

УДК 666.3-13

## МИКРОСТРУКТУРА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ НОВЫХ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ЛАМИНИРОВАННЫХ КОМПОЗИТОВ Ta/Ti<sub>3</sub>Al(Si)C<sub>2</sub>–TiC

© 2024 г. А. В. Абдульменова<sup>a,\*</sup>, Е. Б. Кашкаров<sup>a,\*\*</sup>, Д. Г. Кроткевич<sup>a</sup>, Н. Травицкий<sup>b</sup>

<sup>a</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, 634050 Россия

<sup>b</sup>Department of Materials Science, Glass and Ceramics, Friedrich–Alexander–Universitat  
Erlangen–Nürnberg, Erlangen, 91054 Germany

\*e-mail: [ava75@tpu.ru](mailto:ava75@tpu.ru)

\*\*e-mail: [egor\\_kashkarov@mail.ru](mailto:egor_kashkarov@mail.ru)

Поступила в редакцию 27.02.2024 г.

После доработки 17.04.2024 г.

Принята к публикации 17.04.2024 г.

Получены новые металлокерамические ламинированные композиты Ta/Ti<sub>3</sub>Al(Si)C<sub>2</sub>–TiC методом искрового плазменного спекания. Образцы синтезировали при температуре 1250°C, давлении 50 МПа в течение 5 мин. Для формирования композитов использованы прекерамическая бумага с порошковым наполнителем на основе МАХ-фазы Ti<sub>3</sub>Al(Si)C<sub>2</sub>, а также металлические фольги из тантала. Фазовый состав, микроструктура и элементный состав были проанализированы методами рентгенофазового анализа, растровой электронной микроскопии и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии соответственно. Установлено, что в результате спекания формируются плотные многослойные композиты, состоящие из металлических слоев тантала, керамических слоев, содержащих фазы Ti<sub>3</sub>Al(Si)C<sub>2</sub>, TiC и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, а также реакционных слоев толщиной ~13 мкм на границе металл–керамика, обогащенных Ta, Al и Si. На основе данных механических испытаний определен предел прочности на изгиб полученных композитов ( $\sigma_{пр} \sim 430$  МПа). Показано, что ламинированные металлокерамические композиты с тугоплавким танталовым слоем демонстрируют вязкий механизм разрушения, сопровождающийся увеличением более чем в четыре раза абсолютной деформации в сравнении с керамическим композитом на основе Ti<sub>3</sub>Al(Si)C<sub>2</sub>. Этого достигают за счет отклонения, разветвления трещин на границах металл–керамика и пластической деформации слоев из тантала.

**Ключевые слова:** МАХ-фазы, искровое плазменное спекание, металлокерамические композиты, функциональные материалы, тантал, прекерамическая бумага, реакционный слой, рентгеновская дифракция, растровая электронная микроскопия, трехточечный изгиб.

DOI: 10.31857/S1028096024090148, EDN: EHNSLQ

### ВВЕДЕНИЕ

Керамические материалы обладают многими преимуществами, такими как износостойкость, повышенная твердость и прочность, стойкость к коррозии и высоким температурам, химическая инертность, а также низкая плотность [1, 2]. Они находят широкое применение в машиностроении [3], аэрокосмической промышленности [4] и энергетике [5]. Однако эксплуатационные характеристики керамических материалов сильно ограничены их низкой надежностью, обусловленной присущей им хрупкостью и склонностью к хрупкому разрушению [6].

Материалы на основе МАХ-фаз — сравнительно новый класс керамических материалов [7]. Как правило, это семейство тройных нанослойных нитридных или карбидных соединений, представленных общей формулой  $M_{n+1}AX_n$ , где  $n = 1-3$ ,  $M$  обозначает переходный металл,  $A$  — элементы групп IIIA и IVA таблицы Менделеева, а  $X$  — азот или углерод [8]. В настоящее время этим керамическим материалам уделяют большое внимание благодаря уникальному сочетанию свойств, характерных для керамики и металлов [9]. Как металлы МАХ-фазы электро- и теплопроводны [10], поддаются механической обработке [11],

пластичны при высоких температурах (более 1000–1100°C, в зависимости от состава и структуры) [12]. Как керамика МАХ-фазы устойчивы к окислению и коррозии [13], имеют высокие модули упругости [14], низкую плотность [12]. Эти материалы могут найти применение в различных отраслях промышленности: энергетике, авиакосмическом машиностроении, автомобилестроении [12]. Требования, предъявляемые к материалам, значительно различаются в зависимости от области применения. В частности, для авиационного назначения конструкционные материалы нового поколения должны обладать стойкостью к высоким температурам (выше 1100°C), жаропрочностью, высокой трещиностойкостью [15]. Несмотря на достаточно высокие механические характеристики МАХ-фаз, при невысоких температурах (ниже 1000°C) наличие механических напряжений может привести к их хрупкому разрушению [10].

Вязкость разрушения МАХ-фаз может быть повышена путем текстурирования зерен в предпочтительной ориентации [16], добавления частиц с высокой твердостью и модулем упругости [17], армирования волокнами [18]. Однако вязкость разрушения, достигнутая данными методами [16, 19], значительно уступает металлическим материалам [20]. Одними из перспективных материалов с повышенной вязкостью разрушения являются металлокерамические слоистые композиты [21]. Использование нескольких подходов, включающих армирование частицами и образование вторичных фаз, добавление слоев пластичных металлов могут значительно повысить вязкость разрушения и прочность разрабатываемых материалов. Ранее [22] были получены новые металлокерамические слоистые композиты в процессе искрового плазменного спекания прекерамических бумаг на основе МАХ-фазы  $Ti_3Al(Si)C_2$  и фольг из Nb, в которых использование слоев металла обеспечило повышение сопротивления материала дальнейшему распространению трещины. Однако было показано, что эти композиты недостаточно стойкие к окислению при повышенных температурах (более 1200°C) [23]. Возможная причина — обеднение внешних слоев керамики алюминием за счет образования реакционного слоя на границе металл–керамика, состоящего преимущественно из интерметаллидов Nb–Al. Тантал, имея более высокую температуру плавления (3017°C) [24] и, соответственно, меньшую реакционную способность [25], будучи пластичным металлом [26], может быть использован при создании стойких к повышенным температурам композитов с высокой вязкостью разрушения.

Таким образом, целью настоящей работы было получение и исследование новых металлокерамических слоистых композитов искровым плазменным спеканием фольг Ta и прекерамических бумаг на основе МАХ-фазы  $Ti_3Al(Si)C_2$ .

## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве исходных материалов для получения ламинированных композитов использовали прекерамическую бумагу на основе МАХ-фазы  $Ti_3Al(Si)C_2$  (ТАС) толщиной ~300 мкм и металлические фольги Ta толщиной ~100 мкм. Прекерамическая бумага была произведена с использованием бумагодельной машины D7 Sumet Systems GmbH (Денклинген, Германия). Состав листов бумаги: 87 мас. % порошка  $Ti_3Al_{0.75}Si_{0.25}C_2$ , 7.3 мас. % целлюлозных волокон, 3 мас. % порошка  $Al_2O_3$  и 2.7 мас. % добавок для удержания. Из исходного сырья были подготовлены “стеки” с укладкой прекерамических бумаг и фольг тантала один через один слой с общим количеством слоев 25 (внешними слоями были слои ТАС). Образцы ламинированных композитов получали методом искрового плазменного спекания на установке SPS 10-4 (GT Advanced Technologies, USA) при температуре 1250°C в условиях вакуума (0.1 Па), приложенном давлении прессования 50 МПа и времени изотермического выдерживания 5 мин.

Фазовый состав полученных образцов исследовали на дифрактометре XRD 7000S (Shimadzu, Япония) в геометрии Брэгга–Брентано ( $CuK_\alpha$ -излучение,  $\lambda = 1.541 \text{ \AA}$ ) при следующих параметрах:  $U = 40 \text{ кВ}$ ,  $I = 30 \text{ мА}$ . Для идентификации фаз использовали программное обеспечение SIEVE (ICDD, США) и базу данных PDF4+ 2021. Микроструктура и элементный состав были проанализированы с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) Vega3 (Tescan, Чешская Республика), оснащенного приставкой для энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Все исследования проводили на поперечных шлифах образцов.

Для оценки прочности при изгибе синтезированных композитных материалов были проведены испытания на трехточечный изгиб с использованием машины для растяжения AI-7000M (GOTECH, Тайвань). Для механических испытаний были подготовлены прямоугольные балки с размерами  $18 \times 2 \times 1.7 \text{ мм}$ . Расстояние между опорами составляло 16 мм, скорость перемещения траверсы 0.1 мм/мин. Приведенные значения рассчитывали по пяти и более испытаниям

образцов. Все расчеты проводили в соответствии со стандартом ГОСТ Р 56810-2015 для испытаний на трехточечный изгиб.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На первом этапе был проведен анализ дифрактограмм прекерамической бумаги и полученного композита Та/ТАС (рис. 1). В прекерамической бумаге, используемой в качестве исходного сырья, содержатся кристаллические фазы ТАС (90 об. %) с гексагональной плотноупакованной решеткой, кубическая фаза TiC (7 об. %) и  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (3 об. %) с ромбоэдрической структурой, а также аморфная фаза органических волокон целлюлозы. При спекании фольг Та и прекерамических бумаг был получен композит, представленный кубической фазой Та, соответствующей металлическим слоям, и фазами ТАС, TiC,  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, соответствующими керамическим слоям. Соответственно, в керамических слоях композита присутствуют те же кристаллические фазы, что и в исходном сырье. Более того, в синтезированном композите не наблюдается аморфная фаза органических волокон, поскольку в процессе спекания прекерамических бумаг они термически разлагаются преимущественно с выделением углерода и газообразных продуктов (СО, СО<sub>2</sub>) [27]. Также стоит отметить, что отношение содержания МАХ-фазы к TiC уменьшается в сравнении с исходной прекерамической бумагой, что обусловлено частичным разложением ТАС до TiC в процессе спекания прекерамических бумаг [28] и образованием реакционного слоя на границе керамика–металл.

На следующем этапе было проанализировано РЭМ-изображение поперечного сечения полученного композита Та/ТАС (рис. 2). В результате спекания сформировалась плотная слоистая микроструктура с чередующимися слоями керамики на основе ТАС толщиной  $103 \pm 3$  мкм, и слоями Та толщиной  $62.9 \pm 0.6$  мкм (без учета реакционного слоя). Хорошо видно, что на границе слоев сформировался реакционный слой толщиной  $12.9 \pm 0.9$  мкм (рис. 3). В сравнении с ранее полученными ламинированными композитами Nb/Ti<sub>3</sub>Al(Si)C<sub>2</sub>-TiC [22] толщина реакционного слоя уменьшилась на ~30%, что свидетельствует о том, что в процессе спекания слои Та меньше вступают в реакцию с прекерамической бумагой, чем слои Nb.

Анализ состава реакционного слоя методом энергодисперсионной спектроскопии (рис. 3, табл. 1) показал, что он состоит преимущественно из Та, Al, Si и небольшого количества примесного Fe. Присутствие Si в слое Та обусловлено перекрытием их спектральных линий. Присутствие

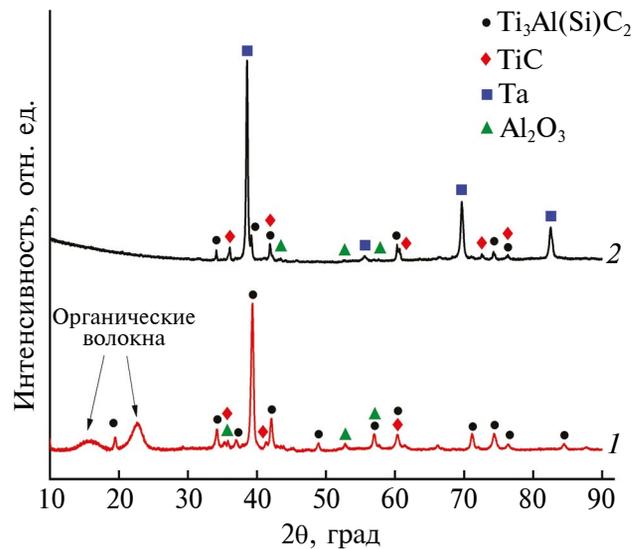


Рис. 1. Дифрактограммы прекерамической бумаги (1) и поперечного сечения спеканного ламинированного композита Та/ТАС–TiC (2).

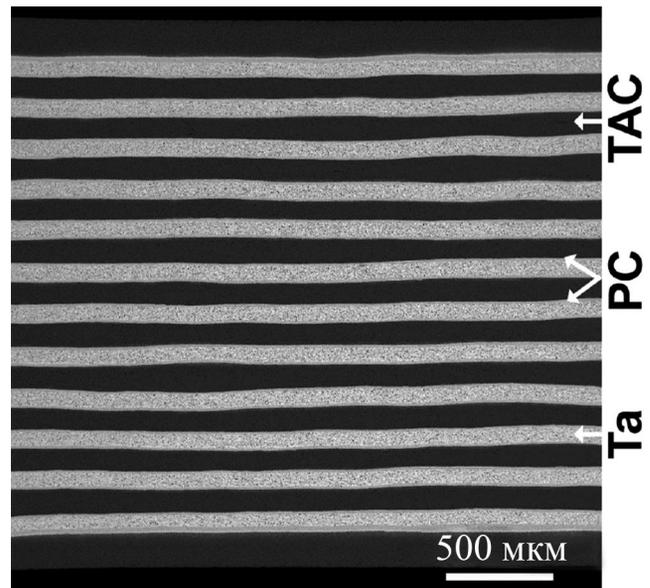


Рис. 2. РЭМ-изображение поперечного сечения ламинированного композита Та/ТАС–TiC. РС — реакционный слой.

примеси железа связано с его использованием изготовителем для снижения температуры синтеза порошков МАХ-фазы. На основе данных точечного анализа состава (табл. 1) предполагается, что реакционный слой имеет микроструктуру, состоящую из четырех основных слоев: I — (Ti,Ta)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>C<sub>x</sub>; II — (Ta,Ti)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>C<sub>x</sub>; III — Ta(Al,Fe)<sub>2</sub> (темный контраст) + Ta<sub>3</sub>Si<sub>3</sub> (светлый контраст); IV — Ta<sub>2</sub>Al + Ta<sub>2</sub>C.

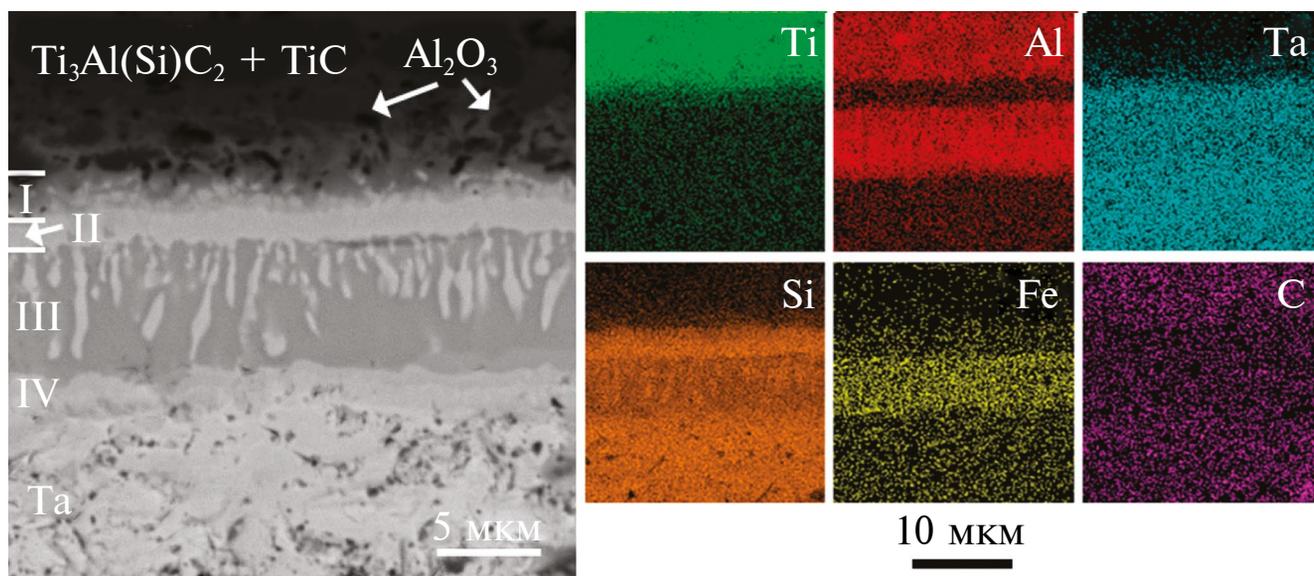


Рис. 3. РЭМ-изображение и соответствующие карты распределения элементов реакционного слоя.

Таблица 1. Состав различных слоев реакционного слоя

Слой	Элементное содержание, ат. %						Возможные фазы
	Ta	Ti	Al	Si	C	Fe	
I	7	30	5	23	34	1	(Ti,Ta) <sub>5</sub> Si <sub>3</sub> C <sub>x</sub>
II	22	4	9	18	45	2	(Ta,Ti) <sub>5</sub> Si <sub>3</sub> C <sub>x</sub>
III	23	–	30	–	40	7	Ta(Al,Fe) <sub>2</sub>
	24	–	12	13	49	2	Ta(Al,Fe) <sub>2</sub> , Ta <sub>5</sub> Si <sub>3</sub>
IV	32	–	13	–	55	–	Ta <sub>2</sub> Al, Ta <sub>2</sub> C

На последнем этапе исследований анализировали результаты механических испытаний образцов на трехточечный изгиб (рис. 4). Предел прочности ламинированного композита Та/ТАС составил  $430 \pm 40$  МПа. Он больше в сравнении с композитом Nb/ТАС, предел прочности которого составляет  $\sim 350 \pm 20$  МПа [22]. Это связано с тем, что предел прочности чистого Та выше, чем Nb [29]. Наличие слоев тантала оказывает значительное влияние на деформационное поведение полученного композита. Для сравнительного анализа на рис. 4 приведена кривая деформации композитной керамики ТАС без металлических слоев. Кривая напряжение–деформация ламинированного композита Та/ТАС имеет характерный пик при максимальной нагрузке, указывающий на образование трещины во внешнем керамическом слое ТАС, что приводит к его частичному разрушению. Однако при дальнейшей деформации не наблюдается полное разрушение (хрупкое разрушение) образца, как в случае керамических композитов ТАС без металлических

слоев тантала. Более того, кривая приобретает вид, характерный для пластически деформируемых материалов, за счет присутствия слоев пластичного Та. Стоит обратить внимание на то, что предел прочности при изгибе Та/ТАС ниже, чем у монолитных образцов ТАС ( $\sim 520$  МПа). Тем не менее наличие ламинированной металло-керамической структуры обеспечивает высокую работу разрушения и увеличение абсолютной деформации более чем в четыре раза.

Анализ поверхностей разрушения после испытаний на изгиб показал ступенчатое разрушение композита Та/ТАС (рис. 5а), сопровождающееся многократным растрескиванием реакционных и керамических слоев, а также образованием шеек в слоях Та (рис. 5б) вследствие их пластической деформации под действием растягивающих напряжений. Такое поведение полученных ламинированных композитов можно объяснить тем, что керамические слои ТАС демонстрируют хрупкое разрушение, в то время как слои Та — вязкий

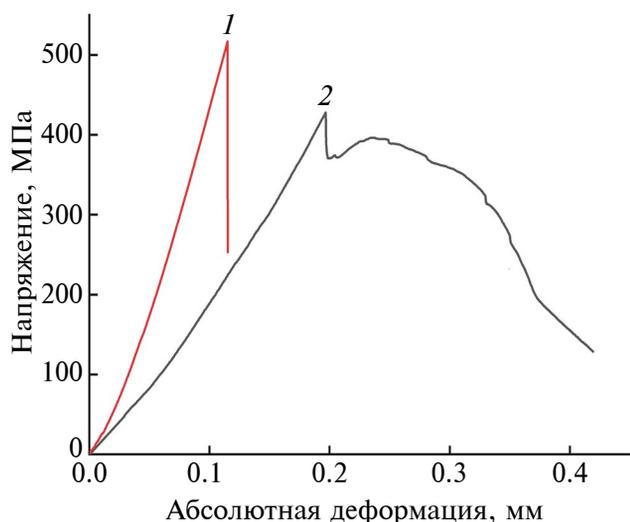


Рис. 4. Деформационные кривые монолитного образца ТАС (1) и ламинированного композита Та/ТАС–ТiС (2).

механизм разрушения, что приводит к высокой относительной деформации композита Та/ТАС в сравнении с монолитным керамическим композитом ТАС (рис. 5а). Также можно отметить, что при деформации ламинированного композита трещина распространяется путем повторного и многократного возникновения в следующих слоях ТАС. На более детальном изображении области распространения трещины (рис. 5б) видно расслоение композита вдоль границы керамика–реакционный слой, что обусловлено присутствием хрупких силицидных фаз в этом слое вблизи слоя ТАС. Как и в случае композита Nb/ТАС [22],

наличие большого количества границ раздела керамика–металл затрудняет распространение трещин из-за их разветвления и отклонения, а также расслоения слоев в композите Та/ТАС.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Были исследованы фазовый состав, микроструктура и механические свойства новых ламинированных композитов Та/ $Ti_3Al(Si)C_2$ –TiC, полученных методом искрового спекания прекерамических бумаг на основе МАХ-фазы  $Ti_3Al(Si)C_2$  и фольг из тантала. На основе комплексного анализа микроструктуры и деформационного поведения композитов можно сделать следующие выводы.

Методом искрового плазменного спекания прекерамических бумаг на основе МАХ-фазы  $Ti_3Al(Si)C_2$  и фольг из тантала получены плотные слоистые композиты, состоящие из металлических слоев Та толщиной ~63 мкм и керамических слоев на основе  $Ti_3Al(Si)C_2$  и TiC толщиной ~103 мкм.

При температуре спекания 1250°C в течение 5 мин на границах раздела керамических и металлических слоев формируются реакционные слои толщиной ~13 мкм, состоящие из интерметаллических соединений Та–Al различной стехиометрии и силицидов титана и тантала. Образование реакционных слоев объясняется взаимной диффузией Та и элементов МАХ-фазы (преимущественно Al и Si) в процессе спекания.

Полученные композиты демонстрируют вязкий механизм разрушения с пределом прочности

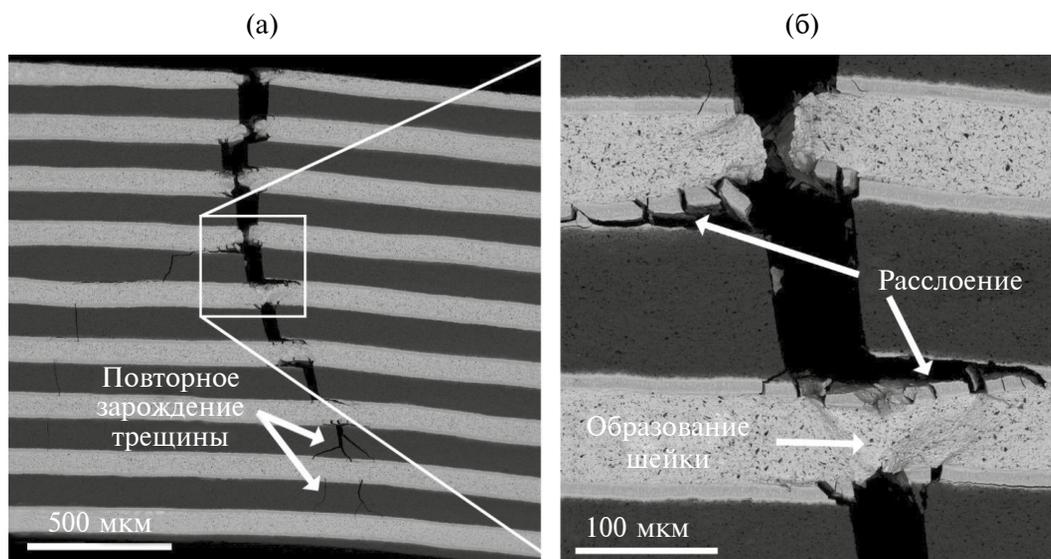


Рис. 5. РЭМ-изображения поперечного сечения поверхности разрушения (а) и области распространения трещины в ламинированном композите Та/ТАС–ТiС (б).

на изгиб ~430 МПа и большей абсолютной деформацией в сравнении с керамическим композитом без слоев Та (более чем в четыре раза). Последнее связано с увеличением сопротивления распространению трещин границами раздела керамика–металл путем разветвления, отклонения трещин и частичного расслоения композита, а также с пластической деформацией слоев тантала.

### ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 23-19-00109).

### КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Medvedovski E.* // *Wear.* 2001. V. 249. № 9. P. 821. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(01\)00820-1](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(01)00820-1)
2. *Joshua P.* // *Mechanical Properties of Ceramics.* Canada: Springer, 2014. P. 782. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-04492-7>
3. *Munz D., Fett T.* // *Ceramics: Mechanical Properties, Failure Behaviour, Materials Selection.* New York: Springer, 1999. P. 299. <https://doi.org/10.1007/978-3-642-58407-7>
4. *Shvydyuk K.O., Nunes-Pereira J., Rodrigues F.F., Silva A.P.* // *Ceramics.* 2023. V. 6. P. 195. <https://doi.org/10.3390/ceramics6010012>
5. *Cramer C.L., Ionescu E., Graczyk-Zajac M., Nelson A.T., Katoh Y., Haslam J.J., Wondraczek L., Aguirre T.G., LeBlanc S., Wang H., Masoudi M., Tegeler E., Riedel R., Colombo R., Minary-Jolandan M.* // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2022. V. 42. № 7. P. 3049. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2022.01.058>
6. *Chen X., Bei G.* // *Materials.* 2017. V. 10. P. 366. <https://doi.org/10.3390/ma10040366>
7. *Sun Z.M.* // *Int. Mater. Rev.* 2011. V. 56. № 3. P. 143. <https://doi.org/10.1179/1743280410Y.0000000001>
8. *Eklund P., Beckers M., Jansson U., Högborg H., Hultman L.* // *Thin Solid Films.* 2010. V. 518. № 8. P. 1851. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2009.07.184>
9. *Lei X., Lin N.* // *Crit. Rev. Solid State Mater. Sci.* 2022. V. 47. № 5. P. 736. <https://doi.org/10.1080/10408436.2021.1966384>
10. *Barsoum M.W., Radovic M.* // *Annu. Rev.* 2011. V. 41. P. 195. <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-062910-100448>
11. *Hadi M.A.* // *J. Phys. Chem. Solids.* 2020. V. 138. P. 109275. <https://doi.org/10.1016/j.jpcs.2019.109275>
12. *Gonzalez-Julian J.* // *J. Am. Ceram. Soc.* 2021. V. 104. № 2. P. 659. <https://doi.org/10.1111/jace.17544>
13. *Basu S., Obando N., Gowdy A., Karaman I., Radovic M.* // *J. Electrochem. Soc.* 2011. V. 159. № 2. P. 90. <https://doi.org/10.1149/2.052202jes>
14. *Li X., Xie X., Gonzalez-Julian J., Malzbender J., Yang R.* // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2020. V. 40. № 15. P. 5258. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.07.043>
15. *Сорокин О.Ю., Кузнецов Б.Ю., Лунегова Ю.В., Ерасов В.С.* // *Композиционные материалы.* 2020. Т. 88. № 4–5. С. 42. <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2020-0-45-42-53>
16. *Xie X., Yang R., Cui Y., Jia Q., Bai C.* // *J. Mater. Sci. Technol.* 2020. V. 38. P. 86. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.05.070>
17. *Luo Y.M., Li S.Q., Chen J., Wang R.G., Li J.Q., Pan W.* // *J. Am. Ceram. Soc.* 2002. V. 85. № 12. P. 3099. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.2002.tb00589.x>
18. *Lagos M.A., Pellegrini C., Agote I., Azurmendi N., Barcena J., Parco M., Silvestroni L., Zoli L., Sciti D.* // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2019. V. 39. № 9. P. 2824. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2019.03.037>
19. *He G., Xu J., Zhang Z., Qian Y., Zuo J., Li M., Liu C.* // *Mater. Sci. Eng. A.* 2021. V. 827. P. 142069. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142069>
20. *Ashby M.F., Cebon D.* // *J. Phys. IV France.* 1993. V. 3. № 7. P. 1. <https://doi.org/10.1051/jp4:1993701>
21. *Wu C., Wang Z., Li Q., Shi G.* // *J. Asian Ceram. Soc.* 2014. V. 2. № 4. P. 322. <https://doi.org/10.1016/j.jascer.2014.07.007>
22. *Kashkarov E.B., Krotkevich D.G., Abdulmenova A.V., Ivashutenko A.S., Perevislov S.N., Lider A.M., Travitzky N.* // *Materialia.* 2023. V. 27. P. 101673. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2023.101673>
23. *Kashkarov E.B., Abdulmenova A.V., Pushilina N.S., Syrtanov M.S., Mingazova Y.R., Nassyrbayev A., Krotkevich D.G., Travitzky N.A.* // *J. Alloys Compd.* 2024. V. 982. P. 173848. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.173848>
24. *Chen W.S., Ho H.J., Lin K.Y.* // *Materials.* 2019. V. 12. P. 1220. <https://doi.org/10.3390/ma12081220>
25. *Laing M.* // *J. Chem. Educ.* 2001. V. 78. № 8. P. 1054. <https://doi.org/10.1021/ed078p1054>
26. *Lunk H.J., Hartl H.* // *ChemTexts.* 2019. V. 5. № 3. P. 1. <https://doi.org/10.1007/s40828-019-0088-1>
27. *Krotkevich D.G., Kashkarov E.B., Syrtanov M.S., Murashkina T.L., Lider A.M., Schmiedeke S., Travitzky N.* // *Ceram. Int.* 2021. V. 47. № 9. P. 12221. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.01.070>
28. *Sun X., Han W., Liu Q., Hu P., Hong C.* // *Mater. Des.* 2010. V. 31. № 9. P. 4427.
29. *Knabl W., Leichtfried G., Stickler R.* // *Refractory Metals and Refractory Metal Alloys.* Switzerland: Springer Nature, 2018. P. 307. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-69743-7>

## Microstructure and Deformation Behavior of Novel Metal–Ceramic Laminated Composites Ta/Ti<sub>3</sub>Al(Si)C<sub>2</sub>–TiC

A. V. Abdulmenova<sup>1,\*</sup>, E. B. Kashkarov<sup>1,\*\*</sup>, D. G. Krotkevich<sup>1</sup>, N. Travitzky<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, 634050 Russia*

<sup>2</sup>*Department of Materials Science, Glass and Ceramics, Friedrich-Alexander-Universitat Erlangen-Nurnberg, Erlangen, 91054 Germany*

\**e-mail: ava75@tpu.ru*

\*\**e-mail: egor\_kashkarov@mail.ru*

New metal–ceramic laminated composites Ta/Ti<sub>3</sub>Al(Si)C<sub>2</sub>–TiC were obtained by spark plasma sintering. The samples were synthesized at a temperature of 1250°C and a pressure of 50 MPa for 5 min. For the formation of composites, preceramic paper with a powder filler based on the MAX phase Ti<sub>3</sub>Al(Si)C<sub>2</sub>, as well as metal foils made of tantalum, were used. The phase composition, microstructure and elemental composition were analyzed by X-ray diffraction, scanning electron microscopy and energy dispersive X-ray spectroscopy, respectively. It was found that as a result of sintering, dense multilayer composites were formed, consisting of tantalum metal layers, ceramic layers containing Ti<sub>3</sub>Al(Si)C<sub>2</sub>, TiC and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> phases, as well as reaction layers ~13 μm thick at the metal–ceramic interface, enriched with Ta, Al and Si. Based on mechanical test data, the ultimate bending strength of the obtained composites was determined ( $\sigma_{bs} = \sim 430$  MPa). Metal–ceramic laminated composites with a refractory tantalum layer were shown to exhibit a ductile fracture mechanism, accompanied by a more than fourfold increase in absolute deformation compared to a Ti<sub>3</sub>Al(Si)C<sub>2</sub>-based ceramic composite. This is achieved due to deflection, branching of cracks at the metal–ceramic interface and plastic deformation of tantalum layers.

**Keywords:** MAX-phases, spark plasma sintering, metal–ceramic composites, functional materials, tantalum, preceramic paper, reaction layer, X-ray diffraction, scanning electron microscopy, three-point bending test.