



УДК 536.74, 621.762.2

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2023-1-21-27>Научная статья
Research article

Получение слоевого (Ti–Al–Si)/(Ti–C)/Ti сплава методом СВС-прессования

П. А. Лазарев[✉], М. Л. Бусурина, А. Н. Грядунов,
А. Е. Сычев, А. Ф. Беликова

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова РАН
Россия, 142432, Московская обл., г. Черноголовка, ул. Академика Осипьяна, 8

✉ Lazarev@ism.ac.ru

Аннотация. Методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), совмещенного с прессованием, впервые получен металл-карбидно-интерметаллидный материал на основе продуктов горения слоевой системы (Ti–Al–Si)/(Ti–C)/Ti. Экзотермический синтез из элементарных порошков осуществляли при давлении 10 МПа, а прессование горячего продукта синтеза – при давлении 100 МПа. В работе продемонстрировано, что в результате СВС-прессования формируется неразъемное соединение слоев «металл/карбид/интерметаллид». Исследованы основные особенности формирования микроструктуры, фазовый состав и прочностные свойства переходных зон на границе между реагирующими СВС-составами Ti–C и Ti–Al–Si и Ti-металлической подложкой. Показано, что в процессе СВС-реакции формируется однородная микроструктура слоев Ti–C и Ti–Al–Si с незначительным содержанием трещин и пор. Толщина переходной зоны между слоями составила не менее 15 мкм. Основной фазой, формирующейся в продукте горения слоя на основе Ti–Al–Si, является, по результатам рентгенофазового анализа, тройная фаза $Ti_{20}Al_3Si_9$, содержание которой, посчитанное по методу Ритвельда, составило не менее 87 мас.%. Кроме того, в продукте горения присутствует вторичная фаза Ti_3Al в количестве 13 мас.%. Результаты энергодисперсионного анализа показали, что наблюдается диффузия алюминия сквозь слой карбида титана в титановую подложку на глубину ~30 мкм. Значение микротвердости продукта горения слоя на основе Ti–Al–Si составило около 10 ГПа. Прямолинейный характер распространения трещин в синтезированном продукте горения слоя Ti–Al–Si, а также варьирующийся в пределах 5,1–5,7 МПа·м^{1/2} коэффициент трещиностойкости по Палмквисту говорят о хрупкости материала.

Ключевые слова: слоевой материал, интерметаллид, СВС-прессование, Ti–Al–Si

Для цитирования: Лазарев П.А., Бусурина М.Л., Грядунов А.Н., Сычев А.Е., Беликова А.Ф. Получение слоевого (Ti–Al–Si)/(Ti–C)/Ti сплава методом СВС-прессования. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2023;17(1):21–27. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2023-1-21-27>

Fabrication of (Ti–Al–Si)/(Ti–C)/Ti – layered alloy by SHS pressing

P. A. Lazarev[✉], M. L. Busurina, A. N. Gryadunov,
A. E. Sytschev, A. F. Belikova

Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science of the Russian Academy of Sciences
8 Akademian Osip'yan Str., Chernogolovka, Moscow region 142432, Russian Federation

✉ Lazarev@ism.ac.ru

Abstract. A metal–carbide–intermetallic material based on combustion products of the layer system (Ti–Al–Si)/(Ti–C)/Ti was for the first time obtained with the help of self-propagating high-temperature synthesis (SHS) combined with pressing. Exothermic synthesis from elementary powders was carried out at a pressure of 10 MPa, and pressing of the hot synthesis product was

carried out at a pressure of 100 MPa. It has been shown that SHS pressing contributes to the formation of permanent joints of «metal/carbide/intermetallic» layers. The main features of microstructure formation, phase composition, and strength properties of transition zones at the boundary between reacting SHS compositions, Ti–C and Ti–Al–Si and Ti–metal substrate are investigated. It is shown that during SHS reaction, a homogeneous microstructure of Ti–C and Ti–Al–Si layers with an insignificant content of cracks and pores is formed. The thickness of the transition zone between the layers was at least 15 μm . The main phase formed in the combustion product of Ti–Al–Si layer is, according to the results of X-ray phase analysis, triple phase $\text{Ti}_{20}\text{Al}_3\text{Si}_9$, the content of which, calculated by the Rietveld method, was at least 87 wt. %. In addition, the combustion product contains a secondary phase of Ti_3Al in the amount of 13 wt. %. The energy dispersion analysis revealed that diffusion of aluminium through the titanium carbide layer into the titanium substrate to a depth of approx. 30 μm is observed. Microhardness value of the combustion product of Ti–Al–Si layer was about 10 GPa. The rectilinear nature of crack propagation in the synthesized combustion product of Ti–Al–Si layer, as well as the Palmquist crack resistance coefficient varying within 5.1–5.7 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, indicate the fragility of the material.

Keywords: layered material, intermetallic compound, SHS-pressing, Ti–Al–Si

For citation: Lazarev P.A., Busurina M.L., Gryadunov A.N., Sytshev A.E., Belikova A.F. Fabrication of (Ti–Al–Si)/(Ti–C)/Ti – layered alloy by SHS pressing. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2023;17(1):21–27.
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2023-1-21-27>

Введение

Получение слоевых систем и неразъемных соединений различных металл-интерметаллидных материалов – важная задача для современной промышленности, в особенности для аэрокосмического применения, принимая во внимание уникальное сочетание физико-механических характеристик металл-интерметаллидных слоистых композитов [1]. Создание микроструктуры материалов, ориентированной на определенный набор структурных и функциональных свойств, является актуальной задачей материаловедения. Из множества интерметаллидных соединений можно выделить алюминиды титана Ti–Al, которые нуждаются в повышении их температурной устойчивости к окислению и деформации [2–4]. Сплавы на основе титана с другими легкими элементами (Mg, Si и др.) перспективны для высокотемпературных применений в различных отраслях промышленности, особенно в качестве защитных покрытий. Кремний является привлекательным кандидатом на формирование армирующей составляющей (Ti_5Si_3) в композите на основе TiAl, а также положительно влияет на стойкость титана и его сплавов к высокотемпературному окислению [5; 6].

Из-за высокой стоимости и технической сложности известных методов производства требуемых материалов (горячее изостатическое прессование [7] и искровое плазменное спекание [8]) большое значение имеет поиск новых, технологически упрощенных методов их получения. Перспективным направлением решения задачи получения металл-интерметаллидных слоевых материалов [9] может стать метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Большое количество тепла, выделяющегося в процессе СВС, может быть использовано не только для дальнейшей обработки получаемого

материала или формирования его структуры, но и в качестве источника дополнительного тепла для соединения (сварки, ремонта) разнородных материалов и нанесения покрытий [10; 11]. Так, например, в работе [12] сплавы Ti–Al–Si были получены методом СВС при взаимодействии титана, кремния и сплава AlSi_{30} с добавлением легирующих элементов. В работах [13–15] был разработан способ получения сплавов Ti–Al–Si с содержанием алюминия от 8 до 20 %¹ и кремния в количестве 10–20 %. Сочетание метода СВС и прессования может быть применено для создания слоевых и градиентных материалов с карбидным упрочнением, а также для получения неразъемных соединений разнородных материалов и защитных покрытий. Метод СВС-прессования был использован для получения слоевых композиций NiAl–Ni [16] и многослойных систем «твердый сплав–интерметаллид–металл» [17].

В настоящей работе исследовались особенности формирования микроструктуры и прочностные свойства переходных зон на границе между реагирующими СВС-составами и Ti-подложкой в слоевой системе (Ti–Al–Si)/(Ti–C)/Ti.

Экспериментальная часть

В эксперименте использовали порошки металлов: Si (кремний полупроводниковый, солнечный, ~100 мкм, не менее 99 %), Ti (ПТМ, <100 мкм, 99,2 %) и Al (АСД-4, ~10 мкм, 99,20 %) для получения порошковой реакционной смеси 74,1Ti–6,3Al–19,6Si (%); поджигающую смесь Ti/C (сажа) (50/50 %); титановую фольгу (Ti) толщиной 200 мкм. Массовое соотношение слоев 1-слой/2-слой/Ti-подложка составило приблизительно 90/8/2 %. Состав реакционной смеси

¹ Здесь и далее мас. %.

на основе Ti–Al–Si был выбран с целью получения фазы $Ti_{20}Al_3Si_9$. Исходную порошковую заготовку 1-го слоя получали сухим перемешиванием в ступке с последующим прессованием цилиндрических образцов диаметром 30 мм и высотой 16 мм с относительной плотностью 0,6. Спрессованные образцы помещали в реакционную пресс-форму (рис. 1), предварительно установив их на Ti-подложку.

Для получения беспористого материала применяли методику СВС-прессования, описанную в [18; 19], при этом экзотермический синтез осуществляли при давлении 10 МПа, а прессование продукта синтеза – при давлении 100 МПа. Выдержка под нагрузкой составляла 3 с.

Микроструктуру синтезированного сплава исследовали с помощью автоэмиссионного сканирующего электронного микроскопа сверхвысокого разрешения “Zeiss Ultra plus” на базе “Ultra 55”. Рентгенофазовый анализ (РФА) проводили на дифрактометре ДРОН-3 с использованием излучения CuK_{α} . Микротвердость (H_{μ}) измеряли на твердомере ПМТ-3 по методу Виккерса (вдавливание четырехгранной алмазной пирамидки с нагрузкой 100 г). Трещинообразование изучали методом индентирования алмазной пирамидой Виккерса при более высоких нагрузках – до 30 кг.

Обсуждение результатов

Предварительные термодинамические расчеты по программе “Thermo”² показали, что наибольший тепловой эффект имеет место в слое на основе

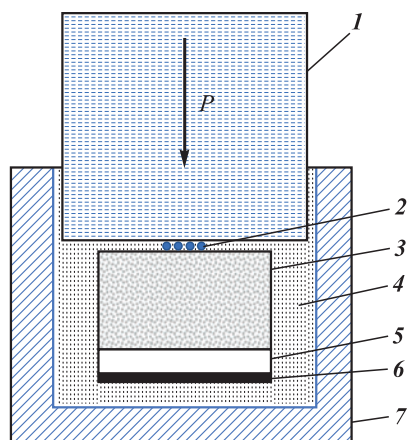


Рис. 1. Схема проведения экспериментов по СВС-прессованию

1 – верхний пуансон, 2 – поджигающая спираль W, 3 – слой Ti–Al–Si, 4 – теплоизолятор SiO_2 , 5 – слой Ti–C, 6 – Ti-подложка, 7 – пресс-форма

Fig. 1. Scheme of experiments on SHS pressing

1 – upper punch, 2 – igniting spiral W, 3 – Ti–Al–Si layer, 4 – SiO_2 heat insulator, 5 – Ti–C layer, 6 – Ti-substrate, 7 – mold

системы Ti–C, для которого адиабатическая температура горения составила 2617 °С, а энтальпия образования – 176 кДж/моль. При горении реакционного состава Ti–C, скорее всего, происходят плавление поверхностного слоя титановой подложки ($t_{Ti}^{пл} = 1670$ °С) и формирование переходной зоны Ti/TiC. Адиабатическая температура горения Ti–C намного выше температуры горения слоя Ti–Al–Si, равной 1259 °С [15], что также влияет на диффузионное взаимодействие и формирование переходной зоны между слоями Ti–C и Ti–Al–Si и обеспечивает прочное межфазное соединение между Ti-подложкой и карбидным слоем Ti–C.

На рис. 2 представлены микроструктура и карта распределения элементов Ti, Al, Si и C в синтезированном сплаве. Сформировался прочный контакт между сло-

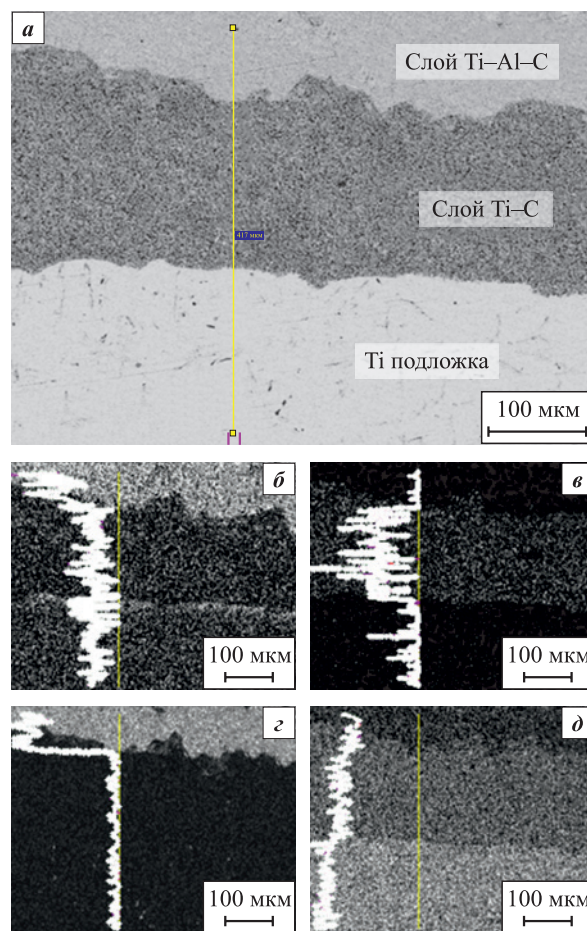


Рис. 2. Фотография микроструктуры (a) и карта распределения элементов в синтезированном сплаве б – Al, в – C, г – Si, д – Ti

Fig. 2. Photo of the microstructure (a) and element distribution map in the synthesised alloy б – Al, в – C, г – Si, д – Ti

² Program for thermodynamics equilibrium calculations “THERMO”. URL: <http://www.ism.ac.ru/thermo> (accessed: 15.02.2022).

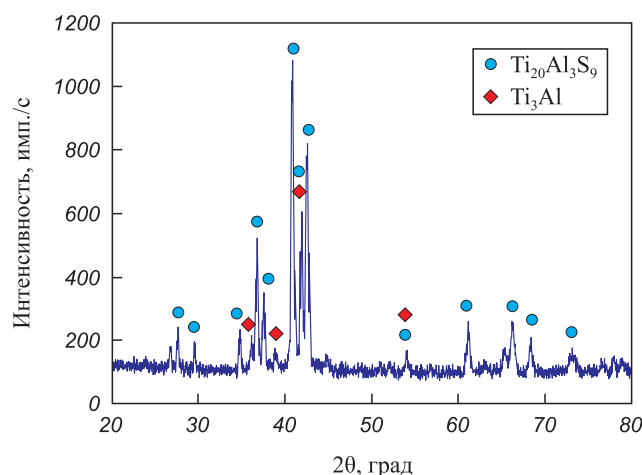


Рис. 3. Данные РФА синтезированного сплава на основе системы Ti–Al–Si (1-й слой)

Fig. 3. X-ray data of a synthesized alloy based on the Ti–Al–Si system (1st layer)

ями с отсутствием каких-либо дефектов (пор, трещин). Этот факт свидетельствует о высоком качестве диффузионного взаимодействия элементов между слоями.

Согласно результатам РФА (рис. 3), 1-й слой соответствует сплаву на основе основной фазы $\text{Ti}_{20}\text{Al}_3\text{Si}_9$ (PDF 01-079-2701) с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решеткой, кроме того, присутствует вторичная упорядоченная фаза Ti_3Al со сверхструктурой D0_{19} (PDF 52-859), обладающая ГПУ кристаллической решеткой (пространственная группа $R\bar{6}3/mmc$). Содержание основной фазы $\text{Ti}_{20}\text{Al}_3\text{Si}_9$ (рассчитанное по методу Ритвельда) составило 87 %, фазы Ti_3Al – 13 %. Согласно данным энергодисперсионного анализа (ЭДА), 2-й слой соответствует фазе $\text{TiC}_{0,66}$ (кубической структуры $Fm\bar{3}m$), а 3-й слой – титану в подложке из титановой фольги. Переходные зоны между слоями не превышают 10–15 мкм.

Как видно из концентрационного профиля распределения элементов между слоями (рис. 4), заметно небольшое увеличение концентрации алюминия в приграничной области между слоями Ti/TiC, что вызвано плавлением титановой фольги в результате тепловыделения в процессе реакции в слое Ti–C и диффузией алюминия в титановую подложку через слой Ti–C. При этом глубина диффузии Al в Ti-подложку

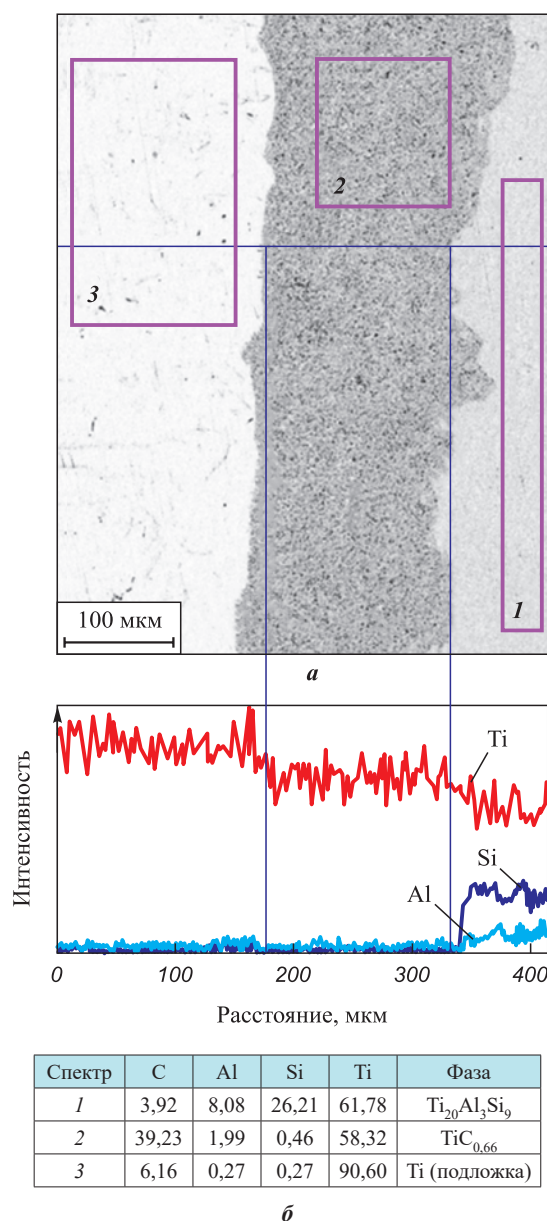


Рис. 4. Концентрационный профиль распределения элементов между слоями (а) и данные ЭДА, мас. % (б)

Fig. 4. Concentration profile of element distribution between the layers (a) and EDA data, wt. % (b)

невелика ~30 мкм. Концентрация кремния при переходе из слоя Ti–Al–Si в Ti–C резко падает и остается на нулевых значениях во 2-м и 3-м слоях.

Значения микротвердости в слоях синтезированного материала

Microhardness values in layers of the synthesized material

№	Слой	Микротвердость H_μ , ГПа	Коэффициент трещиностойкости K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}
	Состав		
1	Ti–Al–Si	10,1	5,1–5,7 (наст. работа)
2	Ti–C	12,3	2,5–4,3 [24]
3	Ti-подложка	4,1	50–55 [25]

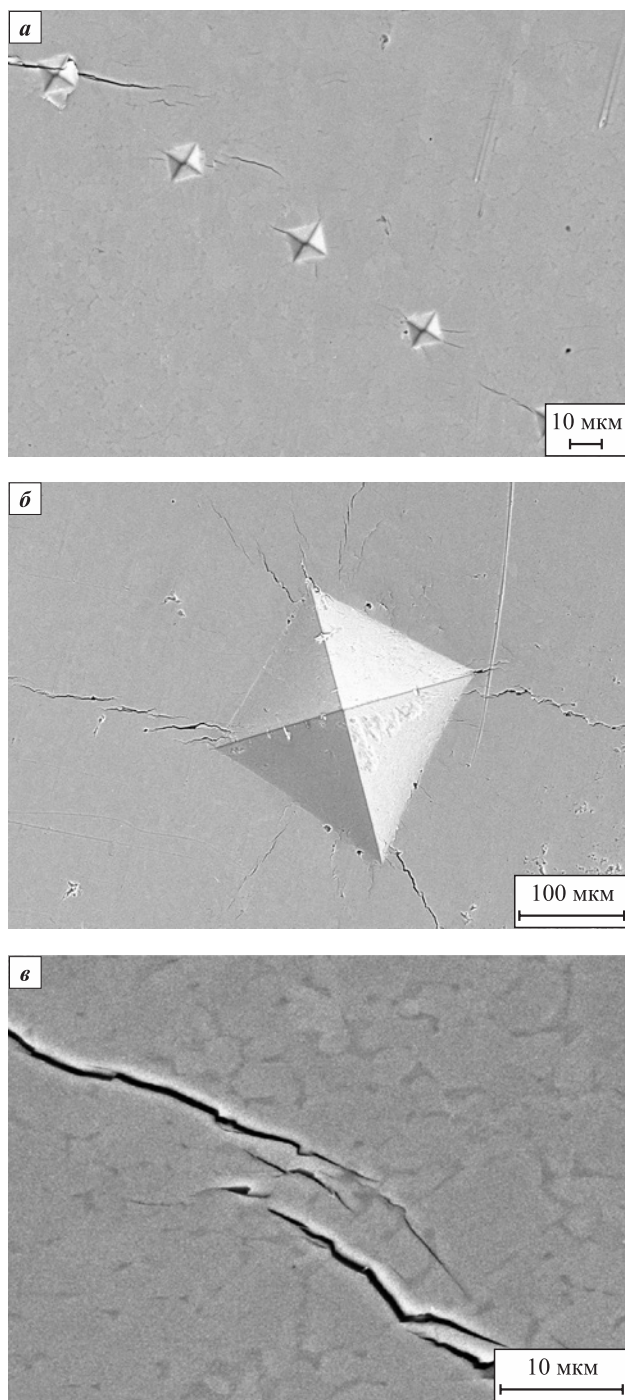


Рис. 5. Микрофотографии отпечатков индентора после измерения микротвердости H_μ (а) и твердости по Виккерсу HV (б), а также увеличенный фрагмент распространения трещины в слое на основе Ti–Al–Si (в)

Fig. 5. Micrographics of indentation after measuring microhardness H_μ (a) and Vickers hardness HV (b), as well as an enlarged fragment of crack propagation in Ti–Al–Si layer (в)

Микротвердость (H_μ) каждого из слоев синтезированного градиентного материала представлена в таблице. Самое высокое значение H_μ (~12,3 ГПа) соответствует слою на основе Ti–C, наименьшее –

у титановой подложки (4,1 ГПа). Микротвердость слоя на основе Ti–Al–Si составляет ~10,1 ГПа.

При внедрении индентора при нагрузке >30 кг в слой на основе Ti–Al–Si в углах отпечатков пирамиды Виккерса в области максимальных растягивающих напряжений формируются радиальные трещины (рис. 5, а, б). Наблюдаются образование магистральных сопутствующих трещин и их ветвление, а также слияние трещин с микронеоднородностями и дефектами структуры (рис. 5, в). Одной из причин этого являются микропоры, оказывающие влияние на процесс распространения трещин. Прямолинейный характер распространения трещин указывает на высокую хрупкость материала. Обращает на себя внимание тот факт, что трещины распространяются как через зерна, так и огибают их (рис. 5, в). Рассчитанный по методу Палмквиста [20] для слоя на основе Ti–Al–Si коэффициент трещиностойкости составляет $K_{Ic} = 5,1 \div 5,7 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$. Измерения проводились при нагрузке на индентор 100 г с использованием формулы

$$K_{Ic} = 0,0028 \sqrt{HV} \sqrt{Pc}^{-1},$$

где P – нагрузка вдавливания, c – общая длина трещины от индентора, мм.

Для сравнения полученного значения K_{Ic} можно привести следующие результаты. Согласно [21], коэффициент трещиностойкости сплавов на основе Ti–Al–Si может достигать значений от 0,7 до 1,7 $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, при том что силицид Ti_5Si_3 обладает $K_{Ic} = 7 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ [22]. В работе [23] отмечается, что материалы на основе Ti–Al₃Ti с объемной долей фазы Al₃Ti, равной 86, 80 и 65 %, характеризуются высокими значениями трещиностойкости на уровне 15, 23 и 29 $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ соответственно. Результаты измерения K_{Ic} зависят от размера и направления движения трещин, пор, межфазных превращений, величины нагрузок на материал.

Закключение

Методом СВС-прессования синтезирован металлокарбидно-интерметаллидный слоевой материал на основе (Ti–Al–Si)/(Ti–C)/Ti. Выделившееся в результате СВС-реакций в слоях тепло и последующее прессование горячего продукта обеспечили необходимую диффузию через границы раздела (Ti–Al–Si)/(Ti–C) и (Ti–C)/Ti и, как результат, формирование прочного неразъемного соединения между слоями с толщиной переходной зоны между ними ~10÷15 мкм. В продукте горения слоя на основе Ti–Al–Si присутствуют две фазы: тройная фаза $\text{Ti}_{20}\text{Al}_3\text{Si}_9$ и Ti_3Al – их содержание 87 и 13 мас. % соответственно. Микротвердость синтезированного продукта горения слоя на основе Ti–Al–Si составила ~10,1 ГПа, коэффициент трещи-

нотойкости $K_{Ic} = 5,1 \div 5,7$ МПа·м^{1/2}. Полученные результаты могут быть использованы при разработке способов нанесения защитных покрытий/слоев на поверхность титановых изделий.

Список литературы / References

- Vecchio K.S. Synthetic multifunctional metallic-intermetallic laminate composites. *JOM*. 2005;57(3):25–31. <https://doi.org/10.1007/s11837-005-0229-4>
- Patselov A., Greenberg B., Gladkovskii S., Lavrikov R., Borodin E. Layered metal-intermetallic composites in Ti–Al system: strength under static and dynamic load. *AASRI Procedia*. 2012;3:107–112. <https://doi.org/10.1016/j.aasri.2012.11.019>
- Price R.D., Jiang F., Kulin R.M., Vecchio K.S. Effects of ductile phase volume fraction on the mechanical properties of Ti–TiAl₃ metal-intermetallic laminate (MIL) composites. *Materials Science and Engineering: A*. 2011; 528(7–8):3134–3146. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.12.087>
- Lasalmonie A. Intermetallics: Why is it so difficult to introduce them in gas turbine engines? *Intermetallics*. 2006;14(10–11):1123–1129. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2006.01.064>
- Xiong H.-P., Mao W., Xie Y.-H., Cheng Y.-Y., Li X.-H. Formation of silicide coatings on the surface of a TiAl-based alloy and improvement in oxidation resistance. *Materials Science and Engineering A*. 2005;391(1–2):10–18. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.05.026>
- Teng S., Liang W., Li Z., Ma X.J. Improvement of high-temperature oxidation resistance of TiAl-based alloy by sol-gel method. *Journal of Alloys and Compounds*. 2008;464(1–2): 452–456. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2007.10.017>
- Gao N.F., Miyamoto Y., Zhang D. Dense Ti₃SiC₂ prepared by reactive HIP. *Journal of Materials Science*. 1999;34(18):4385–4392. <https://doi.org/10.1023/A:1004664500254>
- Konoplyuk S., Abe T., Uchimoto T., Takagi T. Ti₃SiC₂/TiC composites prepared by PDS. *Journal of Materials Science*. 2005;40(13):3409–3413. <https://doi.org/10.1007/s10853-005-0417-1>
- Feng J.C., Cao J., Li Z.R. Microstructure evolution and reaction mechanism during reactive joining of TiAl intermetallic to TiC cermet using Ti–Al–C–Ni interlayer. *Journal of Alloys and Compounds*. 2007;436(1–2):298–302. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.07.040>
- Sytschev A.E., Vadchenko S.G., Boyarchenko O.D., Vrel D., Sachkova N.V. SHS joining of intermetallics with metallic substrates. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. 2011;20(3):185–190. <https://doi.org/10.3103/S1061386211030149>
- Pascal C., Marin-Ayral R.M., Tédenac J.C., Merlet C. Combustion synthesis: a new route for repair of gas turbine components – principles and metallurgical structure in the NiAl/RBD61/superalloy junction. *Materials Science and Engineering: A*. 2003;341(1–2):144–151. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00205-8](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00205-8)
- Novák P., Kříž J., Průša F., Kubásek J., Marek I., Michalcová A., Voděrová M., Vojtěch D. Structure and properties of Ti–Al–Si–X alloys produced by SHS method. *Intermetallics*. 2013;39:11–19. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2013.03.009>
- Novák P., Michalcová A., Šerák J., Vojtěch D., Fabián T., Randáková S., Průša F., Knotek V., Novák M. Preparation of Ti–Al–Si alloys by reactive sintering. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009;470(1–2):123–126. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.02.046>
- Novák P., Popela T., Kubásek J., Šerák J., Vojtěch D., Michalcová A. Effect of reactive sintering conditions on microstructure of *in situ* titanium aluminide and silicide composites. *Powder Metallurgy*. 2011;54(1):50–55. <https://doi.org/10.1179/174329009X409651>
- Лазарев П.А., Сычев А.Е., Боярченко О.Д., Аборкин А.В. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез в системе Ti–Al–Si. *Неорганические материалы*. 2021;57(11):1272–1278. <https://doi.org/10.31857/S0002337X21110087>
- Lazarev P.A., Sytchev A.E., Boyarchenko O.D., Aborokin A.V. Self-propagating high-temperature synthesis in the Ti–Al–Si system. *Inorganic Materials*. 2021;57(11): 1201–1207. <https://doi.org/10.1134/s002016852111008x>
- Sytschev A.E., Vrel D., Boyarchenko O.D., Vadchenko S.G., Sachkova N.V. Load-assisted SHS joining of NiAl to Ni. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. 2013;22(1):52–55. <https://doi.org/10.3103/S1061386213010111>
- Sytschev A.E., Bondarchuk Yu.V., Pityulin A.N. SHS compunction of multilayer solid alloy/metal materials. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. 1993;2(1):75–83.
- Питюлин А.Н. Силовое компактирование в СВС-процессах. В сб.: *Самораспространяющийся высокотемпературный синтез: теория и практика*. Под ред. А.Е. Сычева. Черноголовка: Территория, 2001. С. 333–353.
- Shcherbakov V.A., Gryadunov A.N., Alymov M.I. Synthesis and characteristics of the B₄C–ZrB₂ composites. *Letters on Materials*. 2017;7(4):398–401. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2017-4-398-401>
- Palmqvist S. A method to determine the toughness of brittle materials, especially hard materials. *Jernkontorets Ann*. 1957;141:303–307.
- Knaislová A., Novák P., Cabibbo M., Průša F., Paoletti C., Jaworska L., Vojtěch D. Combination of reaction synthesis and Spark Plasma Sintering in production of Ti–Al–Si alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018; 752:317–326. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.04.187>
- Grigorenko S.G., Grigorenko G.M., Zadorozhnyuk O.M. Intermetallics of titanium. Peculiar features, properties, application (Review). *Electrometallurgy Today (Sovremennaya Elektrometallurgiya)*. 2017;(3):51–58. <https://doi.org/10.15407/sem2017.03.08>
- Rohatgi A., Harach D.J., Vecchio K.S., Harvey K.P. Resistance-curve and fracture behavior of Ti–Al₃Ti metallic–intermetallic laminate (MIL) composite. *Acta Materialia*. 2003;51(10):2933–2957. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00108-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00108-3)
- Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Гриднева И.В. Механические свойства ковалентных кристаллов. *Неорганические материалы*. 1984;20(6):958–966.

Trefilov V.I., Milman Yu.V., Gridneva I.V. Mechanical properties of covalent crystals. *Neorganicheskie materialy*. 1984;20(6):958–966. (In Russ.).

25. Haiyang N., Shiwei N., Oganov A.R. Simple and accurate model of fracture toughness of solids. *Journal of Applied Physics*. 2019;125(6):065105. <https://doi.org/10.1063/1.5066311>

Сведения об авторах



Павел Андреевич Лазарев – мл. науч. сотрудник лаборатории физического материаловедения, Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерзханова РАН (ИСМАН)

ORCID: 0000-0003-0275-8811

E-mail: Lazarev@ism.ac.ru

Мария Леонидовна Бусурина – к.т.н., мл. науч. сотрудник лаборатории физического материаловедения, ИСМАН

ORCID: 0000-0002-9564-3310

E-mail: busurina@ism.ac.ru

Александр Николаевич Грядун – к.ф.-м.н., ст. науч. сотрудник лаборатории энергетического стимулирования физико-химических процессов, ИСМАН

ORCID: 0000-0002-7857-005X

E-mail: gryadunov@ism.ac.ru

Александр Евгеньевич Сычев – к.т.н., вед. науч. сотрудник, заведующий лабораторией физического материаловедения, ИСМАН

ORCID: 0000-0002-6774-2071

E-mail: sytschev@ism.ac.ru

Алевтина Федоровна Беликова – ст. науч. сотрудник лаборатории энергетического стимулирования физико-химических процессов, ИСМАН

ORCID: 0000-0002-6197-4381

E-mail: belikova@ism.ac.ru

Information about the Authors

Pavel A. Lazarev – Junior Researcher of the Laboratory of physical materials science of Merzhanov Institute of Structural Macrokineitics and Materials Science of the Russian Academy of Sciences (ISMAN)

ORCID: 0000-0003-0275-8811

E-mail: Lazarev@ism.ac.ru

Maria L. Busurina – Cand. Sci. (Eng.), Junior Researcher of the Laboratory of physical materials science of ISMAN

ORCID: 0000-0002-9564-3310

E-mail: busurina@ism.ac.ru

Aleksander N. Gryadunov – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Researcher of the Laboratory of energy stimulation of physico-chemical processes of ISMAN

ORCID: 0000-0002-7857-005X

E-mail: gryadunov@ism.ac.ru

Aleksander E. Sytshev – Cand. Sci. (Eng.), Leading Researcher, Head of the Laboratory of physical materials science of ISMAN

ORCID: 0000-0002-6774-2071

E-mail: sytschev@ism.ac.ru

Alevtina F. Belikova – Senior Researcher of the Laboratory of energy stimulation of physico-chemical processes of ISMAN

ORCID: 0000-0002-6197-4381

E-mail: belikova@ism.ac.ru

Вклад авторов



П. А. Лазарев – постановка цели и задачи исследования, подготовка к эксперименту, проведение экспериментов, подготовка текста, формулировка выводов.

М. Л. Бусурина – анализ полученных результатов экспериментов и исследований свойств синтезированных образцов, проведение расчетов, подготовка текста статьи.

А. Н. Грядун – проведение экспериментов на прессе, анализ результатов исследований.

А. Е. Сычев – формирование основной концепции, научное руководство, корректировка текста, корректировка выводов.

А. Ф. Беликова – измерение микротвердости синтезированных сплавов, металлографические исследования.

Contribution of the Authors

P. A. Lazarev – formation of the main concept, goal and objectives of the study; preparation and management of the experiments, writing the text, formulation of the conclusions.

M. L. Busurina – analysis of the research results, conducting the calculations, writing the text.

A. N. Gryadunov – conducting the experiments on press, analysis of the research results.

A. E. Sytshev – scientific guidance, correction of the text and conclusions.

A. F. Belikova – conducting the microhardness measurements for the synthesized samples, metallographic research.

Статья поступила 30.03.2022 г.

Доработана 20.05.2022 г.

Принята к публикации 25.05.2022 г.

Received 30.03.2022

Revised 20.05.2022

Accepted 25.05.2022