

## ИССЛЕДОВАНИЕ УДАРНЫХ СВОЙСТВ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ КЕРАМИКИ $ZrB_2$

*А.Е. КУЗНЕЦОВА, Ю.Ф. ГОМОРОВА, С.П. БУЯКОВА*  
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН  
E-mail: [aekuznetsova@ispms.ru](mailto:aekuznetsova@ispms.ru)

Керамометаллические композиционные материалы с твердой керамической матрицей и пластичными металлическими включениями обладают более высокой ударной вязкостью, что значительно расширяет спектр их использования [1, 2]. В таких композитах керамическая матрица обеспечивает высокую прочность, влияние металлической фазы проявляется увеличением вязкости разрушения композита в целом. Тем самым, создавая композиционный материал, возможно достичь сочетание свойств, которые не характерны исходным материалам по отдельности.

В литературе мало информации относительно исследований композитов с непрерывными металлической и керамической фазами и их отклике на механическое воздействие, к которым относятся композиционные материалы со слоистой структурой. В зависимости от практического назначения слоистых композитов одна из фаз - керамическая или металлическая в них может быть преобладающей. С точки зрения практического использования композиты со структурой из керамических и металлических слоев представляют интерес для электроники и топливной энергетики [3, 4]. В связи с этим представляют интерес разработка и исследование слоистых металлокерамических композитов, которые сочетают в материале лучшую по сравнению с металлами жесткость и большее по сравнению с керамическими материалами значение вязкости.

В настоящей работе были изготовлены слоистые керамометаллические композиты, которые представляли собой чередование пластин керамики толщиной 2000 мкм и металлических фольг толщиной 100 мкм, соединенных между собой ацетонорастворимым клеем, рисунок 1. При изготовлении композитов использовалась керамика на основе дигборида циркония  $ZrB_2$ , дисперсноупрочненного включениями из частиц карбида кремния SiC (20 %). Керамические образцы получены спеканием при температуре 1900 °С в течение 30 мин в атмосфере аргона при давлении 22 МПа. Относительная плотность  $ZrB_2$  составила  $97,3 \pm 0,2$  %.

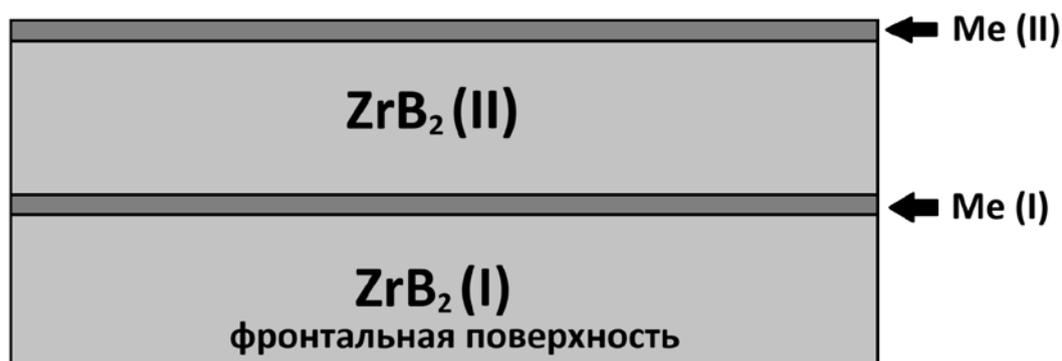


Рисунок 1 - Схема слоистых керамометаллических композитов

Металлические слои представлены двумя видами фольг: титана марки ВТ1-0 и алюминия марки А999. Металлические фольги получены прокаткой до толщины 300 мкм с последующим отжигом (для фольги Ti 800 °С, для фольг Al 300 °С, в течение 1 часа). Утонение полученных фольг до 100 мкм достигалось посредством электролитической полировки в растворе:

плавиковая (30 %), азотная (10 %) и серная (60 %) кислоты для Ti при комнатной температуре и в растворе: ангидрид хрома (9 %), вода (25 %), ортофосфорная (33 %) и серная (33 %) кислоты для Al при температуре 85–90 °С.

Механические испытания проводились на маятниковом копре консольно-закрепленного образца на испытательной машине Gotech GT-7045 НМН при комнатной температуре. В эксперименте определяли ударную вязкость ( $a_n$ , Дж/см<sup>2</sup>) через отношение энергии, затраченной на деформацию и разрушение образцов к площади поперечного сечения в месте удара. Удар производился со стороны керамического слоя (далее обозначается как «фронтальная поверхность»). Энергия ударника составляла 15 Дж, скорость движения ударника 3,46 м/с. После ударного нагружения композитов слои освобождались от клеявого соединения. Высвобожденные слои исследовали в зонах разрушения. В обоих композитах керамические слои подверглись разрушению. При ударном нагружении композита ZrB<sub>2</sub>/Ti фольги Ti сохранили свою целостность при значительной деформации всего образца. При испытаниях композита ZrB<sub>2</sub>/Al первая фольга Al, располагавшаяся за фронтальным керамическим слоем, разрушилась, а вторая фольга Al, располагавшаяся с тыльной стороны образца, испытала деформацию без следов зарождения трещины.

Результаты механических испытаний показали, что ударная вязкость слоистого композита ZrB<sub>2</sub>/Ti превышала ударную вязкость керамики ZrB<sub>2</sub> (20 %SiC) и композита ZrB<sub>2</sub>/Al, таблица 1. Присутствие слоев из фольги алюминия в слоистом композите ZrB<sub>2</sub>/Al не оказало значительного влияния на величину  $a_n$ , для образцов композита она в среднем составила  $a_n = 0,31$  Дж/см<sup>2</sup>. Для разрушения керамометаллического слоистого композита ZrB<sub>2</sub>/Ti было необходимо затратить энергию в 8,5 раз большую, чем для разрушения композита ZrB<sub>2</sub>/Al, таблица 1. Столь существенная разница в ударной вязкости между слоистыми керамометаллическими композитами ZrB<sub>2</sub>/Ti и ZrB<sub>2</sub>/Al обусловлена разницей в прочностных характеристиках Ti и Al, предел прочности ( $\sigma_B$ ) титана марки BT1-0 составляет 375 МПа, тогда как  $\sigma_B$  алюминия марки А999 всего 59 МПа.

Таблица 1 – Значения ударной вязкости

Тип образца	Ударная вязкость $a_n$ , Дж/см <sup>2</sup>
ZrB <sub>2</sub>	0,035
ZrB <sub>2</sub> /Ti	2,61
ZrB <sub>2</sub> /Al	0,31

Фольга Ti до ударного нагружения композита состояла из полиэдрических равноосных зерен, размер которых составлял 45±6 мкм. Исходная структура фольги Al представлена зернами со средним размером 71±12 мкм. ZrB<sub>2</sub>-20 % SiC состоял из зерен диборида циркония размером 8±0,7 мкм и включений карбида кремния размером 12±0,8 мкм.

В образцах слоистого композита ZrB<sub>2</sub>/Ti титановые фольги претерпели значительную деформацию в области удара, но сохранили целостность. На рисунке 2 а, б представлены РЭМ-изображения поверхностей титановых фольг Ti (I) и Ti (II) в зоне локализации деформации. На фольге Ti (I), расположенной ближе к фронту удара, в месте изгиба образовалась шейка, зерна сильно деформированы. В фольге Ti (II), удаленной от фронта удара, шейка отсутствует, деформация зерен представлена одиночным скольжением. Деформационный рельеф фольги Ti (II), рисунок 2б, демонстрирует меньшую развитость, чем рельеф фольги Ti (I), что явилось результатом диссипации энергии удара при разрушении второго керамического слоя.

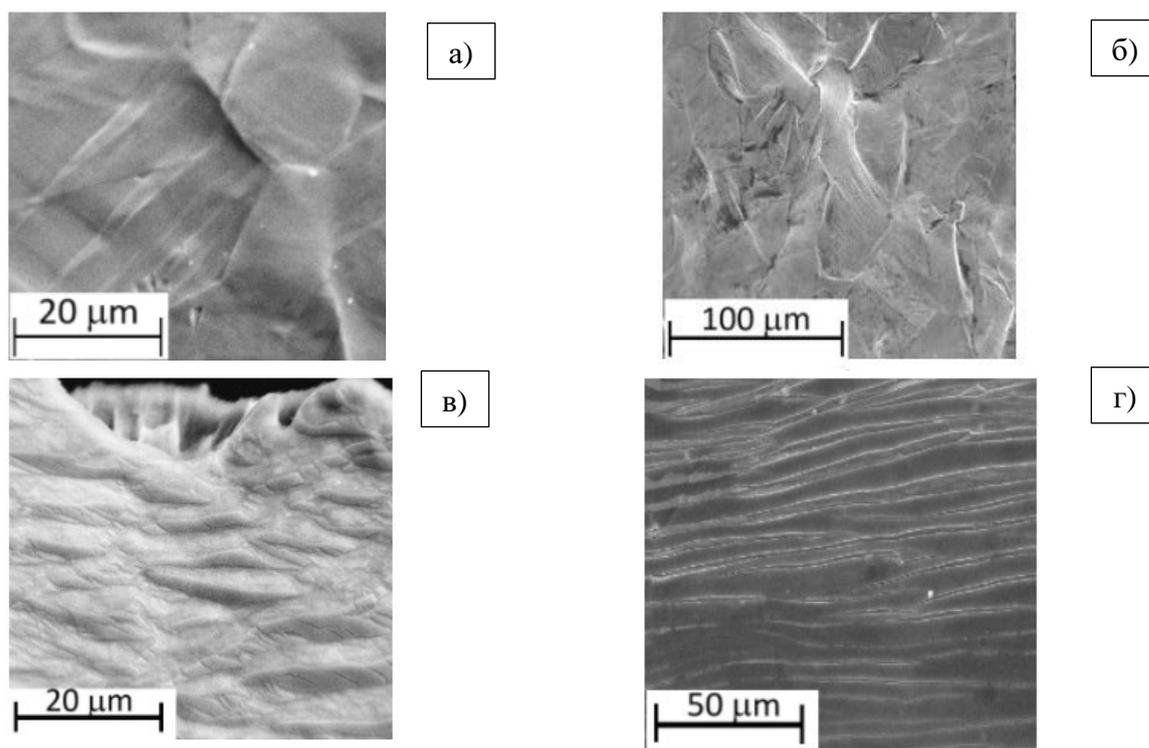


Рисунок 2 – РЭМ-изображения фольг в зоне локализации деформации:  
а) Ti (I), б) Ti (II), в) Al (I), г) Al (II)

В образцах композита  $ZrB_2/Al$  фольга Al (I), расположенная ближе к фронту удара, претерпела полный разрыв, в фольге Al (II) можно наблюдать следы деформации. На рисунке 2 в различном квазивязкий характер разрушения фольги Al (I), который можно объяснить расслоением материала на ламели при движении магистральной трещины. На поверхности фольги Al (II) можно наблюдать растрескивание оксидной плёнки в зоне изгиба под действием растягивающих напряжений, рисунок 2 г.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0009.*

#### Список литературы

1. Cai X., Xu Y., Zhong L., Liu M. Fracture toughness of WC-Fe cermet in W-WC-Fe composite by nanoindentation // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2017. – Vol. 728. – P. 788-796. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.09.070.
2. Liu A., Pan Q., Liu N., Chen W., Chen J. Microstructure, mechanical properties, and fracture behaviour of Ti(C,N)-based cermets with a composite structure // *Ceramics International* – 2022. – Vol. 48. – P. 21071-21083. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2022.02.215.
3. Park J., Cho S., Kwon H. Aluminum-ceramic composites for thermal management in energy-conversion systems // *Scientific Reports*. – 2018. – Vol. 8(1). – P. 17852. – DOI:10.1038/s41598-018-36270-x
4. Xing Y., Baumann S., Uhlenbruck S., Rüttinge, M., Venskutonis A., Meulenberg W. A., Stöver D. Development of a metallic/ceramic composite for the deposition of thin-film oxygen transport membrane // *Journal of the European Ceramic Society*. - 2013. - Vol. 33(2). – P. 287 – 296. - DOI:10.1016/j.jeurceramsoc.2012.025.