

THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE 30Al-70SiC METAL MATRIX COMPOSITE MATERIAL

N. B. Pugacheva*, N. S. Michurov, T. M. Bykova

Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 620049, 34 Komsomolskaya st., Ekaterinburg, Russian Federation

*Corresponding author. E-mail: nat@imach.uran.ru; address for correspondence: ul. Komsomolskaya 34, 620049, Ekaterinburg, Russian Federation. Tel.: +7 343 3753591; fax: +7 343 3745330

The paper presents the results of studying the structure of cylindrical workpieces made of a composite material with an aluminum-alloy matrix and silicon carbide particles as a filler. It is shown that, for the material to be highly filled with a reinforcing agent, particles of two standard sizes are used, namely, 1 to 5 μm and 15 to 20 μm , the particles being shaped mainly as irregular prisms. The studied metal matrix composite is characterized by the value of the thermal coefficient of linear expansion of $11.5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ in the range between 20 °C and 100 °C, heat conductivity of 193 W/m·K, density of 2.92 g/cm³, hardness of 95 HV 0.2, and an elastic modulus of 112 GPa. Strong adhesive interaction between the metal matrix and the SiC filler particles has been revealed, which manifests itself in the nature of specimen ruptures after tensile testing.

Keywords: composite material, metal matrix, filler, hardness, heat conductivity, density, linear expansion, fracture.

DOI: 10.17804/2410-9908.2015.6.006-018

References

1. Kreider K. *Kompozitsionnye materialy s metallicheskoj matritsei. T. 4* [Metal Matrix Composite Materials]. Vol. 4. M, Mashinostroenie Publ., 1978, 503 p. (In Russian).
2. Evdokimov I.A., Prusov E.S., Kireev A.V. Frictional metal matrix composite materials modified with carbon nanostructures, based on aluminum and its alloys, with high mechanical and operational properties. *Polzunovskiy Almanakh*, 2010, no. 2, pp. 264–268. (In Russian).
3. Gulbin V., Popov V., Sevostianov I. Metal matrix composites hardened by highly consistent nanopowders. *Nanoindustriya*, no. 1, 2007, pp. 16–19. (In Russian).
4. Popov V.A., Kobelev A.G., Chernyshev V.N. *Nanoporoshki v proizvodstve kompozitov* [Nanopowders in the Production of Composites]. M., Intermet Inzhiniring, 2007, 336 p. (In Russian).
5. Vishnyakov L.R., Moroz V.P., Romashko I.M., Vishnyakova E.L., Yaremenko O.P. Production of composite materials with an aluminum matrix and some carbide and oxide fillers. *Kompozity i nanostruktury*, 2013, no. 1, pp. 37–45. (In Russian).
6. Fernández R., González-Doncel G. Understanding the creep fracture behavior of aluminum alloys and aluminum alloy metal matrix composites. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, vol. 528, iss. 28, pp. 8218–8225. DOI: 10.1016/j.msea.2011.07.027.
7. Su Y., Ouyang Q., Zhang W., Li Zh., Guo Q., Fan G., Zhang D. Composite structure modeling and mechanical behavior of particle reinforced metal matrix composites. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 597, pp. 359–369. DOI: 10.1016/j.msea.2014.01.024.
8. ZHAO Long-zhi, ZHAO Ming-juan, YAN Hong, CAO Xiao-ming, ZHANG Jin-song. Mechanical behavior of SiC foam-SiC particles/Al hybrid composites. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2009, vol. 19, suppl. 3, pp. s547–s551. DOI: 10.1016/S1003-6326(10)60106-9.
9. Ortega-Celaya F., Pech-Canul M.I., Lopes-Cuevares J., Rendon-Angeles J.C., Pech-Canul M.A. Microstructure and impact behavior of Al/SiC_p composites fabricated by pressureless infiltra-

tion with different types of SiC_p. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, vol. 183, iss. 2–3, pp. 368–373. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2006.10.029.

10. Nishchev K.N., Novopoltsev M.I., Fomin N.E., Yudin V.A., Shchetanov B.V., Eliseev V.V., Emikh L.A. Studying the physical properties of an AlSiC metal matrix composite material. *Izvestiya vysshykh uchebnykh zavedeniy. Povolzhskiy region. Fiziko-matematicheskie nauki*, 2011, no. 4, pp. 78–85. (In Russian).

11. Pugacheva N.B., Bykova T.M., Trushina E.B. The steel-basis structure influence on the diffusion boride coatings structure and properties. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*, 2013, no. 4, pp. 3–7. (In Russian).

12. Konovalov A.V., Smirnov A.S. Experimental base and methods for identifying the constitutive equations of elastic-viscous-plastic medium. *Fiziko-khimicheskaya kinetika v gazovoy dinamike*, 2010, vol. 9, pp. 1–4. (In Russian). Available at: URL: <http://chemphys.edu.ru/media/published/028.pdf> (accessed 20.06.2015).

13. Smirnov A.S., Konovalov A.V., Muizemnek O.Yu. [Modelling and Simulation of Strain Resistance of Alloys Taking into Account Barrier Effects]. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, iss. 1, pp. 61–72. Available at: URL: http://dream-journal.org/issues/2015-1/2015-1_18.html (accessed: 18.09.2015). DOI: 10.17804/2410-9908.2015.1.061-072.

14. Vichuzhanin D.I. Khotinov V.A. Smirnov S.V. [The Effect of the Stress State on the Ultimate Plasticity of Steel X80]. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, iss. 1, pp. 73–89. Available at: URL: http://dream-journal.org/issues/2015-1/2015-1_21.html. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.1.073-089.

15. Portnoy K.N., Salibekov S.E., Svetlov I.L. *Struktura i svoystva kompozitsionnykh materialov* [The Structure and Properties of Composite Materials]. M., Mashinostroenie Publ., 1979, 255 p. (In Russian).

16. Grachev S.V., Baraz V.R., Bogatov A.A., Shveikin V.P. *Fizicheskoe metallovedenie* [Physical Metallography]. Ekaterinburg, UGTU–UPI Publ., 2009, 448 p. (In Russian).

17. Belyaev A.I. *Metallurgiya legkikh metallov* [Metallurgy of Light Metals]. M., Metallurgiya Publ., 1970, 368 p. (In Russian).

18. Chirkin V.S. *Teplofizicheskie svoystva materialov dlya yadernoy promyshlennosti* [Thermalphysic Properties of Materials for Nuclear Industry]. M., Atomizdat Publ., 1978, 485 p. (In Russian).

Подана в журнал: 24.09.2015
УДК 620.18.186
DOI: 10.17804/2410-9908.2015.6.006-018

СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА 30Al-70SiC

Н. Б. Пугачева*, Н. С. Мичуров, Т. М. Быкова

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения
Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация*

*Ответственный автор. Электронная почта: nat@imach.uran.ru; адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, 620049, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 375-35-91; факс: +7 (343) 374-53-30

В работе представлены результаты исследований структуры цилиндрических заготовок из композиционного материала, матрицей которого является алюминиевый сплав, а наполнителем – частицы карбида кремния. Показано, что для получения высокого наполнения материала упрочнителем использованы частицы двух типоразмеров: 1–5 мкм и 15–20 мкм, имеющие преимущественно форму неправильных призм. Исследованный металломатричный композит характеризуется значением температурного коэффициента линейного расширения в интервале температур 20–100 °С $11,5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, теплопроводностью 193 Вт/м·К, плотностью 2,92 г/см³, твердостью 95 HV 0,2, модулем упругости 112 ГПа. Обнаружено прочное адгезионное взаимодействие между металлической матрицей и частицами наполнителя SiC, которое проявилось в характере изломов образцов после испытаний на растяжение.

Ключевые слова: композиционный материал, металлическая матрица, наполнитель, твердость, теплопроводность, плотность, линейное расширение, излом.

1. Введение

Композиционные материалы в настоящее время занимают лидирующие позиции среди всех известных конструкционных материалов, что обусловлено возможностью получения в них уникального сочетания свойств [1–5]. При этом металломатричные композиты (ММК) относятся к наиболее прочным материалам с оптимальным сочетанием специальных свойств: высокими значениями тепло- и электропроводности, прочности и жесткости. Среди ММК весьма перспективными являются композиты системы Al-SiC, которые являются наиболее легкими и могут быть использованы в авиации и ракетной технике [5–9]. Повышение содержания наполнителя в таких ММК до 70 мас. % интересно с точки зрения использования их в качестве теплоотводящего материала современных силовых модулей [10] за счет формирования сочетания высоких значений теплопроводности, прочности, твердости и жесткости материала с его малой плотностью и регулируемым коэффициентом термического расширения. В настоящее время существует проблема обеспечения эффективного теплоотвода силовых модулей средних и больших мощностей, осуществляемого через их основание, на котором монтируются металлокерамические платы с напаянными на них полупроводниковыми кристаллами транзисторов и диодов. Суммарная мощность тепловых потерь, выделяемых электронными компонентами модуля, может достигать 10 кВт, поэтому материал основания должен обеспечивать равномерное распределение температуры от всех полупроводниковых приборов и достаточно быструю передачу выделяемого тепла охладителю. Из-за несовпадения значений коэффициентов термического расширения материалов соединений и основания в процессах включения-выключения электронного устройства возможно возникновение значительных остаточных напряжений, которые разрушают паяные соединения, тем

самым повышая градиент температуры, что приводит к перегреву и разрушению полупроводникового элемента.

Итак, научный и практический интерес представляет исследование возможностей получения и технологической обработки ММК с содержанием наполнителя 70 об. % и более, а также исследование свойств подобных материалов. Цель работы заключалась в проведении исследований микроструктуры и свойств заготовок ММК 30Al-70SiC.

2. Материалы и методика эксперимента

В работе представлены результаты исследований структуры и свойств цилиндрических заготовок из композиционного материала, матрицей которого является алюминиевый сплав, а наполнителем – частицы карбида кремния. В отличие от рассмотренной авторами [10] технологии вакуумно-компрессионной пропитки, разработанной во Всероссийском научно-исследовательском институте авиационных материалов, методика изготовления заготовок из исследуемого ММК предусматривает склеивание частиц SiC силикатным клеем в сетчатый каркас, который пропитывается расплавленным алюминием. Микроструктуру и характер распределения наполнителя исследовали на продольном и поперечном резах заготовок с помощью оптического микроскопа НЕОРНОТ-21. Определение объемного содержания карбида кремния и определение среднего размера его частиц производились путем обработки десяти фотографий поперечных шлифов при увеличении $\times 100$ в программе для анализа изображений Image-Pro.

Для определения массовой доли карбида кремния и формы частиц SiC проводили электролитическое растворение металлической матрицы одного образца в 45 %-ном растворе гидроксида натрия с последующим добавлением в раствор соляной кислоты до образования растворимых солей алюминия и гашения щелочи. Полученный осадок отфильтровывали на предварительно взвешенной фильтровальной бумаге и промывали дистиллированной водой. После сушки взвешивали фильтровальную бумагу с карбидом кремния на весах ВЛР-200. Кроме того, для исследования формы частиц карбида кремния проводили глубокое травление поверхности исследованных шлифов в 45 %-ном растворе гидроксида натрия.

Микрорентгеноспектральный анализ поверхностей микрошлифов и разрушения проводился на растровом электронном микроскопе TESCAN VEGA II XMU с волнодисперсионной и энергодисперсионной приставками фирмы OXFORD. Физические свойства ММК определяли на оборудовании ООО НПП «Металл-композит» (г. Ульяновск) согласно методикам ASTM E831-14, ASTM B311-93, ASTM E1461-92. Микротвердость структурных составляющих исследованного ММК измеряли на инструментированном микротвердомере FISHERSCOPE 2000хум с системой кинетического микроиндентирования при нагрузках 250, 500, 1000 и 2000 мН. Характеристику ползучести, запас пластичности и модуль упругости рассчитывали по методике, описанной в работе [11].

Качественную оценку прочности сцепления наполнителя с матрицей выполняли по результатам испытаний на одноосное сжатие цилиндрических образцов на автоматизированной пластометрической установке Института машиноведения УрО РАН [12]. Для оценки прочности каркаса из наполнителя SiC проводили одноосное сжатие¹ цилиндрических образцов с переменной скоростью деформации $0,05-0,1 \text{ с}^{-1}$ при температурах 300 и 600 °С со скоростью деформации $0,05-0,1 \text{ с}^{-1}$ до степени деформации 0,2 [13]. Качественную оценку прочности сцепления наполнителя с матрицей выполняли по результатам фрактографических исследований поверхностей разрушения образцов после испытаний на растяжение² при 350 °С и испытаний по методике [14], позволяющей реализовать в образце не только нор-

¹ Испытания проводил к.т.н. А.С. Смирнов.

² Испытания на сервогидравлической испытательной машине INSTRON 8801 Центра коллективного пользования ИМАШ УрО РАН проводил к.т.н. Д.И. Вичужанин

мальные напряжения, но и тангенциальные, на растровом электронном микроскопе TESCAN VEGA II XMU с использованием терминов и определений РД 50-672-88.

3. Результаты исследований и их обсуждение

Микроструктура исследованного композиционного материала представлена на рис. 1. Обработка фотографий нескольких участков исследованных шлифов при увеличении 100 крат в программе для анализа изображений Image-Pro Plus показала, что содержание карбида кремния колеблется от 60,6 до 80,2 об. %, тем самым составляя в среднем 70 об. %. Авторами [10] ранее было показано, что для достижения высокого содержания наполнителя в ММК необходимо использовать по крайней мере 2 типоразмера частиц SiC, отличающихся в 7–10 раз. При анализе поверхности исследованных шлифов на растровом электронном микроскопе четко различимы частицы SiC размерами 1–5 мкм и 15–20 мкм (рис. 1 в). Более мелкие частицы заполняют пространство между более крупными, обеспечивая плотное заполнение ММК наполнителем. Наиболее ярко это проявилось при анализе растровых изображений поверхности шлифов после глубокого травления (рис. 2 а). Проведение максимально глубокого растравливания металлической матрицы в электролите привело к выпадению частиц размерами до 5 мкм, поэтому на анализируемой поверхности наиболее мелких частиц не наблюдали (рис. 2 б).

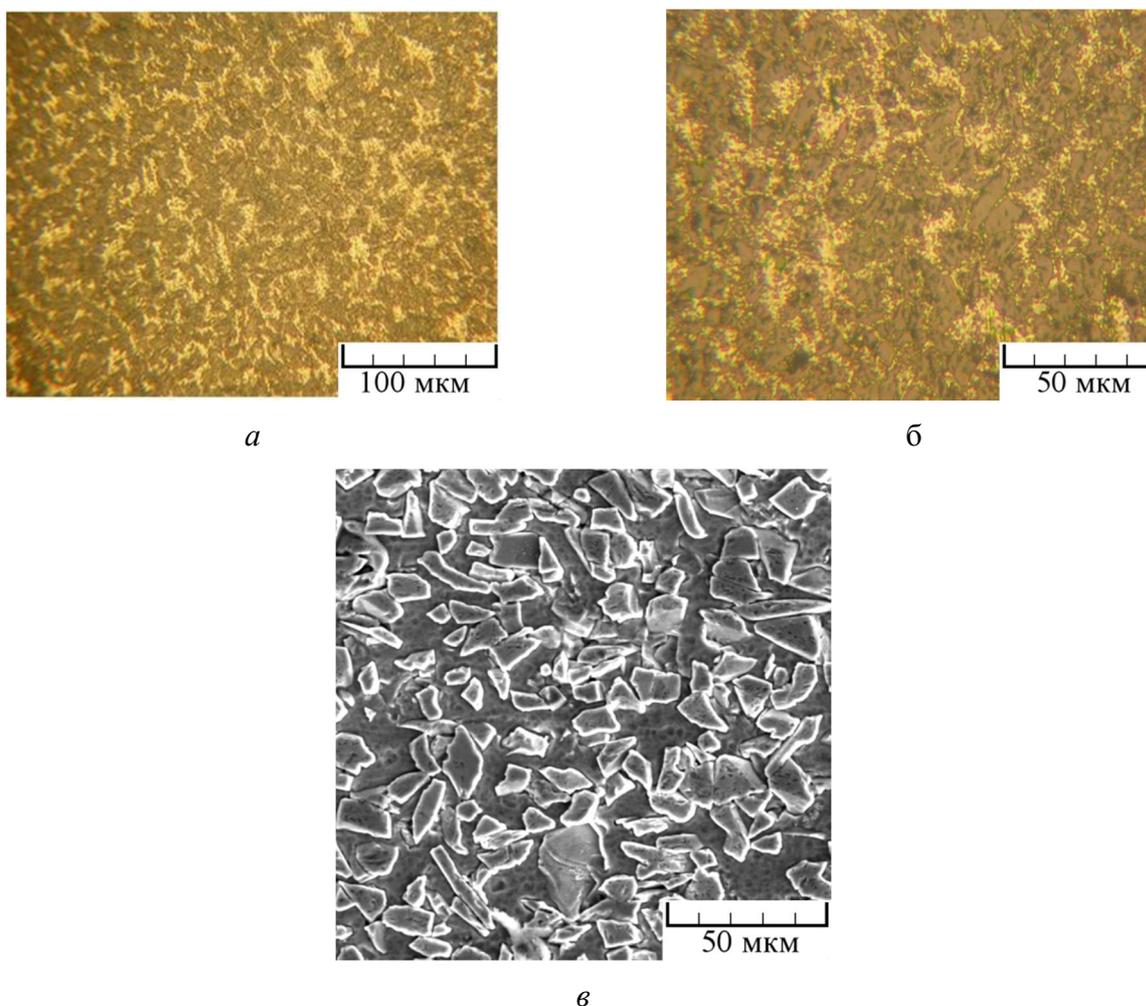


Рис. 1. Микроструктура исследованного композиционного материала: *а* и *б* – изображения в оптическом металлографическом микроскопе; *в* – изображение во вторичных электронах на растровом электронном микроскопе

Попытка полностью растворить металлическую матрицу с целью извлечения частиц наполнителя привела к тому, что после фильтрования из поля зрения большинство из частиц SiC минимальных размеров исчезли – попали в электролит или были удалены с водой при фильтрации, таким образом, оказались не проанализированными, осталась лишь их малая часть (рис. 3 *а*). Большинство частиц имеют форму неправильных призм (рис. 3 *б*), встречаются в небольшом количестве частицы в виде пластин (рис. 3 *а*).

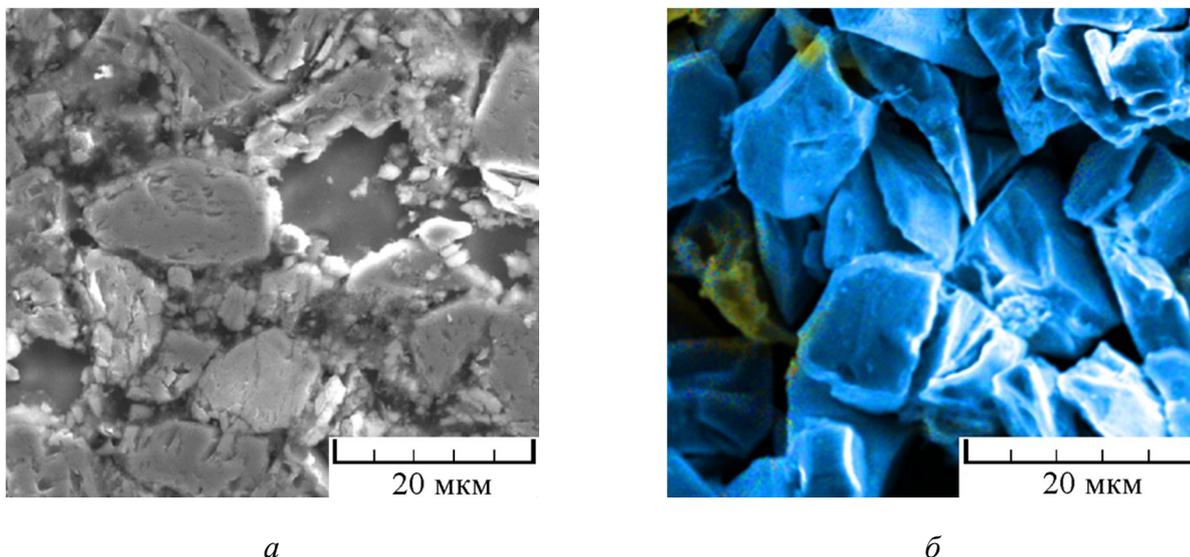


Рис. 2. Форма частиц наполнителя в исследованном ММК 30Al-70Si, выявленная на поверхности шлифов после глубокого травления в электролите: *а* – начальная стадия травления; *б* – максимальная степень растравливания металлической матрицы

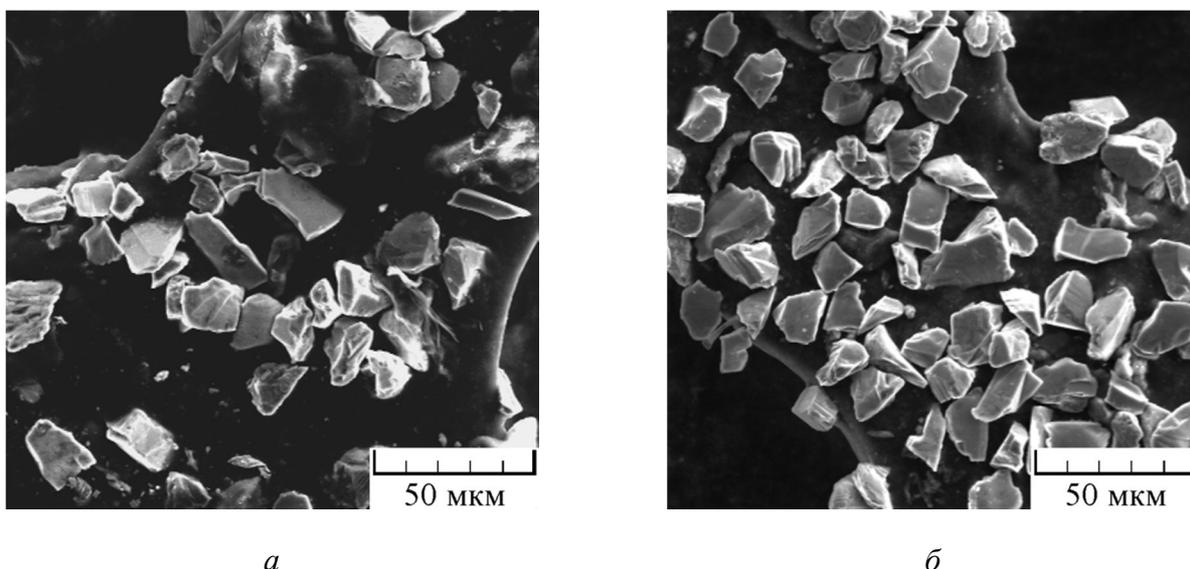


Рис. 3. Морфология частиц наполнителя SiC в исследованном ММК 30Al-70Si: *а* – участок с неправильными призмами; *б* – участок с частицами в виде пластин

Из теории создания композиционных материалов известно [15, 16], что значение любого физического свойства композиционного материала в первом приближении можно определить по правилу фаз, т.е. когда любое свойство композиционного материала определяется

по значениям свойств отдельных его компонентов с учетом их объемной доли в материале по формуле:

$$C_k = C_n \times V_n + C_m \times V_m,$$

где C_k – свойство композита; C_n – свойство наполнителя; C_m – свойство матрицы; V_n – объемная доля наполнителя; V_m – объемная доля матрицы.

Экспериментально полученные значения температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) и плотности исследованного композиционного материала совпадают с расчетными значениями, тогда как значение теплопроводности в 2 раза выше расчетного (табл. 1). Очевидно, в случае теплопроводности алюминиевая матрица играет ведущую роль в исследованном ММК, не смотря на малую её долю в общем объеме. Кроме того, возможно, что при изготовлении ММК реализуется прочное адгезионное взаимодействие между металлической матрицей и частицами наполнителя, за счет которого нивелируется влияние межфазных границ, которые не снижают теплопроводности всего материала в целом.

Таблица 1 – Физические свойства композитного материала 30Al-70SiC, технически чистого алюминия и карбида кремния

Свойство	Al/SiC (50 % SiC)	Al[17]	SiC[18]
ТКЛР 20–100 °С, 10 ⁻⁶ К ⁻¹	11,5/10,2*	24,6	4,0
Теплопроводность, Вт/(м·К)	193/97	209	49
Плотность, г/см ³	2,92/3,1	2,69	3,21

*В числителе экспериментальное значение, в знаменателе – расчетное

Проведение кинетического индентирования при разных нагрузках показало, что структурные составляющие исследованного материала взаимодействуют друг с другом: при микроиндентировании с нагрузкой 250 мН наблюдали плавный переход от свойств матрицы к наполнителю (рис. 4 а). Внешний вид полученного после одноосного сжатия при 300 °С образца представлен на рис. 5.

Как и следовало ожидать, увеличение нагрузки на индентор привело к усреднению и выравниванию свойств ММК как в исходном состоянии, так и после деформации (рис. 4 в, г). При этом максимальные различия значений микротвердости и модуля упругости соответствуют индентированию с максимальной нагрузкой 250 мН (табл. 2), а минимальные – с нагрузкой 2 Н (табл. 3). При испытаниях с максимальной нагрузкой 250 мН, которые можно отнести к микроиндентированию, фиксируются свойства отдельно металлической матрицы и наполнителя SiC, для которого максимальное значение микротвердости составило 569 HV 0,025. Увеличение нагрузки до 2 Н привело к тому, что при индентировании определяли свойства ММК уже на мезоуровне, когда учитывается несколько частиц наполнителя совместно с металлической матрицей, поэтому уменьшается разброс данных по свойствам материала. Значения показателя пластичности ММК при переходе от микро- к мезоуровню незначительно увеличивается от 83 до 92 %, а склонность к ползучести – снижается от 1,24 до 0,81 % (табл. 2 и 3).

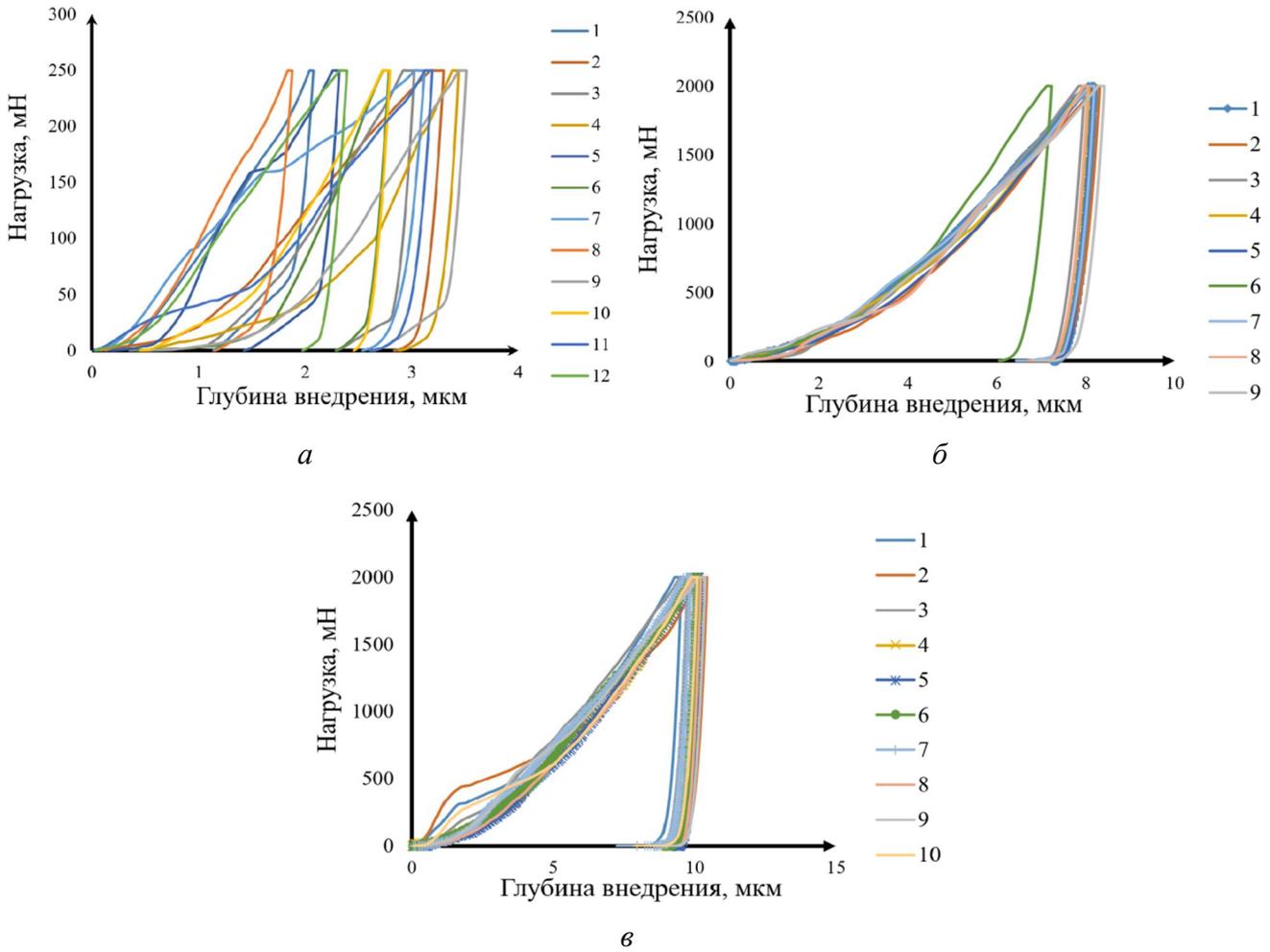


Рис. 4. Кривые кинетического микроиндентирования образца ММК 30Al-70SiC: *а, б* – в исходном состоянии; *в* – после одноосного сжатия при 300 °С; *а* – максимальная нагрузка 250 мН; *б, в* – максимальная нагрузка 2 Н

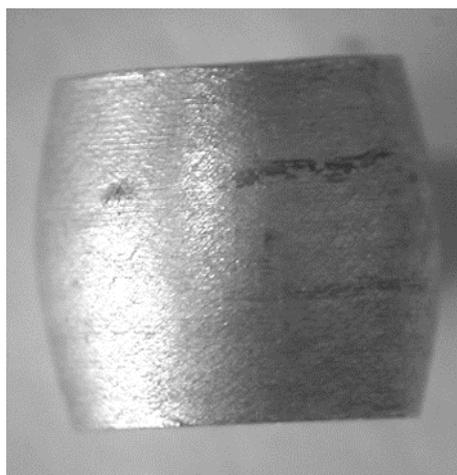


Рис. 5. Внешний вид образца ММК 30Al-7-SiC после одноосного сжатия при 300 °С

Таблица 2 – Результаты микроиндентирования поверхности шлифа ММК 30Al-70Si при максимальной нагрузке 250 мН

№ отпечатка	HV	h_{\max} , мкм	$E_{\text{упр.}}$, ГПа	ϕ , %	Ползучесть, %
1	271	1,9	162	86	1,01
2	128	2,8	85	92	1,03
3	142	2,7	85	90	0,67
4	170	2,4	95	85	0,98
5	198	2,2	115	87	0,85
6	127	2,8	81	85	0,99
7	169	2,5	77	81	0,62
8	352	1,7	132	76	1,11
9	332	1,8	87	83	0,97
10	183	2,4	95	87	1,18
11	171	2,4	89	86	0,61
12	569	1,4	115	76	5,32
13	283	1,9	97	79	1,40
14	534	1,4	166	72	0,61
Среднее	259	1,9	105,8	83	1,24

Таблица 3 – Результаты микроиндентирования поверхности шлифа ММК 30Al-70Si при максимальной нагрузке 2 Н

№ отпечатка	HV	h_{\max} , мкм	$E_{\text{упр.}}$, ГПа	ϕ , %	Ползучесть, %
1	97	9,1	126	93	0,91
2	70	10,5	125	94	0,54
3	124	8,1	97	90	1,14
4	114	8,4	106	91	1,07
5	118	8,3	100	90	0,85
6	116	8,4	97	91	1,07
7	107	8,6	141	92	0,80
8	117	8,4	94	89	1,08
9	103	8,8	107	92	0,96
10	84	9,7	120	93	0,75
11	91	9,3	116	93	0,71
Среднее	94,6	8,9	111,7	92	0,81

После одноосного сжатия при 600 °С произошло разрушение образца, рельеф поверхности разрушения блестящий кристаллический, характерный для нафталинистого излома, свойственного сильно перегретым сталям и сплавам (рис. 6 а). Микрорельеф поверхности разрушения свидетельствует о потере устойчивости металлической матрицы при температуре 600 °С за счет перехода в вязкотечучее состояние, предшествующее расплавлению, при котором алюминиевый сплав течет в процессе нагружения, а разрушение композиционного материала происходит по поверхностям частиц наполнителя, выступающих над поверхно-

стью излома (рис. 4 б). Месторасположение частиц наполнителя SiC на микроизломе можно определить при анализе изображения поверхности разрушения в характеристическом рентгеновском излучении алюминия и кремния (рис. 6 в, г).

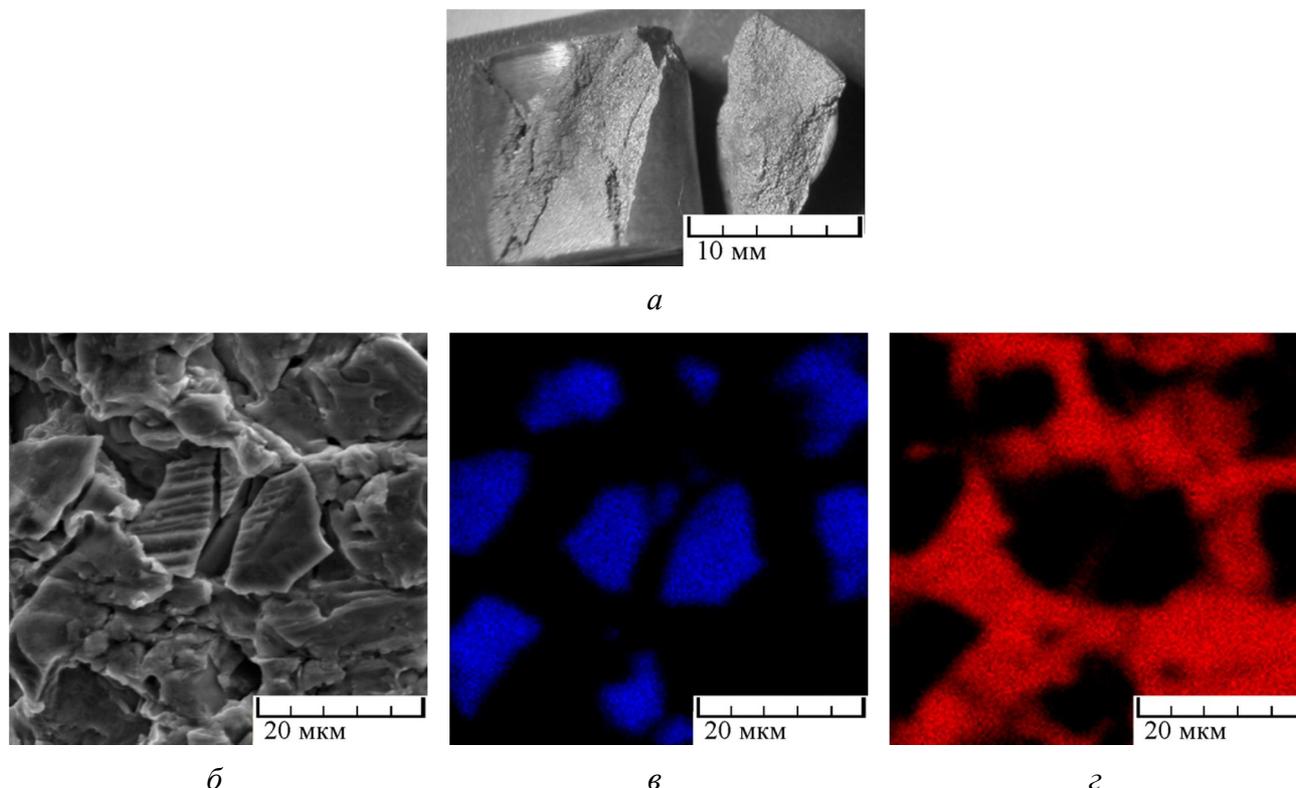


Рис. 6. Поверхность разрушения образца, подвергнутого одноосному сжатию при 600 °С: а – макроизлом; б – микроизлом; в – изображение поверхности разрушения на участке микроизлома в характеристическом рентгеновском излучении алюминия; г – изображение поверхности разрушения на участке микроизлома в характеристическом рентгеновском излучении кремния

После испытаний на статическое растяжение при температуре 350 °С, когда алюминиевая матрица обладает достаточной прочностью, характер макрорельефа поверхности разрушения образцов относится к однородному вязкому излому (рис. 7 а). На микроуровне зафиксировано вязкое разрушение металлической матрицы с образованием характерного ямочного излома (рис. 7 б). Частицы SiC прочно соединены с металлической матрицей и удерживаются на её поверхности при разрушении образца (рис. 7 в). Сами по себе частицы SiC показали высокую прочность в условиях испытаний: растрескиваний или сколов внутри частиц не зафиксировано. Разрушение образца при испытаниях произошло по межфазным границам, т.е. по наружным поверхностям частиц SiC. Анализ выделенного в центральной части фрагмента излома на рис. 7 б показал, что алюминиевая матрица прочно удерживает частицу наполнителя (зеленый цвет на рис. 7 г соответствует SiC, красный – Al).

Испытания на растяжение образцов по методике авторов [13], в разных зонах образца в виде колокола создаются нормальные и касательные напряжения, дали возможность оценить тип разрушения исследованного ММК под действием сдвиговых нагрузок. Рельеф поверхности разрушения испытанных образцов соответствует пластической деформации (рис. 8 а), на ней весьма сложно выделить частицы наполнителя. Только при использовании характеристического рентгеновского излучения видно, что происходит пластическая деформация матрицы, адгезионно связанной с частицами наполнителя (рис. 8 б–г).

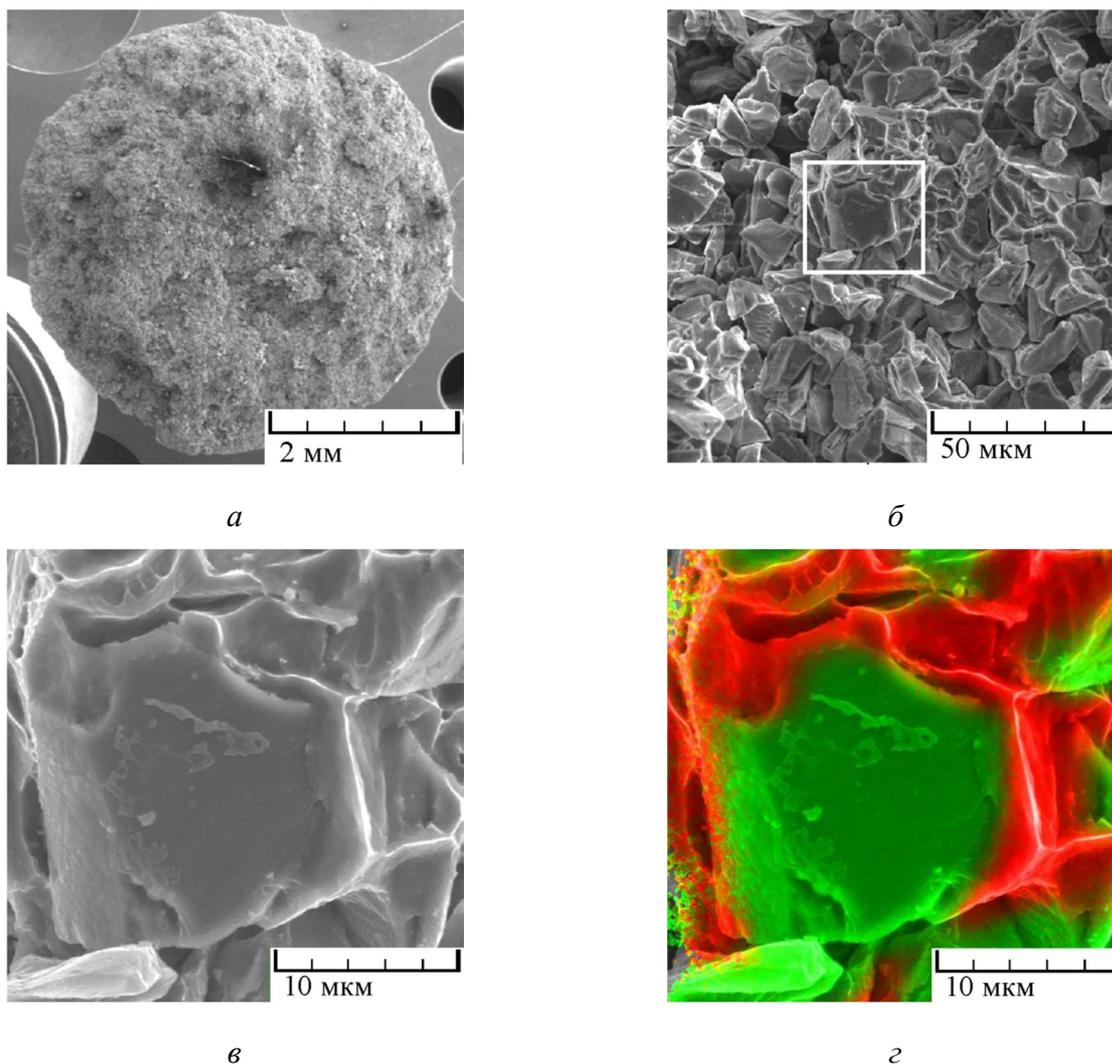


Рис. 7. Участок разрушения по частице SiC, видно, что алюминиевая матрица прочно удерживает частицу наполнителя (зеленый цвет соответствует SiC, красный – Al):
a – макроизлом; *б* – микроизлом; *в* – участок разрушения по частице SiC;
г – распределение элементов на участке

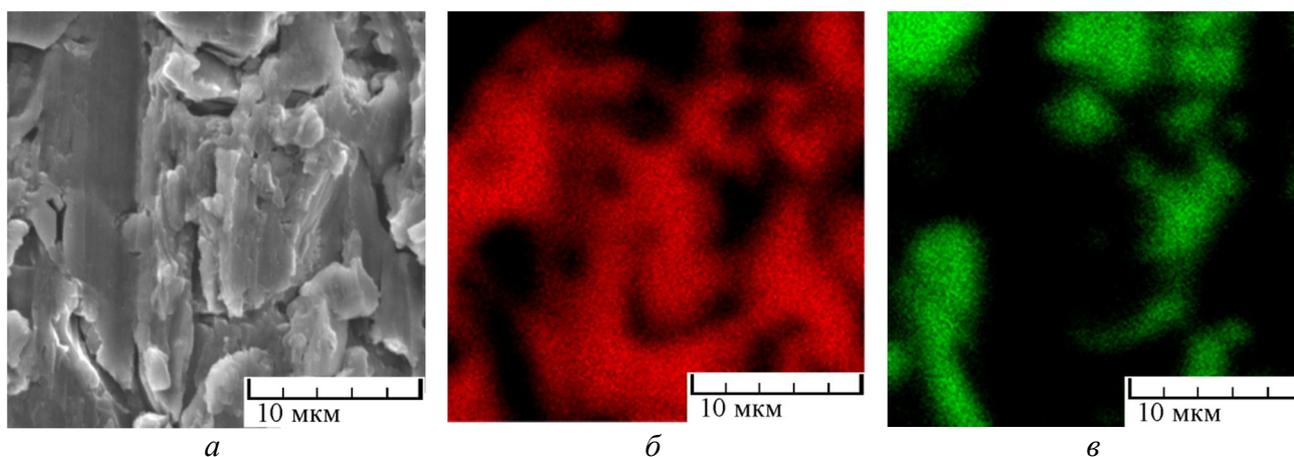


Рис. 8. Рельеф поверхности разрушения образца из ММК 30Al-7-Si на участке действия тангенциальных напряжений: *a* – изображение во вторичных электронах; *б* – изображение в характеристическом рентгеновском излучении алюминия; *в* – кремния

4. Выводы

Установлено использование двух типоразмеров частиц наполнителя SiC для получения композита 30Al-70Si: частицы размерами 1–5 мкм и 15–20 мкм. Более мелкие частицы заполняют пространство между крупными, обеспечивая плотное заполнение ММК упрочнителем. Большинство частиц SiC имеют форму неправильных призм, обнаружены также частицы в виде пластин.

Исследованный композит характеризуется значением температурного коэффициента линейного расширения в интервале от 20 до 100 °С, равным $11,5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, значение теплопроводности – 193 Вт/м·К; плотность – 2,92 г/см³; твердость – 95 HV 0,2; модуль упругости – 112 ГПа; показатель запаса пластичности – 92 %; ползучесть при нагрузке 2 Н – 0,8 %.

Кинетическое индентирование поверхности шлифов из ММК 30Al-70Si позволило оценить значения микротвердости, модуля упругости, запаса пластичности и показателя ползучести структурных составляющих на микро- и мезоуровнях. Структурное состояние материала на мезоуровне начинает проявляться при индентировании нагрузкой 500 мН. Индентирование с нагрузками не более 250 мН характеризует микроуровень ММК.

Одноосное сжатие образцов до степени деформации 0,2 при 300 °С позволило сформировать заготовку заданного размера за счет пластической деформации ММК, а при 600 °С – привело к разрушению из-за потери устойчивости матрицы. При этом поверхность излома – блестящая кристаллическая, характерная для нафталинистого излома, свойственного сильно перегретым сталям и сплавам.

Показано достаточно прочное адгезионное сцепление металлической матрицы с наполнителем, проявляющееся в сохранении алюминиевого сплава на поверхности частиц SiC после разрушения образцов по двум схемам нагружения: первая – одноосное растяжение, вторая – растяжение образцов в форме колокола для анализа действия тангенциальных нагрузок. Разрушение образцов по обеим схемам нагружения происходит по механизму вязкого разрушения металлической матрицы.

Благодарность

Работа выполнена при поддержке проекта РФФ № 14-19-01358.

Литература

1. Крейдер К. Композиционные материалы с металлической матрицей. Т. 4. – М. : Машиностроение, 1978. – 503 с.
2. Евдокимов И. А., Прусов Е. С., Киреев А. В. Модифицированные углеродными наноструктурами фрикционные металломатричные композиционные материалы на основе алюминия и его сплавов с повышенными механическими и эксплуатационными свойствами // Ползуновский альманах. – 2010. – № 2. – С. 264–268.
3. Гульбин В., Попов В., Севостьянов И. Металломатричные композиты, упрочненные высокотвердыми нанопорошками // Наноиндустрия. – 2007. – № 1. – Р. 16–19.
4. Попов В. А., Кобелев А. Г., Чернышев В. Н. Нанопорошки в производстве композитов. – М. : Интернет Инжиниринг, 2007. – 352 с.
5. Получение композиционных материалов с алюминиевой матрицей и некоторыми карбидными и оксидными наполнителями / Л. Р. Вишняков, В. П. Мороз, И. М. Ромашко, Е. Л. Вишнякова, О. П. Яременко // Композиты и наноструктуры. – 2013. – № 1. – С. 37–45.
6. Fernández R., González-Doncel G. Understanding the creep fracture behavior of aluminum alloys and aluminum alloy metal matrix composites // Materials Science and Engineering: A. – 2011. – Vol. 528, iss. 28. – P. 8218–8225. – DOI: 10.1016/j.msea.2011.07.027.
7. Composite structure modeling and mechanical behavior of particle reinforced metal matrix composites / Y. Su, Q. Ouyang, W. Zhang, Zh. Li, Q. Guo, G. Fan, D. Zhang // Materials Science and Engineering: A. – 2014. – Vol. 597. – P. 359–369. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.01.024.

8. Mechanical behavior of SiC foam-SiC particles/Al hybrid composites / Long-zhi ZHAO, Ming-juan ZHAO, Hong YAN, Xiao-ming CAO, Jin-song ZHANG // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2009. – Vol. 19, suppl. 3. – P. s547–s551. – DOI: 10.1016/S1003-6326(10)60106-9.
9. Microstructure and impact behavior of Al/SiC_p composites fabricated by pressureless infiltration with different types of SiC_p / F. Ortega-Celaya, M. I. Pech-Canul, J. Lopes-Cuevars, J. C. Rendon-Angeles, M. A. Pech-Canul // Journal of Materials Processing Technology. – 2007. – Vol. 183, iss. 2–3. – P. 368–373. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2006.10.029.
10. Исследование физических свойств металломатричного композиционного материала AlSiC / К. Н. Нищев, М. И. Новопольцев, Н. Е. Фомин, В. А. Юдин, Б. В. Щетанов, В. В. Елисеев, Л. А. Эмих // Известия высших учебных заведений. Поволжский регион. Физико-математические науки. – 2011. – № 4. – С. 78–85.
11. Пугачева Н. Б., Быкова Т. М., Трушина Е. Б. Влияние состава стали-основы на структуру и свойства диффузионных боридных покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2013. – № 4. – С. 3–7.
12. Коновалов А. В., Смирнов А. С. Экспериментальная база и методика идентификации определяющих соотношений упруговязкопластической среды [Электронный ресурс] // Физико-химическая кинетика в газовой динамике. – 2010. – Том 9. – P. 1–4. – URL: <http://chemphys.edu.ru/media/published/028.pdf> (дата обращения: 20.06.2015).
13. Smirnov A. S., Konovalov A. V., Muizemnek O. Yu. Modelling and Simulation of Strain Resistance of Alloys Taking into Account Barrier Effects // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2015. – Iss. 1. – P. 61–72. – URL: http://dream-journal.org/issues/2015-1/2015-1_18.html (дата обращения: 18.09.2015). – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.1.061-072.
14. Vichuzhanin D. I., Khotinov V. A., Smirnov S. V. The Effect of the Stress State on the Ultimate Plasticity of Steel X80 // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2015. – Iss. 1. – P. 73–89. – URL: http://dream-journal.org/issues/2015-1/2015-1_21.html. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.1.073-089.
15. Портной К. Н., Салибеков С. Е., Светлов И. Л. Структура и свойства композиционных материалов. – М. : Машиностроение, 1979. – 255 с.
16. Грачев С. В., Бараз В. Р., Богатов А. А., Швейкин В. П. Физическое металловедение. – Екатеринбург : изд-во УГТУ–УПИ, 2009. – 448 с.
17. Беляев А. И. Металлургия легких металлов. – М. : Metallurgy, 1970. – 368 с.
18. Чиркин В. С. Теплофизические свойства материалов для ядерной промышленности. – М. : Атомиздат, 1978. – 485 с.