

УДК 538.9

СЛОИСТЫЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ НИОБИЙ–МЕТАЛЛОКЕРАМИКА

© 2024 г. О. К. Камынина^{а, *}, С. Г. Вадченко^б, И. Д. Ковалев^б, Д. В. Прохоров^а,
Д. Е. Андреев^б, А. Н. Некрасов^с

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

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

^сИнститут экспериментальной минералогии им. акад. Д.С. Коржинского РАН,
Черноголовка, 142432 Россия

*e-mail: kamynolya@gmail.com

Поступила в редакцию 26.08.2023 г.

После доработки 20.10.2023 г.

Принята к публикации 20.10.2023 г.

Слоистые композиционные материалы на основе ниобия и металлокерамики получены методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза из предварительно структурированных образцов с использованием металлических фольг (Ti, Nb, Ta, Ni) и реакционных лент (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 было уделено формированию промежуточных слоев и модификации поверхности, происходящих в процессе горения. Прочностные характеристики синтезированных материалов определяли по схеме трехточечного нагружения при температуре 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 до 87 МПа при 1100°C. Данные результаты представляют интерес для разработки конструкционных материалов, работающих в экстремальных условиях.

Ключевые слова: слоистые композиционные материалы, металлические фольги, металлокерамика, реакционные ленты, горение, ниобий, титан, тантал, микроструктура, фазовый состав, диффузия.

DOI: 10.31857/S1028096024040113, EDN: GILHPM

ВВЕДЕНИЕ

В связи с быстрым развитием техники требования к высокотемпературным материалам становятся все более жесткими [1, 2]. Для широко используемых в настоящее время сплавов на никелевой основе рабочая температура (1150°C) достигла 85% их температуры плавления [3], поэтому встал вопрос о высокотемпературных материалах нового поколения, способных работать при температурах выше 1200°C. Ниобий и материалы на его основе обладают привлекательными

свойствами, такими как высокая температура плавления, прочность при высоких температурах и относительно низкая плотность по сравнению с другими тугоплавкими материалами [1, 2, 4–7].

В настоящей работе исследованы процессы, определяющие формирование слоистых композиционных материалов на основе ниобия в режиме горения (самораспространяющегося высокотемпературного синтеза). Предварительное структурирование слоистых материалов, изменение химического состава, толщины и очередности слоев в образце или покрытии по-

звояет получать градиентно-слоистую структуру с заданными свойствами в соответствии с требованиями промышленной эксплуатации и часто обеспечивает сложный набор требуемых свойств. Например, уменьшение массы конструкции при сохранении или улучшении термомеханических, механических и коррозионных свойств, таких как прочность, сопротивление усталости, ползучести, окислению [8].

В настоящей работе образцы предварительно структурировали из фольг тугоплавких металлов (Nb, Ti, Ta), выбор титана был обоснован его уникальными свойствами, такими как легкость, пластичность, относительно высокая температура плавления и способностью образовывать с ниобием соединения и твердые растворы [9, 10]. При выборе тантала в качестве упрочняющего элемента также учитывали его свойства (высокая температура плавления, коррозионная стойкость, способность работать в агрессивных средах), но основным аргументом в пользу этого выбора были близкие с ниобием физико-химические характеристики [11, 12]. Однако высокая стоимость, редкость и относительно большой вес ниобия и тантала несколько ограничивают их практическое применение. Для решения этой задачи в настоящей работе предложено чередовать слои фольг тугоплавких металлов (Nb, Ti, Ta) со слоями металлокерамики, сформированной в результате горения реакционных лент титан–кремний и титан–бор, прокатанных из порошковых смесей. Мы предполагаем, что слои керамики значительно облегчат вес слоистых материалов на основе тантала и ниобия, сохраняют высокотемпературные прочностные характеристики композиционных материалов и повысят коррозионную стойкость тантала и ниобия при высоких температурах [11–13].

Выбор реакционных лент для формирования слоистого композиционного материала осно-

ван на результатах предыдущих исследований с учетом температур плавления металлических фольг, температур горения реакционных лент и коэффициентов термического расширения (табл. 1) [12–16]. Никель, характеризующийся наиболее низкой температурой плавления в данном образце, использовали как связующий элемент для формирования слоя металлокерамики [17, 18]. При выборе ленты титан–кремний учитывали, что материалы системы Nb–Si–Ti обладают хорошими прочностными свойствами при высоких температурах и перспективны для применения в конструкционных материалах, работающих в экстремальных условиях [19]. Однако реакционные ленты в структурированных образцах использовали не только для формирования керамического слоя, но и в качестве энергетического элемента [20].

Благодаря реакциям, протекающим в реакционных лентах, реализуется самораспространяющийся высокотемпературный синтез, который энергетически и технологически выгоден для получения материалов и покрытий на основе тугоплавких металлов [21, 22].

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В работе использовали коммерческий порошок Ti (ПТС-1, средний размер частиц $d = 40$ мкм и чистотой 99%), аморфный бор (чистотой 99.4%), кремний ($d < 10$ мкм, чистотой 99.4%) и фольги металлов Ti (BT-0, толщиной 50 мкм и 180 мкм), Nb (НБ-1, толщиной 100 мкм), Ta (ТВЧ, толщиной 100 мкм) и Ni (НП2М, толщиной 100 мкм).

Реакционные ленты ($5\text{Ti} + 3\text{Si}$) и ($\text{Ti} + 1.7\text{B}$) толщиной, соответственно, 290 и 230 мкм получали методом холодной прокатки в вальцах из порошковых смесей (состав указан в молярном соотношении) [20]. Для удаления влаги и лету-

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

Состав	$T_{\text{мп}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{ад}}, ^\circ\text{C}$	$\alpha, \times 10^{-6} ^\circ\text{C}^{-1}$
Ti	1670	—	8.6
Nb	2447	—	7.0
Ta	3017	—	6.5
Ni	1453	—	13
Ti + 1.7B	—	3180	7.4
Ti + 0.65C	—	2380	9.6
5Ti + 3Si	—	2130	12.5

чих примесей ленты отжигали в вакуумной печи (10^{-2} Па), при температуре 700°C в течение 2 ч.

Исходные образцы размером $45 \times 17 \times 2.8$ мм формировали чередованием металлических фольг и керамических лент (табл. 2).

Синтез проводили в реакционной камере в среде аргона при атмосферном давлении [23]. К образцам (рис. 1), помещенным между нагревательными пластинами, прикладывали нагрузку 3.7 МПа [24]. Образцы предварительно нагревали со скоростью $60^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ до температуры $240\text{--}260^{\circ}\text{C}$, что ниже температуры самовоспламенения. При достижении заданного значения температуры нагреватели отключали. Контроль температуры осуществляли тремя термopарами WR5/WR20, прокатанными до толщины $30\text{--}40$ мкм, сигнал с которых через аналого-цифровой преобразователь L-780 (L-Card, Россия) записывали в компьютер с частотой 1 кГц. Термopары T1, T2 и T3 располагали на одной плоскости между реакционными лентами Ti + 1.7B и нагревательной пластиной внизу образца (рис. 1). Реакцию инициировали раскаленной вольфрамовой спиралью с торца образца [23].

Анализ морфологии полученных композиционных материалов и определение химического

Таблица 2. Послойный состав структурированных образцов

Номер слоя	Состав слоя	Толщина, мкм
L1	Ti + 1.7B	230
L2	Ti + 1.7B	230
L3	Ti	180
L4	Ti	50
L5	Ta	100
L6	Ni	100
L7	Nb	100
L8	Ti + 1.7B	230
L9	Ti + 1.7B	230
L10	Ni	100
L11	5Ti + 3Si	290
L12	Nb	100
L13	Ni	100
L14	Ti	50
L15	Ti	180
L16	Ti + 1.7B	230
L17	Ti + 1.7B	230

состава методом рентгеноспектрального анализа выполняли на цифровом растровом микроскопе Tescan Vega II XMU (Tescan, Брно, Чешская Республика), оснащенный энергодисперсионным спектрометром INCA Energy 450 с полупроводниковым Si(Li) детектором INCA x-sight и волнодисперсионным (волновым) спектрометром INCA Wave 700 (Oxford Instruments, Хай-Викомба, Великобритания). Исследования проводили при ускоряющем напряжении 20 кВ при токе поглощенных электронов на стандарте кобальта (Co) 210 пА, размер электронного зонда ~ 170 нм, время набора энергодисперсионного спектра ~ 70 с. Все расчеты химического состава выполняли с помощью пакета программ The Microanalysis Suite Issue 18d+SP3 (INCA Suite ver.4.15). В качестве образцов сравнения химического состава (стандартов) использовали чистые металлы (Ti, Nb и Ta) и кварц (SiO_2) – в качестве стандарта на Si. Содержание бора (B) было рассчитано.

Кроме этого на цифровом сканирующем микроскопе LEO 1450 VP (Carl Zeiss, Германия) с энергодисперсионным спектрометром INCA Energy 350 с полупроводниковым Si(Li) детектором INCA x-sight были получены карты распределения характеристического рентгеновского излучения B, Si, Ti, Nb и Ta синтезированного образца (рис. 2).

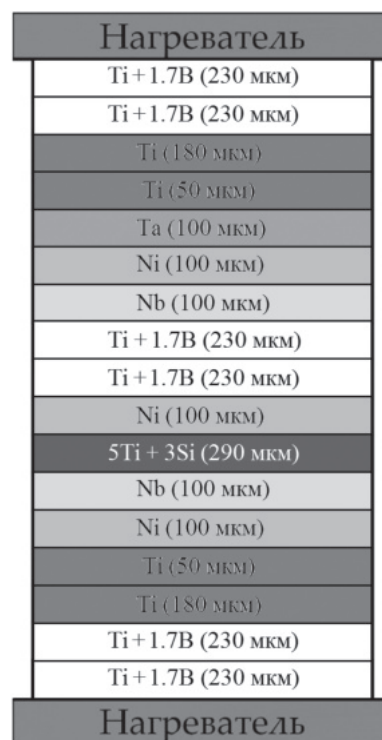


Рис. 1. Исходный образец, структурированный из фольг тугоплавких металлов и реакционных лент.

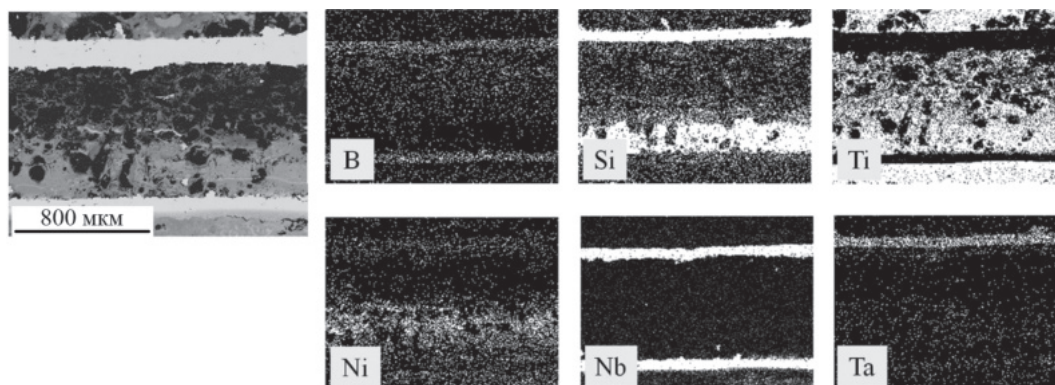


Рис. 2. Карта распределения элементов синтезированного образца.

Рентгенофазовый анализ (РФА) образцов проводили на дифрактометре “ДРОН-3М” (НПП “Буревестник”, Санкт-Петербург) с использованием монокроматического CuK_α -излучения.

Термомеханические свойства образцов определяли по схеме трехточечного нагружения на модернизированной универсальной испытательной машине Instron-1195 при температуре 1100°C в атмосфере аргона. Скорость нагружения образцов составила 0.5 мм/мин.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В результате проведенных экспериментов были получены легкие прочные образцы композиционных материалов. Основой формирования композиционного материала стали фольги ниобия, тантала, титана и хорошее соединение между ними (ниобий–тантал, ниобий–тантал–никель) и слоями металлокерамики. Исследование морфологии синтезированных образцов, показало, что в результате высокотемпературной диффузии произошло прочное соединение слоев, об этом говорит волнистый характер межслоевых границ, отсутствие пор и трещин (рис. 2). Формирование этих слоев обеспечивается образованием жидкой фазы и диффузионными процессами [23, 25].

При анализе карты распределения элементов по образцу выявлено, что во время синтеза не произошло полное плавление фольг ниобия и тантала, фольги тугоплавких металлов составили основу образца. В то же время во время синтеза полностью расплавилась никелевая фольга и произошла диффузия частиц никеля по образцу. Также можно отметить небольшую диффузию атомов ниобия и тантала; атомы тантала диффундировали на значительно большее расстояние по сравнению с атомами ниобия, различие в скорости диффузии химических двойников ниобия и тантала было отмечено и ранее [26].

Данные рентгенофазового анализа (рис. 3), снятые с боковых поверхностей образцов, хорошо согласуются с данными растровой электронной микроскопии. По результатам РФА в образце присутствуют фазы TiB (орторомбическая структура) и TiB_2 (гексагональная структура), фазы металлов титана (гексагональная структура), тантала (объемноцентрированная кубическая структура), ниобия (объемноцентрированная кубическая структура) и небольшое количество силицида титана Ti_5Si_3 (гексагональная кристаллическая структура). Наличие низшего силицида Ti_5Si_3 благоприятно сказывается на жаростойкости материала и улучшает свойства материалов при высоких температурах, так как при его образовании объемные изменения меньше, чем при образовании высших силицидов [27].

Известно, что хорошие прочностные характеристики слоистых композиционных материалов и прочность соединения между слоями обеспечивается за счет формирования тонких промежуточных слоев и отсутствия в их составе интерметаллидных фаз [14]. Поэтому особое внимание при формировании слоистого композита было уделено исследованию морфологии слоев и межслоевых соединений.

Исследование морфологии синтезированных образцов показало формирование ровных сплошных соединений между металлическими фольгами (L3–L7, табл. 2), образованных твердыми растворами β -(Ti, Ta), β -(Ni, Ta, Nb) и β -(Ti, Ni) (рис. 4). Формирование β -(Ti, Ta) в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза происходит в результате взаимной диффузии титана и тантала, но при температуре синтеза (>2500°C) коэффициент диффузии титана в пять раз выше, чем коэффициент диффузии тантала, т.е. можно предположить, что в результате синтеза на поверхности титановой фольги происходит

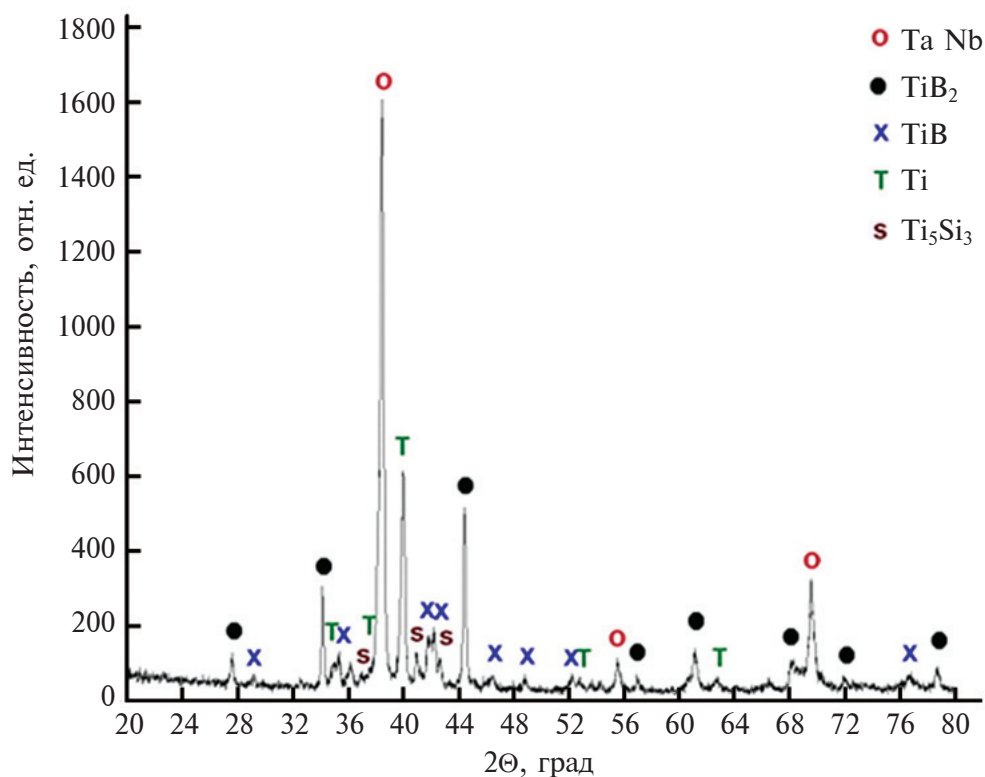


Рис. 3. Дифрактограмма синтезированного образца.

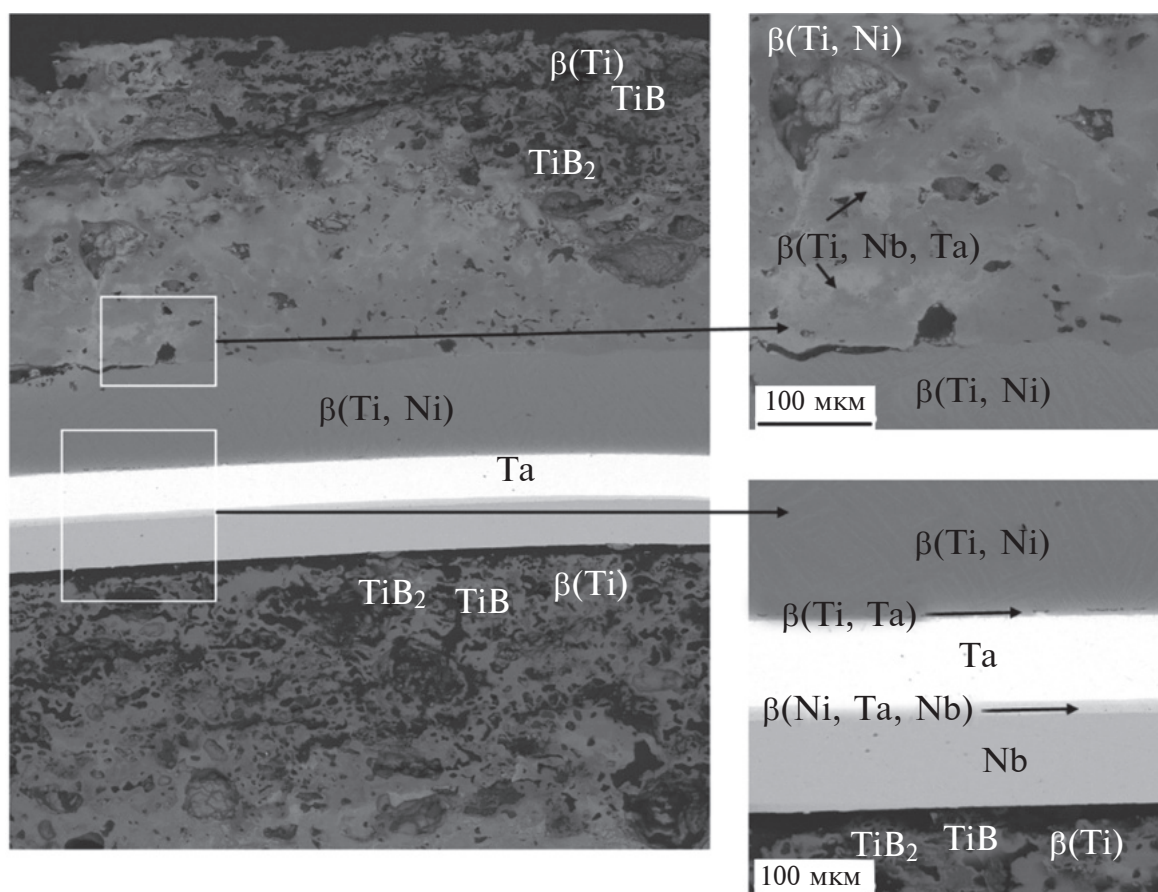


Рис. 4. Морфология области образца, соответствующей слоям L1–L9 (табл. 2).

частичное плавление, которое способствует диффузии атомов титана на поверхность танталовой фольги [13, 28, 29]. При образовании твердого раствора β -(Ni, Ta, Nb), соединяющего фольги тантала и ниобия (L5–L7, табл. 2), основную роль сыграло полное плавление никелевой фольги, которое способствовало взаимной диффузии тантала, ниобия и никеля. В соответствии с диаграммой состояния ниобий и тантал образуют твердый раствор, а высокие температуры синтеза увеличивают диффузию атомов [30]. Кроме того, Ta, Nb и Ni обладают пластичностью, и образованный твердый раствор позволит уменьшить напряжение на границе раздела и внутреннее напряжение в соединении, тем самым улучшая прочностные характеристики материала [31]. Твердый раствор β -(Ti, Ni), образован в результате диффузии никеля в титан (L3–L4, табл. 2). Можно предположить, что в результате синтеза произошло плавление титановых фольг, что подтверждается волнистой формой промежуточного слоя. В верхней части образца (L1–L2, табл. 2), в результате горения реакционных лент (Ti + 1.7B) сформировался слой металлокерамики: зерна TiB и TiB_2 равномерно распределены в расплаве титана. Структура этого

слоя идентична слоям образца, в состав которых входили ленты (Ti + 1.7B) (L1–L2, L8–L9, L16–L17, табл. 2), т.е. независимо от расположения реакционных лент в результате синтеза формировалась металлокерамика на основе зерен TiB и TiB_2 , равномерно распределенных в титановой связке (рис. 4, рис. 5) [32]. Эти данные хорошо согласуются с данными рентгенофазового анализа (рис. 3). При более детальном изучении морфологии нижних слоев образца было обнаружено, что в отличие от слоев L1–L2, L8–L9, где присутствие никеля в β -Ti незначительно, в слоях L16–L17 зерна TiB и TiB_2 распределены в твердом растворе β -(Ti, Ni). Наличие никеля объясняется полным плавлением никелевых фольг и активной диффузией атомов никеля, что подтверждается картой распределения элементов (рис. 2).

Соединение титановой и ниобиевой фольг (L12–L15, табл. 2) произошло в результате формирования промежуточного слоя, образованного твердым раствором β -(Ti, Nb) (рис. 5) [10]. На границе ниобиевой фольги и слоя металлокерамики (L11–L12, табл. 2), образованной в результате горения реакционной ленты ($5Ti + 3Si$) сфор-

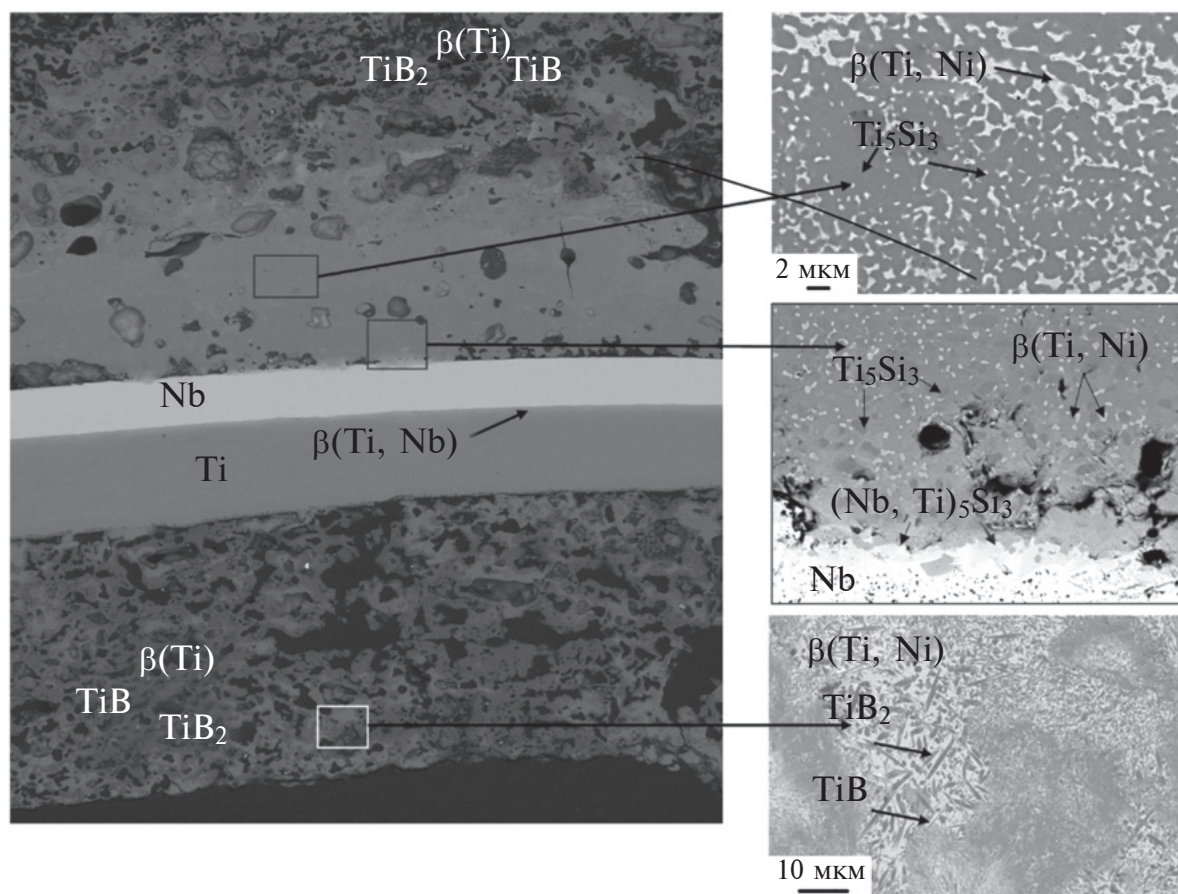


Рис. 5. Морфология области образца, соответствующей слоям L9–L17 (табл. 2).

мировался промежуточный слой β -(Nb, Ti) $_5$ Si $_3$, который обладает большей пластичностью и более низким коэффициентом термического расширения по сравнению с фазой Nb $_5$ Si $_3$ [33] (рис. 5). Плавление никелевой фольги способствовало прямому образованию Ti $_5$ Si $_3$ и однородности слоя, кроме этого, связующий эффект Ni для Ti $_5$ Si $_3$ способствовал улучшению вязкости всего материала и повышению плотности [34].

При оценке прочностных свойств полученного слоистого композита в процессе испытаний на трехточечный изгиб вели запись вели запись нагрузки – прогиба образца (рис. 6). На кривой видно, что до 73 ± 10 МПа происходит упругая деформация, предел прочности достигается при 87 ± 10 МПа, далее имеет место вязкий характер разрушения образца. Однако не происходит полного разрушения образца: фольги металлов (Ta, Nb) обладают высокой пластичностью, а промежуточные слои, сформированные твердыми растворами, снижают концентрацию термических напряжений. Трещина распространяется по керамике, вдоль направления нагрузки. Следует отметить, что рассеяние энергии происходит в основном образованием магистральных трещин в слоях керамики, которые эффективно затормаживаются в вязких слоях твердого раствора и фольг чистого металла (рис. 6). Практически полное отсутствие трещин вдоль слоев указывает на высокую адгезию образовавшихся соединений с соседними слоями. Значения прочностных характеристик полученных образцов выше, чем прочностные свойства слоистых композиционных материалов, полученных в работе [13].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В процессе горения реакционных лент (Ti + 1.7V, 5Ti + 3Si), образуются прочные соединения между сформировавшимися слоями металлокерамики и металлическими фольгами (Ti, Nb, Ta, Ni), что позволяет конструировать на их основе материалы с заданной структурой, пористостью и прочностными характеристиками. Использование реакционной ленты на основе титан–кремний позволяет получать многослойные композиционные материалы на основе ниобия и тантала с хорошими термомеханическими характеристиками, прочность на трехточечный изгиб которых достигает 87 МПа при 1100°C.

Анализ морфологии синтезированных образцов показал, что соединение в режиме горения между металлическими фольгами и керамическими слоями, прокатанными из порошковых смесей, обеспечивается за счет реакционной диффузии, взаимной пропитки и химических реакций, протекающих в реакционных лентах и на поверхности металлических фольг. Формирование тонких межслоевых соединений на основе твердых растворов обеспечивает прочное соединение между слоями образца, повышает вязкость материала, снижает уровень внутреннего напряжения и уменьшает разницу коэффициентов термического расширения, тем самым повышая высокотемпературные характеристики слоистого композита.

Прочностные характеристики слоистых композиционных материалов на основе ниобия могут быть увеличены за счет оптимизации соотноше-

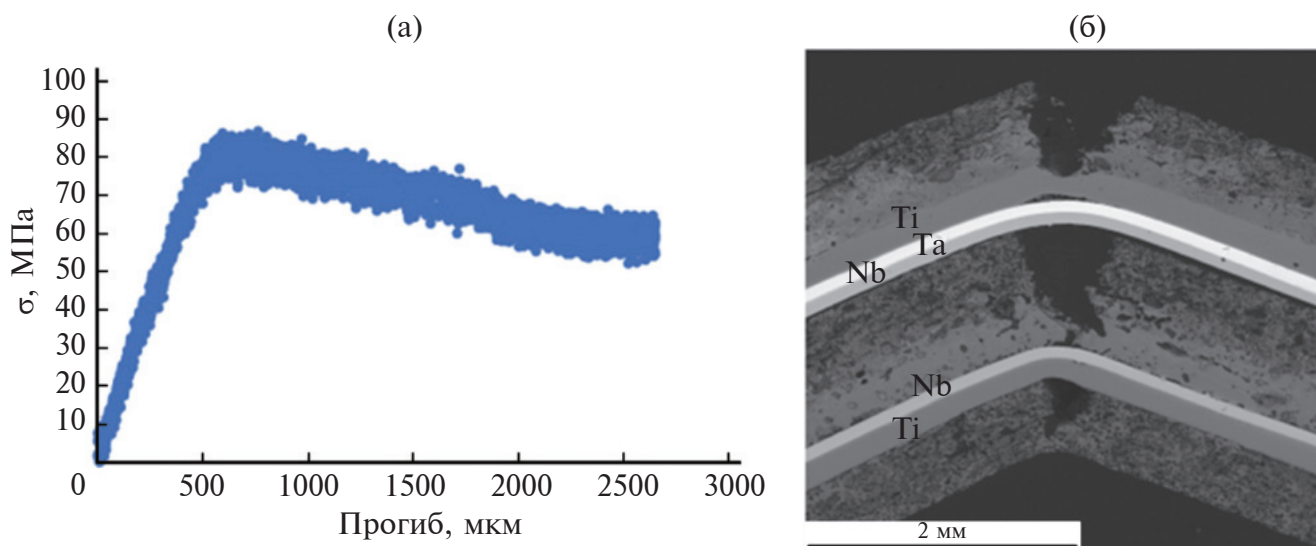


Рис. 6. Диаграмма разрушения при 1100°C (а) и морфология образца после испытаний на трехточечный изгиб (б).

ния толщин слоев тугоплавких металлов и металлокерамики, сформировавшейся в результате горения реакционных лент.

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

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Zhao J.C., Westbrook J.H. // MRS Bull. 2003. V. 28. P. 622.
<https://doi.org/10.1557/mrs2003.189>
2. Kong B., Jia L., Zhang H., Sha J., Shi S., Guan K. // Int. J. Refractory Metals Hard Mater. 2016. V. 58. P. 84.
<https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2016.04.004>
3. Pierre C., Tasadduq Kh. // Aerospace Sci. Technol. 1999. V. 3. № 8. P. 513.
[https://doi.org/10.1016/S1270-9638\(99\)00108-X](https://doi.org/10.1016/S1270-9638(99)00108-X)
4. Kiiko V.M., Korzhov V.P., Kurlov V.N., Khvostunkov K.A. // J. Surf. Invest.: X-ray, Synchrotron Neutron Tech. 2020. V. 14. № 6. P. 1126.
<https://www.doi.org/10.1134/S1027451020060075>
5. Tsakiroopoulos P. // Prog. Mater. Sci. 2022. V. 123. P. 100714.
<https://www.doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100714>
6. Deardo A.J. // Int. Mater. Rev. 2003. V. 48. № 6. P. 371.
<https://doi.org/10.1179/095066003225008833>
7. Zheng X., Bai R., Cai X., Bai R., Xia M., Wang F., Liu H., Wang H. // Mater. China. 2014. V. 33. № 9. P. 586.
<https://www.doi.org/10.7502/j.issn.1674-3962.2014.09.07>
8. Le V.T., Ha N.S., Goo N.S. // Composites B. 2021. V. 226. P. 109301.
<https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2021.109301>
9. Saurabh A., Meghana Ch.M., Singh P.K., Verma P.Ch. // Materials Today: Proc. 2022. V. 56. P. 412.
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.01.268>
10. Wang J.C., Liu Y.J., Qin P., Liang S.X., Sercombe T.B., Zhang L.C. // Mater. Sci. Engineering A. 2019. V. 760. P. 214.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.06.001>
11. Gramberg U., Renner M., Diekmann H. // Mater. Corrosion. 1995. V. 46. № 12. P. 689.
<https://doi.org/10.1002/maco.19950461206>
12. Li Sh., Xiao L., Liu S., Zhang Y., Xu J., Zhou X., Zhao G., Cai Zh., Zhao X. // J. Europ. Ceram. Soc. 2022. V. 42. P. 4866.
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2022.05.009>
13. Cai X., Wang D., Wang Y., Yang Zh. // J. Manufacturing Processes. 2021. V. 64. P. 1349.
<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.02.057>
14. Wunderlich W. // Metals. 2014. V. 4. P. 410.
<https://www.doi.org/10.3390/met4030410>
15. Kamynina O.K., Vadchenko S.G., Shchukin A.S., Kovalev I.D. // Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth. 2016. V. 25. P. 238.
<https://doi.org/10.3103/S106138621604004X>
16. Kamynina O.K., Vadchenko S.G., Shchukin A.S. // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2019. V. 60. P. 422.
<https://doi.org/10.3103/S1067821219040035>
17. Ye Y., Mu D. // J. Europ. Ceram. Soc. 2014. V. 34. № 10. P. 2177.
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2014.02.018>
18. Pei X.-J., Huang J.-H., Zhang J.-G., Wei Sh., Lin G.-B., Liu H.-Y. // Mater. Lett. 2006. V. 60. P. 2240.
<https://www.doi.org/10.1016/j.matlet.2005.12.138>
19. Reyes D., Malard V., Drawin S., Couret A., Moncho-ux J.-P. // Intermetallics. 2022. V. 144. P. 107509.
<https://www.doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107509>
20. Vadchenko S.G. // Combust. Explos. Shock Waves. 2019. V. 55. P. 177.
<https://doi.org/10.1134/S0010508219020060>
21. Marchenko E., Yasenchuk Yu., Baigonakova G., Gunther S., Yuzhakov M., Zenkin S., Potekaev A., Dubovikov K. // Surf. Coat. Technol. 2020. V. 388. P. 125543.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.125543>
22. Vorotilo S., Potanin A.Y., Iatsyuk I.V., Levashov E.A. // Adv. Eng. Mater. 2018. V. 20. P. 1800200.
<https://doi.org/10.1002/adem.201800200>
23. Kamynina O.K., Vadchenko S.G., Shkodich N.F., Kovalev 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. // Combust. Explos. 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. // Materials Characterization. 2021. V. 172. P. 110875.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.110875>
26. Dohmen R., Marschall H.R., Ludwig Th., Polednia J. // Phys. Chem. Minerals. 2019. V. 46. P. 311.
<https://doi.org/10.1007/s00269-018-1005-7>
27. 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>
28. Ansel D., Thibon I., Boliveau M., Debuigne J. // Acta Materialia. 1998. V. 46. № 2. P. 423.
[https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(97\)00272-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(97)00272-3)
29. Liu Y., Li K., Wu H., Song M., Wang W., Li N., Tang H. // J. Mechanical Behavior Biomed. Mater. 2015. V. 51. P. 302.
<https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2015.07.004>
30. Krishan R., Garg S.P., Krishnamurthy N., Paul E. // Phase Diagrams of Binary Tantalum Alloys. Indian Institute of Metals, Calcutta, India, 1996. P. 118.
31. Zhang Y., Zhou J.P., Sun D.Q., Li H.M. // J. Mater. Res. Technol. 2020. V. 9. № 2. P. 1780.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.12.009>
32. Tang B., Tan Y., Xu T., Sun Z., Li X. // Coatings. 2020. V. 10. № 9. P. 813.
<https://doi.org/10.3390/coatings10090813>
33. Ioannis P., Claire U., Panos O.T. // Sci Technol Adv Mater. 2017. V. 18. № 1. P. 467.
<https://www.doi.org/10.1080/14686996.2017.1341802>
34. Yang Y., Mu D. // J. Europ. Ceram. Soc. 2014. V. 34. № 10. P. 2177.
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2014.02.018>

Layered Composite Material of Niobium–Ceramic

O. K. Kamynina^{1, *}, S. G. Vadchenko², I. D. Kovalev², D. V. Prokhorov¹,
D. E. Andreev², A. N. Nekrasov³

¹*Osipyan Institute of Solid State Physics RAS (ISSP RAS), Chernogolovka, 142432 Russia*

²*Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS (ISMAN), Chernogolovka, 142432 Russia*

³*Institute of Experimental Mineralogy RAS, Chernogolovka, 142432 Russia*

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

Layered composite materials based on niobium and cermet were produced via self-propagating high-temperature synthesis of pre-structured samples using metal foils (Ti, Nb, Ta, Ni) and reaction tapes (Ti + 1.7B) and (5Ti + 3Si). Reaction tapes for synthesis were produced by rolling process of powder mixtures. The microstructure, elemental and phase compositions of the synthesized multilayer composite materials were studied by scanning electron microscopy and X-ray phase analysis. Particular attention was paid to the formation of intermediate layers and surface modification occurring during combustion. The strength characteristics of synthesized materials were determined according to the three-point loading scheme at temperatures of 1100°C. The analysis of obtained materials showed that joining in the combustion mode of metal foils and reaction tapes is provided due to reaction diffusion, mutual impregnation and chemical reactions occurring in the reaction tapes and on the surface of metal foils. The formation of thin intermediate layers in the form of cermet and eutectic solutions provides the synthesized multilayer materials with good strength properties up to 87 MPa at 1100°C. These results are of interest for the development of structural materials operating under extreme conditions.

Keywords: layered composite material, metal foils, cermet, reaction tapes, combustion, niobium, titanium, tantalum, microstructure, phase composition, diffusion.