. Керамика, полученная обоими способами, имела прочность 866 MPa и достаточно умеренную трещиностойкость $3.2\text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$. Стоит отметить, что сажа используется как углеродный материал в большинстве работ, посвященных карбидоборному синтезу композитов V_4C/TiB_2 [16,17]. Недостатком данного реагента является относительно низкая удельная поверхность $\sim 75\text{ m}^2/\text{g}$. Известны материалы с более развитой удельной поверхностью. Например, углеродные нановолокна ($\sim 150\text{ m}^2/\text{g}$) и активированные угли ($\sim 2000\text{ m}^2/\text{g}$). Активированные угли обладают нестабильным составом и могут содержать значительное количество примесей. Зольность таких углей составляет около 5%. Для активированных углей характерно наличие микропор, в то время как для углеродных нановолокон характерны мезопоры, способствующие большей реакционной способности углеродного материала.

В настоящей работе в качестве углеродного материала выбраны углеродные нановолокна. Для изготовления углеродных нановолокон используют доступное сырье — метан. Кроме того, получение углеродных нановолокон на данный момент рассматривается как перспективная технология разложения попутного нефтяного газа. Расширение рынка сбыта данного материала, в частности для изготовления тугоплавкой керамики, способствует снижению углеродного следа в отечественной нефтяной отрасли.

Целью настоящей работы являлось изучение характеристик композиционной керамики V_4C/TiB_2 , изготовленной методом карбидоборного восстановления. Было выполнено горячее прессование предварительно синтезированной шихты, а также реакционное прессование керамики.

1. Экспериментальная часть

Для синтеза композиционных материалов V_4C/TiB_2 были использованы следующие реагенты: порошок V_4C (чистота 98.5 mass%, $d_{av} = 2.1 \mu m$), синтезированный из углеродных нановолокон и порошка В [18]; коммерческий оксид титана TiO_2 (чистота 99.0 mass%, $d_{av} = 1.0 \mu m$, ООО „ПРОМХИМПЕРМЬ“, Россия); углеродные нановолокна (содержание углерода 99.0 mass%, $d_{av} = 3.9 \mu m$) [19].

Часть образцов керамики была получена компактированием готовых порошковых смесей V_4C/TiB_2 . Смесей были предварительно синтезированы в соответствии с реакцией (1) в индукционной печи косвенного нагрева при температуре 1650°C по методике, изложенной в работах [20,21]. Другая часть керамических образцов была получена методом реакционного прессования также в соответствии с реакцией (1), т.е. синтез протекал непосредственно в процессе компактирования в матрице пресса. Состав шихты соответствовал содержанию TiB_2 0–30%. Перед прессованием шихту перемешивали и измельчали в шаровой планетарной мельнице АГО-2С с ускорением 20 g в течение 5 min.

Компактные образцы получали методом ГП с использованием компактного лабораторного горячего пресса (Конструкторско-технологический институт научного приборостроения СО РАН, Россия). Максимальная температура прессования составляла 2000°C при давлении 25 МПа. Нагрев проводили со скоростью 50°C/min до достижения температуры 1500°C, затем со скоростью 35°C/min до достижения максимальной температуры. Погрешность определения температуры составляла 1% от измеренной величины. Время выдержки при максимальных параметрах составляло 10 min. Для поддержания в матрице пресса инертной среды использовали аргон.

В таблице представлена маркировка образцов керамики.

Маркировка образцов керамики V_4C/TiB_2

Маркировка образца	Содержание TiB_2 , mol%	Способ синтеза системы V_4C/TiB_2
T0HP	0	Предварительно в печи
T10sHP	10	Предварительно в печи
T20sHP	20	Предварительно в печи
T30sHP	30	Предварительно в печи
T10HP	10	В матрице пресса

Дифракционные картины от образцов были получены с использованием дифрактометра ARL X'TRA („Thermo Fisher Scientific (Ecublens) SARL“, Швейцария) с θ – θ -гонометром. По методу Вильямсона–Холла был вычислен средний размер кристаллитов фазы V_4C .

Определение относительной плотности было выполнено методом гидростатического взвешивания в соответствии с ГОСТ 2409-2014 [22].

Исследование микроструктуры полированных образцов керамики и поверхности разрушения выполняли с использованием растрового электронного микроскопа EVO 50 („Carl Zeiss“, Германия), снабженного приставкой для энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии INCA X-ACT. Определение размера зерен и агрегатов было выполнено с использованием программы „JMicroVision“.

Определение твердости и вязкости разрушения керамики проводили с использованием микротвердомера Виккерса 402MVD („Wolpert Group“, Нидерланды). Твердость определяли в соответствии с ГОСТ 2999-75 [23] при нагрузке на индентор 500 g. При нагрузке 5 kg методом индентирования было выполнено определение вязкости разрушения. Расчет вязкости разрушения выполняли по формуле (2) [24]:

$$K_{IC} = 0.048 \left(\frac{l}{a} \right)^{-0.5} \left(\frac{H_v}{E\beta} \right)^{-0.4} \frac{H_v a^{0.5}}{\beta}, \quad (2)$$

где a — полудиagonal отпечатка, [μm]; H_v — твердость, [GPa]; l — длина трещины, [μm]; β — константа ($\beta = 3$); E — модуль продольной упругости, [GPa].

Оценка поглощающей способности керамики была выполнена путем определения изменения плотности потока тепловых нейтронов, проходящих через исследуемый образец толщиной 4 mm, с последующим расчетом макроскопического сечения поглощения материала. Измерения выполняли с использованием универсального дозиметра-радиометра МКС-АТ1117М (ООО НПФ „Доза“, Россия) и блока детектирования БДКН-03 („АТОМ-ТЕХ“, Белоруссия). Накопление потока нейтронов осуществляли в течение 0.5 min. Сечение поглощения тепловых нейтронов (Σ_a , cm^{-1}) рассчитывали, пользуясь законом ослабления плотности потока нейтронов:

$$F = F_0 e^{-\Sigma_a r}, \quad (3)$$

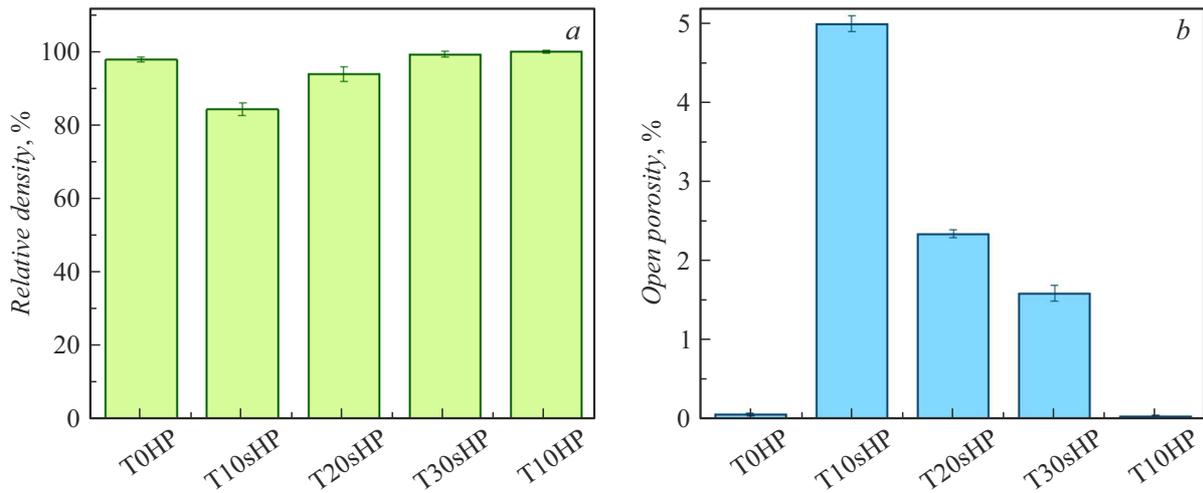


Рис. 1. Результаты определения относительной плотности (а) и открытой пористости (b).

где F — плотность потока тепловых нейтронов после прохождения образца, $[n/(cm^2 \cdot s)]$; F_0 — плотность потока тепловых нейтронов без образца, $[n/(cm^2 \cdot s)]$; r — толщина материала-поглотителя, $[cm]$.

2. Результаты и их обсуждение

Результаты исследования влияния добавок TiB_2 и способа прессования на относительную плотность и открытую пористость керамики показаны на рис. 1.

Среди образцов модифицированной керамики наибольшую относительную плотность (99.90%) в сочетании с низкой открытой пористостью (0.07%) продемонстрировал образец состава $B_4C/10 mol\% TiB_2$, полученный методом реакционного горячего прессования. Полученные данные подтверждают предположение о том, что эффективное уплотнение композиционной керамики достигается за счет комбинирования процессов синтеза и компактирования [17]. В образцах, изготовленных методом ГП предварительно синтезированной смеси B_4C/TiB_2 , содержащей 10–20 mol% модифицирующей добавки, зафиксированы низкие значения относительной плотности. Это может указывать на недостаточную активность диффузионных процессов, которые происходят в шихте во время проведения синтеза в индукционной печи.

Для определения полноты протекания реакции карбидо-борного восстановления в ходе реакционного горячего прессования был выполнен рентгенофазовый анализ образца T10HP (рис. 2). Данный образец характеризовался наибольшим уплотнением.

В составе образца кроме целевых фаз B_4C и TiB_2 было обнаружено присутствие углерода С. При загрузке шихты в пресс-форму поверхность пуансона, соприкасающаяся с образцом, прокладывается графитовой бумагой. Углерод, входящий в состав графитовой бумаги, мог проникнуть в объем образца и повлиять на результаты

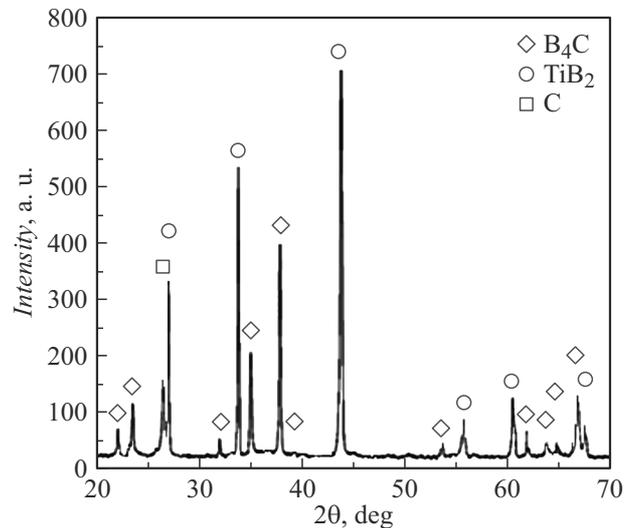


Рис. 2. Дифрактограмма образца $B_4C/10 mol\% TiB_2$, метод реакционного горячего прессования.

РФА. Мольное соотношение фаз $B_4C:TiB_2:C$ составило 87:9:4.

Для определения размера зерен фазы модифицирующей добавки и характера ее распределения в объеме основной фазы был выполнен микроструктурный анализ керамики. Средний размер зерен фазы TiB_2 для образцов T10sHP, T20sHP, T30sHP и T10HP составил 1.0, 1.4, 7.0, 0.9 μm соответственно. Средний размер зерен TiB_2 возрастал с увеличением доли модифицирующей добавки в составе керамики. Наименьший размер зерен TiB_2 характерен для образца, синтезированного непосредственно в процессе ГП и характеризующегося максимальным уплотнением. Следует отметить, что для данного образца средний размер кристаллитов фазы B_4C составил 42 nm, что меньше, чем в образце без добавок (83 nm). Это может указывать на то, что введение вторичной

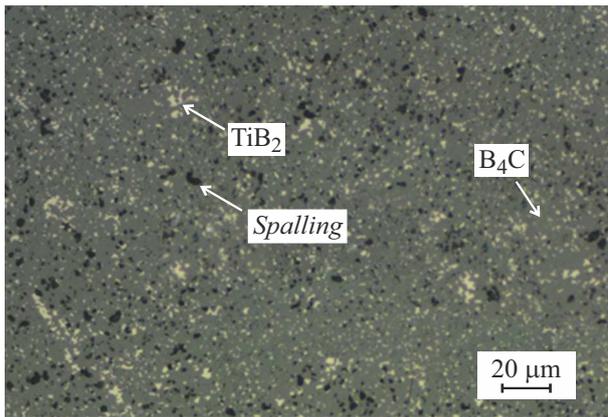


Рис. 3. Микроструктура керамики $V_4C/10 \text{ mol\% TiB}_2$, реакционное горячее прессование.

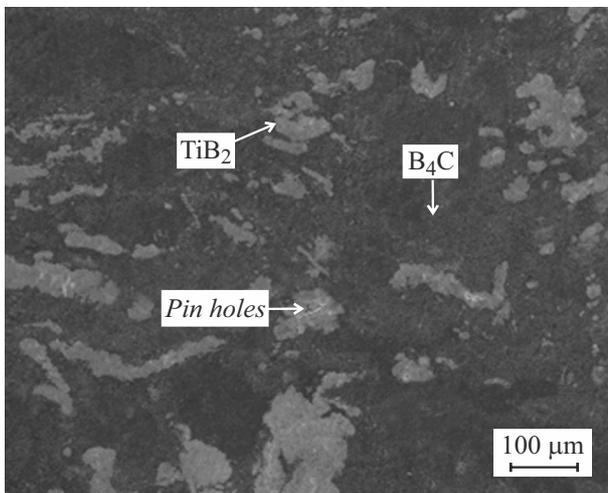


Рис. 4. Микроструктура керамики $V_4C/30 \text{ mol\% TiB}_2$, изготовленной ГП предварительно синтезированной шихты.

фазы приводит к уменьшению размера зерна V_4C . Такой эффект может объясняться различием коэффициентов линейного термического расширения фаз, входящих в состав керамики: $4.5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ для V_4C и $4.6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ для TiB_2) [25].

На рис. 3 приведены микроснимки образца T10HP, изготовленного методом совмещения синтеза керамики и ее компактирования. Снимки получены в режиме регистрации вторичных электронов. Можно наблюдать достаточно равномерное распределение фазы модифицирующей добавки в объеме керамики. Также на микроснимках можно наблюдать присутствие выкрашиваний.

На рис. 4 представлена микрофотография образца T30sHP, изготовленного методом ГП предварительно синтезированной шихты и, также, как и образец T10HP, обладающего высокой относительной плотностью.

Для данного образца характерно наличие достаточно крупных агрегатов модифицирующей фазы размером более $100 \mu\text{m}$ и пор размером до $15 \mu\text{m}$. Наличие пор и

выкрашиваний в структуре материала может указывать на низкую прочность связи межзеренных границ.

Исследование поверхности разрушения образцов керамики показало разницу в характере разрушения зерен фаз V_4C и TiB_2 (рис. 5).

Можно заметить, что для фазы V_4C наблюдается внутризеренный характер разрушения, в то время как для фазы TiB_2 — межзеренный. Это позволяет предположить, что трещина, распространяясь в объеме основной фазы, меняет свое направление при попадании на зерна TiB_2 и ее энергия будет постепенно спадать (рис. 6).

На рис. 7 представлены результаты определения микротвердости и вязкости разрушения образцов керамики.

Можно обратить внимание, что для всех образцов, в которые была введена добавка диборида, значения микротвердости были ниже, чем в образце T0HP, не содержащем добавок. Это, вероятно, связано с тем, что TiB_2 обладает более низкой микротвердостью, чем фаза V_4C . Введение фазы с более низкой микротвердостью способствует снижению общей твердости композита.

Наиболее высокую микротвердость ($41 \pm 2 \text{ GPa}$) продемонстрировал образец T10HP, изготовленный методом реакционного горячего прессования. Микротвердость образцов, изготовленных прессованием пред-

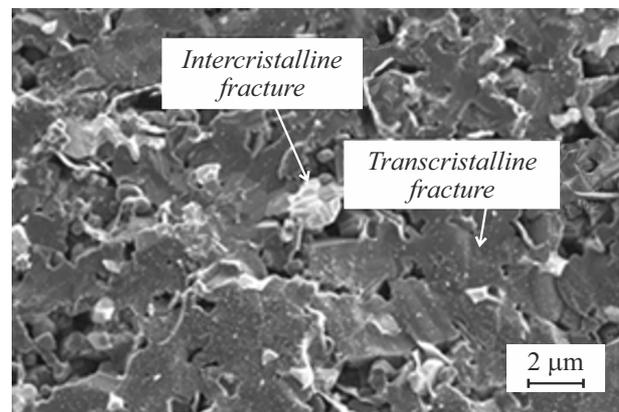


Рис. 5. Поверхность разрушения образца T10sHP.

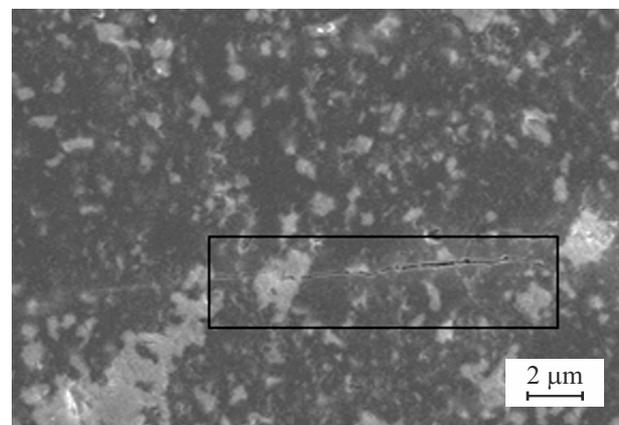


Рис. 6. Распространение трещины в объеме керамики.

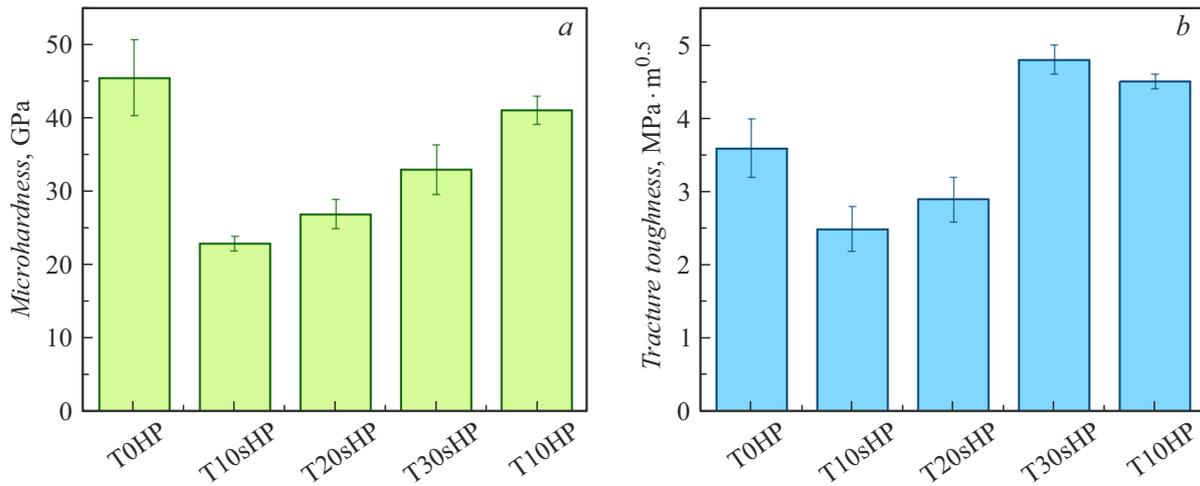


Рис. 7. Микротвердость (а) и вязкость разрушения (б) композиционной керамики V₄C/TiB₂.

варительно синтезированной шихты, была значительно меньше. Наибольшая вязкость разрушения ($4.8 \pm 0.2 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$) была характерна для образца T30sHP, полученного методом ГП предварительно синтезированной смеси. Стоит отметить, что образцы, полученные совмещением синтеза и прессования, уступали данному образцу незначительно, при этом содержание диборида в них было меньшим. Таким образом, реакционное прессование керамики V₄C/TiB₂ является более целесообразным.

Поскольку карбид бора используется для производства поглотителей, входящих в состав поглощающих стержней атомных реакторов, важно оценить изменение сечения поглощения тепловых нейтронов карбидоборной керамикой при введении новых фаз. Для немодифицированного карбида бора сечение поглощения тепловых нейтронов составляло $3.5 \pm 0.1 \text{ cm}^{-1}$. Эксперименты по оценке способности модифицированного образца T30sHP поглощать нейтроны показали, что плотность потока нейтронов при прохождении через слой керамики снижалась с 289.7 до $58.4 \text{ n}/(\text{cm}^2 \cdot \text{s})$. Рассчитанное по формуле (3) значение макроскопического сечения поглощения тепловых нейтронов в таком случае составляет $5.4 \pm 0.4 \text{ cm}^{-1}$, что превышает аналогичный показатель для чистого V₄C. Это позволяет сделать вывод о том, что введение добавки не приводит к снижению поглощающей способности материала, а наоборот способствует ее увеличению. Это, в свою очередь, может позволить уменьшить толщину поглощающего материала в поглощающих стержнях реакторов. Используя формулу (3), было определено изменение значений плотности потока тепловых нейтронов, выходящих из образца при облучении, от толщины керамики. Учитывали, что в водно-водяных ядерных реакторах плотность потока до прохождения поглощающих стержней составляет $1 \cdot 10^{13} \text{ n}/(\text{cm}^2 \cdot \text{s})$. Полученная зависимость (рис. 8) де-

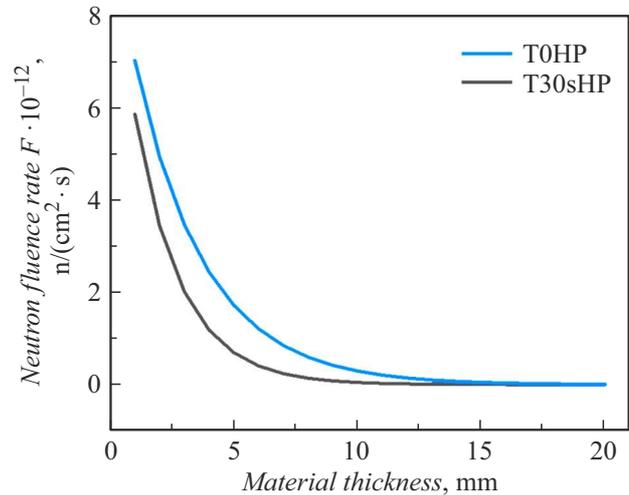


Рис. 8. Зависимость значения потока тепловых нейтронов от толщины образцов T0HP и T30sHP.

монстрирует, что при толщине материала до $\sim 1.4 \text{ cm}$, керамика с добавкой диборида поглощает большее количество нейтронов.

В ядерных реакторах используют поглощающие элементы диаметром 0.76 cm [26]. В связи с этим представляет интерес оценка поглощающей способности материалов с такой толщиной. Была рассчитана плотность потока нейтронов при прохождении через образец чистого и модифицированного карбида бора, толщиной 0.76 cm . Это значение составило $1.6 \cdot 10^{11}$ и $6.9 \cdot 10^{11} \text{ n}/(\text{cm}^2 \cdot \text{s})$ для модифицированной и немодифицированной керамики соответственно. Результаты расчета позволяют предположить, что введение добавки диборида титана в количестве $30 \text{ mol}\%$ в поглощающий материал позволит в 4.3 раза повысить его поглощающую способность.

Заключение

Композиционная керамика V_4C/TiB_2 была изготовлена методом карбидоборного восстановления. При этом проводили компактирование как предварительно синтезированной смеси V_4C/TiB_2 , так и совмещали процесс синтеза и прессования. Установлено, что с увеличением доли TiB_2 возрастает относительная плотность керамики. Однако в случае компактирования предварительно синтезированной шихты для получения композита с относительной плотностью выше, чем у чистого V_4C , требуется введение добавки 30 mol% TiB_2 . Одновременное проведение синтеза и горячего прессования уже при относительно невысоком содержании TiB_2 (10 mol%) позволяет получить высокоплотный материал (относительная плотность 99.90%) с равномерно распределенными зёрнами диборида. При этом такая керамика характеризуется высоким значением микротвердости 41.1 ГПа и вязкости разрушения $4.5 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0.5}$. Также следует отметить, что введение добавки диборида титана в количестве 30 mol% в карбидоборную керамику позволяет в ~ 4.3 раза повысить поглощающую способность материала.

Финансирование работы

Исследование выполнено в соответствии с госзаданием Минобрнауки (код FSUN-2023-0008).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] W.S. Rubink, V. Ageh, H. Lide, N.A. Ley, M.L. Young, D.T. Casem, E.J. Faierson, T.W. Scharf. *J. Eur. Ceram. Soc.*, **41** (1), 3321 (2021). DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2021.01.044
- [2] I.J. Shon. *Ceram. Int.*, **42** (16), 19406 (2016). DOI: 10.1016/j.ceramint.2016.08.132
- [3] R.M. White, E.C. Dickey. *J. Eur. Ceram. Soc.*, **34** (9), 2043 (2014). DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2013.08.012
- [4] Д.В. Дик, Т.С. Гудыма, А.А. Филиппов, В.М. Фомин, Ю.Л. Крутский. *Прикладная механика и техническая физика*, **65** (2), 81 (2024). DOI: 10.15372/PMTF202315362
- [5] R. He, L. Jing, Z. Qu, Z. Zhou, S. Ai, W. Kai. *Mater. Des.*, **71**, 56 (2015). DOI: 10.1016/j.matdes.2015.01.002
- [6] J.D. Clayton, J. Rodriguez, T.W. Scharf, C.L. Williams. *J. Eur. Ceram. Soc.*, **41** (6), 3321 (2021). DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2021.01.044
- [7] O. Coban, M. Bugdayci, M.E. Acma. *J. Australian Ceram. Soc.*, **58**, 777 (2022). DOI: 10.1007/s41779-022-00714-5
- [8] P. Svec, L. Čaplovič. *Process. Appl. Ceram.*, **16** (4), 358 (2022). DOI: 10.2298/PAC2204358S
- [9] Y.L. Krutskii, N.Y. Cherkasova, T.S. Gudyma, O.V. Netskina, T.M. Krutskaya. *Izv. Ferr. Metall.*, **51** (2), 93 (2021). DOI: 10.3103/S0967091221020029
- [10] T.S.R.C. Murthy, B. Basu, R. Balasubramaniam, A.K. Suri, C. Subramanian, R.K. Fotedar. *J. Am. Ceram. Soc.*, **89** (1), 131 (2006). DOI: 10.1111/j.1551-2916.2005.00652.x
- [11] S. Failla, C. Melandri, L. Zoli, G. Zucca, D. Sciti. *J. Eur. Ceram. Soc.*, **38** (9), 3089 (2018). DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2018.02.041
- [12] S.G. Huang, K. Vanmeensel, O.J.A. Malek, O. Van der Biest, J. Vleugels. *Mater. Sci. Eng.*, **528** (3), 1302 (2011). DOI: 10.1016/j.msea.2010.10.022
- [13] Y. Liu, Z. Li, Y. Peng, Y. Huang, Z. Huang, D. Zhang. *Mater. Today Commun.*, **23**, 100875 (2020). DOI: 10.1016/j.mtcomm.2019.100875
- [14] Т.С. Гудыма. Автореф. канд. дисс. (Красноярск, СФУ, 2023)
- [15] S. Yamada, K. Hirao, Y. Yamauchi, S. Kanzaki. *J. Eur. Ceram. Soc.*, **23** (7), 1123 (2021). DOI: 10.1016/S0955-2219(02)00274-1
- [16] D.V. Dudina, D.M. Hulbert, D. Jiang, C. Unuvar, S.J. Cytron, A.K. Mukherjee. *J. Mater. Sci.*, **43** (10), 3569 (2008). DOI: 10.1007/s10853-008-2563-8
- [17] V.I. Skorokhod, V.D. Krstic. *Powder Metall. Met. Ceram.*, **39** (7), 414 (2000). DOI: 10.1023/A:1026625909365
- [18] A.G. Bannov, V.V. Sokolov, K.D. Dyukova, V.V. Shinkarev, A.V. Ukhina, E.A. Maksimovskii, T.M. Krutskaya, G.G. Kuvshinov. *Nanotechnol. Russ.*, **8** (3–4), 191 (2013). DOI: 10.1134/S1995078013020109
- [19] П.Б. Курмашов, В.В. Максименко, А.Г. Баннов, Г.Г. Кувшинов. *Химическая технология*, **10**, 635 (2013).
- [20] V.A. Shestakov, T.S. Gudyma, Y.L. Krutskii, N.F. Uvarov, A.E. Brester, I.N. Skovorodin. *Inorg. Mater.*, **57** (5), 481 (2021). DOI: 10.1134/S0020168521050083
- [21] Т.С. Гудыма, Ю.Л. Крутский, Е.А. Максимовский, Н.Ю. Черкасова, Н.И. Лапекин, Т.В. Ларина. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*, **17** (2), 35 (2023). DOI: 10.17073/1997-308X-2023-2-35-45
- [22] ГОСТ 2909-2014 *Огнеупоры. Метод определения кажущейся плотности, открытой и общей пористости, водопоглощения* (ИПК Изд-во стандартов, М., 2014), с. 7.
- [23] ГОСТ 2999-75. *Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу* (Изд-во стандартов, М., 1987), с. 29.
- [24] ГОСТ 2999-75. *Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу* (ИПК Изд-во стандартов, М., 1987), с. 29.
- [25] Т.Я. Косолапова. *Свойства, получение и применение тугоплавких соединений*: справ. изд. (Металлургия, М., 1986), с. 928.
- [26] В.К. Резепов, В.П. Денисов, Н.А. Кириллук, Ю.Г. Драгунов, С.Б. Рыжов. *Реакторы ВВЭР — 1000 для атомных электростанций* (НПО „Гидропресс“, М., 2004), с. 333.