ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ
Т. 64, № 10 ФИЗИКА 2021

УДК 539.22; 536.421 DOI: 10.17223/00213411/64/10/117

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ Ti–Al–Si ПРИ РАЗНЫХ УСЛОВИЯХ СИНТЕЗА*

Е.Н. Коростелева, В.В. Коржова

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

Исследованы структура и фазовый состав порошковых композитов Ti–Al–Si, полученных при разных условиях, включающих вакуумное спекание и самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). Для исследования были выбраны определенные соотношения реагирующих компонентов, предполагающие формирование двухфазных композитов в двух вариантах: $TiAl_3 + Ti_5Si_3$ и $Ti_3Al + Ti_5Si_3$. Вакуумное спекание порошковых смесей Ti–Al–Si в исследуемых соотношениях компонентов показало, что преимущественно формируется двухфазная структура, но количественное соотношение образовавшихся фаз может значительно отличаться от целевых составов. Отмечены заметные искажения параметров решеток наблюдаемых фаз. Анализ результатов синтеза в условиях волнового горения композитов Ti–Al–Si показал, что реакция синтеза завершилась полностью только в композиции с расчетным фазовым составом $TiAl_3 + Ti_5Si_3$. Это позволило в дальнейшем приготовить порошок из синтезированного продукта. В работе также было проанализировано поведение синтезированного порошкового продукта на основе фазового состава $TiAl_3 + Ti_5Si_3$ при последующем вакуумном спекании его компактов. Обнаружено, что в результате спекания прессовок из СВС-порошка на основе композита $TiAl_3 + Ti_5Si_3$ при температуре 1300 °C его качественный фазовый состав сохраняется на фоне небольшого изменения количественного соотношения фаз. При этом происходит заметное уплотнение прессовок и снижение остаточной пористости.

Ключевые слова: *алюминид титана*, *силицид титана*, *вакуумное спекание*, *самораспространяющийся высокотемпературный синтез*, *микроструктура*, *фазовый состав.*

Введение

Композиты на основе титана и его соединений являются очень привлекательными материалами для различных областей применения благодаря своим свойствам, таким как низкая плотность, высокие механические свойства, коррозионная стойкость, а также термостабильность. Данные характеристики делают титановые композиционные материалы востребованными при разработке перспективной авиационной техники, в автомобильной промышленности и других производственных отраслях [1, 2]. Уникальное сочетание свойств (высокие удельные жесткость и прочность, вязкость разрушения, электро- и теплопроводность, износостойкость и пр.) характерно для композитов на основе титана, в состав которых входят его соединения с алюминием, кремнием, бором и т.д. Существенный интерес вызывают титан-содержащие композиты со стабильной структурой, сохраняющей свои морфологические и физико-химические свойства при последующих высокотемпературных процессах, в том числе при аддитивном производстве, объемном компактировании или других видах термомеханического воздействия. Повышенное внимание к разработке подобных композитов обусловлено их высокой востребованностью в автомобильной и авиационной промышленности, где широко применяют новые высокотемпературные конструкционные материалы с повышенными химическими и термомеханическими свойствами (стойкость к окислению, термическая стабильность и механические свойства) на фоне низкой плотности [2–6].

Интерметаллидные соединения на основе системы Ti–Al привлекают своим небольшим весом, где алюминиды $TiAl_3$ и Ti_3Al демонстрируют высокую стойкость к окислению, коррозионную стойкость, высокий модуль упругости и сопротивление ползучести. Повысить их механические свойства можно за счет дополнительного легирования такими элементами, как, например, кремний (увеличивает прочность), хром и молибден (увеличивает сопротивление окислению при высоких температурах) или ниобий (увеличивает пластичность и стойкость к окислению при высоких температурах) [7]. Кремний как наиболее распространенный и дешевый компонент с наименьшей плотностью является самым перспективным среди этих элементов. Тем более сопутствующее образование фазы Ti_5Si_3 дает дополнительный упрочняющий эффект и также улучшает стойкость к окислению и коррозии при высоких температурах [1, 3, 4, 7].

Из-за особенностей взаимодействия титана с алюминием и кремнием [8] применение классических металлургических технологий ограничено. Наиболее привлекательным способом получе-

* Исследования выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0005.

ния композитов на основе системы Ti–Al–Si являются порошковые технологии. Чаще всего применяют комбинированные виды обработки, сочетающие механическое легирование, самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) и некоторые виды спекания при использовании как чистых компонентов, так и их лигатур [2, 4–7, 9, 10]. Несмотря на многочисленные исследования этой системы с разным сочетанием компонентов [9–20], остается целый спектр задач, которые требуют более детального изучения.

Каждая порошковая система имеет свои особенности, которые определяются диаграммами равновесного состояния для выбранных элементов. И хотя порошковые технологические процессы априори всегда являются неравновесными, при определении первичных параметров (концентрации, температурный режим) ориентируются на равновесные диаграммы с учетом возможных химических реакций. На фоне комплекса физико-химических и физико-механических процессов, протекающих в порошковой среде в условиях высокотемпературного воздействия, межчастичное контактное взаимодействие является одним из ключевых. Оно предопределяет соответствующую последовательность реакций по образованию химических соединений во взаимодействующей системе. В зависимости от того, каков характер воздействия (спекание в плазме электрического разряда или вакуумное спекание, СВС и т.д.), это взаимодействие может быть как твердофазным, так и протекать в присутствии жидкой фазы. Таким образом, при использовании одних и тех же исходных компонентов могут происходить разнонаправленные процессы с формированием определенного фазового состава. В частности, существенное влияние на финальное структурно-фазовое состояние оказывает не только баланс между вводимыми элементами Al и Si, но и то, каким образом идет взаимодействие титана с ними: через лигатуру на основе сплава Al–Si или в чистом виде [4–6]. Кроме того, много внимания уделяют возможности использования различных вариантов сочетания процессов обработки (механического легирования, горячего прессования, вакуумного реакционного или искрового плазменного спекания), чтобы добиться приемлемых функциональных свойств.

Анализ поведения синтезированных многокомпонентных порошковых продуктов на основе титана и его производных (соединений) в условиях вторичного термического воздействия практически отсутствует. Таким вторичным термическим (или термомеханическим) воздействием могут быть как наплавочные процессы при аддитивных технологиях, так и традиционное вакуумное спекание с формированием объемного изделия. В любом случае встает вопрос о поведении порошковой композиции на основе продуктов синтеза с оценкой его спекаемости, эволюции структуры и анализа формирования межчастичных контактов. В связи с этим представляет интерес исследование формирования структурно-фазового состояния в порошковых материалах системы Ti–Al–Si при определенных сочетаниях компонентов после вакуумного спекания и СВС. Соотношение порошковых компонентов, состоящих из чистых элементов титана, алюминия и кремния выбирали таким образом, чтобы их было достаточно для синтеза алюминидов $TiAl_3$ и Ti_3Al одновременно с формированием силицида Ti_5Si_3.

Материалы и методики исследований

При выборе составов порошковых смесей Ti–Al–Si ориентировались на два типа композиций, предполагающих возможность эквимолярного формирования алюминидов титана $TiAl_3$ (вариант 1) и Ti_3Al (вариант 2) при одновременном образовании силицида Ti_5Si_3 как наиболее устойчивых и стабильных фаз с точки зрения равновесной диаграммы состояния систем Ti–Al и Ti–Si [8]. Для приготовления реакционных смесей использовали порошки титана ТПП-8 (основная фракция $d < 160$ мкм), алюминия ПА-IV ($d < 100$ мкм) и кремния Кр-00 ($d < 40$ мкм). В табл. 1 приведены процентные соотношения компонентов, обеспечивающие возможность синтеза заявленных в работе целевых фаз. Порошки смешивали 4 ч, затем прессовали в цилиндрические образцы ∅ 20×25 мм с остаточной пористостью 32–36%.

Для получения композитов с расчетными фазовыми составами использовали два режима: вакуумное реакционное спекание и самораспространяющийся высокотемпературный синтез. В режиме вакуумного спекания нагрев не превышал 1000 °С при выдержке не более 60 мин. В случае СВС синтез проводили в герметичном реакторе в среде аргона с избыточным давлением около 0.5 атм. Горение инициировали нагревом поджигающей таблетки молибденовой спиралью, через которую пропускали электрический ток. После завершения процесса продукт волнового горения раздробили в виде синтезированного порошка на мелкие фракции. В дальнейшем он был спрессован и подвергнут вторичной термообработке в условиях вакуумного спекания при 1300 °С

с выдержкой 60 мин. Для анализа спекаемости синтезированных порошков системы Ti–Al–Si оценивали объемные изменения прессовок, плотность и пористость до и после спекания. При расчете пористости и компактной плотности выбранных составов использовали правило аддитивности с учетом реального фазового состава исходной смеси, синтезированного порошка и его спеченной прессовки.

Структуру и фазовый состав порошковых материалов Ti–Al–Si исследовали на оборудовании Центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН методами рентгеноструктурного анализа (CuK_α-излучение, дифрактометр ДРОН-7, «Буревестник», Россия), оптической металлографии (AXIOVERT-200MAT, «Zeiss», Germany).

Таблица 1

Состав порошковых композиций системы Ti–Al–Si

Вариант смеси	Целевой состав с планируемым соотношением синтезируемых фаз			Компоненты, ат.%		
	Фазы	Соотношение фаз		Ti	Al	Si
		мол.%	вес.%			
TiAl25Si25	$TiAl_3$+Ti_5Si_3	50 : 50	28.5 : 71.5	50.0	25.0	25.0
TiAl8Si25	Ti_3Al+Ti_5Si_3	50 : 50	34.5 : 65.5	66.7	8.3	25.0

Результаты и их обсуждение

В процессе вакуумного спекания при 1000 °С оба состава с выбранными соотношениями компонентов продемонстрировали активное взаимодействие с образованием большого количества жидкой фазы, что привело к потере формы прессовок и растеканию расплава по подложке. Полученные после реакционного спекания композиты TiAl25Si25 и TiAl8Si25 демонстрируют преимущественно двухфазную структуру (рис. 1), по своему качественному составу близкую к целевым составам.

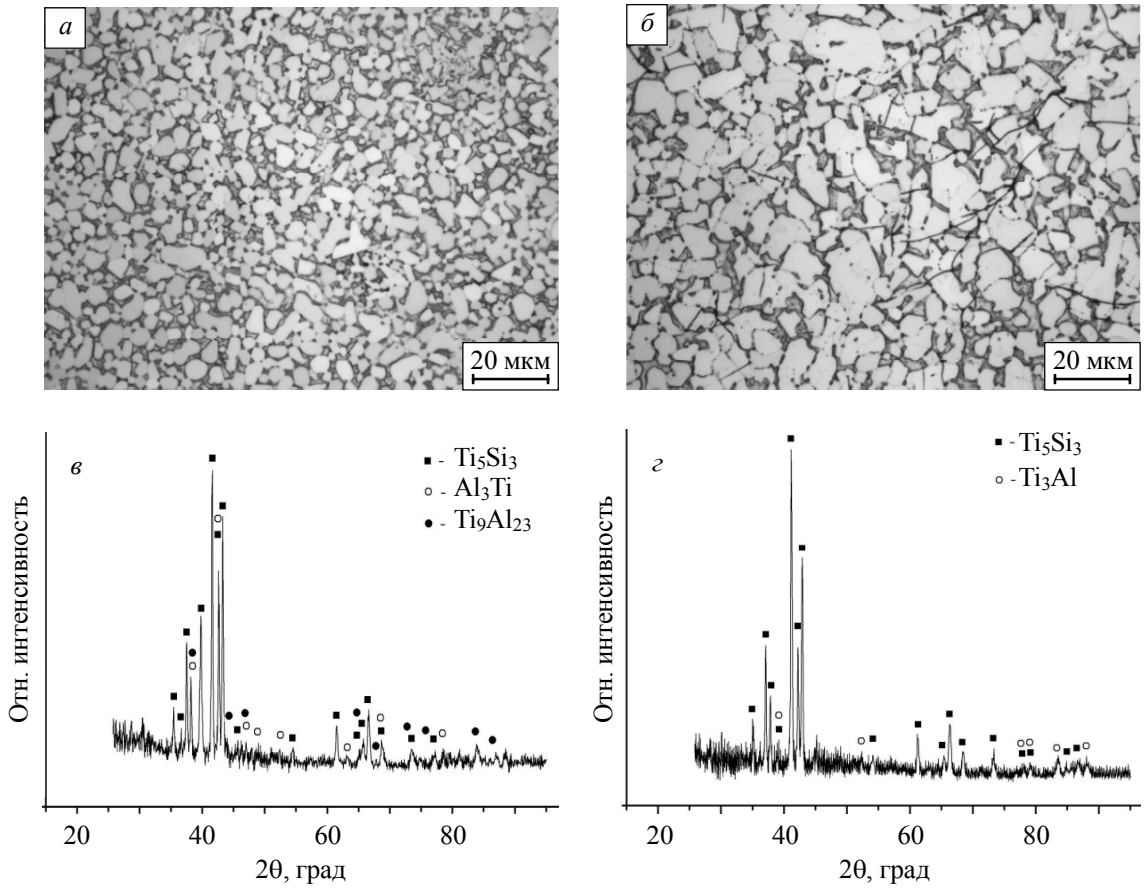

Рис. 1. Микроструктура и рентгенограммы спеченных при 1000 °С прессовок из смесей порошков составов TiAl25Si25 (*а*, *в*) и TiAl8Si25 (*б*, *г*)

Как показал рентгенофазовый анализ (рис. 1, *в*, *г*), основной фазой в обоих вариантах композитов был силицид Ti_5Si_3. При этом его доля и доля второй алюминидной фазы несколько отличаются от заявленного весового соотношения (табл. 2).

В случае первого состава TiAl25Si25 было выявлено не менее 11.9 вес.% алюминида $TiAl_3$. На его фоне не исключено существование однотипной фазы Ti_9Al_{23} до 11.0 вес.%, которая также относится к тетрагональной сингонии, как и фаза $TiAl_3$, но с дефицитом алюминия (табл. 2). Суммарно на долю алюминидов приходится порядка 22.9 вес.%, что незначительно отличается от целевого значения (28.5 вес.%). В таком случае на долю силицида приходится до 77.1 вес.% при планируемом значении 71.5 вес.%. Других фаз из широкого ряда соединений систем Ti–Al и Ti–Si не было зафиксировано, хотя, согласно исследованиям подобных составов [2, 5–6, 9], не исключено образование фаз TiAl, Ti_2Al, Ti_5Si_4 и TiSi. Тем не менее в случае вакуумного спекания при 1000 °C эти фазы если и присутствуют, то в незначительном объеме, выходя за рамки чувствительности рентгеновского оборудования.

Таблица 2

Относительное содержание фаз (вес.%) в спеченных при 1000 °C композитах Ti–Al–Si

Состав	Ti_5Si_3	Al_3Ti	Ti_9Al_{23}	Ti_3Al
TiAl25Si25	77.1	11.9	11.0	-
TiAl8Si25	88.5	-	-	11.5

Второй порошковый материал TiAl8Si25 при вакуумном спекании вел себя аналогично первому составу: оплавился потеряв исходную форму. Его структура также представляла собой преимущественно двухфазный композит (рис. 1, *б*) с преобладанием силицида Ti_5Si_3, на долю которого приходится не менее 88.5 вес.% (табл. 2). Второй фазой является алюминид Ti_3Al, других фаз не было выявлено. В данном случае привлекает внимание существенное количественное отклонение от целевого (расчетного) фазового состава. Предполагалось, что количества титана, алюминия и кремния будет достаточно для синтеза как минимум 30 вес.% алюминида Ti_3Al. Но структурный анализ показал, что содержание фазы Ti_3Al в спеченном композите TiAl8Si25 не достигает и 12 вес.%. Такому состоянию может способствовать то, что преобладающей реакцией является взаимодействие кремния и титана с образованием силицида Ti_5Si_3, энтальпия образования которого составляет $\Delta H^0 = -138.6$ ккал/моль. На этом фоне формирование Ti_3Al с его $\Delta H^0 = -23.5$ ккал/моль будет проходить уже по остаточному принципу, и количество синтезированного алюминида будет определяться тем количеством титана, которое не успеет вовлечь в свою реакцию силицид. В случае же первого состава реакционная активность по формированию $TiAl_3$ была соизмерима с формированием силицида Ti_5Si_3, и количества титана не так много требовалось для формирования триалюминида.

Свою роль также сыграло и то, что реакционное вакуумное спекание проходит в неравновесных условиях при образовании заметного количества жидкой фазы. Источником жидкой фазы является не только легкоплавкий алюминий, но и возможные эвтектические превращения в системах Al–Si и Ti–Si. Влияние эвтектического превращения в системе Al–Si весьма краткосрочное и ограниченное (577 °C), но совсем его исключать нельзя. В его присутствии легко инициировать цепочку реакций уже при взаимодействии титана и алюминия, а также титана и кремния [5]. Очевидно, что взаимодействие титана и кремния будет доминировать как в первом, так и во втором случаях. В случае реакции в системе Ti–Si выделившегося тепла также вполне может хватить для дополнительного разогрева порошковой прессовки свыше 1000 °C при достижении 1400–1500 °C. Это превышает температуру эвтектического превращения уже в системе Ti–Si (1330 °C), которая также может быть дополнительным источником жидкой фазы.

Таким образом, в процессе вакуумного реакционного спекания порошковых смесей Ti+Al+Si при выбранных соотношениях компонентов может реализоваться последовательно-параллельная цепочка реакций, каждый этап которой имеет свой тепловой и жидкофазный вклад. Для первого варианта композита TiAl25Si25 такую цепочку основных реакций можно представить как

$$\mathrm{Ti + Al + Si} \rightarrow \begin{cases} 5\mathrm{Ti} + 3\mathrm{Si} = \mathrm{Ti_5} + \mathrm{Si_3}, \\ \mathrm{Ti} + 3\mathrm{Al} = \mathrm{TiAl_3}. \end{cases}$$

Для силицида Ti_5Si_3 наиболее вероятной является последовательность превращений: Ti+Si → TiSi; TiSi+Si → $TiSi_2$; $TiSi_2$ +TiSi +3Ti → Ti_5Si_3. Реакцию по формированию $TiAl_3$ можно выразить через последовательность Ti+Al → TiAl → TiAl+2Al → $TiAl_3$. Аналогичного типа цепочка реакций будет и во втором случае TiAl8Si25:

$$\mathrm{Ti + Al + Si} \rightarrow \begin{cases} 5\mathrm{Ti} + 3\mathrm{Si} = \mathrm{Ti_5Si_3}, \\ 3\mathrm{Ti} + \mathrm{Al} = \mathrm{Ti_3Al}, \end{cases}$$

где формирование алюминида титана Ti_3Al можно представить в виде последовательных реакций Ti+Al → TiAl → TiAl+2Ti → Ti_3Al.

Нельзя исключить, что некоторые промежуточные фазы могут локализоваться по объему композита в незначительных количествах и не участвовать в последующих превращениях. Их стабильность в большей степени зависит от условий синтеза с непрерывно меняющимися термодинамическими параметрами (скорость изменения температуры, скорость диффузии, концентрации компонентов в жидкой и твердой фазах и т.п.) [5, 9, 10, 13].

Неоднозначную роль играет и длительность существования жидкой фазы. Чем дольше реализуется жидкофазный процесс, тем легче могут реализовываться гомогенизирующие механизмы с выравниванием концентраций, выделением более стабильных фаз. В этом случае доминирующие фазы «поглощают» менее стабильные промежуточные фазы. Тем не менее в обоих случаях фазовый состав не смог приблизиться к планируемому количественному соотношению основных фаз. Судя по балансу исходных реагирующих элементов и соотношению синтезированных фаз $TiAl_3$/Ti_9Al_{23}, Ti_3Al и Ti_5Si_3, эти фазы имеют нестехиометрическую структуру, о чем свидетельствуют рассчитанные параметры решеток, определенные из рентгеноструктурного анализа спеченных прессовок (табл. 3). При вакуумном спекании состава TiAl25Si25 синтезируемый силицид показал отклонения в параметрах гексагональной решетки, которые носили разнонаправленный характер: в основании (*a*, *b*) уменьшались, а по высоте (*c*) немного увеличивались. Искаженную решетку также демонстрирует и синтезированный алюминид $TiAl_3$ с увеличением параметров (*a*, *b*) при сокращении значений (*c*). Обращает внимание заметное увеличение всех параметров решетки у синтезированного силицида Ti_5Si_3 во втором составе TiAl8Si25. Аналогично тетрагональной фазе $TiAl_3$ происходит искажение гексагональной решетки у алюминида Ti_3Al, где параметры (*a*, *b*) заметно возрастали, тогда как по высоте (*c*) происходило сокращение. Такое искажение решетки можно связать с формированием неравновесных переходных фаз Ti(Al,Si) по типу твердого раствора на основе интерметаллида или силицида [13].

Таблица 3

Параметры решеток фаз в спеченных при 1000 °С порошковых композитах Ti–Al–Si

Фаза	Параметры согласно базе ASTM		В спеченном композите			
			TiAl25Si25		TiAl8Si25	
	a, *b*, нм	*c*, нм	*a*, *b*, нм	*c*, нм	*a*, *b*, нм	*c*, нм
Ti_5Si_3	0.7444 (29–1362)	0.5143	0.7410	0.5151	0.7462	0.5166
Ti Al_3	0.3854 (37–1449)	0.8584	0.3885	0.8524		
Ti_9Al_{23}	0.384 (18–69)	3.346	0.3825	3.344		
Ti_3Al	0.5775 (9–98)	0.4638			0.6619	0.3650

Высокая реакционная активность исследуемых порошковых составов, продемонстрированная в процессе вакуумного спекания, дает возможность использовать их в режиме СВС методом волнового горения. В результате эксперимента было определено, что завершенный процесс горения с максимальной температурой 1406 °С смог реализовать только первый состав с $TiAl_3$ после небольшой дополнительной механоактивации в планетарной мельнице. Состав TiAl8Si25 оказался недостаточно активным для волнового горения, и полноценный синтез не был завершен. Поэтому синтезированный продукт состава TiAl25Si25 был использован в дальнейшем для вторичной термообработки. Для этой цели его раздробили и измельчили до приемлемой фракции порошка от 50 до 125 мкм. Прессовки из этого синтезированного порошка были дополнительно спечены при более высокой температуре (1300 °С), так как все основные ожидаемые реакции фактически должны были уже реализоваться в процессе СВС. На рис. 2 приведена микроструктура спеченного продук-

та из предварительно синтезированного порошка TiAl25Si25 с фазовым составом ($TiAl_3$+Ti_5Si_3), которая показывает стабильность изначальной двухфазной структуры.

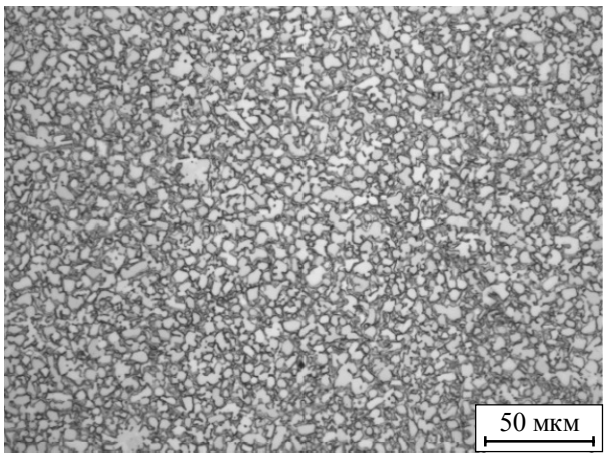

Рис. 2. Микроструктура спеченных прессовок из синтезированных порошков состава TiAl25Si25 при 1350 °С с выдержкой 60 мин

В результате дополнительного спекания прессовки из синтезированных порошков с фазовым составом $TiAl_3$+Ti_5Si_3 продемонстрировали существенную усадку, достигающую до 27% от первоначального объема, но при этом отлично сохранили свою форму. Доля пор в них сократилась с 35 до 15%, что показывает хорошую спекаемость данной композиции (табл. 4) и может говорить о высоком потенциале использования данной композиции как при создании объемных изделий, так и в аддитивных технологиях.

Таблица 4

Результаты спекания при 1300 °С прессовок из синтезированных порошков TiAl25Si25

Характеристики	Значения
Относительное изменение плотности, $\Delta\rho/\rho_0$, %	34.5
Относительное изменение пористости, $\Delta\pi/\pi_0$, %	–59.3
Относительное изменение объема, $\Delta V/V_0$, %	26.7

Анализ структуры композита TiAl25Si25 после СВС показал, что качественный фазовый состав аналогичен тому, который сформировался после вакуумного спекания его исходной порошковой смеси. Количественное соотношение основных фаз также приближено к целевым (расчетным) значениям (табл. 5). Последующее его спекание при 1300 °С привело к небольшому перераспределению основных фаз, увеличив объем силицида Ti_5Si_3 при снижении доли алюминида $TiAl_3$.

Таблица 5

Фазовый состав СВС-порошка TiAl25Si25 и спеченных прессовок из него при 1300 °С, вес.%

Материал	Фазы	
	$TiAl_3$	Ti_5Si_3
СВС-порошок	26	74
Спеченные прессовки из СВС-порошка	17	83

Заключение

Вакуумное спекание порошковых смесей Ti–Al–Si в исследуемых соотношениях компонентов показало, что преимущественно формируется запланированная двухфазная структура, где основной фазой является силицид Ti_5Si_3. При этом количественное соотношение образовавшихся фаз может значительно отличаться от целевых составов $TiAl_3$ + Ti_5Si_3 и Ti_3Al + Ti_5Si_3. Все наблюдаемые фазы демонстрируют заметные искажения параметров своих решеток. Использование со-

ставов TiAl8Si25 и TiAl25Si25 в процессе волнового горения (СВС) показало, что только порошковая смесь TiAl25Si25, соответствующая композиции $TiAl_3 + Ti_5Si_3$, смогла полностью реализовать реакции синтеза. Полученный порошковый продукт был успешно использован для последующего вакуумного спекания, где продемонстрировал хорошую усадку и снижение остаточной пористости прессовок. При этом его качественный фазовый состав сохранился на фоне небольшого изменения количественного соотношения фаз.

Авторы благодарят В.П. Кривопалова за помощь при проведении экспериментов и анализе результатов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Knaislova A., Novak P., Prusa F., et al. // J. Alloys Compd. – 2019. – V. 810. – P. 151895.
2. Knaislova A., Novak P., Cabibbo M., et al. // J. Alloys Compd. – 2018. – V. 752. – P. 317–326.
3. Novak P., Prusa F., Serak J., et al. // J. Alloys Compd. – 2010. – V. 504. – P. 320–324.
4. Knaislova A., Novak P., Cygan S. et al. // Materials. – 2017. – V. 10. – P. 465.
5. Du Y.J., Rao K.P., Chung J.C.Y., et al. // Metall. Mater. Trans. A. – 2000. – V. 31A. – P. 763–771.
6. Novak P., Michalcova A., Serak J., et al. // J. Alloys Compd. – 2009. – V. 470. – P. 123–126.
7. Novak P., Kriz J., Prusa F. et al. // Intermetallics. – 2013. – V. 39. – P. 11–19.
8. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник в 3 т. / под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – Т. 1. — 992 с.
9. Rao K.P., Du Y. J., Chung J.C.Y., et al. // J. Mater. Process. Technol. – 1999. – V. 89–90. – P. 361–366.
10. Vyas A., Rao K.P., Prasad Y.V.R.K. // J. Alloys Compd. – 2009. – V. 475. – P. 252–260.
11. Hsu F.-Y., Klaar H.-J., Wang G.-X., et al. // Mater. Charact. – 1996. – V. 36. – Iss. 4–5. – P. 371–378.
12. Novak P., Kubasek J., Serak J., et al. // Int. J. Mater. Res. – 2009. – V. 100. – No 3. – P. 353–355.
13. Zha M., Wang H.Y., Li S.T., et al. // Mater. Chem. Phys. – 2009. – V. 114. – Iss. 2–3. – P. 709–715.
14. Rao K.P., Zhou J.B. // Mater. Sci. Eng. A. – 2002. – V. 338. – Iss. 1–2. – P. 282–298.
15. Zhou J.B., Rao K.P. // J. Alloys Compd. – 2004. – V. 384. – Iss. 1–2. – P. 125–130.
16. Zhou J.B., Rao K.P., Chung C.Y. // J. Mater. Process. Technol. – 2003. – V. 139. – Iss. 1–3. – P. 434–439.
17. Zhang T., Fan G., Wu H. et al. // Mater. Des. – 2017. – V. 134. – P. 244–249.
18. Azevedo C.R.F., Flower H.M. // Mater. Sci. Technol. – 1999. – V. 15. – P. 869–877.
19. Azevedo C.R.F., Flower H.M. // Mater. Sci. Technol. – 2000. – V. 16. – P. 372–381.
20. Azevedo C.R.F., Flower H.M. // Calphad. – 2002. – V. 26. – P. 353–373.

Поступила в редакцию 15.02.2021.

Коростелева Елена Николаевна, к.т.н., ст. науч. сотр. ИФПМ СО РАН, e-mail: elenak@ispms.tsc.ru;
Коржова Виктория Викторовна, к.т.н., науч. сотр. ИФПМ СО РАН, e-mail: vicvic5@mail.ru.