

Сметкин А.А., Каченюк М.Н., Гилев В.Г. Термодилатометрический анализ механоактивированной порошковой композиции Ti–SiC–C // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2018. – Т. 20, № 4. – С. 51–56. DOI: 10.15593/2224-9877/2018.4.06

Smetkin A.A., Kachenyuk M.N., Gilev V.G. Therm dilatometric analysis of a mechanically activated powder composition Ti–SiC–C. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 51–56. DOI: 10.15593/2224-9877/2018.4.06

ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение
Т. 20, № 4, 2018
Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

DOI: 10.15593/2224-9877/2018.4.06
УДК 621.762

А.А. Сметкин, М.Н. Каченюк, В.Г. Гилев

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

**ТЕРМОДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ МЕХАНОАКТИВИРОВАННОЙ ПОРОШКОВОЙ
КОМПОЗИЦИИ Ti–SiC–C**

Представлены результаты исследований консолидации механоактивированной смеси Ti–SiC–C. Механоактивация порошковых систем является эффективной предварительной обработкой смесей, обеспечивающей их неравновесное состояние и активирующей процессы фазообразования, усадки при спекании. С помощью термомеханического анализатора SETSYS Evolution 24 изучена консолидация механоактивированной порошковой смеси Ti–17SiC–17C (вес. %) в температурном интервале 20–1500 °С. Получены кривые уплотнения и скорости усадки в функции температуры. Определены температурные диапазоны для активных процессов усадки и фазовых превращений. Температурные точки, соответствующие превращениям в смеси при нагреве – это около 650, 850, 1050, 1175, 1200, 1250 и 1300 °С. Активные диффузионные процессы отражаются на значительном изменении скорости усадки с 18 до 5 мкм/мин в интервале 750–850 °С. При $T > 850$ °С изменение скорости усадки обусловлено полиморфным $\alpha \rightarrow \beta$ -превращением в титане. В интервале 1050–1300 °С формируются оболочечные структуры из Ti_5Si_3 и TiC на поверхностях титановых частиц. Здесь скорости усадки замедляются и осциллируют в диапазоне 0–9 мкм/мин. При $T > 1300$ °С прекращение усадки обусловлено формированием промежуточных фаз Ti_3Si_2 . Формируется карбосилицид титана Ti_3SiC_2 за счет взаимодействия Ti_5Si_3 с TiC. Конечным продуктом спекания смеси является композиционный материал TiC/SiC/ Ti_3SiC_2 . Энергию активации спекания из обычного экспоненциального уравнения Аррениуса рассчитывали по графическим зависимостям $\ln(\Delta L/L_0) = f(1/T)$ для характерных температурных интервалов 300–650, 650–850, 850–1000, 1000–1200 °С. Невысокие значения энергии активации при спекании обусловлены большим количеством активных границ зерен и других дефектов кристаллической структуры порошков, образовавшихся в результате интенсивной деформации при механоактивации.

Ключевые слова: механоактивация, спекание, термодилатометрический анализ, усадка, энергия активации, механизмы консолидации, фазовые превращения, карбид титана, карбид кремния, карбосилицид титана, промежуточные фазы.

A.A. Smetkin, M.N. Kachenyuk, V.G. Gilev

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

**THERMODYNAMIC ANALYSIS OF A MECHANICALLY ACTIVATED POWDER
COMPOSITION Ti–SiC–C**

The paper presents research results of the consolidation of mechanically activated mixture of Ti–SiC–C. Mechanical activation of the powder system is an effective pre-treatment of mixtures, providing they are non-equilibrium state and activation of the processes of phase formation, shrinkage during sintering. The consolidation of the mechanoactivated powder mixture Ti–17SiC–17C (wt.%) was studied using the thermomechanical analyzer SETSYS Evolution 24 in the temperature range of 20–1500 °C. The curves of compaction and shrinkage rate in the temperature function are obtained. Temperature ranges for active processes of shrinkage and phase transformations are determined. The temperature points corresponding to the transformations in the mixture during heating are about 650, 850, 1050, 1175, 1200, 1250 and 1300 °C. Active diffusion processes are reflected in a significant change in the shrinkage rate from 18 to 5 $\mu\text{m}/\text{min}$ in the range of 750–850 °C. At $T > 850$ °C, the change in shrinkage rate is due to polymorphic transformation in titanium. In the range of 1050–1300 °C shell structures of Ti_5Si_3 and TiC on the surfaces of titanium particles are formed. Here, the shrinkage rate slowed down and oscillate in the range 0–9 $\mu\text{m}/\text{min}$. At $T > 1300$ °C cessation of shrinkage due to the formation of intermediate phases Ti_3Si_2 , formed ternary carbide Ti_3SiC_2 due to the interaction with Ti_5Si_3 TiC. The final product of the sintering mixture is a composite material TiC/SiC/ Ti_3SiC_2 . The activation energy of sintering from the usual exponential Arrhenius equation was calculated from the graphical dependences $\ln(\Delta L/L_0) = f(1/T)$ for the characteristic temperature ranges 300–650, 650–850, 850–1000, 1000–1200 °C. Low values of the activation energy during sintering are due to a large number of active grain boundaries and other defects in the crystal structure of the powders formed as a result of intense deformation during mechanical activation.

Keywords: mechanical activation, sintering, therm dilatometry analysis, shrinkage, activation energy, mechanisms of consolidation, phase transformations, titanium carbide, silicon carbide, titanium silicon carbide, intermediate phases.

Введение

Композиционные материалы на основе бескислородных соединений достаточно широко известны и используются в производстве износостойких деталей для экстремальных (температура, среда) условий эксплуатации. Композиция Ti–Si–C является наиболее перспективной системой благодаря ряду преимуществ перед другими. Оптимальный элементный состав такой композиции обеспечивает при высокотемпературной консолидации формирование многофазной системы, состоящей преимущественно из карбида титана TiC и карбосилицида титана Ti₃SiC₂. Карбид титана широко используется в качестве основы безвольфрамовых твердых сплавов, в карбидостаялах, износостойких материалах, поскольку обладает высокой твердостью, износостойкостью, стойкостью к кислотам, щелочам, температуре до 1000 °C [1, 2]. Значимым недостатком безвольфрамовых твердых сплавов является их хрупкость и недостаточная механическая прочность, особенно при повышенных значениях температуры. Введение дополнительных фазообразующих элементов, повышающих комплекс свойств износостойких материалов, является актуальной задачей [3, 4, 5].

Тернарному соединению Ti₃SiC₂ присущи свойства как металла, так и керамики. Карбосилицид титана Ti₃SiC₂ обладает уникальной комбинацией характеристик: высокими модулем Юнга, электро- и теплопроводностью, стойкостью к окислению и термоудару, сопротивлением усталости [6], удивительно низким для керамического материала пределом текучести [7]. При этом исследователи находят его применение в качестве связующего компонента в самых различных функциональных и твердых материалах [8–12].

Для получения сложных многофазных композиционных материалов широко используется предварительная механоактивация смесей с целью их подготовки для последующих технологических операций, связанных с консолидацией или другими процессами формирования конечного продукта [13]. Температура спекания порошковых смесей после высокоэнергетического помола ниже, чем у немолотого порошка, поскольку МА приводит к увеличению реакционной способности, внутренней и поверхностной энергии и площади поверхности [14–17].

Другим важным этапом в получении композиционного материала является консолидация механоактивированной смеси, сопровождающаяся реакционным спеканием и фазовыми превращениями при заданных скорости нагрева и температуре. В общем случае кинетику фазовых превра-

щений можно рассматривать через механизмы спекания порошковых систем [18].

Целью наших исследований было изучение процессов консолидации механоактивированной порошковой композиции Ti–SiC–C при получении композиционного материала TiC/SiC/Ti₃SiC₂.

Методики эксперимента и исследований

Порошковая композиция Ti–17вес.%SiC–17вес.%C (далее T17SC) была получена механоактивацией порошков титана, карбида кремния, графита в планетарной мельнице САНД при частоте вращения барабана мельницы 240 мин⁻¹ в вакууме на протяжении 3 ч. Соотношение масс мелющих тел и обрабатываемого материала соответствовало 7,5 : 1. Исходный размер частиц порошка титана ТПП-7 менее 325 мкм, порошка технического карбида кремния менее 10 мкм, порошка углерода С-1 фракции менее 5 мкм.

Кинетику спекания порошковых смесей подробно позволяет изучить термодилатометрический анализ (ТДА) [19]. Исследование консолидации смеси T17SC проводили на термомеханическом анализаторе SETSYS Evolution 24 (Setaram). Принцип определения кинетики спекания заключается в измерении линейного размера образца методом прямого контакта в зависимости от времени при заданной скорости нагрева. Три параметра – время, температура и линейный размер – регистрировались с заданным интервалом. Затем при помощи специализированного программного обеспечения производилась обработка собранных данных, вычисление скорости усадки, относительной усадки и других характеристик порошкового материала. Нагрев образцов осуществлялся в среде аргона со скоростью 10 °C/мин до 1500 °C.

Рентгеноструктурный анализ экспериментальных образцов выполняли на дифрактометре XRD-6000 (Shimadzu) с использованием λ–Cu-излучения.

Результаты и их обсуждение

При указанных выше условиях консолидации смеси Ti–17SiC–17C (вес. %) получены кривые уплотнения и скорости усадки в функции температуры (рис. 1). Анализ кривых уплотнения смеси показал многостадийность процесса усадки, обусловленного фазовыми превращениями при нагреве. Процессы, происходящие при значениях температуры до 300 °C, связанные с удалением механически и химически связанной воды, линейным расширением прессовки, в дальнейшем рассматриваться не будут. В первую очередь представляют интерес температурные интервалы, наблюдаемые

через точки перегиба на графической зависимости усадка–температура (см. рис. 1), связанные с изменениями в механизме спекания. Образец T17SC при скорости нагрева 10 °С/мин достиг максимальной плотности при температуре около 1500 °С.

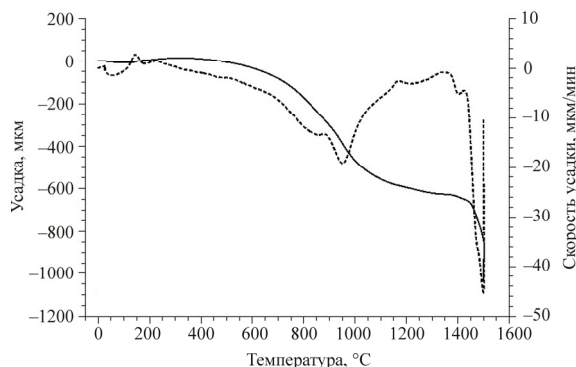


Рис. 1. Зависимость усадки и скорости усадки от температуры при спекании смеси Ti–17SiC–17C (вес. %): — усадка; - - - скорость усадки

Скорость усадки достигает значимых значений 18 мкм/мин при 775 и 950 °С и максимальна (34 мкм/мин) при 1500 °С, т.е в конце температурного диапазона спекания. Следует обратить внимание на то, что скорость усадки в положительной области ординаты соответствует процессам расширения, а не усадки. Соотнося экстремумы кривых усадки и скорости усадки, можно определить температурные точки, соответствующие превращениям в смеси при нагреве. Это около 650, 850, 1050, 1175, 1200, 1250 и 1300 °С. Полученные данные хорошо согласуются с результатами, полученными в работе [20], где показано, что при реакционном спекании порошковой смеси Ti:SiC:C = 3:1:1 на первой стадии при температуре более 750 °С происходит диффузия атомов Si и C из карбида кремния и элементарного углерода в титановые частицы. Активные диффузионные процессы отражаются на значительном изменении скорости усадки с 18 до 5 мкм/мин в интервале 750–850 °С. Далее при $T > 850$ °С изменение скорости усадки обусловлено полиморфным $\alpha \rightarrow \beta$ -превращением в титане, когда более плотная ГПУ-решетка трансформируется в менее плотную ОЦК-решетку. Затем в интервале 1050–1300 °С формируются оболочечные структуры из Ti_5Si_3 и TiC на поверхностях титановых частиц. Здесь скорости усадки замедляются и осциллируют в диапазоне 0–9 мкм/мин. И, наконец, за счет взаимодействия Ti_5Si_3 с TiC при температуре выше 1300 °С формируется карбосилицид титана Ti_3SiC_2 .

Указанные превращения связаны с изменением скорости усадки, а также зафиксированы с помощью рентгенофазового анализа (табл. 1). Рент-

генофазовый анализ смеси T17SC после различных значений температуры спекания показал, что с увеличением температуры от 1050 до 1500 °С увеличивается доля TiC, а фаза карбосилицида титана формируется при $T > 1300$ °С (табл. 2).

Таблица 1
Фазовый состав смеси T17SC в зависимости от температуры спекания

T, °С	Ti	6H–SiC	TiC	Ti ₅ Si ₃	C	Ti ₃ SiC ₂
1050	4,6	27,1	45,7	2,1	20,5	–
1150	–	23,8	61,6	7,1	7,4	–
1250	–	15,9	62,4	7,6	14,1	–
1500	–	20,1	77,5	–	–	2,3

Таблица 2
Энергия активации спекания смеси T17SC

Номер стадии	Температурный интервал ΔT , °С	Энергия активации E_a , кДж/моль
1	300–650	11,48
2	650–850	17,97
3	850–1000	8,44
4	1000–1200	17,28

Энергию активации спекания из обычного экспоненциального уравнения Аррениуса $k = A \exp(-E_a/RT)$ рассчитывали по графическим зависимостям $\ln(\Delta L/L_0) = f(1/T)$ (рис. 2) для характерных температурных интервалов 300–650, 650–850, 850–1000, 1000–1200 °С. Следует обратить внимание на удовлетворительные значения величины достоверности аппроксимации R^2 , указанные на рис. 2. В действительности рассчитана кажущаяся энергия активации, так как анализируется консолидация по изменению линейных размеров экспериментального образца, а не феноменологически элементарный процесс. Тем не менее, как указано в работе [21], кажущаяся энергия активации близка к энергии активации подлинно элементарных процессов.

В табл. 2 представлены результаты расчета энергии активации спекания смеси T17SC по тангенсу угла наклона кривых, приведенных на рис. 2, где увеличение температуры следует рассматривать справа налево. Полученные данные указывают на схожие механизмы консолидации материала в температурных интервалах стадий 2 и 4, со значениями энергий активации 17,97 и 17,28 кДж/моль соответственно. На первой стадии термоактиви-

руемые процессы существенно замедлены, в смеси формируются межчастичные контакты преимущественно за счет массопереноса в режиме пластического течения [22].

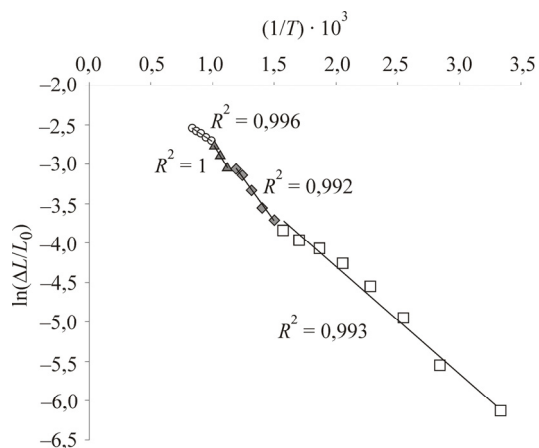


Рис. 2. Зависимость по Аррениусу $\ln(\Delta L/L_0) = f(1/T)$ для усадки смеси Т17С: □ 300–650 °С, $E_a = 11,48$ кДж/моль; ◆ 650–850 °С, $E_a = 17,97$ кДж/моль; ▲ 850–1000 °С, $E_a = 8,44$ кДж/моль; ○ 1000–1200 °С, $E_a = 17,28$ кДж/моль

Низкая энергия активации в температурном интервале 850–1000 °С обусловлена быстрой химической реакцией, а не самодиффузией [23]. Поверхностная диффузия доминирует в начале спекания для широкого спектра материалов. Она зависит от многих факторов и чувствительна к начальному состоянию поверхности (размеру частицы), поверхностным примесям и температуре. Как указано в работе [23], при спекании металлических и ковалентных керамических порошков на начальном этапе превалирует поверхностная диффузия, которая не влияет на процессы уплотнения материала. В дальнейшем роль поверхностной диффузии уменьшается со снижением кривизны поверхности и поверхностной энергии контактируемых частиц. Рассчитанные значения энергии активации при спекании (см. табл. 2) обусловлены большим количеством активных границ зерен и других дефектов кристаллической структуры порошков, образовавшихся в результате интенсивной деформации при механоактивации.

Выводы

С помощью термодилатометрического анализа определены характерные температурные интервалы процессов консолидации и фазообразования в механоактивированной смеси Ti–17SiC–17C (вес. %).

При $T > 750$ °С происходит диффузия атомов кремния и углерода из карбида кремния и элементарного углерода в титановые частицы. При $T > 850$ °С изменение скорости усадки обусловлено

полиморфным $\alpha \rightarrow \beta$ -превращением в титане, когда более плотная ГПУ-решетка трансформируется в менее плотную ОЦК-решетку. В интервале 1050–1300 °С формируются оболочечные структуры из Ti_5Si_3 и TiC на поверхностях титановых частиц, скорости усадки замедляются и осциллируют в диапазоне 0–9 мкм/мин. При $T > 1300$ °С за счет взаимодействия Ti_5Si_3 с TiC формируется карбосилицид титана Ti_3SiC_2 .

Энергия активации спекания механоактивированного порошка изменяется от 8,44 до 17,97 кДж/моль в зависимости от стадии спекания.

Исследования выполнены при финансовой поддержке РФФИ, грант № 17-48-590547 р_а.

Список литературы

1. Кипарисов С.С., Левинский Ю.В., Петров А.П. Карбид титана: получение, свойства, применение. – М.: Металлургия, 1987. – 216 с.
2. Металлические порошки и порошковые материалы: справ. / Б.Н. Бабич, Е.В. Вершинина, В.А. Глебов [и др.]; под ред. Ю.В. Левинского. – М.: ЭКОМЕТ, 2005. – 520 с.
3. Structure and properties of dispersion-strengthened-with-nanosized particles refractory hard material TiC–Ni-alloy / E.A. Levashov, E.S. Mishina, O.V. Malochkin, D.V. Shtansky, J.J. Moore, M.I. Fadeev // Sci. and Techn. of Adv. Mater. – 2003. – № 4. – P. 221–228.
4. Rajabi A., Ghazali M.J., Daud A.R. Chemical composition, microstructure and sintering temperature modifications on mechanical properties of TiC-based cermet: a review // Materials and Design. – 2015. – Vol. 67. – P. 95–106. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.10.081
5. Effect of silicidation pretreatment with gaseous SiO on sinterability of TiC powders / P. Istomin, E. Istomina, A. Nadutkin, V. Grass // Int. J. of Refract. Met. and Hard Mater. – 2016. – Vol. 57. – P. 12–18. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2016.02.004
6. Barsoum M. The $M_{n+1}AX_n$ phases: a new class of solids // Prog. Solid St. Chem. – 2000. – № 28. – P. 201–281.
7. Howie P.R., Thompson R.P. Clegg W.J. Softening non-metallic crystals by inhomogeneous elasticity // Scient. Rep. – 2017. – № 7. – P. 11602. DOI: 10.1038/s41598-017-09453-1
8. Improvement in mechanical/physical properties of TiC-based ceramics sintered at 1500 °С for inert matrix fuels / J.X. Xue, J.X. Liu, G.J. Zhang, H.B. Zhang, T. Liu, X.S. Zhou, S.M. Peng // Scripta Materialia. – 2016. – Vol. 114. – P. 5–8. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2015.11.024
9. Microstructure and mechanical properties of B4C–TiB2 composites prepared by reaction hot pressing using Ti_3SiC_2 as additive / P. He, S. Dong, Y. Kan, X. Zhang, Y. Ding // Ceramics Int. – 2016. – Vol. 42, № 1, Part A. – P. 650–656. DOI: 10.1016/j.ceramint.2015.08.160
10. Mechanical, thermal physical properties and thermal shock resistance of in situ $(TiB_2+SiC)/Ti_3SiC_2$ composite / W. Zou, H. Zhang, J. Yang, S. Peng, T. Qiu // J. of Alloys and Comp. – 2018. – Vol. 741. – P. 44–50. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.12.255

11. Oxidation behavior of C/SiC–Ti₃SiC₂ at 800–1300 °C in air / X. Fan, X. Yin, Y. Ma, L. Zhang, L. Cheng // *J. of the Europ. Ceramic Soc.* – 2016. – Vol. 6, № 10. – P. 2427–2433. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2016.03.029
12. Оглезнева С.А., Каченюк М.Н., Оглезнев Н.Д. Исследование формирования структуры и свойств материалов в системе «медь–карбосилицид титана» // *Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* – 2016. – № 4. – С. 60–67. DOI: 10.17073/1997-308X-2016-4-60-67
13. Suryanarayana C. *Mechanical alloying and milling.* – New York, NY: Marcel Dekker, Inc., 2004. – 466 p.
14. Болдырев В.В. Механохимия и механическая активация твердых веществ // *Успехи химии.* – 2006. – Т. 75(3). – С. 203–216.
15. Григорьева Т.Ф., Барина А.П., Ляхов Н.З. Механохимический синтез в металлических системах. – Новосибирск: Параллель, 2008. – 311 с.
16. Nano structured materials processing, properties and applications / ed. by Carl C Koch. – NY: William Andrew Publishing, 2009. – 752 p.
17. Structural nanocrystalline materials: fundamentals and applications / C.C. Koch, I.A. Ovid'ko, S. Seal, S. Veprek. – Cambridge: Cambridge University Press, 2007. – 380 p. DOI: 10.1017/CBO9780511618840
18. Кинетика спекания нанопорошков / М.И. Алымов, С.А. Тихомиров, С.И. Аверин, А.А. Коробанов, С.С. Бедов // *Физика и химия обработки материалов.* – 2006. – № 5. – С. 55–61.
19. Introduction to thermal analysis. Techniques and applications / ed. by M.E. Brown. – 2nd ed. – Kluwer, 2001. – 310 p. DOI: 10.1007/0-306-48404-8
20. Hashimoto H., Sun Z.M., Tada S. Morphological evolution during reaction sintering of Ti, SiC and C powder blend // *J. of Alloys and Compounds.* – 2007. – Vol. 441, № 1, 2. – P. 174–180. DOI: 10.1016/j.jallcom.2006.08.339
21. Ивенсен В.А. Феноменология спекания и некоторые вопросы теории. – М.: Металлургия, 1985. – 247 с.
22. Гегузин Я.Е. Физика спекания. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Наука: Гл. ред. физ.-мат. лит-ры, 1984. – 312 с.
23. Synthesis and pressureless sintering of Ti₃SiC₂ powder / B.B. Panigrahi, M-Ch. Chu, A. Balakrishnan, S-J. Cho // *J. Mater. Res.* – 2009. – Vol. 24, № 2. – P. 487–492.
- view. *Materials and Design*, 2015, vol. 67, pp. 95–106. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.10.081
5. Istomin P., Istomina E., Nadutkin A., Grass V. Effect of silicidation pretreatment with gaseous SiO on sinterability of TiC powders. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2016, vol. 57, pp. 12–18. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2016.02.004
6. Barsoum M. The Mn+1AX_n phases: a new class of solids. *Progress in Solid State Chemistry*, 2000, no. 28, pp. 201–281.
7. Howie P.R., Thompson R.P. Clegg W.J. Softening nonmetallic crystals by inhomogeneous elasticity. *Scientific Reports*, 2017, no. 7, pp. 11602. DOI: 10.1038/s41598-017-09453-1
8. Xue J.X., Liu J.X., Zhang G.J., Zhang H.B., Liu T., Zhou X.S., Peng S.M. Improvement in mechanical/physical properties of TiC-based ceramics sintered at 1500 °C for inert matrix fuels. *Scripta Materialia*, 2016, vol. 114, pp. 5–8. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2015.11.024
9. He P., Dong S., Kan Y., Zhang X., Ding Y. Microstructure and mechanical properties of B4C–TiB₂ composites prepared by reaction hot pressing using Ti₃SiC₂ as additive. *Ceramics International*, 2016, vol. 42, no. 1, part A, pp. 650–656. DOI: 10.1016/j.ceramint.2015.08.160
10. Zou W., Zhang H., Yang J., Peng S., Qiu T. Mechanical, thermal physical properties and thermal shock resistance of in situ (TiB₂+SiC)/Ti₃SiC₂ composite. *Journal of Alloys and Comp.*, 2018, vol. 741, pp. 44–50. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.12.255
11. Fan X., Yin X., Ma Y., Zhang L., Cheng L. Oxidation behavior of C/SiC–Ti₃SiC₂ at 800–1300 °C in air. *Journal of the European Ceramic Society*, 2016, vol. 6, no. 10, pp. 2427–2433. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2016.03.029
12. Oglezneva C.A., Kachenjuk M.N., Ogleznev N.D. Issledovanie formirovaniia struktury i svoistv materialov v sisteme «med'–karbosilitsid titana» [Study of the formation of the structure and properties of materials in the system “copper – carbosilicide titanium”]. *Izvestiia vuzov Poroshkovaia metallurgii i funktsional'nye pokrytiia*, 2016, no. 4, pp. 60–67. DOI: 10.17073/1997-308X-2016-4-60-67
13. Suryanarayana C. *Mechanical alloying and milling.* New York, NY: Marcel Dekker, Inc., 2004, 466 p.
14. Boldyrev V.V. Mekhanokhimiia i mekhanicheskaiia aktivatsiia tverdykh veshchestv [Mechanochemistry and mechanical activation of solids]. *Uspekhi khimii*, 2006, vol. 75(3), pp. 203–216.
15. Grigor'eva T.F., Barinova A.P., Liakhov N.Z. Mekhanokhimicheskii sintez v metallicheskikh sistemakh [Mechanochemical synthesis in metallic systems]. *Novosibirsk: Parallel'*, 2008, 311 p.
16. Nano structured materials processing, properties and applications. Ed. by Carl C Koch. NY: William Andrew Publishing, 2009, 752 p.
17. Koch C.C., Ovid'ko I.A., Seal S., Veprek S. Structural nanocrystalline materials: fundamentals and applications. Cambridge: Cambridge University Press, 2007, 380 p. DOI: 10.1017/CBO9780511618840.
18. Alymov M.I., Tikhomirov S.A., Averen S.I., Korobanov A.A., Bedov S.S. Kinetika spekaniia nanoporoshkov [Nanopowder sintering kinetics]. *Fizika i khimiia obrabotki materialov*. 2006, no. 5, pp. 55–61.

References

1. Kiparisov S.S., Levinskii Iu.V., Petrov A.P. Karbid titana: poluchenie, svoistva, primenenie [Carbide of the titan: receiving, properties, application]. Moscow: Metallurgii, 1987, 216 p.
2. Babich B.N., Vershinina E.V., Glebov V.A. Metallicheskie poroshki i poroshkovye materialy: spravochnik [Metal powders and powder materials]. Ed. Iu.V. Levin-skogo. Moscow: EKOMET, 2005. – 520 p.
3. Levashov E.A., Mishina E.S., Malochkin O.V., Shtansky D.V., Moore J.J., Fadeev M.I. Structure and properties of dispersion-strengthened-with-nanosized particles refractory hard material TiC–Ni-alloy. *Science and Technology of Advanced Materials*, 2003, no. 4, pp. 221–228.
4. Rajabi A., Ghazali M.J., Daud A.R. Chemical composition, microstructure and sintering temperature modifications on mechanical properties of TiC-based cermet: a re-

19. Introduction to thermal analysis. Techniques and applications. Ed. by M.E. Brown. 2nd ed. Kluwer, 2001, 310 p. DOI: 10.1007/0-306-48404-8.

20. Hashimoto H., Sun Z.M., Tada S. Morphological evolution during reaction sintering of Ti, SiC and C powder blend. *Journal of Alloys and Compounds*, 2007, vol. 441, no. 1, 2, pp. 174–180. DOI: 10.1016/j.jallcom.2006.08.339.

21. Ivensen V.A. Fenomenologiya spevaniya i nekotorye voprosy teorii [Phenomenology of sintering and some theory questions]. Moscow: Metallurgiya, 1985, 247 p.

22. Geguzin Ia.E. Fizika spevaniya [Sintering physics]. 2nd. ed. Moscow: Nauka: Glavnaya redaktsiya fiziko-matematicheskoi literatury, 1984, 312 p.

23. Panigrahi B.B., Chu M-Ch., Balakrishnan A., Cho S-J. Synthesis and pressureless sintering of Ti_3SiC_2 powder. *Journal of Materials Research*, 2009, vol. 24, no. 2, pp. 487–492.

Получено 1.10.18

Опубликовано 20.12.18

Об авторах

Сметкин Андрей Алексеевич (Пермь, Россия) – кандидат технических наук, доцент кафедры материалов, технологий и конструирования машин Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: solid@pm.pstu.ac.ru.

Каченюк Максим Николаевич (Пермь, Россия) – кандидат технических наук, доцент кафедры материалов, технологий и конструирования машин Пермского национального исследовательского политехнического университета, e-mail: max@pm.pstu.ru.

Гилев Виктор Григорьевич (Пермь, Россия) – кандидат технических наук, старший научный сотрудник Научного центра порошкового материаловедения Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: xray@pm.pstu.ac.ru.

About the authors

Andrei A. Smetkin (Perm, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Associate Professor, Department of Materials, Technologies and Designing of Machines, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: solid@pm.pstu.ac.ru.

Maksim N. Kachenyuk (Perm, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Associate Professor, Department of Materials, Technologies and Designing of Machines, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: max@pm.pstu.ru.

Viktor G. Gilev (Perm, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Senior Researcher, Centre of Powder Materials Science, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: xray@pm.pstu.ac.ru.