

И. М. Беляев¹ (✉), к. х. н. П. В. Истомин¹, к. х. н. Е. И. Истомина¹,
к. т. н. А. С. Лысенков², К. А. Ким²

¹ Институт химии ФИЦ Коми НЦ УрО РАН, г. Сыктывкар, Россия

² ФГБУН «Институт металлургии и материаловедения
имени А. А. Байкова РАН», Москва, Россия

УДК 666.3:546.883'261]:662.8.055.3

ПОЛУЧЕНИЕ И СВОЙСТВА КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ТАНТАЛА, МОДИФИЦИРОВАННОГО ГАЗОМ SiO

Исследован процесс химической модификации порошков карбида тантала путем их силицирования в газовой атмосфере SiO при 1400 °С. Исследовано спекание химически модифицированных порошков карбида тантала методом горячего прессования при 1700 °С и давлении 25 МПа. Изучены фазовый состав, микроструктурные особенности и прочностные характеристики полученной высокоплотной керамики на основе химически модифицированных порошков карбида тантала.

Ключевые слова: карбид тантала, силицирование, силициды тантала, горячее прессование, керамика.

ВВЕДЕНИЕ

Карбид тантала (TaC) является одним из самых тугоплавких соединений. Благодаря чрезвычайно высокой температуре плавления (~ 3880 °С), повышенному модулю упругости (до 500 ГПа), высокой твердости (15–19 ГПа) и устойчивости к химическим воздействиям TaC используют при производстве высокотемпературных материалов для авиационной и космической промышленности. Кроме того, он применяется в производстве твердосплавных режущих инструментов, электротехнике, атомной промышленности [1–9].

Порошки карбида тантала тяжело спечь до беспористого состояния, поэтому для получения высокоплотной беспористой керамики на их основе используют методы горячего прессования или искрового плазменного спекания при температуре 2000–2300 °С и давлении 30–40 МПа [10–17]. Однако даже высокие температуры не гарантируют улучшения спекаемости порошков TaC из-за низкого коэффициента самодиффузии и наличия сильной ковалентной связи. К тому же быстрый рост зерен TaC в процессе спекания приводит к появлению в матери-

але остаточных пор, которые трудно удаляются в дальнейшем даже при длительном спекании. Известно, что введение спекающих добавок, таких как Si, SiC, TaB₂, TaSi₂, MoSi₂, Si₃N₄, позволяет существенно улучшить процесс спекания порошков TaC до беспористого состояния и снизить параметры термобарического воздействия [18–22]. Кроме того, показано положительное влияние добавок графита и B₄C на уплотнение порошка TaC за счет удаления оксидных примесей [23].

Альтернативным подходом к улучшению спекаемости порошков TaC является их химическое модифицирование, заключающееся в предварительном силицировании газом SiO спекаемых порошков. Ранее исследована [24] эффективность данного подхода при спекании порошков карбида титана (TiC). Было показано, что предварительное силицирование порошков TiC газом SiO благодаря образованию на поверхности частиц МАХ-фазы Ti₃SiC₂ способствует спеканию порошков до состояния высокоплотной керамики при более низких параметрах термобарического воздействия ($T = 1600$ °С, $P = 20$ МПа). Было исследовано силицирование порошков карбида тантала газом SiO и установлено [25], что этот процесс сопровождается образованием силицидов тантала Ta₅Si₃ и TaSi₂. Поскольку они традиционно используются в качестве спекающих добавок, следует ожидать, что такая предварительная модифицирующая обработка позволит улучшить спекание порошка TaC. Кроме того, силицирование газом SiO имеет существенное



И. М. Беляев

E-mail: 987ilya@gmail.com

преимущество по сравнению с введением спекающей добавки путем механического смешивания, поскольку силицирующая обработка может обеспечить значительно более равномерное распределение кремнийсодержащих фаз в спекаемом порошке.

Таким образом, цель настоящей работы — исследование влияния химического модифицирования порошков TaC на процессы их спекания и прочностные характеристики полученной керамики.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В качестве исходных материалов были использованы: коммерческий порошок TaC (параметр кристаллической решетки $a = 0,4453$ нм, ТУ 6-09-03-33-75), активированный уголь марки БАУ-А (содержание углерода в минеральной части не менее 99 %), порошок кремния (х. ч.), порошок диоксида кремния (ч. д. а., ГОСТ 9428-73). В качестве реакционного источника газовой атмосферы SiO использовали эквимольную смесь порошков Si и SiO₂, полученную механическим перемешиванием.

Для силицирования были использованы исходный порошок TaC (обозначение КТ-I) и порошок TaC, предварительно подшихтованный углеродом (обозначение КТ-II). Образец КТ-II получали следующим образом: порошки TaC и активированного угля смешивали, перетирали и компактировали с добавкой поливинилового спирта в качестве временной технологической связки. Затем полученный компакт прокаливали в вакуумной печи при 1550 °С в течение 1 ч в условиях вакуума.

Химически модифицированные порошки получали силицированием порошков TaC (КТ-I и КТ-II) в газовой атмосфере SiO. Силицирование проводили в лабораторном реакторе, обеспечивающем равномерное распределение потока газа SiO над зоной реакции и защиту печного оборудования от нежелательного воздействия

SiO. Схема реактора показана на рис. 1. Реактор состоял из пяти последовательно поставленных друг на друга корундовых тиглей марки КВПТ тарельчатой формы, в каждый из которых помещали 5 г порошка TaC (общее количество загруженного порошка TaC 25 г). В эти же тигли устанавливали также тигли меньшего размера с реакционной порошковой смесью (Si + SiO₂) массой 0,4–1,6 г (общее количество загруженной порошковой смеси 2–8 г). Полученную сборку из тиглей накрывали корундовым колпаком для локализации образующегося газа SiO и его равномерного распределения в объеме реактора. В качестве поглотителя остаточного газа SiO использовали металлический титан, обеспечивающий высокую степень химического связывания SiO [26]. Термообработку образцов проводили в вакуумной шахтной электропечи при непрерывном откачивании газообразных продуктов. Режим термообработки включал нагрев со скоростью 500 °С/ч, изотермическую выдержку при 1400 °С в течение 1 ч, охлаждение со скоростью 500 °С/ч до 700 °С и далее свободное охлаждение с выключенной печью.

Силицированные и исходные порошки TaC спекали методом одноосного горячего прессования в графитовой пресс-форме при 1700 °С в течение 1 ч при механической нагрузке 25 МПа в условиях динамического вакуума. Режим горячего прессования включал механическое нагружение образца до 25 МПа, нагрев со скоростью 2000 °С/ч до 1600 °С, далее нагрев со скоростью 1500 °С/ч до 1700 °С, изотермическую выдержку в течение 1 ч, охлаждение со скоростью 4000 °С/ч, снятие с образца механической нагрузки. В ходе горячего прессования вели запись перемещения подвижного пуансона для контроля линейной усадки образцов. Кривые уплотнения порошков определяли по разности между кривыми перемещения подвижного пуансона, полученными в экспериментах с образцом и без образца (холостой эксперимент). Плотность образцов $\rho(t)$ и фактор уплотнения $DF(t)$ вычисляли как функцию времени по следующим формулам:

$$\rho(t) = \frac{\rho_f h_f}{h_f + s_f - s(t)}, \quad (1)$$

$$DF(t) = \frac{\rho(t) - \rho(0)}{\rho_{th} - \rho(0)}, \quad (2)$$

где ρ_f — конечная объемная плотность; h_f — конечная высота образца; s_f — конечная линейная усадка образца; $s(t)$ — линейная усадка при горячем прессовании; ρ_{th} — теоретическая плотность образца; $\rho(0)$ — плотность образцов в начальный момент времени.

Фазовый состав порошков и керамики исследовали на дифрактометре XRD-6000 (Shimadzu, Япония), Cu K α -излучение. Количественное со-

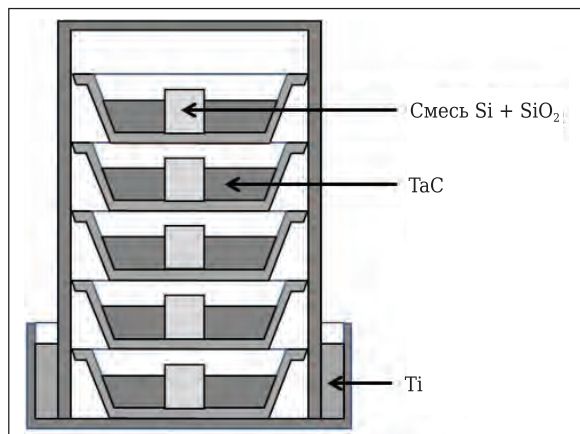


Рис. 1. Схема лабораторного реактора для силицирования порошка TaC

держание кристаллических фаз оценивали методом Ритвельда с помощью программы Powder Cell 2.4 [27]. Микроструктуру и локальный элементный состав порошков и керамики исследовали методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на микроскопе Vega3 SBU (Tescan, Чехия) совместно с энергодисперсионным спектрометром X-act (EDX). Трещиностойкость K_{Ic} и предел прочности при изгибе $\sigma_{изг}$ измеряли на образцах размерами $2 \times 2 \times 20$ мм с надрезом и без надреза по трехточечной схеме нагружения на разрывной машине Instron 5581, микротвердость HV — на приборе Micro-hardness Tester 401/402 MVD.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Рентгенограммы порошков TaC после силицирования показаны на рис. 2, фазовый состав образцов приведен в табл. 1. Видно, что в результате силицирования порошков TaC в газовой атмосфере SiO при 1400°C происходит образование бескислородных кремнийсодержащих соединений — силицидов тантала Ta_5Si_3 и $TaSi_2$. Их содержание зависит от исходной загрузки реакционной смеси (Si + SiO₂), т. е. от количества газа SiO, поступившего в реакционную зону в ходе силицирования, и закономерно возрастает с увеличением загрузки. Интенсивность пиков Ta_5Si_3 и $TaSi_2$ на рентгенограммах закономерно возрастает с увеличением содержания соответствующих силицидов в образце. Максимальное содержание силицидов тантала в продуктах около 30 об. %. Полученные результаты согласуются с данными [25] и показывают, что силицирование порошков TaC в газовой атмосфере SiO описывается следующей реакцией:



Следует отметить, что в образцах КТС 1–КТС 3 присутствовали оба силицида тантала, тогда как образец КТС 4, полученный силицированием предварительно подшихтованного углеродом порошка TaC (образец КТ-II), содержал только один силицидный продукт $TaSi_2$. Отсутствие фазы Ta_5Si_3 в КТС 4 объясняется тем, что в ходе силицирования она полностью расходовалась в результате протекания двух побочных химических реакций. Сначала свободный углерод, содержащийся в образце КТ-II, вступал в реакцию с газом SiO с образованием SiC:

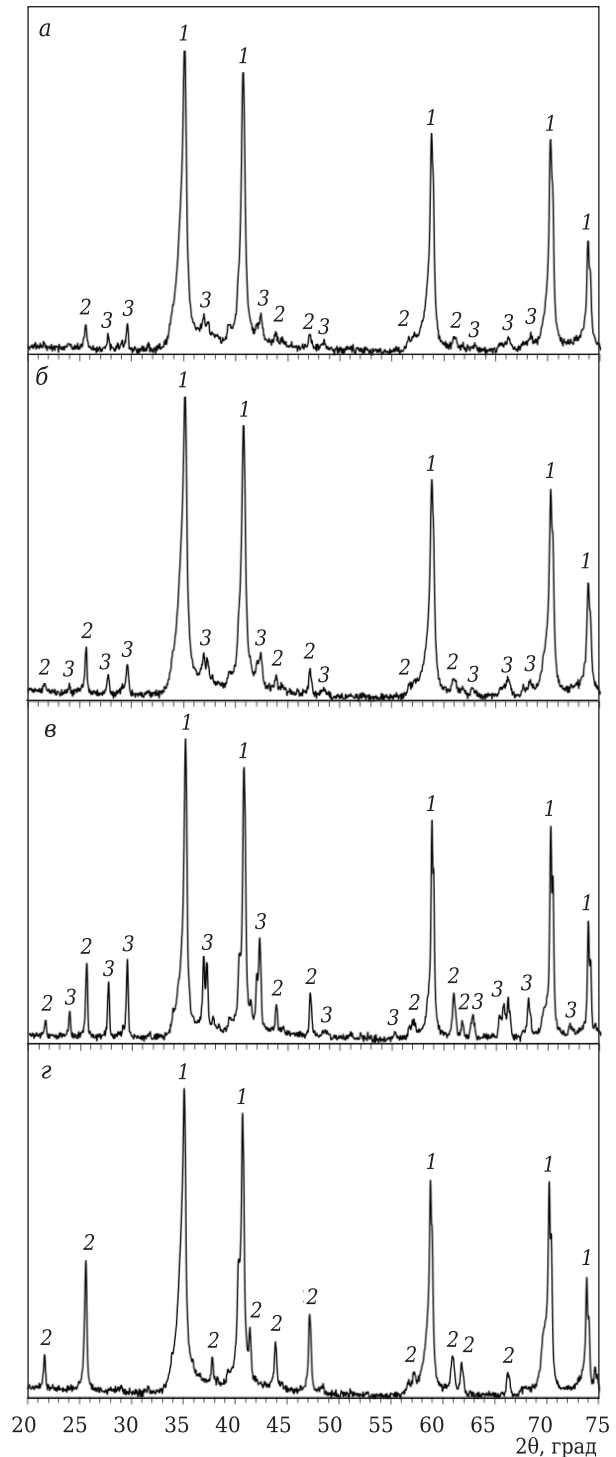
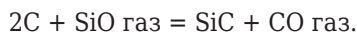


Рис. 2. Рентгенограммы порошка TaC после силицирования: а — образец КТС 1; б — образец КТС 2; в — образец КТС 3; з — образец КТС 4; 1 — TaC; 2 — $TaSi_2$; 3 — Ta_5Si_3

Таблица 1. Фазовый состав порошка TaC после силицирования в газовой атмосфере SiO

Объект силицирования	Масса смеси (Si + SiO ₂), г	Фазовый состав порошков, об. %			Обозначение образца	
		TaC	$TaSi_2$	Ta_5Si_3	после силицирования	после горячего прессования
КТ-I	2	91	4	5	КТС 1	КТС-ГП 1
	3,5	78	7	15	КТС 2	КТС-ГП 2
	8	70	10	20	КТС 3	КТС-ГП 3
КТ-II	8	70	30	—	КТС 4	КТС-ГП 4

Далее SiC взаимодействовал с Ta₅Si₃ по реакции $3\text{Ta}_5\text{Si}_3 + 7\text{SiC} = 7\text{TaC} + 8\text{TaSi}_2$.

Микроструктура, EDX-спектры и локальный элементный состав порошков TaC до и после силицирования показаны на рис. 3. Зерна порошка TaC после силицирования становятся существенно более округлыми и спекшимися между собой (см. рис. 3, в) по сравнению с зернами исходного порошка TaC, которые, напротив, имеют четко выраженные грани и слабо агломерированы друг с другом (см. рис. 3, а). Элементный анализ показал наличие обширных областей с высоким содержанием кремния в порошках карбида тантала, прошедших силицирующую обработку, что подтверждает образование силицид-

ных фаз в этих образцах. Следует отметить, что в EDX-спектрах линии кремния и тантала перекрываются, однако количественное содержание кремния в образцах КТС 1 – КТС 4 детектируется при расчете элементного состава порошков. Так, в образце КТС 3 содержание кремния на поверхности зерен достигает 50 ат. %. Представленные данные показывают, что силицидные фазы достаточно равномерно распределены по всему исследуемому материалу; при этом рост частиц силицидных фаз в ходе силицирования происходит непосредственно на поверхности частиц TaC (см. рис. 3, в, з). Такие морфологические особенности являются положительными и определяющими для дальнейшего спекания химически модифицированных порошков TaC

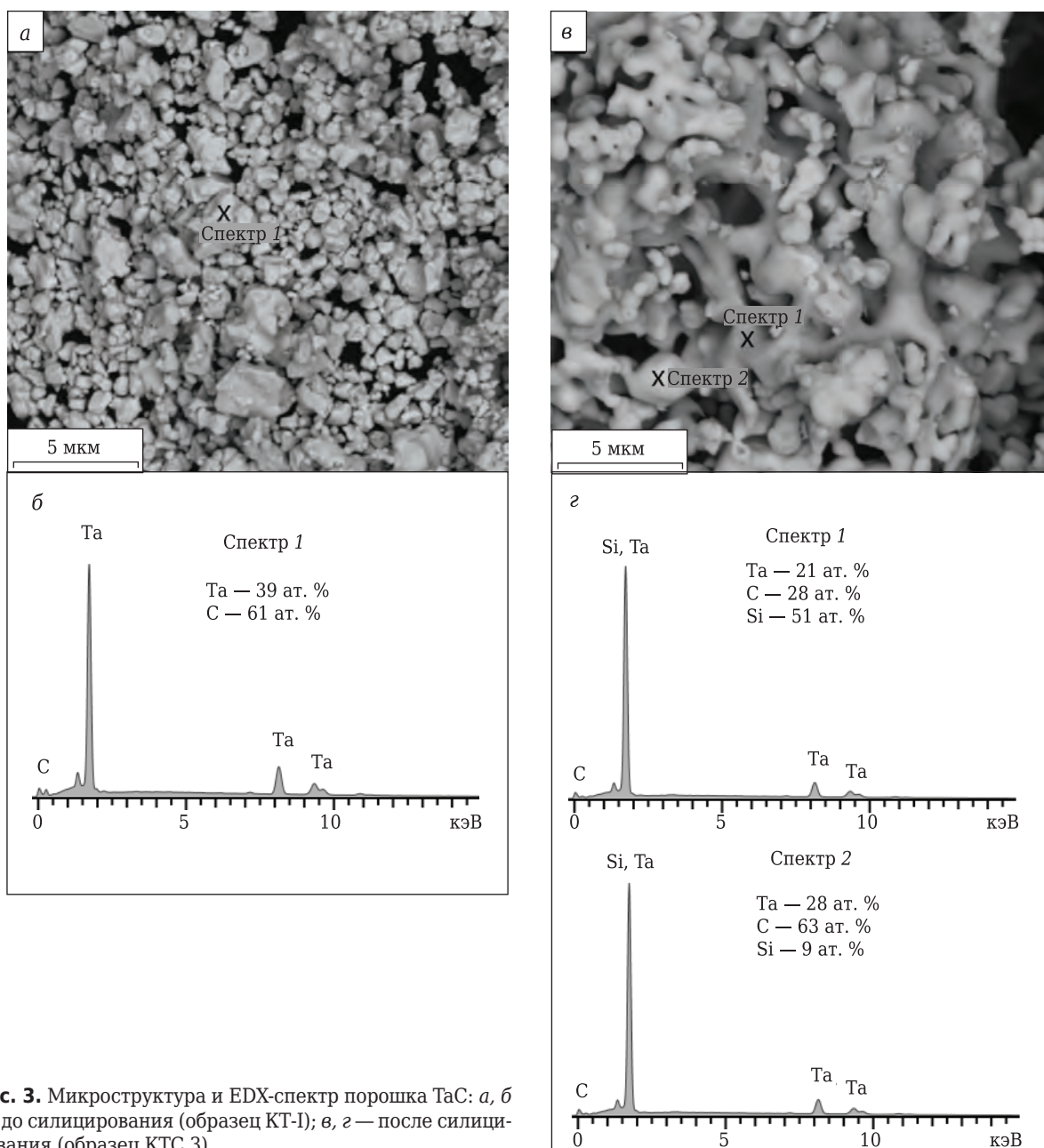


Рис. 3. Микроструктура и EDX-спектр порошка TaC: а, б — до силицирования (образец КТ-1); в, з — после силицирования (образец КТС 3)

до получения высокоплотной керамики методом горячего прессования.

Кривые уплотнения химически модифицированных порошков TaC (KTC 1–KTC 4), полученные в ходе горячего прессования, показаны на рис. 4. Установлено, что спекание порошка TaC, в котором не содержится фаза Ta_5Si_3 (образец KTC 4), протекает лучше, чем у других образцов. Образец KTC 4 начинает уплотняться раньше остальных образцов (через 40 мин после начала нагрева) и при более низких температурах (~1200 °C). Образцы KTC 1–KTC 3 имеют однотипный характер уплотнения и спекания и начинают уплотняться позже, чем образец KTC 4. Для образца KTC 4 фактор уплотнения составляет более 0,9, тогда как у остальных образцов он составляет 0,8–0,9. Неодинаковый характер спекания и уплотнения образцов связан с разным содержанием силицидов тантала в порошке TaC после силицирования и с температурой плавления силицидов. Так, $TaSi_2$ имеет температуру плавления 2200 °C, а Ta_5Si_3 2500 °C, вследствие чего $TaSi_2$ оказывает положительный эффект на спекание химически модифицированного порошка TaC, в то время как Ta_5Si_3 не оказывает видимого эффекта из-за тугоплавкости.

Методом рентгенофазового анализа было установлено, что в ходе проведения горячего прессования не происходит никаких химических реакций и фазовый состав керамики не меняется. Так, содержание силицидов тантала в порошке до горячего прессования идентично содержанию этих же силицидов в плотноспеченном керамическом материале (см. табл. 1 и рис. 2).

Микроструктура керамики и EDX-картирование по элементам образцов KTC-ГП 3 и

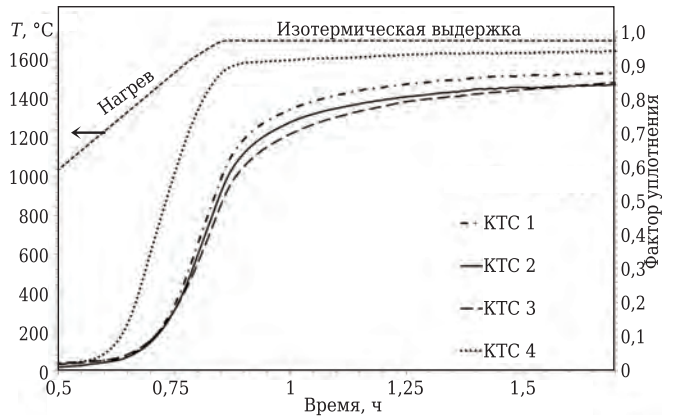


Рис. 4. График уплотнения образцов KTC 1 – KTC 4 в процессе горячего прессования

KTC-ГП 4 после горячего прессования показаны на рис. 5. Установлено, что полученная керамика имеет однотипную плотную микроструктуру с единичными изолированными порами размерами около 1 мкм. Микроструктура образца KTC-ГП 3 образована тремя фазами, имеющими разный оттенок на СЭМ-изображении: TaC — светлый оттенок, Ta_5Si_3 — светло-серый, $TaSi_2$ — темный (см. рис. 5, а). Микроструктура образца KTC-ГП 4 образована двумя фазами (см. рис. 5, б): TaC (светлый оттенок) и $TaSi_2$ (темный). В целом во всех образцах силицидная фаза равномерно распределена между частицами TaC и таким образом выполняет функцию спекающей добавки.

Прочностные характеристики полученной керамики приведены в табл. 2. Установлено, что наибольшую микротвердость показал образец KTC-ГП 1, содержащий 9 об. % силицидных фаз.

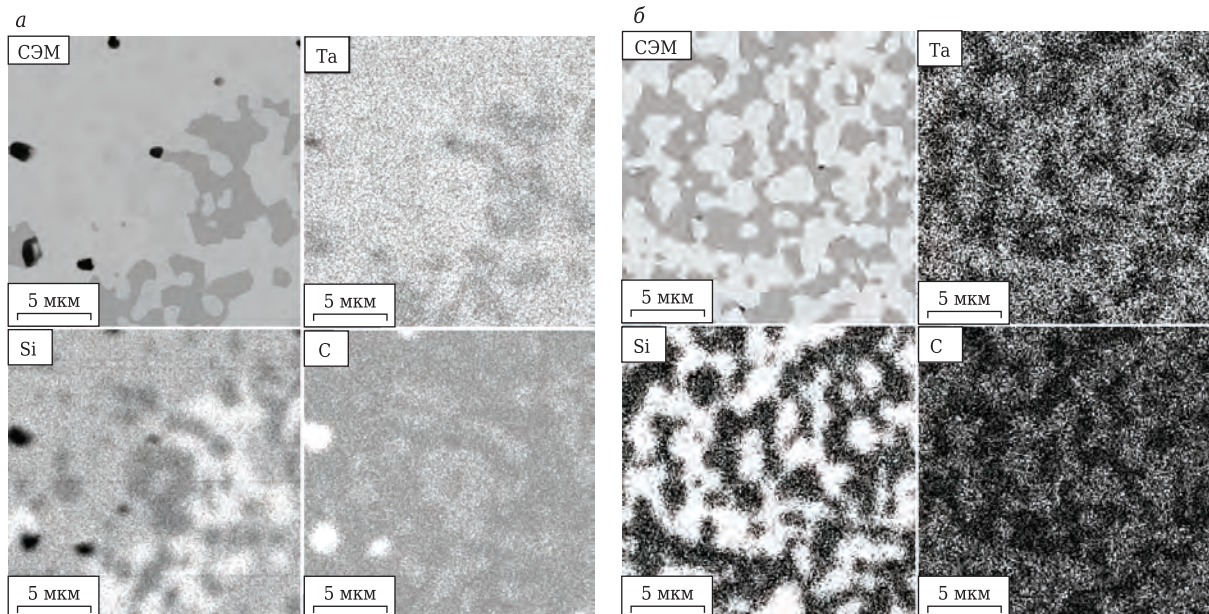


Рис. 5. СЭМ-изображение и EDX-картирование по элементам образцов KTC-ГП 3 (а) KTC-ГП 4 (б); на EDX-картах количественное содержание элементов определяется по интенсивности белого фона — чем он ярче, тем содержание элементов в локальной области больше

Таблица 2. Прочностные характеристики керамики, полученной из химически модифицированных порошков TaC

Образец	HV, ГПа	$\sigma_{изг.}$, МПа	K_{Ic} , МПа·м ^{0.5}
КТС-ГП 1	21,7±4,9	346±43	4,6±0,6
КТС-ГП 2	17,2±3,9	328±49	3,5±0,1
КТС-ГП 3	17,1±1,5	314±32	—
КТС-ГП 4	16,8±1,9	530±36	4,6±0,6

Значение микротвердости для остальных образцов закономерно уменьшается с увеличением содержания силицидов. Наибольшее значение предела прочности при изгибе показал образец КТС-ГП 4, не содержащий Ta₅Si₃. Образцы КТС-ГП 1 и КТС-ГП 4 показали наибольшую трещиностойкость. Это обусловлено, по всей видимости, тем, что фаза TaSi₂ способствует локализации повреждений, как, например, в случае с образцом КТС-ГП 4 (содержание TaSi₂ 30 об. %).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследовано влияние химического модифицирования порошков TaC на процессы их спекания и уплотнения в ходе горячего прессования. Химическое модифицирование заключалось в

предварительной процедуре силицирования порошков при 1400 °С в газовой атмосфере SiO, приводящего к образованию на поверхности частиц карбида тантала силицидов Ta₅Si₃ и TaSi₂. Установлено, что присутствие TaSi₂ в химически модифицированном порошке является основополагающим фактором при спекании порошков до получения высокоплотной керамики. Фаза Ta₅Si₃ в силу своей тугоплавкости не оказывает должного влияния на спекание и уплотнение порошков в ходе горячего прессования. В целом при низких параметрах термобарического воздействия при спекании порошков содержание силицидов тантала оказывает положительное влияние на получение высокоплотной керамики с высокими прочностными характеристиками, поскольку эти силициды выполняют функцию спекающих добавок в порошках TaC при их спекании методом горячего прессования.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект 19-08-00131. Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Химия» Института химии ФИЦ Коми НЦ УрО РАН.

Библиографический список

1. **Pierson, H. O.** Handbook of refractory carbides and nitrides: properties, characteristics, processing and applications / H. O. Pierson. — New York : Noyes Publications, 1996. — 362 p. <https://www.elsevier.com/books/handbook-of-refractory-carbides-and-nitrides/pierson/978-0-8155-1392-6>.
2. **Berg, G.** Handbook of ceramic hard materials. Data collection of properties of hard material / G. Berg, C. Friedrich, E. Broszeit, C. Berger. — Weinheim : Wiley-VCH Verlag GmbH, 2000. — 971 p. <https://pdfslide.net/documents/handbook-of-ceramic-hard-materials-data-collection-of-properties-of-hard.html>.
3. **Lengauer, W.** Handbook of ceramic hard materials. Transition metal carbides, nitrides, and carbonitrides / W. Lengauer. — Weinheim : Wiley-VCH Verlag GmbH, 2000. — Part 1. Chapter 7. — P. 202–252. <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/10.1002/9783527618217.ch7>.
4. **Wang, C. R.** Thermal stability of refractory carbide/boride composites / C. R. Wang, J.-M. Yang, W. Hoffman // Mater. Chem. Phys. — 2002. — Vol. 74, № 3. — P. 272–281. [https://doi.org/10.1016/S0254-0584\(01\)00486-2](https://doi.org/10.1016/S0254-0584(01)00486-2).
5. **Gasch, M. J.** Handbook of ceramic composites. Ultra high temperature ceramic composites / M. J. Gasch, D. T. Ellerby, S. M. Johnson. — Springer, 2005. — 554 p. <https://www.springer.com/gp/book/9781402081330>.
6. **Wuchina, E.** UHTCs: Ultra-high temperature ceramic materials for extreme environment applications / E. Wuchina, E. Opila, M. Opeka [et al.] // Electrochem. Soc. Interface. — 2007. — Vol. 16, № 4. — P. 30–36. https://www.electrochem.org/dl/interface/wtr/wtr07/wtr07_p30-36.pdf.
7. **Hackett, K.** Phase constitution and mechanical properties of carbides in the Ta–C system / K. Hackett, S. Verhoef, R. A. Cutler, D. K. Shetty // J. Am. Ceram. Soc. — 2009. — Vol. 92, № 10. — P. 2404–2407. <https://doi.org/10.1016/j.jamcer.2009.07.001>.

- ceramics.onlinelibrary.wiley.com/doi/full/10.1111/j.1551-2916.2009.03201.x/
8. **Fahrenholtz, W. G.** Ultra-high temperature ceramics: materials for extreme environment applications / W. G. Fahrenholtz, E. J. Wuchina, W. E. Lee, Y. Zhou. — New York : Wiley, 2014. — 456 p. <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/book/10.1002/9781118700853>.
9. **Shabalin, I. L.** Ultra-high temperature materials II / I. L. Shabalin. — Springer, 2019. — 755 p. <https://www.springer.com/gp/book/9789402413007>.
10. **Ryu, H. J.** Sintering behaviour and microstructures of carbides and nitrides for the inert matrix fuel by spark plasma sintering / H. J. Ryu, Y. W. Lee, S. I. Cha, S. H. Hong // J. Nucl. Mater. — 2006. — Vol. 352, № 1/3. — P. 341–348. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2006.02.089>.
11. **Balani, K.** Synthesis, microstructural characterization, and mechanical property evaluation of vacuum plasma sprayed tantalum carbide / K. Balani, G. Gonzalez, A. Agarwal // J. Am. Ceram. Soc. — 2006. — Vol. 89, № 4. — P. 1419–1425. <https://ceramics.onlinelibrary.wiley.com/doi/full/10.1111/j.1551-2916.2005.00899.x>.
12. **Khaleghi, E.** Spark plasma sintering of tantalum carbide / E. Khaleghi, Y. S. Lin, M. A. Meyers, E. A. Olevsky // Scripta Mater. — 2010. — Vol. 63, № 6. — P. 577–580. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.06.006>.
13. **Liu, L.** New route to density tantalum carbide at 1400 °C by spark plasma sintering / L. Liu, F. Ye, Y. Zhou // Mater. Sci. Eng., A. — 2011. — Vol. 528, № 13/14. — P. 4710–4714. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.02.074>.
14. **Morris, R. A.** Microstructural formations and phase transformation pathways in hot isostatically pressed tantalum carbides / R. A. Morris, B. Wang, L. E. Matson, G. B. Thompson // Acta Mater. — 2012. — Vol. 60, № 1. — P. 139–148. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.09.036>.

15. **Nino, A.** Preparation and characterization of tantalum carbide (TaC) ceramics / A. Nino, T. Hirabara, S. Sugiyama, H. Taimatsu // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. — 2015. — Vol. 52. — P. 203–208. <https://doi.org/10.1016/j.jrmhm.2015.06.015>.
16. **Cedillos-Barraza, O.** Sintering behaviour, solid solution formation and characterisation of TaC, HfC and TaC–HfC fabricated by spark plasma sintering / O. Cedillos-Barraza, S. Grasso, N. A. Nasiri [et al.] // J. Eur. Ceram. Soc. — 2016. — Vol. 36, № 7. — P. 1539–1548. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2016.02.009>.
17. **Rezaei, F.** Densification, microstructure and mechanical properties of hot pressed tantalum carbide / F. Rezaei, M. G. Kakroudi, V. Shahedifar [et al.] // Ceram. Int. — 2017. — Vol. 43, № 4. — P. 3489–3494. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.10.067>.
18. **Sciti, D.** Processing, mechanical properties and oxidation behavior of TaC and HfC composites containing 15 vol. % TaSi₂ or MoSi₂ / D. Sciti, L. Silvestroni, S. Guicciardi [et al.] // J. Mater. Res. — 2009. — Vol. 24, № 6. — P. 2056–2065. <https://doi.org/10.1557/jmr.2009.0232>.
19. **Hu, C.** In situ reaction synthesis and mechanical properties of TaC–TaSi₂ composites / C. Hu, L. He, F. Li [et al.] // International Journal of Applied Ceramic Technology. — 2010. — Vol. 7, № 6. — P. 697–703. <https://doi.org/10.1111/j.1744-7402.2009.02392.x>.
20. **Liu, H.** Microstructure and mechanical properties of the spark plasma sintered TaC/SiC composites: Effects of sintering temperatures / H. Liu, L. Liu, F. Ye [et al.] // J. Eur. Ceram. Soc. — 2012. — Vol. 32, № 13. — P. 3617–3625. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2012.04.042>.
21. **Zhong, L.** Transient liquid phase sintering of tantalum carbide ceramics by using silicon as the sintering aid and its effects on microstructure and mechanical properties / L. Zhong, L. Liu, C. Worsch [et al.] // Mater. Chem. Phys. — 2015. — Vol. 149/150. — P. 505–511. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2014.10.052>.
22. **Geng, G.** Microstructure and mechanical properties of TaC ceramics with 1–7.5 mol. % Si as sintering aid / G. Geng, L. Liu, Y. Wang [et al.] // J. Am. Ceram. Soc. — 2017. — Vol. 100, № 6. — P. 2461–2470. <https://doi.org/10.1111/jace.14806>.
23. **Zhang, X.** Hot pressing of tantalum carbide with and without sintering additives / X. Zhang, G. E. Hilmas, W. G. Fahrenholtz, D. M. Deason // J. Am. Ceram. Soc. — 2007. — Vol. 90, № 2. — P. 393–401. <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2006.01416.x>.
24. **Istomin, P.** Effect of silicidation pretreatment with gaseous SiO on sinterability of TiC powders / P. Istomin, E. Istomina, A. Nadutkin, V. Grass // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. — 2016. — Vol. 57. — P. 12–18. <https://doi.org/10.1016/j.jrmhm.2016.02.004>.
25. **Belyaev, I. M.** Silicidation of tantalum carbide and zirconium carbide powders in a gaseous SiO environment / I. M. Belyaev, P. V. Istomin, E. I. Istomina // Inorg. Mater. — 2018. — Vol. 54, № 8. — P. 779–786. <https://doi.org/10.1134/S0020168518080022>.
26. **Belyaev, I. M.** Reaction of metallic titanium with SiO gas / I. M. Belyaev, P. V. Istomin, E. I. Istomina // Inorg. Mater. — 2017. — Vol. 53, № 9. — P. 916–922. <https://doi.org/10.1134/S0020168517090023>.
27. **Kraus, W.** Powder cell — a program for the representation and manipulation of crystal structures and calculation of the resulting X-ray powder patterns / W. Kraus, G. Nolze // J. Appl. Cryst. — 1996. — Vol. 29. — P. 301–303. <https://doi.org/10.1107/S0021889895014920>. ■

Получено 03.07.20

© И. М. Беляев, П. В. Истомин, Е. И. Истомина,
А. С. Лысенков, К. А. Кум, 2020 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ



35th Assembly
AMC
Advanced Materials Congress

European Advanced Materials Congress
22 - 24 March 2021 | Stockholm, Sweden

JOIN US IN THE
CITY OF NOBEL
STOCKHOLM, SWEDEN

<https://www.advancedmaterialscongress.org/oct20/>