

УДК 538.9

СЛОИСТЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ Ti/Ta/Hf/КЕРАМИКА ДЛЯ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

© 2023 г. О. К. Камынина^а, *, С. Г. Вадченко^б, И. Д. Ковалев^б, Д. В. Прохоров^а

^аИнститут физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН,
Черноголовка, Московская область, 142432 Россия

^бИнститут структурной макрокинетики и проблем материаловедения
им. А.Г. Мерджанова РАН, Черноголовка, Московская область, 142432 Россия

*e-mail: kamynolya@gmail.com

Поступила в редакцию 17.11.2022 г.

После доработки 16.02.2023 г.

Принята к публикации 16.02.2023 г.

Слоистые композиционные материалы Ti/Ta/Hf/керамика получены методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза из предварительно структурированных образцов с использованием металлических фольг (Ti, Hf, Ta, Ni) и реакционных лент (Ti + 0.65C), (Ti + 1.7B) и (5Ti + 3Si). Реакционные ленты для синтеза изготавливали прокаткой из порошковых смесей. Морфология, элементный и фазовый составы синтезированных многослойных композиционных материалов были изучены методами растровой электронной микроскопии и рентгенофазового анализа. Отдельное внимание уделено формированию промежуточных слоев и модификации поверхности металлических фольг. Прочностные характеристики синтезированных материалов определяли по схеме трехточечного нагружения при температурах 25 и 1100°C. Анализ полученных материалов показал, что соединение в режиме горения металлических фольг и реакционных лент, обеспечивается за счет реакционной диффузии, взаимной пропитки и химических реакций, протекающих в реакционных лентах и на поверхности металлических фольг. Формирование тонких промежуточных слоев в виде металлокерамики и эвтектических растворов обеспечивает синтезированным многослойным материалам хорошие прочностные свойства (275 МПа при 25°C, 72 МПа при 1100°C). Данные результаты представляют интерес для разработки конструкционных материалов, работающих в экстремальных условиях.

Ключевые слова: слоистые композиционные материалы, металлические фольги, керамика, реакционные ленты, горение, гафний, титан, тантал, структура, фазовый состав, диффузия.

DOI: 10.31857/S1028096023090054, EDN: ZKVWDG

ВВЕДЕНИЕ

Быстрое развитие промышленности ставит новые задачи по разработке и созданию материалов, способных выдерживать высокие температуры, сохранять функциональные свойства в агрессивных средах, иметь высокие прочностные характеристики. Одним из решений этих задач является разработка слоистых композиционных материалов и покрытий, состоящих из чередующихся слоев металлов и керамики. Такие материалы одновременно сочетают в себе свойства металла (пластичность, термостойкость, высокая теплопроводность и др.) и керамики (твердость, коррозионная стойкость, жаропрочность и т.д.) [1, 2]. Основное преимущество слоистых композитов — способность обеспечить сложный набор требуемых свойств. Например, уменьшение массы конструкции при сохранении или улучшении термомеханических,

механических и коррозионных свойств, таких как прочность, сопротивление усталости, ползучести, окислению [3]. Варьируя химический состав, толщину и очередность слоев в образце или покрытии можно получать градиентно-слоистую структуру с заданными свойствами в соответствии с требованиями промышленной эксплуатации.

Различие физических свойств керамики и металла осложняют эффективность процесса соединения, который позволял бы сохранить в материале прочность и гибкость. Можно выделить три основных фактора, которые обеспечивают надежность соединения: соответствие коэффициентов теплового расширения слоев, относительно тонкие промежуточные слои и отсутствие в их составе интерметаллидных фаз [4]. Поэтому, несмотря на большое количество работ, в которых исследуют процессы и изучают механизмы формирова-

Таблица 1. Температура плавления металлических фольг ($T_{\text{мп}}$), адиабатическая температура горения реакционных лент ($T_{\text{ад}}$), коэффициенты термического расширения

Состав	$T_{\text{мп}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{ад}}, ^\circ\text{C}$	$\alpha, \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$
Ti	1670	—	8.6
Hf	2246	—	5.9
Ta	3017	—	6.5
Ni	1453	—	13
Ti + 1.7B	—	3180	7.4
Ti + 0.65C	—	2380	9.6
5Ti + 3Si	—	2130	12.5

ния соединений металла и керамики, задача, по-прежнему, актуальна [1–4].

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез (синтез в режиме горения) позволяет в одну стадию получать композиционные и градиентные материалы и покрытия, соединять разнородные материалы за счет экзотермических реакций, протекающих во фронте волны горения [5–7]. К достоинствам этого метода можно отнести возможность получения ультравысокотемпературных материалов (функциональные свойства которых сохраняются при температурах выше 2500°C), в том числе на основе тугоплавких металлов (тантал, гафний, ниобий) [8, 9]. Получение таких материалов традиционными методами затруднено в связи с высокими температурами плавления металлов.

Благодаря своим уникальным свойствам (высокая температура плавления, способность сохранять функциональные свойства в агрессивных средах, пластичность, прочность, термостойкость и т.д.) тантал и гафний, и материалы на их основе представляют интерес для таких отраслей промышленности, как машиностроение, электроника, авиакосмическая промышленность, химическое машиностроение, ядерная энергетика [10–16].

Однако высокая температура плавления тантала и гафния, их высокая плотность, относительно большой вес и высокая стоимость осложняют получение сплавов на их основе. Поэтому в настоящей работе исследованы структура и фазовый состав слоистых композиционных материалов, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза из фольг тугоплавких металлов (Ta, Ti, Hf) и реакционных лент (Ti + 0.65C), (5Ti + 3Si) и (Ti + 1.7B), прокатанных из порошковых смесей. Предположительно, слои керамики значительно облегчат вес

композиционных материалов на основе тантала и гафния, и в результате, полученные материалы по своим свойствам будут соответствовать современным конструкционным и функциональным материалам.

Выбор слоев структурированного материала основывался на результатах предыдущих исследований с учетом температур плавления металлических фольг, температур горения реакционных лент и коэффициентов термического расширения (табл. 1) [4, 17, 18]. В работе [19] показано, что ленты толщиной 100–300 мкм, полученные прокаткой порошковой смеси титана с бором, способны гореть с большим выделением тепла и высокой скоростью. Поэтому реакционные ленты в структурированных образцах использовали не только для формирования керамического слоя, но и в качестве энергетического элемента. Особое внимание в работе уделено зависимостям структуры и фазового состава слоистых композитов от предварительного структурирования. Одни образцы были получены с использованием реакционной ленты (Ti + 0.65C), другие – (5Ti + 3Si). Никель в данной работе был выбран как металл, обеспечивающий наличие жидкой фазы для лучшего соединения слоев, так как имеет более низкую температуру плавления, для формирования слоя на основе металлокерамики ($\text{TiB}_2\text{--Ni}$, Ni--HfB_2) [20–22].

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В настоящей работе для получения слоистых композиционных образцов использован коммерческий порошок Ti (ПТС-1 чистотой 99% со средним размером частиц 40 мкм), сажу (P804T), аморфный бор (чистотой 99.4%), кремний ($d < 10$ мкм, 99.4% чистоты) и фольги металлов Ti (BT-0, толщиной 50 и 180 мкм), Hf (ГФИ-1, раз-

Таблица 2. Послойный состав структурированных образцов (нумерация слоев сверху вниз)

	Образец 1	Толщина слоя, мкм	Образец 2	Толщина слоя, мкм
L1	Ti + 1.7B	230	Ti + 1.7B	230
L2	Ti + 1.7B	230	Ti + 1.7B	230
L3	Ti	180	Ti	180
L4	Ti	180	Ta	100
L5	Ta	100	Ni	100
L6	Ni	100	Hf	100
L7	Hf	100	Ti + 1.7B	230
L8	Ti + 1.7B	230	Ti + 1.7B	230
L9	Ti + 1.7B	230	Ni	100
L10	Ni	100	5Ti + 3Si	290
L11	Ti + 0.65C	290	Hf	100
L12	Hf	100	Ni	100
L13	Ni	100	Ti	50
L14	Ti	50	Ti	180
L15	Ti	180	Ti + 1.7B	230
L16	Ti + 1.7B	230	Ti + 1.7B	230
L17	Ti + 1.7B	230	—	—

мером 100 мкм), Ta (ТВЧ, толщиной 100 мкм) и Ni (НП2М, толщиной 100 мкм).

Реакционные ленты толщиной 290 (Ti + 0.65C, 5Ti + 3Si) и 230 мкм (Ti + 1.7B) получали методом холодной прокатки в вальцах из порошковых смесей [19]. Для удаления влаги и летучих примесей ленты отжигали в вакуумной печи (при давлении 10^{-2} Па), при температуре 700°C в течение 2 ч.

Исходные образцы размером 45 × 17 мм формировали чередованием металлических фольг и реакционных лент (табл. 2). В зависимости от количества слоев и толщины фольг высота образца варьировалась в пределах 2–3.5 мм.

Синтез проводили в реакционной камере в среде аргона при атмосферном давлении [23]. К образцам, помещенным между нагревательными пластинами, прикладывали нагрузку 2.5–3.7 МПа [24]. Образцы предварительно нагревали со скоростью 60°C/мин до температуры 220–250°C, не достигая температуры самовоспламенения. При достижении заданного значения температуры нагреватели отключали. Реакцию инициировали раскаленной вольфрамовой спиралью с торца образца [23].

Анализ структуры полученных композиционных материалов проводили методами растровой электронной микроскопии (LEO 1450 VP,

Carl Zeiss, Германия) с применением энергодисперсионного анализа (INCA Energy 300, Oxford Instruments Analytical, Великобритания). Рентгенофазовый анализ образцов проводили на дифрактометре ДРОН-3М (НПП “Буревестник”, г. Санкт-Петербург) с использованием монохроматического CuK_α -излучения. Термомеханические свойства образцов определяли по схеме трехточечного нагружения на модернизированной универсальной испытательной машине Instron-1195 при комнатной температуре (25°C) и температуре 1100°C в атмосфере аргона. Скорость нагружения образцов составила 0.5 мм/мин. Эта схема была выбрана как одна из наиболее простых в отношении требований к изготовлению образцов (их форме, размерам и т.п.).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В результате проведенного синтеза за ~0.2 с были получены легкие прочные образцы слоистых композиционных материалов размером 45 × 17 × 2 мм. Наблюдала некоторую усадку синтезированных образцов, что объясняется образованием жидкой фазы во время синтеза и уменьшением пористости. Рентгенофазовый анализ боковых срезов образцов показал наличие фаз тантала (объемно-центрированная кубическая структура),

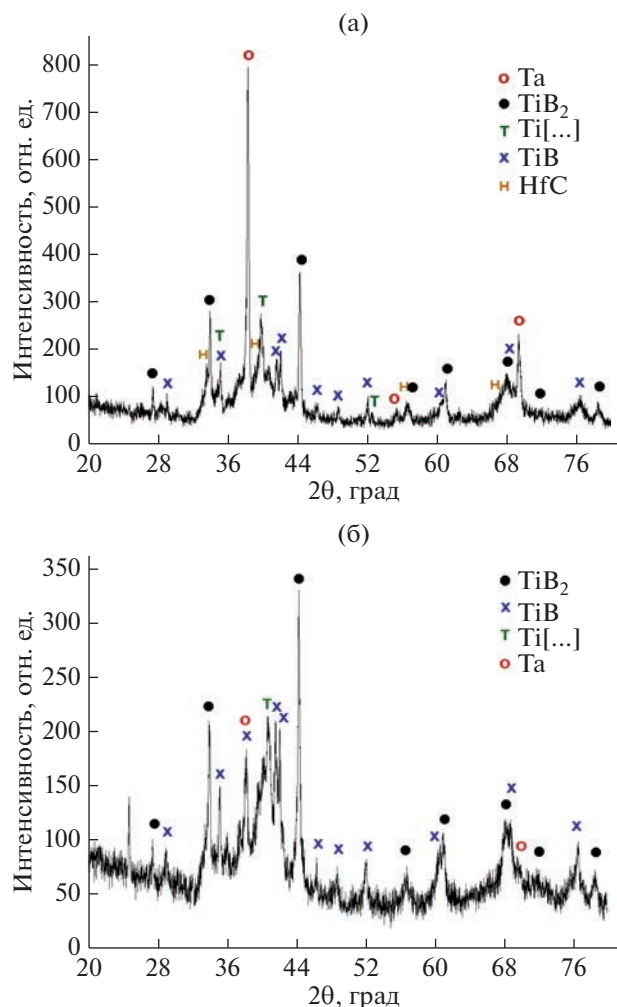


Рис. 1. Рентгенограммы образцов 1, полученного с использованием реакционной ленты (Ti + 0.65C) (а); и 2, полученного с использованием реакционной ленты (5Ti + 3Si) (б) с указанием рефлексов, относящимся к различным фазам.

твердого раствора на основе титана (гексагональная структура), диборида титана (гексагональная структура) и моноборида титана (орторомбическая структура). Основными фазами являются тантал и диборид титана (образец 1), и бориды титана и твердый раствор на основе титана (образец 2). В отличие от образца 2, полученного с использованием ленты титан—кремний, в образце 1, полученном с использованием реакционной ленты титан—углерод, обнаружено небольшое количество карбида гафния (кубическая структура) (рис. 1).

Исследование структуры синтезированных образцов, показало, что при использовании и реакционной ленты титан—углерод, и реакционной ленты титан—кремний в результате высокотемпературной диффузии произошло прочное соединение слоев, об этом говорит волнистый характер

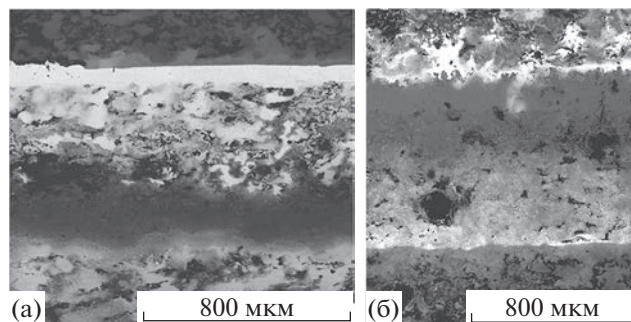


Рис. 2. РЭМ-изображения синтезированных образцов 1, полученного с использованием реакционной ленты (Ti + 0.65C) (а); и 2, полученного с использованием реакционной ленты (5Ti + 3Si) (б).

межслоевых границ, отсутствие пор и трещин (рис. 2). Формирование этих слоев обеспечивается образованием жидкой фазы и диффузионными процессами [17, 18, 23, 25].

Дальнейшее исследование границ слоев показало, что на границе титан—тантал соединение между металлами происходит за счет образования твердого раствора, ширина переходного слоя составляет меньше 10 мкм (рис. 3, область 1). В процессе синтеза не происходит плавления танталовой фольги, соединение с соседними слоями обеспечивается за счет формирования жидкой фазы (расплава титана) (рис. 3, область 2). Можно предположить, что частицы тантала и гафния диффундируют в расплав титана и, таким образом, плавление титана приводит к формированию твердого раствора Ti—Ta на поверхности танталовой фольги и твердого раствора Ti—Hf в промежуточных слоях (рис. 3, области 1 и 3) [25]. Размер промежуточных слоев не превышает 10 мкм, более светлые вкрапления соответствуют твердым растворам тантал—гафний (рис. 3, область 3).

В результате горения реакционных лент сформировался слой металлокерамики, состоящий из зерен TiB и TiB₂, равномерно распределенных в матрицах Ti—Ni и Ti—Ni—Hf (рис. 3–4). Как и ожидалось, никелевая фольга полностью расплавилась. Форма зерен TiB и TiB₂ и их размер 0.5–1.0 мкм, подтверждают полноту протекания реакции [20]. Формирование такого слоя должно повысить прочностные характеристики всего композиционного материала [26].

Плавление гафниевой фольги (температура плавления 2246°C) обеспечило формирование металлокерамического слоя, образованного матрицей твердого раствора титан—никель—гафний с равномерно распределенными в ней зернами Ti—Hf, TiB и TiB₂ (рис. 3–5). Цвет зерен говорит о со-

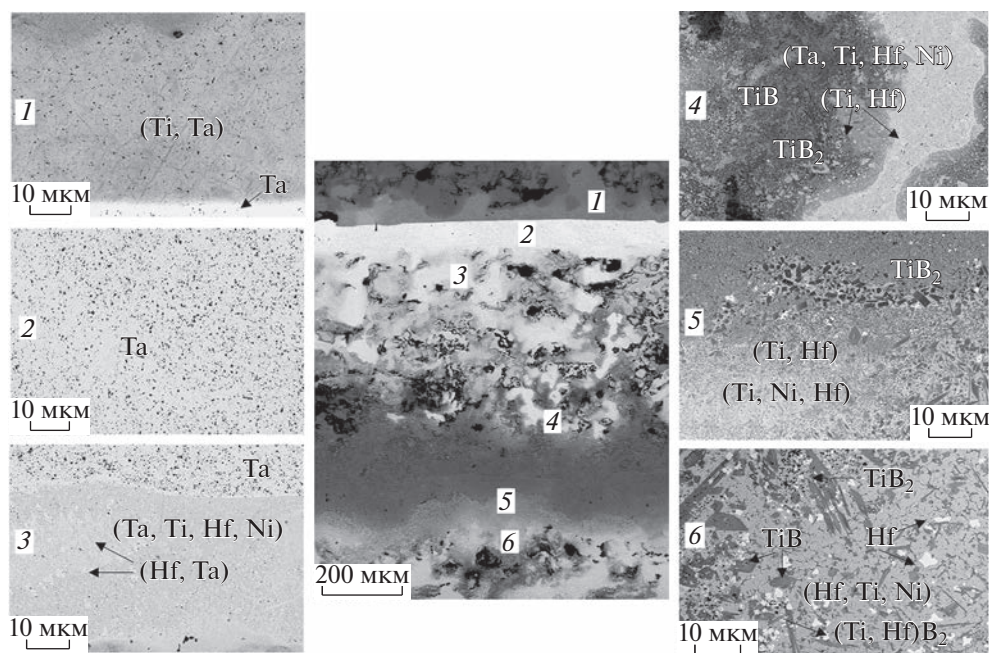


Рис. 3. РЭМ-изображения промежуточных слоев образца 1, полученного с использованием реакционной ленты титан–углерод, в областях 1–6.

держании в нем гафния, более темные зерна характеризуются меньшим содержанием гафния, более светлые – большим, до 94 ат. %. Формирование зерен Ti–Hf, TiB и TiB₂ улучшает прочность композита с металлической матрицей, так как зерна боридов титана характеризуются высокой твердостью, а зерна Ti–Hf пластичностью [26, 27].

Полное плавление фольг титана, гафния и никеля (слои L12–L15, табл. 2) и горение лент Ti + 2B (слои L16–L17, табл. 2) формируют слой металло-

керамики – в металлической матрице титан–гафний–никель распределены зерна TiB и TiB₂, гафния и зерна (Ti, Hf)B₂ (рис. 3, область 6). Зерна (Ti, Hf)B₂ имеют характерную игольчатую форму. Бориды титана и гафния имеют близкие параметры кристаллической решетки (*P6/mmm*), что позволяет им формировать твердый раствор (Ti, Hf)B₂ [22, 28]. Образование тонких (менее 10 мкм) промежуточных слоев на основе твердых растворов и отсутствие в них интерметаллидных фаз позволяет сделать вывод о хорошем соединении металлических фольг и металлокерамики [4].

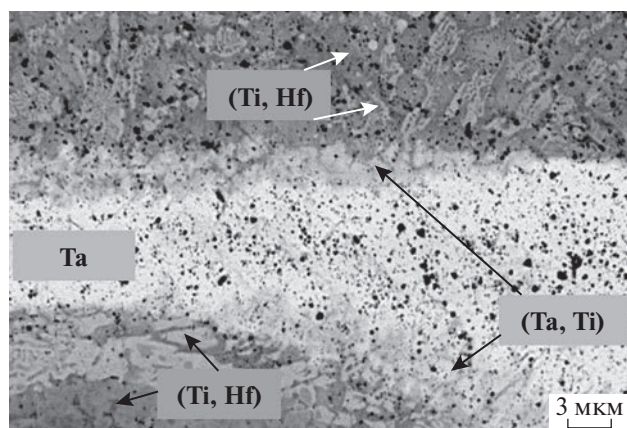


Рис. 4. РЭМ-изображения зоны (L3–L6, табл. 2) образца 2, полученного с использованием реакционной ленты титан–кремний.

В отличие от образца 1, в образце 2 формируется большее количество жидкой фазы, за счет плавления титана, никеля и кремния. Это способствует росту скорости реакционной диффузии тугоплавких компонентов тантала и гафния в расплаве (рис. 2б) [28]. Кроме этого, горение ленты титан–кремний происходит с меньшей скоростью, что увеличивает время существования жидкой фазы. Это, в свою очередь, приводит к формированию на поверхности танталовой фольги промежуточных слоев из твердых растворов (Ti, Ta) и (Ti, Hf) (рис. 4).

Расплавленный кремний участвует в формировании зерен Ti₅Si₃, равномерно распределенных в матрице (Ti–Ni–Ta) (рис. 5). Металлокерамический слой с зернами Ti₅Si₃ без четко выраженных границ переходит в слой металлокерамики, со-

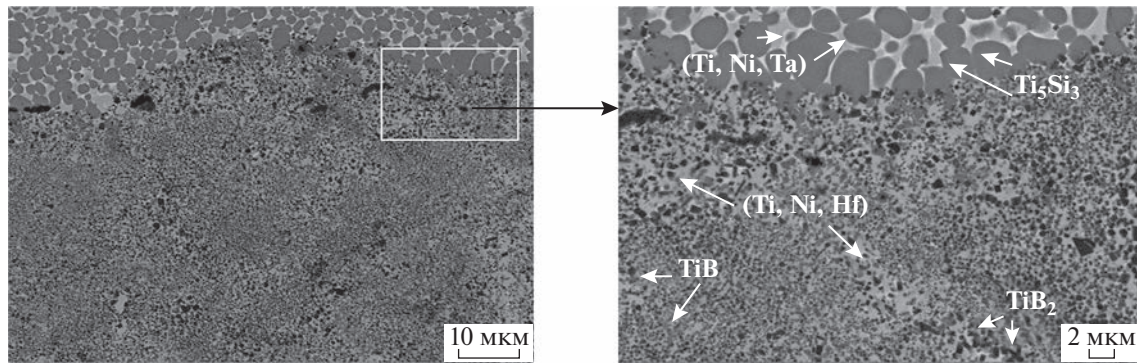


Рис. 5. РЭМ-изображения зоны (L9–L14, табл. 2) образца 2, полученного с использованием реакционной ленты титан–кремний.

Таблица 3. Прочностные характеристики синтезированных образцов

Образец	Прочность на изгиб, МПа, 25°С	Прочность на изгиб, МПа, 1100°С
1	275	72
2	135	60.6

стоящий из твердых растворов (Ti, Hf, Ni) с равномерно распределенными в нем зернами моноборида титана и диборида титана (рис. 5). Эта морфология соответствует композитам с металлической матрицей [26].

Формирование промежуточных слоев в виде металлокерамики и эвтектических растворов обеспечивает синтезированным многослойным материалам хорошие прочностные свойства (табл. 3). Использование реакционной ленты на основе Ti–Si (образец 2) приводит к понижению прочностных характеристик материала при комнатной температуре, однако образцы сохраняют прочность при высоких температурах (табл. 3). Это может быть объяснено формированием низших силицидов Ti_5Si_3 , которые значительно улучшают свойства материалов при высоких температурах [29]. Значения прочностных характеристик полученных образцов выше, чем прочностные свойства слоевых материалов металл–керамика, полученных в работе [30].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В процессе горения практически все пары (ленты Ti + 1.7B, Ti + 0.65C, 5Ti + 3Si и фольги Ti, Hf, Nb, Ta, Ni) образуют прочные соединения, что позволяет конструировать на их основе материалы с заданной структурой, пористостью и прочностными характеристиками. Использо-

вание реакционной ленты на основе титан–углерод позволяет получать многослойные композиционные материалы с хорошими прочностными характеристиками: такие материалы выдерживают нагрузки до 275 МПа при 25°С и до 72 МПа при 1100°С. Замена реакционной ленты титан–углерод на реакционную ленту Ti–Si снижает прочностные характеристики композита в два раза при комнатной температуре, но позволяет достигать близких значений при 1100°С.

Анализ структуры синтезированных образцов показал, что соединение в режиме горения между металлическими фольгами и реакционными лентами, прокатанными из порошковых смесей, обеспечивается за счет реакционной диффузии, взаимной пропитки и химических реакций, протекающих в реакционных лентах и на поверхности металлических фольг.

Полученные результаты имеют фундаментальное значение, связанное с формированием представлений об образовании соединений фольг тугоплавких металлов (Ta, Hf, Ti) с керамикой в режиме горения, и могут быть положены в основу разработки новых высокотемпературных материалов и покрытий для экстремальных условий эксплуатации.

БЛАГОДАРНОСТИ

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00594_а.

Конфликт интересов: Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Xu Y., Zhu J., Wu Z., Cao Y., Zhao Y., Zhang W. // Adv. Compos. Hybrid Mater. 2018. V. 1. P. 460. <https://doi.org/10.1007/s42114-018-0032-7>
2. Jadoon A.K. // J. Mater. Sci. 2004. V. 39. P. 593. <https://doi.org/10.1023/B:JMSC.0000011516.43086.20>
3. Le V.T., Ha N.S., Goo N.S. // Composites. Part B. 2021. V. 226. P. 109301. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2021.109301>
4. Wunderlich W. // Metals. 2014. V. 4. P. 410. <https://www.doi.org/10.3390/met4030410>
5. Wang A., Gallino I., Riegler S.S., Lin Y.-T., Isaac N.A., Camposano Y.H.S., Matthes S., Flock D., Jacobs H.O., Yen H.-W., Schaaf P. // Mater. Design. 2021. V. 206. P. 109790. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109790>
6. Levashov E.A., Mukasyan A.S., Rogachev A.S., Shtansky D.V. // Int. Mater. Rev. 2017. V. 62. P. 203. <https://doi.org/10.1080/09506608.2016.1243291>
7. Rogachev A.S., Vadchenko S.G., Nepapushev A.A., Rogachev S.A., Scheck Yu.B., Mukasyan A.S. // Adv. Eng. Mater. 2018. V. 20. P. 1701044. <https://doi.org/10.1002/adem.201701044>
8. Buinevich V.S., Nepapushev A.A., Moskovskikh D.O., Kuskov K.V., Yudin S.N., Mukasyan A.S. // Ceram. Int. 2021. V. 47. P. 30043. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.07.180>
9. Kurbatkina V.V., Patsera E.I., Levashov E.A. // Ceram. Int. 2019. V. 45. P. 4067. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.10.113>
10. Chen G., Yin J., Zhao S., Tang H., Qu X. // Int. J. Refr. Met. Hard Mater. 2019. V. 81. P. 71. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2019.02.020>
11. Bataev V.A., Golkovski M.G., Samoylenko V.V., Ruktuev A.A., Polyakov I.A., Kuksanov N.K. // Appl. Surf. Sci. 2018. V. 437. P. 181. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2017.12.114>
12. Wei D.B., Chen X.H., Zhang P.Z., Ding F., Li F.K., Yao Z.J. // Appl. Surf. Sci. 2018. V. 441. P. 448. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2018.02.058>
13. Zhang J., Wang S., Li W., Yu Yi., Jiang Ji. // Corrosion Sci. 2020. V. 164. P. 108348. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.108348>
14. Li H., Yu Y., Fang B., Xiao P., Wang S. // J. Europ. Ceram. Soc. 2022. V. 42. P. 4651. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2022.04.034>
15. Peng X., Wang S., Li W., Yu Yi., Li H. // J. Am. Ceram. Soc. 2022. V. 105. № 6. P. 4291. <https://doi.org/10.1111/jace.18337>
16. Bai X., Li Y., Fang X., Zheng Q., Song Y., Chong X., Feng J., Liu Q., Gao Y. // J. Alloys Compd. 2022. V. 818. P. 152829. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.165244>
17. Kamynina O.K., Vadchenko S.G., Shchukin A.S., Kovaliev I.D. // Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth. 2016. V. 25. P. 238. <https://doi.org/10.3103/S106138621604004X>
18. Kamynina O.K., Vadchenko S.G., Shchukin A.S. // Russ. J. Non-Ferrous Metals. 2019. V. 60. P. 422. <https://doi.org/10.3103/S1067821219040035>
19. Vadchenko S.G. // Combust. Explos. Shock Waves. 2019. V. 55. P. 177. <https://doi.org/10.1134/S0010508219020060>
20. Huang L., Wang H.Y., Li Q., Yin S.Q., Jiang Q.C. // J. Alloys Compd. 2008. V. 457. № 286–291. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2007.03.054>
21. Valenza F., Sobczak N., Sobczak J., Nowak R., Muolo M.L., Passerone A., Sitzia S., Cacciamani G. // J. Europ. Ceram. Soc. 2020. V. 40. № 2. P. 521. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2019.10.007>
22. Passerone A., Muolo M.L., Valenza F., Monteverde F., Sobczak N. // Acta Materialia. 2009. V. 57. № 2. P. 356. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2008.09.016>
23. Kamynina O.K., Vadchenko S.G., Shkodich N.F., Kovaliev I.D. // Metals. 2022. V. 12. № 1. P. 38. <https://doi.org/10.3390/met12010038>
24. Vadchenko S.G., Suvorov D.S., Kamynina O.K., Mukhina N.I. // Combustion Explosion Shock Waves. 2021. V. 57. № 6. P. 672. <https://doi.org/10.1134/S0010508221060058>
25. Liu R., Hou X.S., Yang S.Y., Chen C., Mao Y.R., Wang S., Zhong Z.H., Zhang Z., Lu P., Wu Y.C. // Mater. Characterization. 2021. V. 172. P. 110875. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.110875>
26. Tang B., Tan Y., Xu T., Sun Z., Li X. // Coatings. 2020. V. 10. № 9. P. 813. <https://doi.org/10.3390/coatings10090813>
27. Zhou Y.L., Niinomi M., Akahori T. // Mater. Transactions. 2004. V. 45. № 5. P. 1594. <https://doi.org/10.2320/matertrans.45.1549>
28. Kurbatkina V.V., Patsera E.I., Smirnov D.V., Levashov E.A. // Rus. J. Non-Ferrous Metals. 2020. V. 61. № 6. P. 691. <https://doi.org/10.3103/S1067821220060140>
29. Li Sh., Xiao L., Liu S., Zhang Ya., Xu J., Zhou X., Zhao G., Cai Zh., Zhao X. // J. Europ. Ceram. Soc. 2022. V. 42. № 12. P. 4866. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2022.05.009>
30. Cai X., Wang D., Wang Y., Yang Z. // J. Manufact. Process. 2021. V. 64. P. 1349. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.02.057>

Layered Composite Materials Based on Ti/Ta/Hf/Ceramic to Solve Tasks under Extreme Conditions

O. K. Kamynina^{1, *}, S. G. Vadchenko², I. D. Kovalev², D. V. Prokhorov¹

¹*Osipyan Institute of Solid State Physics Russian Academy of Sciences,
Chernogolovka, Moscow Region, 142432 Russia*

²*Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science Russian Academy of Sciences,
Chernogolovka, Moscow Region, 142432 Russia*

**e-mail: kamynolya@gmail.com*

Layered composite materials Ti/Ta/Hf/ ceramic were produced via self-propagating high-temperature synthesis (SHS) of pre-structured samples using metal foils (Ti, Hf, Ta, Ni) and reaction tapes (Ti + 0.65C), (Ti + 1.7B) and (5Ti + 3Si). Reaction tapes were prepared by cold rolling from powder mixtures. The microstructure, elemental and phase compositions of the synthesized multilayer composite materials were characterized by Scanning Electron Microscopy (SEM) and X-ray analysis. Their flexural strength was determined according to the scheme of three-point loading at temperatures of 25 and 1100°C. The microstructure analysis of produced materials showed that the joining in the combustion mode of metal foils and reaction tapes is provided due to reaction diffusion, mutual impregnation and chemical reactions occurring in reaction tapes and on the surface of metal foils. The formation of thin intermediate layers in the form of cermets and eutectic solutions provides the synthesized multilayer materials with good strength properties (up to 275 MPa at 25°C, up to 72 MPa at 1100°C). These results are of interest for the development of construction materials operating under extreme conditions.

Keywords: layered composite materials, metal foils, ceramic, reaction tapes, combustion, hafnium, titanium, tantalum, microstructure, phase composition, diffusion.