

К. Т. Н. А. А. Сметкин, к. т. н. В. Г. Гилёв (✉), к. т. н. М. Н. Каченюк, Д. С. Вохмянин

ФГБОУ ВО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет», г. Пермь, Россия

УДК 621.762.5-127

ПОЛУЧЕНИЕ ПОРИСТОГО КАРБОСИЛИЦИДА ТИТАНА И ЕГО ЖАРОСТОЙКОСТЬ

Представлены результаты исследований получения карбосилицида титана пористостью 20, 40 и 60 %. Экспериментальные образцы получены с использованием порообразователя в виде кристаллов NaCl. С помощью термомеханического анализа охарактеризованы процессы спекания пористых образцов при температуре до 1300 °С. Методом оптической микроскопии исследована поровая структура на макро- и микромасштабном уровнях. Выявлен характер окисления исследуемых образцов по изменению их массы от продолжительности испытаний и глубины проникновения коррозии на воздухе при 1100 °С. Методами рентгеноструктурного анализа и КР-спектроскопии установлено, что при высокотемпературном окислении формируется преимущественно оксид титана в форме рутила.

Ключевые слова: пористый карбосилицид титана, порообразователь, поровая структура, жаростойкость, высокотемпературное спекание, оксид титана.

ВВЕДЕНИЕ

Пористые МАХ-фазы в последние годы представляют интерес как уникальные материалы и требуют систематических исследований управления пористостью и размером пор для оптимизации их функциональных свойств. Например, пористый Ti_2AlC является привлекательным как материал для электродов в агрессивной химической среде, микробных топливных элементов (MFCs), солнечных объемных коллекторов [1]. Пористые МАХ-материалы с высоким уровнем открытой пористости могут использоваться в качестве преформ для металлокерамических взаимопроникающих композитов при получении материалов с исключительными демпфирующими свойствами [2–4].

Пористые МАХ-фазы получают неполным уплотнением МАХ-порошков или реакционным спеканием элементарных порошков [5–10] либо методом реплики с использованием шаблона полиуретановой губки [9, 11–13]. Однако неполное уплотнение не позволяет хорошо контролировать морфологию, пористость и размер пор в конечном продукте. Метод реплики, с другой стороны, позволяет хорошо контролировать размер пор и морфологию, но он является сложным и трудоемким, а также неподходящим для изготовления образцов с низкой пористостью. Предложено [1]

получение Ti_2AlC общей пористостью в диапазоне 62,5–84,4 об. % методом прямого вспенивания и гелевого литья с использованием агарозы как гелеобразующего компонента. В зависимости от открытой пористости средний размер окна ячейки находился в диапазоне 20–170 мкм.

Еще одним эффективным способом получения высокопористых МАХ-материалов является использование различных порообразователей. Пористость может быть сформирована соответствующим выбором материала порообразователя, который определяет размер и форму пор в конечном продукте. Технически процесс порообразования заключается в смешивании порошков основного материала и порообразователя с последующим прессованием заготовок. Удаление порообразователя происходит до или во время спекания в результате растворения или испарения [14, 15]. Типичные порообразователи, используемые в получении пористого титана и МАХ-материалов: карбамид, гидрокарбонат аммония NH_4HCO_3 , магний, гидрид титана или частицы полимера [16–21]. Преимущества легко растворимых порообразователей очевидны, поскольку такие компоненты практически не загрязняют материал и с их помощью легко регулировать поровую структуру. В наибольшей степени исследователями уделено внимание использованию порообразователей в виде хлористого натрия, сахарозы, гидрокарбоната аммония. Так, представлены результаты исследований пористого Ti_2AlC , полученного с использованием сахара-сырца в качестве порообразователя [22]. Показано, что с помощью лег-



В. Г. Гилёв
E-mail: xray@pm.pstu.ac.ru

ко растворимого порообразователя можно сформировать однородную структуру пористостью в диапазоне 23–76 об. % с размером пор 100–500 мкм. При спекании происходит частичное разложение Ti_2AlC на Ti_3AlC_2 . Пористые образцы Ti_2AlC пористостью в диапазоне 10–71 об. % с размером пор 42–545 мкм получены с помощью кристаллов NaCl [23]. Показано [24], что использование кристаллов белого сахара позволило получить Ti_2AlC и Ti_3SiC_2 общей пористостью до 71 об. % с размером пор от 250 до 1000 мкм. Установлено, что количество и тип пористости оказывают большее влияние на упругие свойства, чем размер пор.

В разных публикациях пористые МАХ-материалы представлены преимущественно Ti_2AlC . По пористому карбосилициду титана работы практически отсутствуют, хотя очевидно, что пористость может быть полезным микроструктурным параметром для оптимизации механических и функциональных свойств Ti_3SiC_2 . Цель настоящей работы — получение пористого карбосилицида титана с использованием легко растворимого порообразователя, анализ его макро- и микропористой структуры, изучение жаростойкости при 1100 °С.

ИСХОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве исходного материала для изготовления пористых образцов использовали порошок карбосилицида титана со средним размером частиц $d_{50} = 24$ мкм и содержанием Ti_3SiC_2 порядка 98 %. В качестве порообразователя использовали кристаллы поваренной соли NaCl крупного помола следующего гранулометрического состава: мельче 1,2 мм включительно не менее 85 %, крупнее 2,5 мм не более 3 %. Образцы получали по следующей схеме: приготовление смеси ($Ti_3SiC_2 + NaCl$) в смесителе со смещенной осью в течение 30 мин; холодное прессование смесей под давлением 800 МПа; удаление порообразователя; спекание в вакууме при 1300 °С в течение 1 ч. Массу порообразователя рассчитывали в зависимости от желаемой пористости образцов — 20, 40 и 60 % соответственно. Навеску Q смесей вычисляли по формуле

$$Q = r \cdot V(1 - P/100) \cdot K_1 \cdot K_2, \quad (1)$$

где r — плотность компактного материала; V — объем прессовки; P — фактическая пористость спеченного изделия; K_1 — потери при прессовании (1,005–1,01); K_2 — потери при спекании (1,01–1,03).

Образцы из спрессованных смесей с различным содержанием порообразователя обмеряли, взвешивали и помещали в емкость с водой для полного растворения кристаллов соли при комнатной температуре. После этого образцы были взвешены. Далее пористые образцы сушили при

50–60 °С в течение 3 ч, а затем спекали в вакуумной печи.

Рентгеноструктурный анализ экспериментальных образцов проводили на дифрактометре XRD-6000 (Shimadzu) в $Cu K_\alpha$ -излучении, $\lambda = 15406$ нм. Для оценки фазового состава образцов после высокотемпературного окисления использован спектрометр комбинационного рассеяния Senterra (Bruker). Термодилатометрический анализ выполняли с помощью термомеханического анализатора SetsysEvolution 24 (Setaram) до 1300 °С при скорости нагрева 10 град/мин. Металлографический анализ пористых образцов, залитых в эпоксидную смолу, проводили на шлифах на оптическом микроскопе Axiovert-40MAT (Carl Zeiss). Статистическая обработка поровой структуры выполнена с помощью ПО ImageScopeColor (СМА). Высокотемпературное (при 1100 °С) циклическое окисление образцов проводили согласно ГОСТ 6130 в лабораторной муфельной электропечи сопротивления СНОЛ 1.6,2.5,1/11. Окисление образцов при отсутствии значительного убывания их массы, т. е. очевидного осыпания оксидной пленки, проводили в течение 30 ч. Длительность каждого цикла составляла 1, 2, 3, 4 ч и три раза по 5 ч.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты термомеханического анализа образца пористостью 20 % показали, что при нагреве до 950 °С происходит тепловое расширение заготовки, активного процесса консолидации частиц не наблюдается, перемычки начинают формироваться при 900 °С. Далее активизируются процессы спекания, и скорость усадки в интервале 965–1300 °С соответствует максимальному значению — 0,15 %/мин. В образце пористостью 40 % тепловое расширение происходит при нагреве до 1050 °С; активного процесса консолидации частиц также не наблюдается. Затем протекает процесс спекания в интервале 1050–1300 °С, которому соответствует скорость усадки 0,033 %/мин. Анализ образца пористостью 60 % показал тепловое расширение до 1070 °С. Затем наблюдается процесс спекания, т. е. в интервале 1070–1300 °С скорость усадки соответствует 0,046 %/мин. Наблюдаемый рост температуры начала активного спекания образцов с ростом общей пористости обусловлен количеством межчастичных контактов в исходных образцах. С увеличением пористости от 20 до 60 % количество межчастичных контактов уменьшается, поэтому для формирования новых контактов необходима более высокая температура.

Спекание пористых заготовок можно оценить через их усадку в функции температуры до 1300 °С. Усадка всех образцов невысокая: порядка 2 % наблюдается у образцов пористостью 20 %, а также 0,18 и 0,43 % у образцов пористостью 40

и 60 % соответственно. Из показанных на рис. 1 кривых усадки и скорости усадки в зависимости от температуры нагрева следует, что наиболее активная усадка образцов пористостью 20 % начинается при 965 °С, а остальных образцов — при 1050–1070 °С. Вероятно, такое различие обусловлено толщиной перемычек в пористых образцах. Чем тоньше перемычки (у образцов пористостью 40 и 60 %), тем при незначительно более высокой температуре, но с наименьшей скоростью происходит консолидация материала.

Изменение толщины перемычек обуславливает изменение механизма консолидации. В материале заготовок пористостью 40 и 60 % при низких температурах в более тонких перемычках преобладает внешнее спекание [25] с переносом вакансий от пор к поверхности перемычек, что сопровождается уменьшением их толщины без усадки в других направлениях. Тем самым эти образцы частично теряют способность к усадке при более высоких температурах (так как частично произошло уплотнение). В материале заготовок пористостью 20 % при низких температурах в более толстых перемычках преобладает внутреннее спекание, так как путь вакансий от пор к поверхности в этом случае в 2–4 раза длиннее. Внутреннее спекание не приводит к уменьшению пористости перемычек, что способствует большей усадке при более высоких температурах по сравнению с заготовками пористостью 40 и 60 %.

Для всех экспериментальных образцов спекенного при 1300 °С пористого карбосилицида титана очевиден бимодальный характер поровой структуры. Визуально отчетливо наблюдаются очень крупные поры, по размерам и форме соотносимые с характеристиками порообразователя. Металлографическое изображение поровой структуры показано на рис. 2. Образцы пористостью 20 % имеют закрытые поры, соизмеримые с размером частиц порообразователя

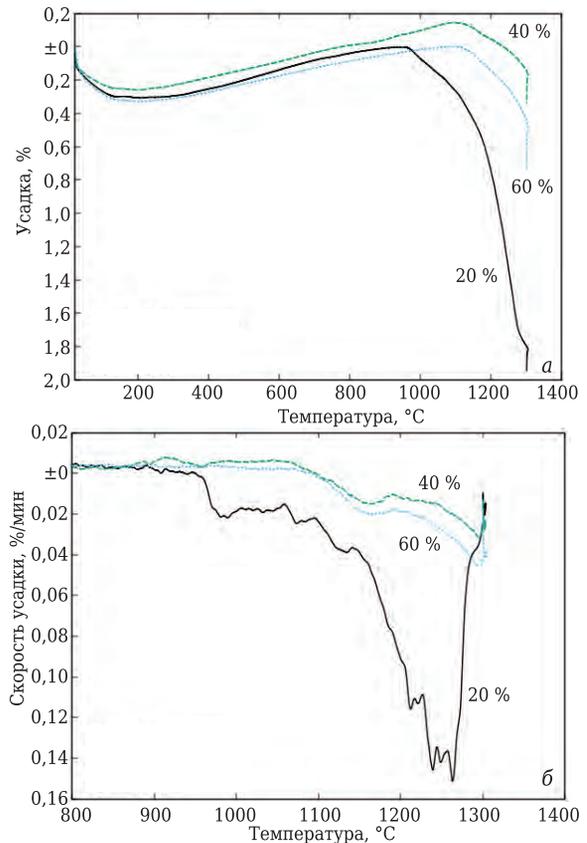


Рис. 1. Термодилатометрический анализ карбосилицида титана разной пористости (указана на кривых): зависимости усадки (а) и скорости усадки (б) от температуры спекания

Поры, показанные на рис. 2, б, в, по-видимому, более связаны, чем показанные на рис. 2, а, т. е. с увеличением пористости растет связанность пор. Форма пор в образцах пористостью 20 и 40 % близка к эллиптической, что подтверждается оценкой фактора формы округлости $K_{кр\text{уг}}$. У всех образцов среднее значение $K_{кр\text{уг}} = 1,7$. Эллиптические поры обусловлены

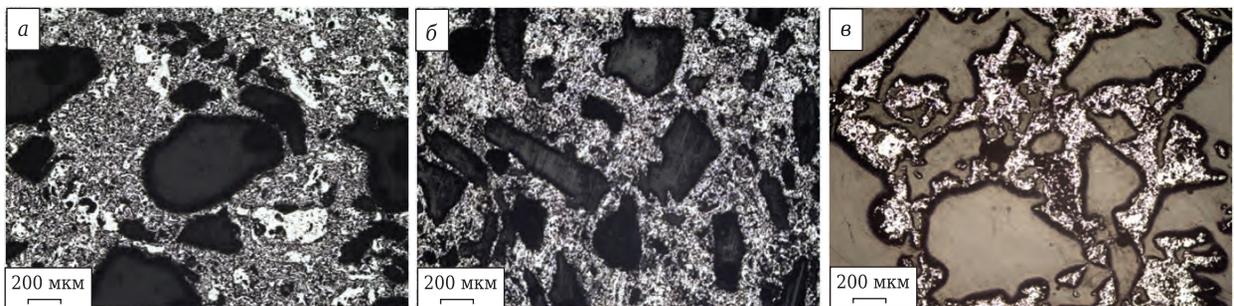


Рис. 2. Металлографическое изображение структуры карбосилицида титана пористостью 20 (а), 40 (б) и 60 % (в). × 50

(см. рис. 2, а). Более пористые образцы обладают преимущественно сообщающимися порами (см. рис. 2, б, в). Толщина перемычек между порами с ростом общей пористости уменьшается значительно. Размер пор для образцов разной пористости приведен в табл. 1.

Таблица 1. Размеры пор образцов на основе Ti_3SiC_2

Пористость образца, %	Размеры, мкм	
	макропор	микропор
20	140–800	2–112
40	170–1000	2–130
60	350–1300	2–46

направлением нагрузки при холодном прессовании смесей с порообразователем. Поскольку форма частиц NaCl кубическая, эллиптическая форма пор, скорее всего, является следствием холодного прессования, поскольку более крупные кристаллы NaCl деформируются и в конечном итоге измельчаются. Морфология полученной авторами настоящей статьи макропористой структуры схожа с результатами, описанными в публикациях [23–25].

Результаты оптической металлографии перемычек показали, что они обладают пористостью микроразмерного масштаба (см. табл. 1). На рис. 3 показаны гистограммы распределения пор, как диаметров Фере, по размерам. Из гисто-

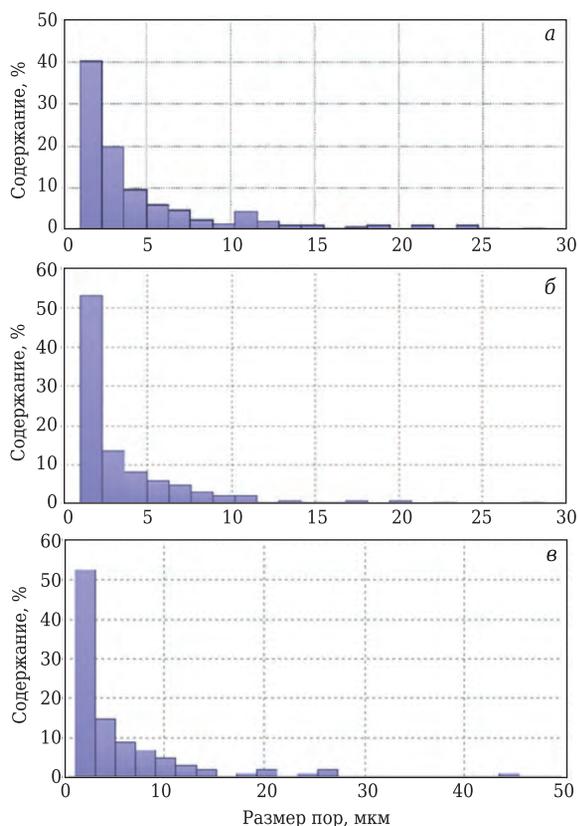


Рис. 3. Распределение пор по размерам в перемычках высокопористого карбосилицида титана: а — пористость 20 %; б — пористость 40 %; в — пористость 60 %

Таблица 2. Изменение массы образцов пористого карбосилицида титана в зависимости от продолжительности их выдержки при 1100 °С на воздухе

Продолжительность выдержки τ , ч	Изменение массы, г, образцов пористостью, %		
	20	40	60
1	0,3277	0,3407	0,1444
3	0,3893	0,4193	0,1821
6	0,4451	0,4896	0,2102
10	0,4981	0,5512	0,2313
15	0,5489	0,6053	0,2466
20	0,5910	0,6461	0,2585
25	0,6243	0,6757	0,2667
30	0,6526	0,6976	0,2736

грамм следует, что наибольшая доля пор находится в диапазоне до 10 мкм. Средний размер пор перемычек практически не связан с общей относительной пористостью экспериментальных образцов и соответствует 5,6–6,2 мкм.

Важной характеристикой пористых объектов является хорошая прочность формируемого каркаса. Микротвердость HV_{50} , как одна из механических характеристик, приведена ниже:

Пористость образца, %.....	20	40	60
HV_{50}	676	731	1735

Увеличение твердости перемычек с ростом средней (открытой) пористости обусловлено ростом плотности перемычек. Результаты измерений микротвердости перемычек примерно совпадают с результатами измерений [26] пористых образцов Ti_3SiC_2 .

Для обобщения результатов исследований и выявления характера окисления исследуемых образцов определено изменение их массы от продолжительности испытаний τ (табл. 2) и глубины проникновения коррозии $h_{ув}$ в образцы (рис. 4). При определении зависимости $h_{ув}$ от τ учитываемая плотность образцов соответствовала 4,5 г/см³.

Из анализа константы скорости окисления следует, что на начальном этапе графическая зависимость характеризуется степенным видом, и в общем виде ее можно представить для всех образцов разной пористости уравнением типа $y = 0,02x^{0,2}$ (рис. 5). При $\tau > 10$ ч наблюдается линейный характер скорости окисления также у всех анализируемых образцов.

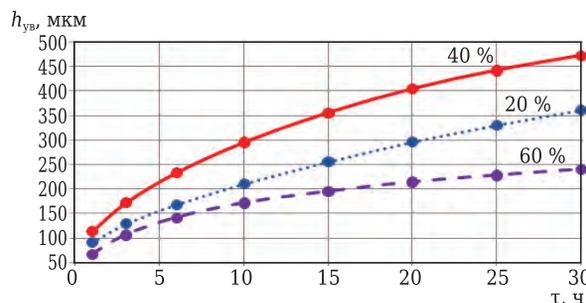


Рис. 4. Зависимость глубины проникновения коррозии $h_{ув}$ в образцы разной пористости (указана на кривых) от продолжительности их выдержки τ при 1100 °С

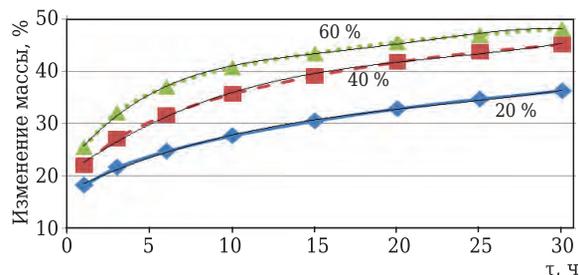


Рис. 5. Кинетика окисления образцов карбосилицида титана разной пористости (указана на кривых) при 1100 °С на воздухе

Результаты рентгенофазового анализа образцов после высокотемпературного окисления показали присутствие во всех образцах рутила. При этом интенсивность линий рутила уменьшается пропорционально плотности с увеличением пористости образцов. Представляет интерес проанализировать процесс окисления с точки зрения объемных эффектов реакций [27]. Окисление Ti_3SiC_2 можно представить реакцией $Ti_3SiC_2 + 6O_2 = 3TiO_2 + SiO_2 + 2CO_2 \uparrow$ (или $2CO \uparrow$). (2)

Расчет массового и объемного эффектов реакции окисления по уравнению (2) дает величины $\Delta m = 53,1\%$ и $\Delta V = 83\%$, если продукты реакции рутил и кварц, и $\Delta V = 94\%$, если SiO_2 представлен в виде аморфной фазы типа кварцевого стекла.

Для уточнения фазового состава пористых образцов после высокотемпературного окисления проведен их анализ с помощью спектроскопии комбинационного рассеяния. Ниже представлены результаты исследований в виде оптического изображения (видеозахвата) области анализируемой поверхности образца и КР-спектра в этой области. Поверхность образцов пористостью 20, 40 и 60 % состоит преимущественно из рутила TiO_2 . На рис. 6 представлен КР-спектр с поверхности образца пористостью 20 %; такие же спектры характерны для остальных образцов. При этом во внутренней области образцов пористостью 20, 40 и 60 % помимо рутила присутствует в небольшом количестве анатаз. В общем случае поверхность пористых образцов представляет собой сплошную пленку из мелкокристаллических оксидов титана.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показано, что использование кристаллов NaCl в качестве порообразователя позволяет формировать пористый материал на основе карбосилицида титана, как одного из ярких представителей МАХ-фаз, обладающих свойствами как металла, так и керамики.

Библиографический список

1. **Potoczek, M.** Porosity effect on microstructure, mechanical, and fluid dynamic properties of Ti_2AlC by direct foaming and gel-casting / M. Potoczek, A. Chmielarz, M. D. M. Innocentini [et al.] // J. Am. Ceram. Soc. — 2018. — Vol. 101. — P. 5346–5357. DOI: 10.1111/jace.15802. DOI: 10.1111/jace.15802.
2. **Amini, S.** Processing, microstructural characterization, and mechanical properties of a Ti_2AlC /nanocrystalline Mg-matrix composite / S. Amini, C. Y. Ni, M. W. Barsoum // Compos. Sci. Technol. — 2009. — Vol. 69. — P. 414. DOI: 10.1016/j.compscitech.2008.11.007.
3. **Amini, S.** On the effect of texture on the mechanical properties of nanocrystalline Mg-matrix composites reinforced with MAX phases / S. Amini, M. W. Barsoum // Mater. Sci. Eng. A. — 2010. — Vol. 527. — P. 3707–3718. DOI: 10.1016/j.msea.2010.01.073.

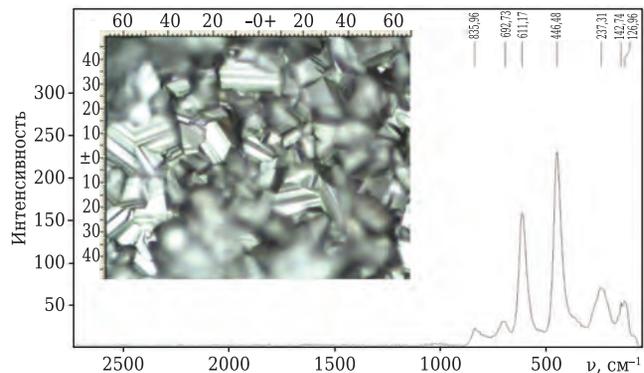


Рис. 6. Область анализа (на вставке) и КР-спектр поверхности образца пористостью 20 %

Общая пористость экспериментальных образцов достигает 60 %. Поровая структура является бимодальной: размеры микропор, сформированных в перемычках материала, находятся в диапазоне 2–130 мкм, размеры макропор 140–1300 мкм. Связанность поровой структуры увеличивается с ростом пористости. Форма пор ближе к эллиптическому виду, что обусловлено процессом холодного прессования смесей порошков карбосилицида титана и порообразователя.

Жаростойкость пористого карбосилицида титана при 1100 °С в течение 30 ч на воздухе слабо зависит от общей пористости и связана с поровой структурой перемычек. Глубина проникновения коррозии в образцы пористостью 20 и 40 % равна 355 и 480 мкм соответственно, в образец пористостью 60 % 250 мкм, однако у образца пористостью 60 % наблюдалось частичное осыпание. Поверхность окисленных образцов пористостью 20, 40 и 60 % состоит преимущественно из рутила; во внутренней области помимо рутила присутствует в небольшом количестве анатаз.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований и Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований, грант № 18-58-00031 Бел а.

4. **Kontsos, A.** Nanocrystalline Mg-MAX composites: mechanical behavior characterization via acoustic emission monitoring / A. Kontsos, T. Loutas, V. Kostopoulos [et al.] // Acta Mater. — 2011. — Vol. 59. — P. 5716–5727. DOI: 10.1016/j.actamat.2011.05.048.
5. **Brodnikovskii, N. P.** Structure and mechanical properties of porous titanasilicon carbide Ti_3SiC_2 / N. P. Brodnikovskii, M. P. Burka, D. G. Verbilo [et al.] // Powder Metall. Met. Ceram. — 2003. — Vol. 42. — P. 424–432.
6. **Firstov, S. A.** Mechanical properties of porous Ti_3SiC_2/TiC and Ti_4AlN_3/TiN nanolaminates at 20 to 1300 °C / S. A. Firstov, V. F. Gorban, I. I. Ivanova, E. P. Pechkovskii // Powder Metall. Met. Ceram. — 2010. — Vol. 49. — P. 414–423. DOI: 10.1007/s11106-010-9252-2.
7. **Firstov, S. A.** Effect of the composition and porosity of sintered titanium nanolaminates on their mechanical

properties at high temperatures / S. A. Firstov, E. P. Pechkovskii, I. I. Ivanova [et al.] // Strength Mater. — 2006. — Vol. 38, № 6. — P. 24–36. DOI: 10.1007/s11223-006-0084-8.

8. **Zhang, H.** Pore formation process of porous Ti_3SiC_2 fabricated by reactive sintering / H. Zhang, X. Liu, Y. Jiang // Materials. — 2017. — № 10 (2). — P. 163. DOI: 10.3390/ma10020163.

9. **Hu, L.** Simple, inexpensive synthesis of damage-tolerant MAX phase foams / L. Hu, I. Karaman, M. Radovic // Am. Ceram. Soc. Bull. — 2013. — Vol. 92, № 5. — P. 31, 32.

10. **Лепакова, О. К.** Синтез, фазовый состав, структура и прочностные свойства пористых материалов на основе соединения Ti_3SiC_2 / О. К. Лепакова, В. И. Итин, Е. Г. Астафурова [и др.] // Физическая мезомеханика. — 2016. — № 2. — С. 108–113.

11. **Sun, Z.** Preparation of reticulated MAX-phase support with morphology-controllable nanostructured ceria coating for gas exhaustcatalyst devices / Z. Sun, Y. Lang, M. Li, Y. Zhou // J. Am. Ceram. Soc. — 2010. — Vol. 93. — P. 2591. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2010.03776.x.

12. **Thomas, T.** Fabrication techniques to produce micro and macro porous MAX-phase Ti_2AlC ceramic / T. Thomas. — University of Bath, 2014.

13. **Bowen, C.** Macro-porous Ti_2AlC MAX-phase ceramics by the foam replication method / C. Bowen, T. Thomas // Ceram. Int. — 2015. — Vol. 41. — P. 12178–12185. DOI: 10.1016/j.ceramint.2015.06.038.

14. **Torres, Y.** Processing and characterization of porous titanium for implants by using NaCl as space holder / Y. Torres, J. J. Pavón, J. A. Rodríguez // J. Mater. Process. Technol. — 2012. — Vol. 212. — P. 1061. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2011.12.015.

15. Metal Foams: Fundamentals and Applications ; ed. by Nihad Dukhan. — DEStech Publications, Inc., 2013. — 458 p. DOI: 10.1016/j.applthermaleng.2013.07.002.

16. **Wenjuan, N.** Processing and properties of porous titanium using space holder technique / N. Wenjuan, B. Chenguang, Q. Guibao, W. Qiang // Mater. Sci. Eng. A. — 2009. — Vol. 506. — P. 148. DOI: 10.1016/j.msea.2008.11.022.

17. **Wen, C. E.** Processing of biocompatible porous Ti and Mg / C. E. Wen, M. Mabuchi, M. Yamada [et al.] // Scripta Mater. — 2001. — Vol. 45. — P. 1147. DOI: 10.1016/S1359-6462(01)01132-0.

18. **Esen, Z.** Processing of titanium foams using magnesium spacer particles / Z. Esen, S. Bor // Scripta Mater. — 2007. — Vol. 56. — P. 341. DOI:10.1016/j.scriptamat.2006.11.010.

19. **Gonzalez-Julian, J.** Processing and characterization of porous Ti_2AlC using space holder technique / J. Gonzalez-Julian, M. Bram // Key Eng. Mater. — 2016. — Vol. 704. — P. 197–203. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.704.197.

20. **Kim, I.-H.** Compression temperature and binder ratio on a process for fabrication of open-celled porous Ti / I.-H. Kim, W. Lee, S.-H. Ko, J. M. Jang // Mater. Res. Bull. — 2010. — Vol. 45. — P. 355. DOI: 10.1016/j.materresbull.2009.12.002.

21. **Gu, Y. W.** Synthesis and bioactivity of porous Ti alloy prepared by foaming with TiH_2 / Y. W. Gu, M. S. Yong, B. Y. Tay, C. S. Lim // Mater. Sci. Eng. C. — 2009. — Vol. 29. — P. 1515. DOI: 10.1016/j.msec.2008.11.003.

22. **Velasco, B.** MAX phase Ti_2AlC foams using a leachable space-holder material / B. Velasco, E. Gordo, S. A. Tsipas // J. Alloys Compd. — 2015. — Vol. 646. — P. 1036–1042. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.05.235.

23. **Hu, L.** Processing and characterization of porous Ti_2AlC with controlled porosity and pore size / L. Hu, R. Benitez, S. Basu [et al.] // Acta Mater. — 2012. — Vol. 60. — P. 6266–6277. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.07.052.

24. **Velasco, B.** Influence of porosity on elastic properties of Ti_2AlC and Ti_3SiC_2 MAX phase foams / B. Velasco, E. Gordo, L. Hu [et al.] // J. Alloys Compd. — 2018. — Vol. 764. — P. 24–35. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.06.027.

25. **Гегузин, Я. Е.** Физика спекания ; 2-е изд., перераб. и доп. / Я. Е. Гегузин. — М. : Наука, 1984. — 312 с.

26. **Firstov, S. A.** High-temperature short-term and long hardness of sintered compact and porous titanium-siliceous carbide Ti_3SiC_2 / S. A. Firstov, E. P. Pechkovsky // Science and Sintering. — 2004. — Vol. 36, № 1. — P. 11–20. <https://doi.org/10.2298/SOS0401011F>.

27. **Antsiferov, V. N.** Role of bulk and mass effects of reactions in reaction sintering processes / V. N. Antsiferov, V. G. Gilev // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. — 2016. — Vol. 57, № 7. — P. 715–722. (Scopus). DOI: 10.3103/S1067821216070026. ■

Получено 23.09.19

© А. А. Сметкин, В. Г. Гилёв,
М. Н. Каченюк, Д. С. Вохмянин, 2020 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ



Ceramics 2020

6th International Conference and Expo on

CERAMICS AND COMPOSITE MATERIALS

Международная конференция и выставка по КЕРАМИКЕ И КОМПОЗИТНЫМ МАТЕРИАЛАМ

8–9 июня 2020 г. г. Франкфурт, Германия

<https://ceramics.insightconferences.com/>