

УДК 536.46

# САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ Ti/Hf/Ta/Ni/КЕРАМИКА

О. К. Камынина<sup>1</sup>, С. Г. Вадченко<sup>2</sup>, И. Д. Ковалев<sup>2</sup>, Д. В. Прохоров<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики твердого тела им. Ю. А. Осипяна РАН, 142432 Черноголовка, kamynolya@gmail.com

<sup>2</sup>Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А. Г. Мержанова РАН, 142432 Черноголовка

Экспериментально исследовано формирование соединений фольг тугоплавких металлов (Ti, Hf, Ta, Ni) с керамическими слоями, образующимися в результате горения реакционных лент, прокатанных из порошковых смесей (Ti + 0.65C, Ti + 1.7B и 5Ti + 3Si). Микроструктура, элементный и фазовый составы многослойных композитов, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, изучены методами растровой электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Выявлено влияние условий синтеза (начальной температуры, приложенного давления) и исходной структуры образцов на скорость распространения фронта волны горения, микроструктуру, фазовый состав и прочностные характеристики полученных слоистых материалов. Показано, что соединения в режиме горения между металлическими фольгами и реакционными лентами, прокатанными из порошковых смесей, обеспечиваются за счет реакционной диффузии, взаимной пропитки и химических реакций, протекающих в реакционных лентах и на поверхности металлических фольг. Прочностные характеристики полученных материалов (до 275 МПа при 25 °С, до 72 МПа при 1 100 °С) определены по схеме трехточечного нагружения. Результаты представляют интерес для разработки конструкционных материалов, работающих в экстремальных условиях.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, горение, слоистые композиционные материалы, реакционные ленты, Ti, Hf, Ta, металлокерамика.

DOI 10.15372/FGV2023.9331

EDN VMGLHE

## ВВЕДЕНИЕ

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) — эффективный метод получения перспективных материалов и нанесения покрытий [1, 2]. Высокая температура реакции, относительная простота оборудования, большой спектр веществ, которые могут быть использованы в реакциях, привлекают внимание исследователей для создания новых материалов в режиме СВС [3, 4]. В последнее время появилось большое количество работ, в которых успешно применен СВС для соединения разнородных материалов, например металла и керамики, аморфных сплавов, угле-

родных материалов, риголита и интерметаллидов и т. д. [5–9]. Целью этих работ было получение новых, например, высокоэнтропийных материалов, многослойных композиционных материалов, а также разработка научных основ методов соединения разнородных материалов в условиях СВС [4, 10].

В настоящей работе экспериментально исследуется возможность получения методом СВС (в режиме горения) многослойных композиционных материалов для эксплуатации в экстремальных условиях, в том числе в условиях высоких температур и давлений, резких перепадов температуры. Новизна работы заключается в предварительном структурировании сэндвич-образцов из фольг тугоплавких металлов (гафний, тантал, титан) и реакционных лент, прокатанных из порошковых смесей (титан — бор, титан — углерод, титан — кремний). В настоящее время гафний и материалы на его основе находят широкое применение в качестве конструкционных материалов

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 20-08-00594.а).

Доложено на 5-й Международной конференции «Новые материалы и наукоемкие технологии», 2–7 октября 2022, Томск.

© Камынина О. К., Вадченко С. Г., Ковалев И. Д., Прохоров Д. В., 2024.

для авиакосмической техники, машиностроения и энергетики [11]. Введение гафния в состав композиционных материалов и покрытий значительно улучшает их прочностные свойства [12]. Тантал характеризуется уникальными свойствами: высокой температурой плавления, коррозионной стойкостью, пластичностью и износостойкостью [13, 14]. Известно, что слоистые композиты, состоящие из тантала, обладают уникальным сочетанием механических свойств, коррозионной стойкости и износостойкости [15]. Однако высокая стоимость и относительно большой вес затрудняют его использование в качестве конструкционного материала. Планируется, что слои керамики, образовавшиеся в результате горения реакционных лент, значительно снизят вес композиционных материалов на основе тантала и гафния и при этом полученные материалы по своим свойствам будут соответствовать современным конструкционным и функциональным материалам [16, 17].

Выбор слоев структурированного материала основывался на результатах предыдущих исследований с учетом температуры плавления металлических фольг ( $T_{mp}$ ), температуры горения реакционных лент ( $T_{ad}$ ) и коэффициента термического расширения ( $\alpha$ ) (табл. 1) [18, 19]. В работе [20] было показано, что ленты толщиной  $100 \div 300$  мкм, полученные прокаткой порошковой смеси титана с бором, способны гореть с большим выделением тепла и высокой скоростью. Выбор состава лент  $Ti + 1.7B$  обусловлен тем, что при таком соотношении компонентов они горят с максимальной скоростью [20] и расчет по программе Thermo [21] состава продуктов показывает, что за счет избытка титана в смеси  $Ti + 1.7B$  по сравнению со стехио-

метрическим составом  $Ti + 2B$  количество расплава в продуктах горения возрастает от 27.4 до 33.6 %. Этот фактор улучшает формирование переходных слоев при получении слоистых композиционных материалов в условиях СВС [18, 19]. Для оценки роли температуры и скорости горения в формировании слоистого композита в условиях СВС в образцах варьировались исходные составы. Одни образцы были получены с использованием реакционной ленты  $Ti + 0.65C$ , другие —  $5Ti + 3Si$  [18, 19].

Никель в данной работе выбран как металл, обеспечивающий наличие жидкой фазы для лучшего соединения слоев, поскольку имеет более низкую температуру плавления (с учетом формирования слоя на основе металлокерамики  $TiB_2-Ni$ ) [22–24].

## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

В работе использовали коммерческий порошок  $Ti$  (ПТС-1, средний размер частиц  $d = 40$  мкм, чистота 99 %), сажу (P804T), аморфный бор (чистота 99.4 %), кремний ( $d < 10$  мкм, чистота 99.4 %) и фольги металлов  $Ti$  (ВТ-0, толщина 180 мкм),  $Hf$  (ГФИ-1, 100 мкм),  $Ta$  (ТВЧ, толщина 100 мкм) и  $Ni$  (НП2М, толщина 100 мкм).

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

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

Синтез слоистых материалов проводился в реакционной камере в среде аргона при атмосферном давлении. К образцам, помещенным между нагревательными пластинами, прикладывалась нагрузка от 1.9 до 3.7 МПа [25]. Образцы предварительно нагревались со скоростью  $60^\circ C/мин$  до температуры  $220 \div 250^\circ C$ , не достигая при этом температуры самовоспламенения, а затем нагреватели отключали. Реакция инициировалась раскаленной вольфрамовой спиралью с торца образца (рис. 1).

Контроль температуры осуществлялся тремя вольфрам-ренийевыми термопарами

Таблица 1

Исходные материалы для формирования сэндвич-образцов и их свойства

Состав	$T_{mp}, ^\circ C$	$T_{ad}, ^\circ C$	$\alpha, 10^{-6} 1/^\circ C$
Ti	1 670	—	8.6
Hf	2 246	—	5.9
Ta	3 017	—	6.5
Ni	1 453	—	13
Ti + 1.7B	—	3 180	7.4
Ti + 0.65C	—	2 380	9.6
5Ti + 3Si	—	2 130	12.5

Таблица 2

Послойный состав структурированных образцов в виде сэндвича

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

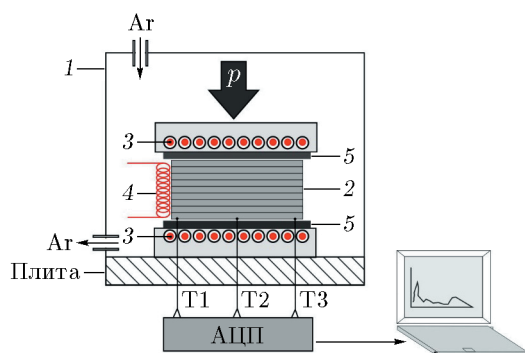


Рис. 1. Схема эксперимента:

1 — реакционная камера, 2 — образец, 3 — нагревательные пластины, 4 — спираль, 5 — пластина из графита, T1, T2, T3 — термопары

BP5/BP20, прокатанными до толщины  $30 \div 40$  мкм, сигнал с которых через аналого-цифровой преобразователь L-780 (L-Card, Россия, Москва) записывался в компьютер с частотой 1 кГц. Для оценки скорости распространения волны горения термопары T1, T2 и T3 располагались в одной плоскости

между реакционными лентами Ti + 1.7B и нагревательной пластиной. Скорость горения определяли как отношение расстояния между термопарами к промежутку времени между их показаниями. Термопары служили в основном для определения скорости горения; при используемом методе их расположения они, как правило, показывали заниженные значения температуры.

Анализ микроструктуры полученных композиционных материалов выполняли методом сканирующей электронной микроскопии (LEO 1450 VP, «Carl Zeiss», Германия) с использованием системы 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  $\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучения. Термомеханические свойства образцов определяли по схеме трехточечного нагружения на модернизированной универсальной испытательной

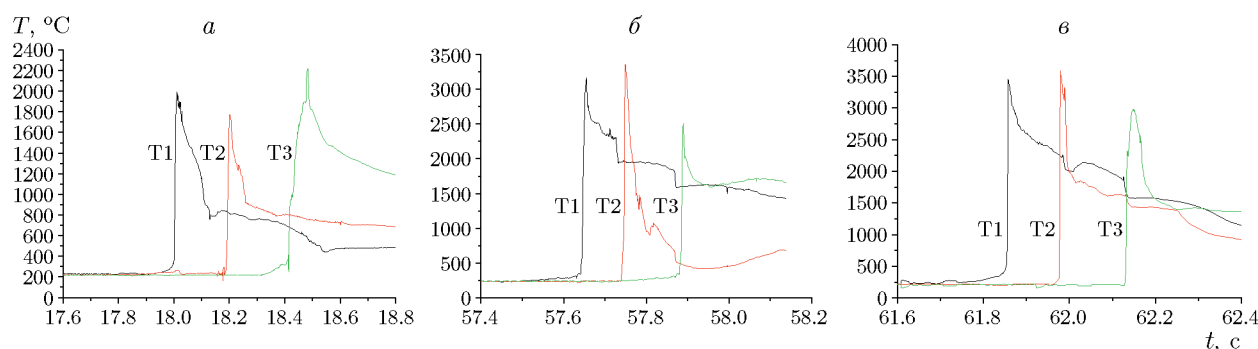


Рис. 2. Термограммы процесса горения:

*a* — состав 1,  $p = 1.9$  МПа, *б* — состав 2,  $p = 2.8$  МПа, *в* — состав 3,  $p = 3.7$  МПа

машине Instron-1195 при комнатной температуре и температуре 1100 °С в среде аргона.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

В результате проведенных экспериментов получены легкие, тонкие, толщиной около 2 мм, композиционные материалы, состоящие из слоев металлов и металлокерамики. Уменьшение толщины конечных образцов по сравнению с исходными может быть объяснено формированием жидкой фазы во время синтеза.

Анализ данных термопар показал, что скорость нагрева образца во фронте волны горения достигает 116 000 °С/с (рис. 2). Это значительно меньше результатов измерения при горении реакционной ленты Ti + 1.7В (до 550 000 °С/с) [25]. Снижение скорости нагрева может быть объяснено снижением общей энергетики системы за счет введения фольг тугоплавких металлов, реакционных лент из смесей Ti—C, Ti—Si, а также процессами структуро- и фазообразования, протекающими в слоях образца во время синтеза [26–28].

Характеристики процесса горения с анализом данных термограмм горения приведены в табл. 3. Скорость распространения волны го-

рения по образцу варьируется от 45 до 76 мм/с в зависимости от состава образцов и приложенного давления. С увеличением приложенного давления с 1.9 МПа (состав 1) до 2.8 МПа (состав 2) скорость горения возрастает с 45 до 75 мм/с, при этом при давлении 3.7 МПа (состав 3) средняя скорость распространения волны горения составляет 72 мм/с. Это может быть объяснено использованием реакционных лент Ti—Si, которые характеризуются меньшей скоростью горения и более низкой температурой реакции Ti—Si ( $\approx 2100$  °С) по сравнению с реакционными лентами системы Ti—C ( $\approx 2800$  °С) [18, 19]. Значительное увеличение скорости распространения волны горения по образцам 2 и 3 можно объяснить введением танталовой фольги, теплопроводность которой в два раза выше, чем у гафния и титана, и увеличением начальной температуры инициирования процесса СВС [29, 30]. Известно, что даже незначительное увеличение начальной температуры (порядка 10 °С) повышает скорость химических реакций [30]. Кроме того, в предыдущей работе [25] мы показали, что скорость горения реакционной ленты Ti + 1.7В практически не изменяется в диапазоне давлений  $p = 0.001 \div 4$  МПа. На основании этого можно предположить, что на распространение фронта горения по многослойному образцу, состоящему из реагирующих систем и металлических фольг, больше влияют процессы структуро- и фазообразования, протекающие в образце, чем приложенное давление [28]. С другой стороны, увеличение внешнего давления может оказывать влияние на плавление реагентов, реакционную диффузию и тем самым способствовать полноте протекания реакций в волне горения и соединению металлических фольг со слоями

Таблица 3

Характеристики процесса горения

Номер образца (состава)	$T_0$ , °С	$p$ , МПа	$v$ , мм/с
1	$220 \pm 5$	$1.9 \pm 0.1$	$45 \pm 10$
2	$250 \pm 5$	$2.8 \pm 0.1$	$76 \pm 10$
3	$250 \pm 5$	$3.7 \pm 0.1$	$72 \pm 10$

металлокерамики [31].

Незначительное варьирование исходного состава образцов, например введение танталовой фольги или замена реакционной ленты, вносит изменения в фазовый состав синтезированных композитов (рис. 3).

Рентгенофазовый анализ боковых поверхностей синтезированных образцов показал, что во всех образцах, независимо от начального состава, формируются фазы  $\text{TiB}_2$  и  $\text{TiB}$ , что соответствует исходной структуре образцов, так как реакционные ленты  $\text{Ti} + 1.7\text{B}$  составляют  $25 \div 30\%$  от общего состава образца (см. рис. 3). Рентгенограммы всех трех образцов показывают наличие фаз титана, при этом пики непрореагировавшего титана или титановой фольги наблюдаются в образце 1 (рис. 3, *a*), при введении в состав образца танталовой фольги (состав 2, рис. 3, *б*) интенсивность пиков значительно снижается, в присутствии реакционной ленты  $5\text{Ti} + 3\text{Si}$  пики титана практически отсутствуют (состав 3, рис. 3, *в*).

Данные рентгенофазового исследования синтезированных образцов хорошо согласуются с результатами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) (рис. 4). Микроструктура полученных слоистых композитов демонстрирует ровное прочное соединение между фольгами тугоплавких металлов и слоями металлокерамики, сформировавшимися в результате высокотемпературного синтеза. Волнистый характер соединительной линии слоев указывает на формирование жидкой фазы и на протекание диффузионных процессов во время синтеза, при этом микроструктуры образцов отличаются в зависимости от начального состава образцов и условий синтеза. Данные СЭМ согласуются с результатами анализа термограмм процесса, на которых наблюдается плато, что указывает на формирование жидкой фазы в процессе синтеза (см. рис. 2) [32].

Микроструктура образца 1 отличается от микроструктуры образцов 2 и 3 четко выделенными слоями, состоящими из гафниевой и титановых фольг (см. табл. 2, L3–L6, образец 1) (см. рис. 4, *a*). Детальное изучение соединения металлических фольг показало, что на границе гафниевой фольги формируется соединительный слой из твердого раствора  $\text{Ti-Hf}$ . Ширина слоя не превышает 4 мкм (рис. 5). Как и ожидалось, в процессе синтеза произошло полное плавление никелевой фольги, которое привело к формированию слоя  $\text{Ti}_x\text{Hf}_y\text{Ni}_z$ , наибо-

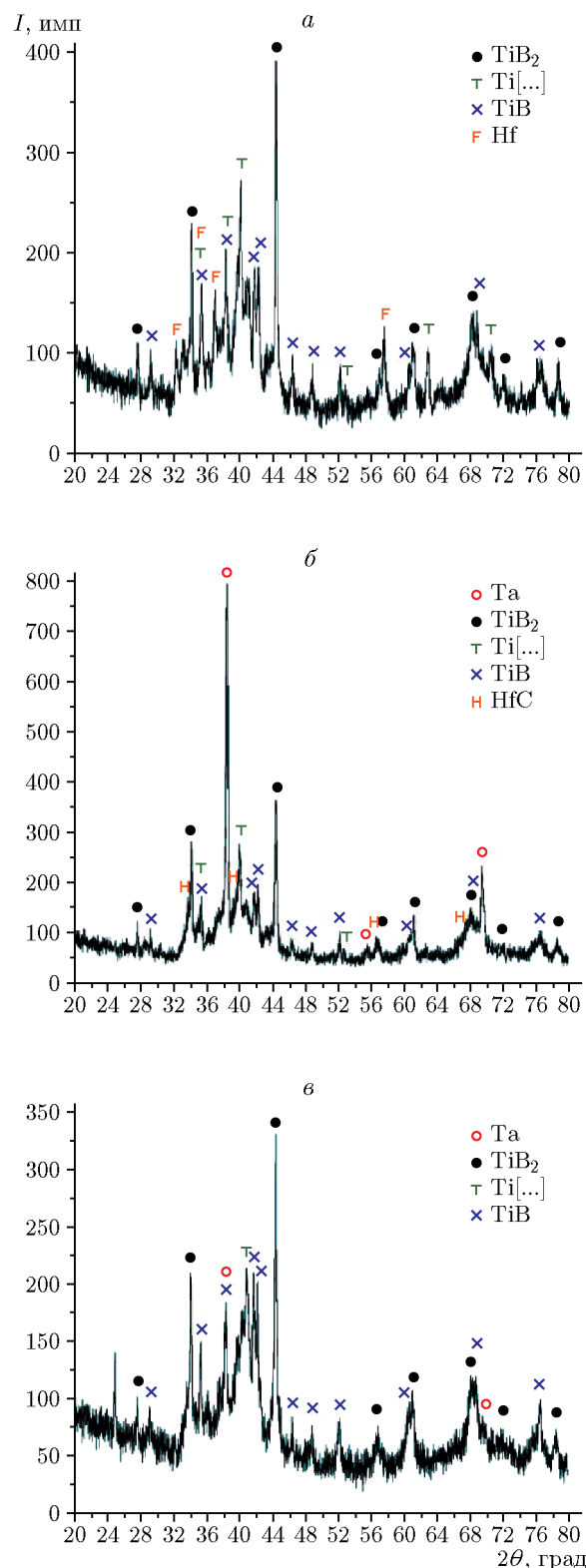


Рис. 3. Результаты рентгенофазового анализа синтезированных образцов:

*a* — состав 1,  $p = 1.9$  МПа, *б* — состав 2,  $p = 2.8$  МПа, *в* — состав 3,  $p = 3.7$  МПа

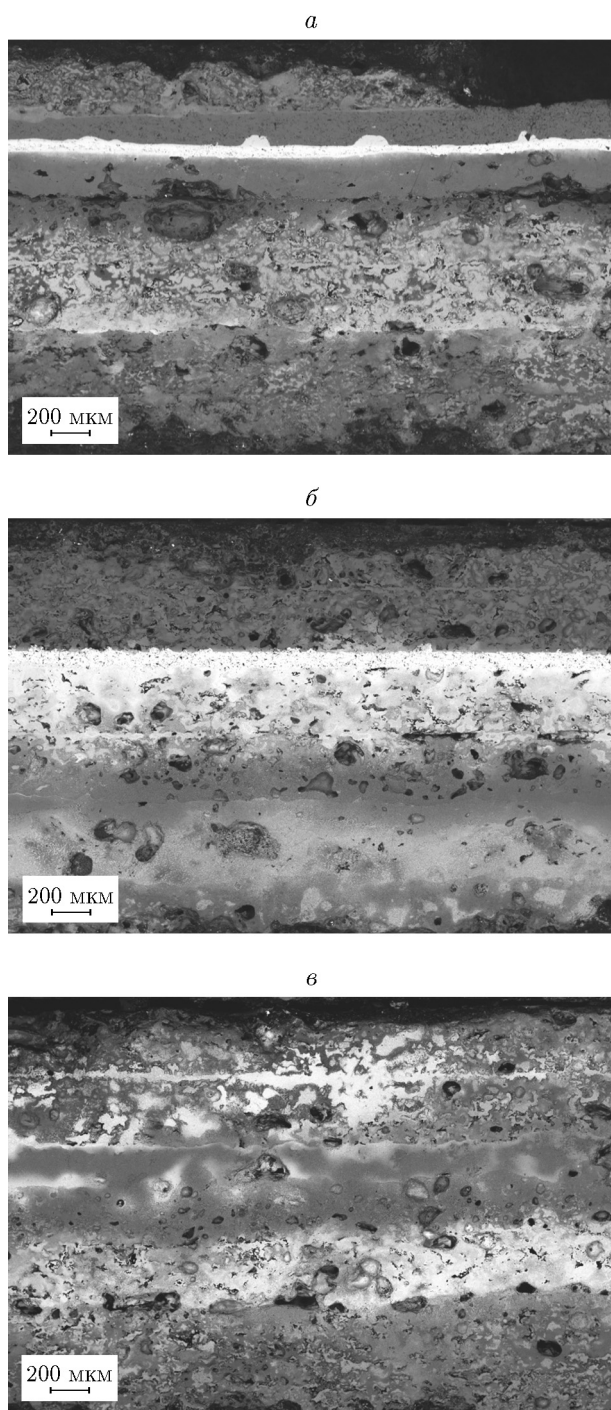


Рис. 4. Микроструктура синтезированных образцов:

*a* — состав 1,  $p = 1.9$  МПа, *б* — состав 2,  $p = 2.8$  МПа, *в* — состав 3,  $p = 3.7$  МПа

лее близкого по составу фазе  $Ti_{35}Hf_{40}Ni_{25}$  [33]. Взаимодействие расплава с поверхностью титановой фольги обеспечило соединение за счет формирования зерен (Ti, Hf) с большим содержанием титана  $60 \div 80$  %. По форме зерен мож-

но предположить, что кристаллизация идет вокруг тугоплавкого компонента, т. е. гафния [33, 34]. В образце 1 при прохождении по нему волны горения, помимо реакций, протекающих в реакционных лентах, происходило плавление никелевой фольги, которое инициировало диффузию атомов ниобия и титана с поверхности фольг в расплав, обеспечившую прочное соединение металлических фольг за счет формирования тонких ( $\approx 4$  мкм) промежуточных слоев на основе эвтектических растворов [35, 36].

В образце 2 соединение танталовой и гафниевой фольг осуществлялось за счет формирования тонкого промежуточного слоя из твердого раствора (Ta, Hf) (рис. 6). В отличие от образца 1, в образце 2 вследствие увеличения начальной температуры синтеза и приложенного давления происходило плавление гафниевой фольги, которое вместе с плавлением никелевой фольги и диффузией атомов тантала и титана приводило к формированию твердых растворов (Hf, Ta, Ti, Ni). Более светлые участки микроструктуры на рис. 6 соответствуют твердым растворам с большим содержанием тугоплавких компонентов Ta и Hf. Известно, что с повышением температуры расстояние, на которое диффундируют атомы тантала, увеличивается и достигает порядка 11 мкм при температуре  $1000^\circ\text{C}$  [37]. Диффузия атомов тантала и титана обеспечила формирование прочного соединения между титановыми и танталовыми фольгами.

В отличие от образца 2, в образце 3 лента Ti—C была заменена реакционной лентой состава Ti—Si. Анализ микроструктуры образца 3 показал уменьшение толщины танталовой фольги по сравнению с образцом 2 (рис. 7). Вероятно, более длительное присутствие жидкой фазы (скорость распространения волны горения по образцу была меньше, чем в образце 2), а также увеличение количества жидкой фазы (плавление кремния) приводят к увеличению реакционной диффузии атомов тугоплавких металлов (тантал, гафний) [28, 35, 36]. Как и в образце 2, соединение танталовой фольги в образце 3 происходило за счет формирования тонкого ( $\approx 4$  мкм) промежуточного слоя, образованного твердым раствором (Ta, Ti). Но, в отличие от образца 2, формируется также слой из твердого раствора (Hf, Ti, Ni) (см. рис. 7). Можно отметить, что только в образце 3 формируются дендритные структуры второго порядка, образовавшиеся из твердых рас-



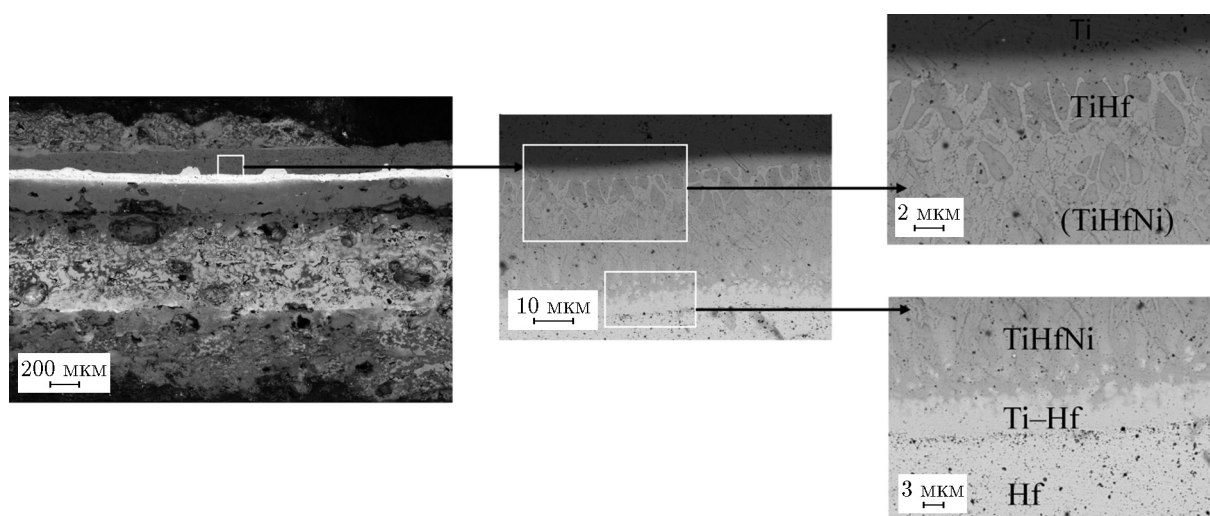


Рис. 5. Микроструктура образца 1

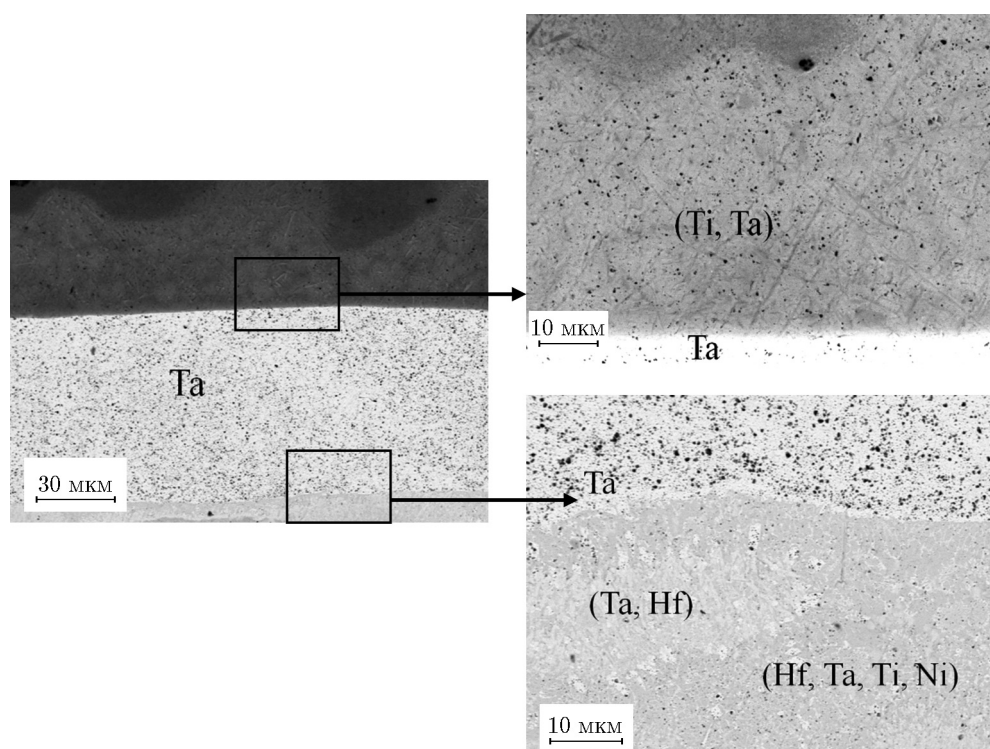


Рис. 6. Микроструктура образца 2 (L3–L7, табл. 2)

творов (Ti, Hf) с большим содержанием гафния,  $80 \div 85$  %. Основываясь на этих данных, можно заключить, что в образце 3 плавление реагентов и химические реакции протекали в течение более длительного периода, при этом формировался большой объем жидкой фазы по сравнению с образцом 2 [28].

Формирование слоев металлокерамики (см. табл. 2, слои L7–L17) происходит по

механизму, подробно описанному в работе [18]. Однако, в отличие от предыдущей работы, в структуру исследуемых образцов входила фольга гафния. В результате плавления фольга титана, гафния и никеля и горения лент  $Ti + 1.7B$  формировались слои металлокерамики, в которых в металлической матрице (Ti, Hf, Ni) были равномерно распределены зерна  $TiB$  и  $TiB_2$ , Hf и зерна  $(Ti, Hf)B_2$ . Зерна  $(Ti, Hf)B_2$

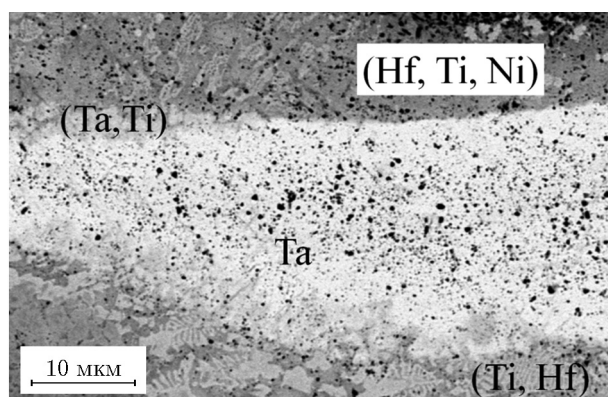


Рис. 7. Микроструктура образца 3 (L3–L6, табл. 2)

имеют характерную структуру игольчатой формы. Бориды титана и гафния близки по параметрам кристаллической решетки ( $P6/mmm$ ), что позволяет им формировать твердый раствор  $(\text{Ti}, \text{Hf})\text{B}_2$  [38, 39]. Горение реакционной ленты  $5\text{Ti} + 3\text{Si}$  (L10, состав 3, табл. 2) приводило к формированию зерен  $\text{Ti}_5\text{Si}_3$ , равномерно распределенных в матрице  $(\text{Ti}, \text{Ni}, \text{Ta})$ . При этом металлокерамический слой с зернами  $\text{Ti}_5\text{Si}_3$  без четко выраженных границ переходил в слой металлокерамики, состоящий из твердых растворов  $(\text{Ti}, \text{Hf}, \text{Ni})$  с равномерно распределенными в нем зернами моноборида титана и диборида титана.

Введение танталовой фольги в состав образцов повышает прочностные свойства материалов (табл. 4) [13, 15, 40]. Использование реакционной ленты на основе  $\text{Ti—Si}$  (состав 3) приводит к снижению прочностных характеристик материала при комнатной температуре, однако сохраняет прочность при высоких температурах (табл. 4). Это может быть объяснено формированием высших силицидов ( $\text{Ti}_5\text{Si}_3$ ), которые значительно улучшают свойства материалов при высокой температуре [41].

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом СВС получены многослойные композиционные материалы на основе гафния, титана и тантала с хорошими прочностными свойствами (до 275 МПа при 25 °С, до 72 МПа при 1100 °С). Предварительное структурирование и варьирование исходного состава образцов из металлических фольг и реакционных лент, а также изменение условий синтеза (начальная температура, приложенное давление) позволяют получать слоистые композиты с заданной структурой и свойствами.

Анализ микроструктуры 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. Введение фольг тантала в состав структурированных образцов повышает прочность композиционных материалов, а использование реакционной ленты на основе  $\text{Ti—Si}$  позволяет достигать хороших прочностных характеристик при высоких температурах.

На основании полученных результатов можно заключить, что СВС или синтез горением является перспективным методом получения слоистых композиционных материалов на основе тугоплавких металлов (гафний, тантал, титан).

Данные результаты представляют интерес для разработки конструкционных материалов и многослойных покрытий для экстремальных условий эксплуатации.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Morsi K. The diversity of combustion synthesis processing: A review // J. Mater. Sci. — 2012. —

Таблица 4

Прочностные характеристики  
слоистых композиционных материалов

Номер образца	Состав	Прочность на изгиб, МПа	
		25 °С	1100 °С
1	$\text{Ti—Hf—(Ti + C)—Hf—Ti}$	$108 \pm 10$	$24 \pm 2$
2	$\text{Ti—Ta—Hf—(Ti + C)—Hf—Ti}$	$275 \pm 27$	$71 \pm 7$
3	$\text{Ti—Ta—Hf—(Ti + Si)—Hf—Ti}$	$135 \pm 13$	$60.6 \pm 6$



- V. 47. — P. 68–92. — DOI: 10.1007/S10853-011-5926-5.
2. **Levashov E. A., Mukasyan A. S., Rogachev A. S., Shtansky D. V.** Self-propagating high-temperature synthesis of advanced materials and coatings // *Int. Mater. Rev.* — 2017. — V. 62, N 4. — P. 203–239. — DOI: 10.1080/09506608.2016.1243291.
3. **Zelepugin S. A., Shkoda O. A., Lepakova O. K., Zelepugin A. S., Kasatsky N. G.** Synthesis of MIL composites by various methods // *J. Phys.: Conf. Ser.* — 2018. — V. 1115, N 4. — 042019. — DOI: 10.1088/1742-6596/1115/4/042019.
4. **Istomin P., Nadutkin A., Grass V.** Fabrication of  $\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ -based ceramic matrix composites by a powder-free SHS technique // *Ceram. Int.* — 2013. — V. 39, N 4. — P. 3663–3667. — DOI: 10.1016/j.ceramint.2012.10.196.
5. **Lin Y.-C., McGinn P. J., Mukasyan A. S.** High temperature rapid reactive joining of dissimilar materials: Silicon carbide to an aluminum alloy // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2012. — V. 32, N 14. — P. 3809–3818. — DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2012.05.002.
6. **Fiedler T., Belova I. V., Broxtermann S., Murch G. E.** A thermal analysis on self-propagating high-temperature synthesis in joining technology // *Comput. Mater. Sci.* — 2012. — V. 53, N 1. — P. 251–257. — DOI: 10.1016/j.commatsci.2011.08.015.
7. **Rogachev A. S., Vadchenko S. G., Nepapushhev A. A., Rogachev S. A., Scheck Yu. B., Mukasyan A. S.** Gasless reactive compositions for materials joining: An overview // *Adv. Eng. Mater.* — 2018. — V. 20, N 8. — 1701044. — DOI: 10.1002/adem.201701044.
8. **Ferguson R. E., Shafirovich E.** Aluminum-nickel combustion for joining lunar regolith ceramic tiles // *Combust. Flame.* — 2018. — V. 197. — P. 22–29. — DOI: 10.1016/j.combustflame.2018.06.032.
9. **Rosa R., Veronesi P., Han S., Casalegno V., Salvo M., Colombini E., Leonelli C., Ferraris M.** Microwave assisted combustion synthesis in the system Ti–Si–C for the joining of SiC: Experimental and numerical simulation results // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2013. — V. 33, N 10. — P. 1707–1719. — DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2013.03.005.
10. **Wang A., Gallino I., Riegler S. S., et al.** Ultrafast formation of single phase B2 Al–CoCrFeNi high entropy alloy films by reactive Ni/Al multilayers as heat source // *Mater. Des.* — 2021. — V. 206. — 109790. — DOI: 10.1016/j.matdes.2021.109790.
11. **Zhang K., Zhu L., Bai S., et al.** Ablation behavior of an Ir–Hf coating: A novel idea for ultra-high temperature coatings in non-equilibrium conditions // *J. Alloys Compd.* — 2020. — V. 818 — 152829. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.152829.
12. **Bai X., Li Y., Fang X., Zheng Q., et al.** Mechanical properties of the novel  $\text{Ll}_2\text{–Ir}_3\text{Z}$  ultra-high temperature alloys ( $\text{Z} = \text{Ti, V, Zr, Nb, Hf}$  and  $\text{Ta}$ ) // *J. Alloys Compd.* — 2022. — V. 912. — 165244. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.165244.
13. **Xiao P., Wang S., Li W., Yu Y., Li H.** Novel strong and tough Ta/TaHfC<sub>2</sub> composites with multi-scale laminated structure // *J. Am. Ceram. Soc.* — 2022. — V. 105, N 6. — P. 4291–4303. — DOI: 10.1111/jace.18337.
14. **Wei D. B., Chen X. H., Zhang P. Z., Ding F., Li F. K., Yao Z. J.** Plasma surface tantalum alloying on titanium and its corrosion behavior in sulfuric acid and hydrochloric acid // *Appl. Surf. Sci.* — 2018. — V. 441. — P. 448–457. — DOI: 10.1016/j.apsusc.2018.02.058.
15. **Bataev V. A., Golkovski M. G., Samoylenko V. V., Ruktuev A. A., Polyakov I. A., Kuksanov N. K.** Structure and mechanical properties of a two-layered material produced by the E-beam surfacing of Ta and Nb on the titanium base after multiple rolling // *Appl. Surf. Sci.* — 2018. — V. 437. — P. 181–189. — DOI: 10.1016/j.apsusc.2017.12.114.
16. **Le V. T., Ha N. S., Goo N. S.** Advanced sandwich structures for thermal protection systems in hypersonic vehicles: A review // *Compos. Pt B: Eng.* — 2021. — V. 226. — 109301. — DOI: 10.1016/j.compositesb.2021.109301.
17. **Zhang Y., Chen Y. K., Yu D. S., Sun D. Q., Li H. M.** A review paper on effect of the welding process of ceramics and metals // *J. Mater. Res. Technol.* — 2020. — V. 9, N 6. — P. 16214–16236. — DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.11.088.
18. **Kamynina O. K., Vadchenko S. G., Shkodich N. F., Kovalev I. D.** Ta/Ti/Ni/ceramic multilayered composites by combustion synthesis: Microstructure and mechanical properties // *Metals.* — 2022. — V. 12, N 1. — 38. — DOI: 10.3390/met12010038.
19. **Kamynina O. K., Vadchenko S. G., Shchukin A. S.** SHS joining of Ti–C–Si ceramics with tantalum // *Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth.* — 2018. — V. 27, N 3. — P. 192–194. — DOI: 10.3103/S1061386218030056.
20. **Вадченко С. Г.** Зависимость скорости горения лент из смесей Ti + xB от концентрации бора // *Физика горения и взрыва.* — 2019. — Т. 55, № 2. — С. 61–67. — DOI: 10.15372/FGV20190206. — EDN: ZAGXYT.
21. **“THERMO”** — Program for Thermodynamics Equilibrium Calculations / Shiryaev A. A. — 1998. — <https://www.ism.ac.ru/thermo/>.
22. **Hu L., Chen D., Meng Q., Zhang H.** Microstructure characterization and mechanical properties of (TiC–TiB<sub>2</sub>)–Ni/TiAl/Ti functionally gradient materials prepared by FAPAS // *J. Alloys Compd.* — 2015. — V. 636. — P. 298–303. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.01.312.
23. **Zhang J., Xiao Y., Luo G., Shen Q., Zhang L.** Effect of Ni interlayer on strength

- and microstructure of diffusion-bonded Mo/Cu joints // *Mater. Lett.* — 2012. — V. 66, N 1. — P. 113–116. — DOI: 10.1016/j.matlet.2011.08.077.
24. **Xia Y. H., Wang Y., Yang Z. W., Wang D. P.** Contact-reactive brazing of  $\text{Ti}_3\text{SiC}_2$  ceramic to TC4 alloy using a Ni interlayer: Interfacial microstructure and joining properties // *Ceram. Int.* — 2018. — V. 44, N 10. — P. 11869–11877. — DOI: 10.1016/j.ceramint.2018.04.006.
  25. **Вадченко С. Г., Суворов Д. С., Камынина О. К., Мухина Н. И.** Влияние давления сжатия на горение лент, полученных прокаткой смеси порошков  $\text{Ti} + 1.7\text{B}$  // *Физика горения и взрыва.* — 2021. — Т. 57, № 6. — С. 42–47. — DOI: 10.15372/FGV20210605. — EDN: HURELA.
  26. **Knyazeva A., Travitzky N.** Model of layers bonding during LOM-process // *J. Phys.: Conf. Ser.* — 2018. — V. 1045. — 012020. — DOI: 10.1088/1742-6596/1045/1/012020.
  27. **Knyazeva A., Travitzky N.** Modes of adhesive bonding layer formation during roll motion in the progress of sheet lamination // *High Temp. Mater. Processes.* — 2023. — V. 27, N 1. — P. 67–96. — DOI: 10.1615/HighTempMatProc.2022044916.
  28. **Kisi E. H., Riley D. P., Curfs C. C.** Ultra-high speed neutron diffraction studies of combustion synthesis // *Physica B: Condens. Matter.* — 2006. — V. 385–386, Pt 1. — P. 487–492. — DOI: 10.1016/j.physb.2006.05.224.
  29. **Габбасов Р. М., Китлер В. Д., Прокофьев В. Г., Шульпеков А. М.** Особенности распространения волны горения в сопряженных системах порошковая смесь  $\text{Ni} + \text{Al} + \text{Al}_2\text{O}_3$  — металлическая пластина // *Физика горения и взрыва.* — 2022. — Т. 58, № 2. — С. 64–70. — DOI: 10.15372/FGV20220207. — EDN: FERZPQ.
  30. **Merzhanov A. G.** Combustion processes that synthesize materials // *J. Mater. Process. Technol.* — 1996. — V. 56, N 1–4. — P. 222–241. — DOI: 10.1016/0924-0136(95)01837-9.
  31. **Wang J., Besnoin E., Knio O. M., Weihs T. P.** Investigating the effect of applied pressure on reactive multilayer foil joining // *Acta Materialia.* — 2004. — V. 52, N 18. — P. 5265–5274. — DOI: 10.1016/j.actamat.2004.07.012.
  32. **Чумаков Ю. А., Князева А. Г.** Моделирование синтеза композиционных материалов матрица — включения в режиме горения // *Физика горения и взрыва.* — 2021. — Т. 57, № 4. — С. 93–105. — DOI: 10.15372/FGV20210410. — EDN: QFJOZX.
  33. **Han X. L., Song K. K., Zhang L. M., et al.** Microstructures, martensitic transformation, and mechanical behavior of rapidly solidified Ti–Ni–Hf and Ti–Ni–Si shape memory alloys // *J. Mater. Eng. Perform.* — 2018. — V. 27, N 3. — P. 1005–1015. — DOI: 10.1007/s11665-018-3209-x.
  34. **Neumann-Heyme H., Shevchenko N., Lei Z., Eckert K., Keplinger O., Grenzer J., Beckermann C., Eckert S.** Coarsening evolution of dendritic sidearms: From synchrotron experiments to quantitative modeling // *Acta Materialia.* — 2018. — V. 146. — P. 176–186. — DOI: 10.1016/j.actamat.2017.12.056.
  35. **Ou J., Chatterjee A., Cockcroft S. L., Maijer D. M., Reilly C., Yao L.** Study of melting mechanism of a solid material in a liquid // *Int. J. Heat Mass Transfer.* — 2015. — V. 80. — P. 386–397. — DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2014.09.022.
  36. **Ou J., Cockcroft S. L., Maijer D. M., Yao L., Reilly C., Akhtar A.** An examination of the factors influencing the melting of solid titanium in liquid titanium // *Int. J. Heat Mass Transfer.* — 2015. — V. 86. — P. 221–233. — DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2015.02.054.
  37. **Cai X., Wang D., Wang Y., Yang Z.** Joining  $\text{TiB}_2$ – $\text{TiC}$ – $\text{SiC}$  composite to Ta with a Ti/Ni/Ti interlayer: Interfacial microstructure and mechanical properties // *J. Manuf. Process.* — 2021. — V. 64. — P. 1349–1358. — DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.02.057.
  38. **Passerone A., Muolo M. L., Valenza F., Monteverde F., Sobczak N.** Wetting and interfacial phenomena in Ni– $\text{HfB}_2$  systems // *Acta Materialia.* — 2009. — V. 57, N 2. — P. 356–364. — DOI: 10.1016/j.actamat.2008.09.016.
  39. **Курбаткина В. В., Пацера Е. И., Смирнов Д. В., Левашов Е. А.** Особенности синтеза, структура и свойства перспективной высокотемпературной керамики системы  $\text{Hf-Ta-B-Ti-Si}$  // *Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия.* — 2020. — № 2. — С. 29–43. — DOI: 10.17073/1997-308X-2020-2-29-43. — EDN: RUUHLX.
  40. **Golkovski M. G., Bataev I. A., Bataev A. A., Ruktuev A. A., Zhuravina T. V., Kuksanov N. K., Salimov R. A., Bataev V. A.** Atmospheric electron-beam surface alloying of titanium with tantalum // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2013. — V. 578. — P. 310–317. — DOI: 10.1016/j.msea.2013.04.103.
  41. **Li S., Xiao L., Liu S., et al.** Ultra-high temperature oxidation resistance of a novel (Mo, Hf, W, Ti) $\text{Si}_2$  ceramic coating with Nb interlayer on Ta substrate // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2022. — V. 42, N 12. — P. 4866–4880. — DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2022.05.009.

Поступила в редакцию 16.03.2023.  
Принята к публикации 05.04.2023.