

УДК 536.46

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ АЛЮМИНИЯ И МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ СИНТЕЗА В СИСТЕМЕ Ti—Si—Al

Н. А. Кочетов

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А. Г. Мерджанова РАН,
142432 Черноголовка, kolyan_kochetov@mail.ru

Реализован процесс синтеза в активированных смесях $5\text{Ti} + 3\text{Si} + x\text{Al}$ ($x = 0 \div 40\%$) и в исходной смеси $5\text{Ti} + 3\text{Si} + 10\%$ Al. Исследовано влияние механической активации и содержания алюминия на скорость и максимальную температуру горения, морфологию, удлинение, целостность и фазовый состав продуктов горения. Механическая активация расширила до 40 % предел содержания Al, при котором удается реализовать горение образцов без предварительного подогрева. На основе системы Ti—Si—Al синтезированы интерметаллидные сплавы — твердые растворы на основе силицида титана $\text{Ti}(\text{Si}_{0.75}\text{Al}_{0.25})_2$ и на основе алюминида титана $\text{Ti}(\text{Al}_{0.9}\text{Si}_{0.1})_3$.

Ключевые слова: горение, механическая активация, Ti—Si—Al, температура горения, фазовый состав продуктов.

DOI 10.15372/FGV2022.9214

ВВЕДЕНИЕ

Материалы на основе интерметаллидов системы Ti—Al широко применяются в промышленности, например при изготовлении газовых турбин и конструкционных материалов для авиакосмических двигателей, в автомобильной промышленности [1–3]. Они обладают высоким сопротивлением ползучести, стойкостью к окислению и возгоранию, возрастанием предела текучести с повышением температуры, высокой температурой плавления, низкой плотностью, высоким отношением прочность/плотность [4–6]. Описание технологической значимости системы Ti + Al можно найти в работах [7–10].

Традиционные металлургические методы, используемые для получения алюминидов титана, имеют ряд недостатков [11–13]. Технология производства на их основе многостадийна и достаточно сложна.

Современным альтернативным методом получения алюминидов титана является синтез в процессе горения [14], который может осуществляться как в режиме теплового взрыва [15–18], так и в режиме послойного горения (СВС) [19–21].

Одним из способов улучшения эксплуатационных характеристик интерметаллидов на основе Al является введение в состав материала дополнительных элементов [22, 23].

Сплавы на основе алюминия, титана и кремния перспективны для применения при высоких температурах. Ожидается, что они могут заменить используемые в настоящее время в автомобильной и аэрокосмической промышленности железные и никелевые сплавы [24].

В литературе отмечается, что кремний способен формировать армирующую составляющую Ti_5Si_3 в композите на основе TiAl [25–27]. Этот факт связан с высокой твердостью и прочностью фазы Ti_5Si_3 , а также с ее хорошей механической и химической совместимостью с матрицами на основе алюминида титана, благодаря близким значениям коэффициента теплового расширения. Достаточно низкое значение плотности кремния (2.34 г/см^3) может использоваться для снижения общей массы сплава и изделий из него. Снижение массы сплава на 10 % может привести к уменьшению расхода топлива транспортного средства на $3 \div 7\%$ [28, 29].

Механическая активация (МА) является эффективным методом воздействия на реакционную способность порошковых смесей [14–16, 21–23]. Например, МА используется для реализации горения в смесях порошков, не горящих в обычных условиях [14, 30].

В работе [31] сплав на основе системы Ti—Si—Al получен из неактивированных смесей методом теплового взрыва. Однако среди опубликованных работ практически нет исследова-

ний, посвященных влиянию содержания алюминия и механической активации на горение системы Ti—Si—Al. Поэтому цель данной работы — получить интерметаллидные сплавы на основе системы Ti—Si—Al и экспериментально выявить влияние содержания Al и механической активации на процесс синтеза.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

В работе использовались порошок алюминия АСД-4 (средний размер частиц 10 мкм), порошок титана ПТС (средний размер частиц 55 мкм) и порошок кремния КР 0 (средний размер частиц 50 мкм). Смеси порошков 5Ti + 3Si + x Al готовились перемешиванием исходных компонентов в фарфоровой ступке в заданном количестве ($x = 0 \div 50$ %).

МА порошковых смесей осуществлялась в активаторе АГО-2 в воздушной среде в течение 5 мин при ускорении 90g. Соотношение массы шаров к массе смеси в барабанах активатора составляло 20 : 1.

Из исходных и активированных смесей методом двухстороннего холодного прессования изготавливались образцы диаметром 1 см. Высота образцов составляла 1.5 ÷ 1 см, относительная плотность — 0.52 ÷ 0.59, масса — 2.4 ÷ 2.5 г.

Порошковая смесь в процессе МА частично налипает (наклепывается) на стенки барабанов активатора и поверхность шаров. Отношение массы неналипшей активированной смеси, которую можно легко извлечь после МА из барабана, к массе исходной порошковой смеси, закладываемой в барабан перед МА, принималось за выход смеси после активации.

Распределение частиц по размеру и фракционный состав смеси определяли по стандартной методике на лазерном анализаторе размера частиц «Микросайзер-201С». Погрешность измерений не превышала 1.2 %.

Эксперименты по горению спрессованных образцов осуществлялись в инертной среде аргона при давлении 760 Торр. в камере постоянного давления. Процесс записывался через смотровое стекло на видеокамеру. Для обеспечения стабильных условий зажигания горение инициировалось с верхнего торца образца таблеткой состава Ti + 2В, поджигаемой вольфрамовой спиралью. Температурный профиль горения фиксировался вольфрам-рениевой термопарой ВР5/ВР20 с толщиной спая 0.2 мм. Тер-

мопара вводилась с нижнего торца образца по его оси на глубину 5 мм. При покадровом просмотре видеозаписей определялась скорость горения образцов.

Отношение высоты сгоревших образцов к высоте исходных образцов принималось за их относительное удлинение.

Каждое значение скорости u , максимальной температуры горения $T_{\max}$, выхода смеси после МА (m/m_0), относительного удлинения образцов ($\Delta l/l_0$) определялось как среднее по результатам нескольких экспериментов с погрешностью в пределах 10 %.

Рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре ДРОН-3 (Cu K_α -излучение). Микроструктура и морфология частиц активированных смесей исследовались методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на микроскопе Ultra Plus фирмы «Carl Zeiss». Термодинамические расчеты осуществлялись с использованием программы THERMO.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Рентгенофазовый анализ МА-смесей

Рентгенофазовый анализ активированных смесей 5Ti + 3Si + x Al ($x = 0 \div 50$ %) показал, что в процессе МА продолжительностью 5 мин формирование новых фаз не происходит. На рентгенограммах МА-смесей наблюдались рефлексы всех исходных компонентов и следы гидрида титана (рис. 1). Небольшое количество гидрида титана содержится

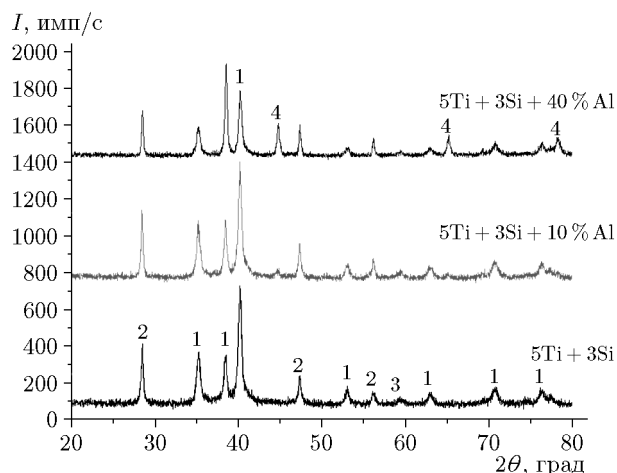


Рис. 1. Результаты рентгенофазового анализа активированных смесей 5Ti + 3Si + x Al ($x = 0, 10, 40$ %):

рефлексы фаз: 1 — Ti, 2 — Si, 3 — TiH_{1.5}, 4 — Al

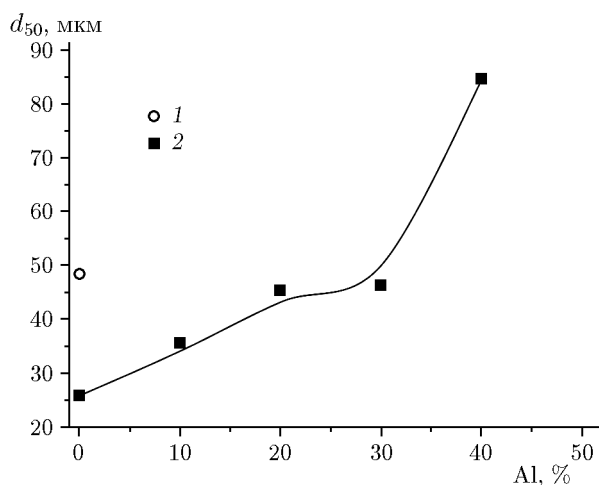


Рис. 2. Зависимость среднего размера частиц исходной (1) и активированных (2) смесей 5Ti + 3Si + xAl от содержания алюминия

в исходном титановом порошке ПТС. Сравнение рентгенограмм исходной и активированных смесей показало уширение всех рефлексов и уменьшение отношения интенсивности этих рефлексов к интенсивности фона после МА. Это свидетельствует об увеличении дефектности кристаллической структуры компонентов смесей [14, 30, 32].

Размер композитных частиц

Зависимость среднего размера частиц d_{50} активированной смеси 5Ti + 3Si + xAl ($x = 0 \div 50\%$) от содержания Al представлена на рис. 2. Средний размер частиц исходной смеси 5Ti + 3Si около 50 мкм. Как титан, так и кремний являются достаточно хрупкими компонентами, обладают низкой пластичностью. В процессе МА смеси 5Ti + 3Si исходные частицы разрушаются, их средний размер уменьшается в два раза (см. рис. 2). Алюминий является достаточно пластичным металлом, при добавлении его в исходную смесь в процессе МА формируются композитные частицы, состоящие из слоев исходных компонентов [14–16, 22, 23, 30, 32–35]. С увеличением содержания алюминия возрастает средний размер композитных частиц активированной смеси 5Ti + 3Si + xAl.

Морфология частиц

Фотографии частиц исходной и активированной смесей 5Ti + 3Si, а также активированных смесей 5Ti + 3Si + xAl с различным содержанием алюминия представлены на рис. 3.

Исходная смесь (рис. 3,а) состоит из частиц титана дендритной формы и крупных частиц кремния, имеющих осколочную форму. В процессе МА смеси 5Ti + 3Si частицы титана теряют дендритную и приобретают близкую к сферической форму (рис. 3,б). Кроме того, в ходе активации исходные частицы разрушаются, что приводит к образованию множества мелких частиц — осколков.

После введения в активируемую смесь алюминия мелкие осколки частиц практически отсутствуют, все частицы агломерируются, формируя композитные частицы (рис. 3,в,г). Это приводит к увеличению среднего размера композитных частиц с увеличением содержания Al в смеси 5Ti + 3Si + xAl (см. рис. 2).

Выход активированной смеси

Зависимость выхода m/m_0 смеси 5Ti + 3Si + xAl после МА от содержания алюминия представлена на рис. 4. Поскольку алюминий является пластичным металлом, его добавление в смесь 5Ti + 3Si увеличивает налипание смеси на стенки барабана и поверхность шаров в процессе МА. Соответственно, выход смеси после МА уменьшается с увеличением содержания алюминия в смеси 5Ti + 3Si + xAl.

Горение образцов

Образец исходной смеси 5Ti + 3Si + 10 % Al сгорел до конца; при другом содержании алюминия в исходной смеси (0 и 20 %) образцы до конца не догорали.

Механоактивация смеси 5Ti + 3Si позволила реализовать горение прессованных образцов без предварительного подогрева, и образцы сгорали полностью. Кроме того, активация смесей 5Ti + 3Si + xAl расширила предел содержания алюминия, при котором удавалось реализовать процесс горения без предварительного подогрева, до 40 %.

Рассчитанная адиабатическая температура горения уменьшается с увеличением содержания алюминия в смеси 5Ti + 3Si + xAl (рис. 5). Экспериментально измеренные максимальные температуры горения активированных смесей 5Ti + 3Si + xAl также имеют тенденцию к уменьшению с увеличением содер-

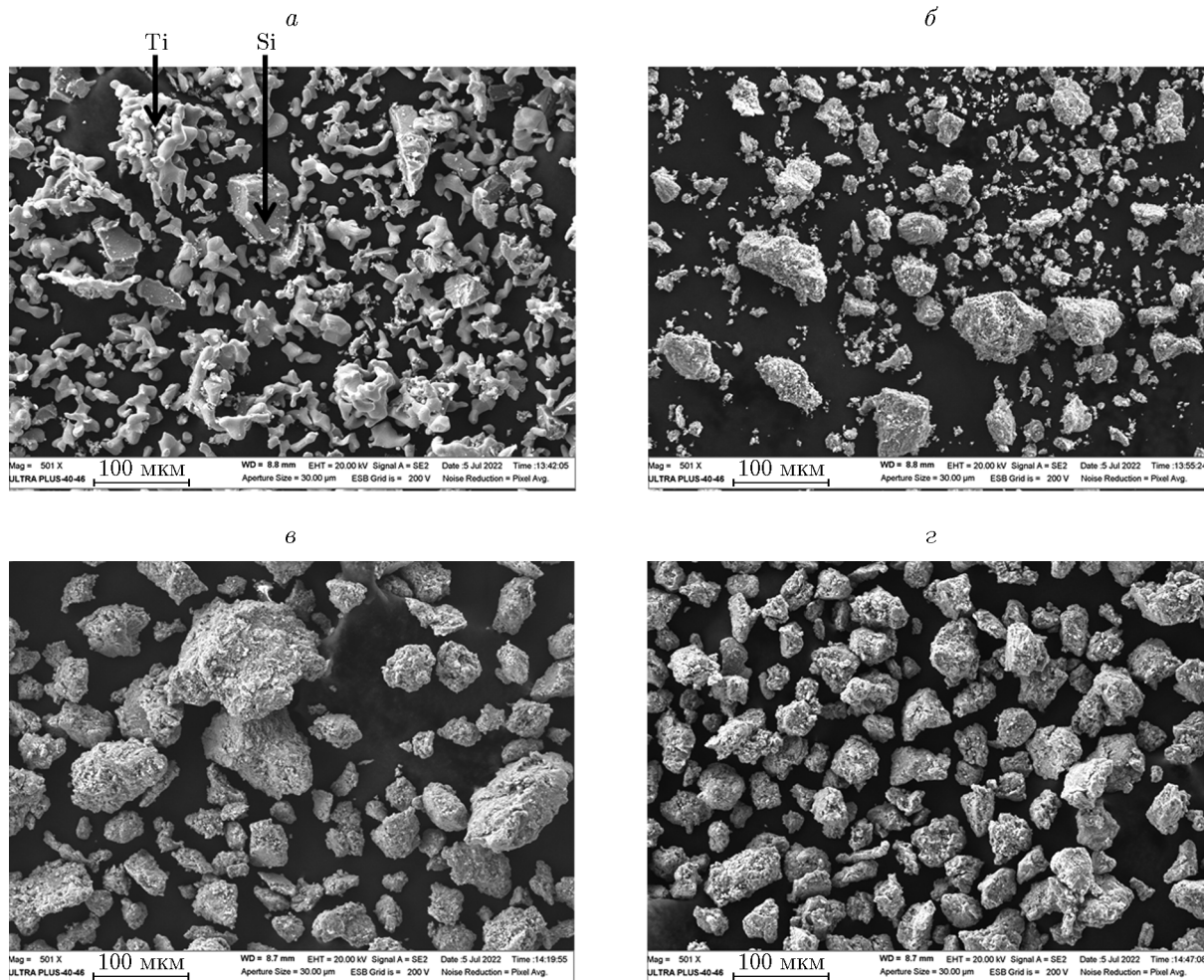


Рис. 3. Фотографии частиц исходной смеси 5Ti + 3Si (*a*), частиц активированной смеси 5Ti + 3Si (*б*) и композитных частиц, образовавшихся в процессе МА смеси 5Ti + 3Si + *x*Al, с содержанием алюминия 20 (*в*) и 40 % (*г*)

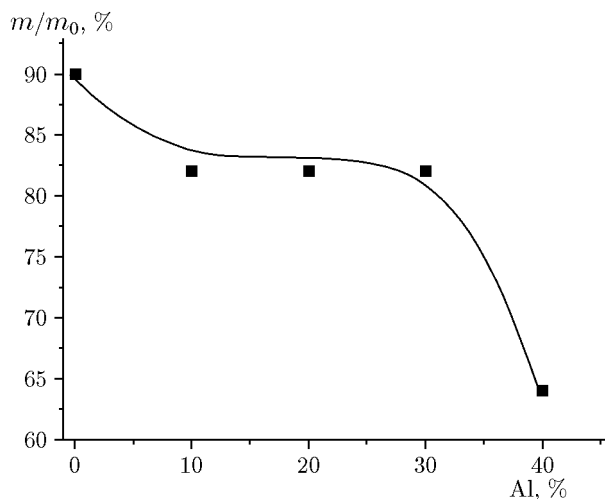


Рис. 4. Зависимость выхода активированной смеси 5Ti + 3Si + *x*Al от содержания Al

жания алюминия. Расхождение между значениями расчетной адиабатической и экспериментально измеренной температурами горения можно объяснить двумя факторами: 1) расчет выполнялся для адиабатического процесса, при этом могли быть учтены не все реакции; 2) нарушение стехиометрии смеси вследствие МА может приводить к снижению температуры горения.

Единственное измеренное значение максимальной температуры горения исходной смеси оказалось больше температуры горения активированной смеси при том же содержании Al (10 %). То есть максимальная температура горения смеси 5Ti + 3Si + 10 % Al уменьшилась после МА. Этот эффект был отмечен и

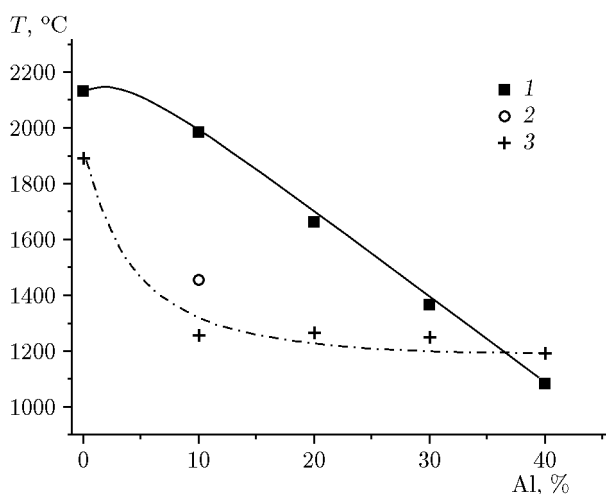


Рис. 5. Зависимости расчетной адиабатической температуры горения (1) смеси $5\text{Ti} + 3\text{Si} + x\text{Al}$, измеренной температуры горения исходной смеси $5\text{Ti} + 3\text{Si} + 10\% \text{Al}$ (2) и измеренной температуры горения смеси $5\text{Ti} + 3\text{Si} + x\text{Al}$ после МА (3) от содержания Al

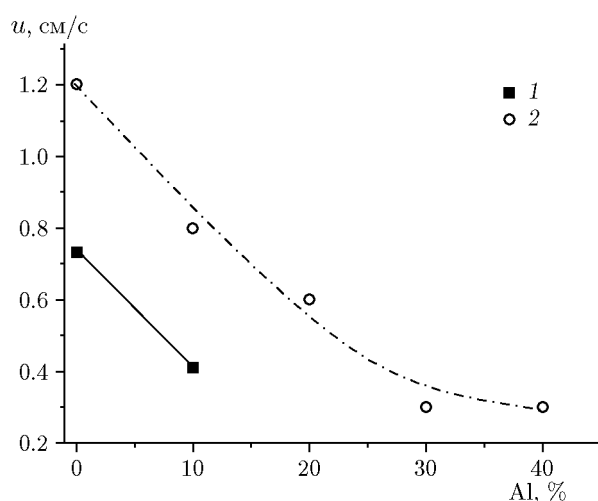


Рис. 6. Зависимость скорости горения смеси $5\text{Ti} + 3\text{Si} + x\text{Al}$ от содержания Al в исходном состоянии (1) и после МА (2)

для других систем: $\text{Ni} + \text{Al} + \text{Ti}$, $\text{Ni} + \text{Ti}$ [36, 37]. Наиболее убедительным объяснением снижения максимальных температур горения смесей после активации является образование в процессе МА нестабильных твердых растворов [38, 39]. Это могут быть неравновесные перенасыщенные растворы с малым размером кристаллитов, обладающие уникальными реакционными свойствами вследствие изменения структуры [37, 38]. В таком случае понижение максимальной температуры горения смесей можно объяснить в рамках классической теории горения [40].

Кроме того, причиной снижения температуры горения смесей после активации может быть нарушение стехиометрии смеси вследствие МА.

Зависимость скорости горения от содержания в смеси Al представлена на рис. 6. Так же как и максимальная температура горения, скорость горения смеси $5\text{Ti} + 3\text{Si} + x\text{Al}$ уменьшается с увеличением содержания алюминия в смеси (в исходном и активированном состоянии). Кроме того, скорость горения смеси возрастает после МА. Этот факт был отмечен ранее для других порошковых смесей и объясняется удалением диффузионных затруднений и возрастанием площади контакта между компонентами реакционной смеси [33, 36].

Изменение длины образца, морфология и фазовый состав продуктов горения

Фотографии образцов продуктов горения смесей $5\text{Ti} + 3\text{Si} + x\text{Al}$ представлены на рис. 7.

Единственный сгоревший до конца образец неактивированной смеси $5\text{Ti} + 3\text{Si} + 10\% \text{Al}$ обладает достаточно высокой прочностью (рис. 7,а). После горения его длина незначительно уменьшилась, т. е. в процессе горения произошла его усадка (рис. 8). В предыдущих работах было установлено, что при горении образцов неактивированных порошковых смесей исходные частицы утрачивают свою индивидуальность. Происходит их слияние с образованием достаточно прочных монолитных продуктов [41].

Образец активированной смеси $5\text{Ti} + 3\text{Si}$ сохранил свою целостность после горения (рис. 7,б, фото 1), в процессе горения произошло его удлинение (рис. 8). Ранее было отмечено, что в процессе МА в обрабатываемую порошковую смесь вносятся дополнительные примесные газы [36, 42, 43]. Выделение примесных газов за фронтом горения приводит к удлинению и образованию хрупких образцов продуктов [22, 23, 32, 36, 44, 45].

Образец активированной смеси $5\text{Ti} + 3\text{Si} + 10\% \text{Al}$ в процессе горения диспергируется на отдельные частицы (рис. 7,б, фото 2). С увеличением содержания алюминия в МА-смеси фрагменты, на которые диспергируются образцы продуктов горения, укрупняются (рис. 7,б, фото 2–4), уменьшается удлинение

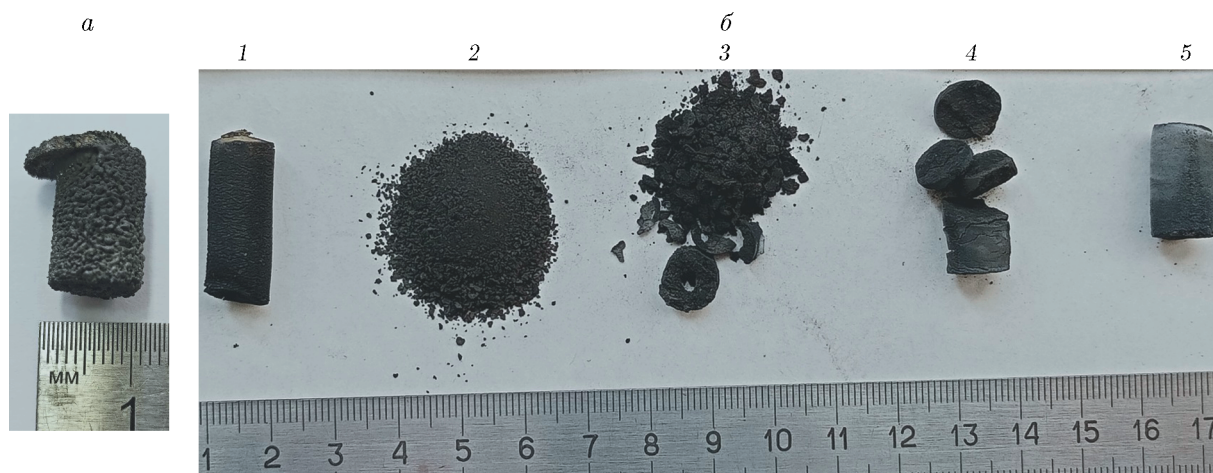


Рис. 7. Фотографии продуктов горения исходной (а) (содержание Al 10 %) и активированных (б) ($x = 0$ (1), 10 (2), 20 (3), 30 (4), 40 % (5)) смесей $5\text{Ti} + 3\text{Si} + x\text{Al}$

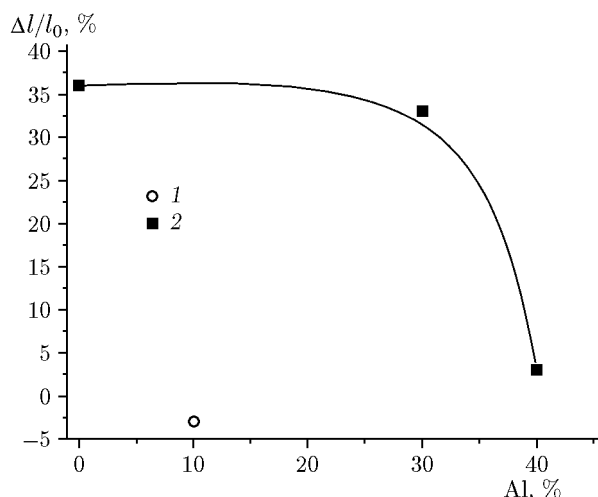


Рис. 8. Зависимость относительного удлинения сгоревшего образца от содержания Al в исходной (1) и активированных (2) смесях $5\text{Ti} + 3\text{Si} + x\text{Al}$

образцов продуктов (см. рис. 8). Образец продуктов горения смеси с максимальным содержанием алюминия (40 %) сохраняет свою целостность и удлиняется в процессе горения всего на 3 % (рис. 7, б, фото 5).

Оба компонента смеси $5\text{Ti} + 3\text{Si}$ обладают невысокой пластичностью. Активированная смесь $5\text{Ti} + 3\text{Si}$ состоит из частиц небольшого размера — средний размер около 25 мкм, в два раза меньше среднего размера частиц исходной смеси (см. рис. 3). По-видимому, в процессе МА смеси $5\text{Ti} + 3\text{Si}$ разрушение исходных частиц преобладает над образованием композитных частиц. В результате образец продук-

тов горения МА-смеси $5\text{Ti} + 3\text{Si}$, как и образец продуктов неактивированной смеси, сохраняет целостность.

Добавление пластичного алюминия в активированную смесь $5\text{Ti} + 3\text{Si}$ создает благоприятные условия для образования композитных частиц в ходе МА. Композитные частицы сохраняют свою индивидуальность после горения, в отличие от частиц исходной смеси [41]. В результате при горении образца активированной смеси $5\text{Ti} + 3\text{Si} + 10\%$ Al происходит его диспергирование на отдельные частицы продукта (см. рис. 7, б, фото 2).

С увеличением содержания Al в смеси $5\text{Ti} + 3\text{Si} + x\text{Al}$ уменьшается максимальная температура горения (см. рис. 5). Со снижением температуры сокращается количество выделяющихся при горении примесных газов. Это приводит к уменьшению удлинения и увеличению целостности образцов продуктов горения активированной смеси $5\text{Ti} + 3\text{Si} + x\text{Al}$.

Рентгенограммы продуктов горения исходной смеси $5\text{Ti} + 3\text{Si} + 10\%$ Al представлены на рис. 9. Идентифицированы рефлексы силицида титана Ti_5Si_3 и твердого раствора на основе алюминида титана, в котором часть атомов алюминия замещена кремнием $\text{Ti}(\text{Al}_{0.9}\text{Si}_{0.1})_3$.

Результаты рентгенофазового анализа продуктов синтеза активированных смесей $5\text{Ti} + 3\text{Si} + x\text{Al}$ приведены на рис. 10. На рентгенограмме продуктов горения МА-смеси $5\text{Ti} + 3\text{Si}$ идентифицированы рефлексы единственной фазы Ti_5Si_3 . На рентгенограмме

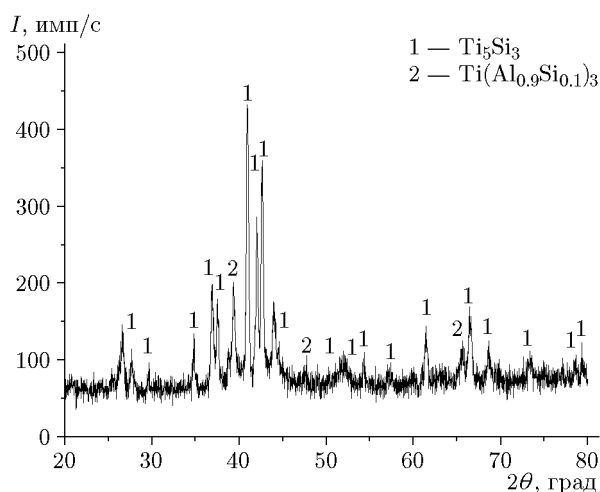


Рис. 9. Результаты рентгенофазового анализа продуктов синтеза исходной смеси $5\text{Ti} + 3\text{Si} + 10\% \text{Al}$

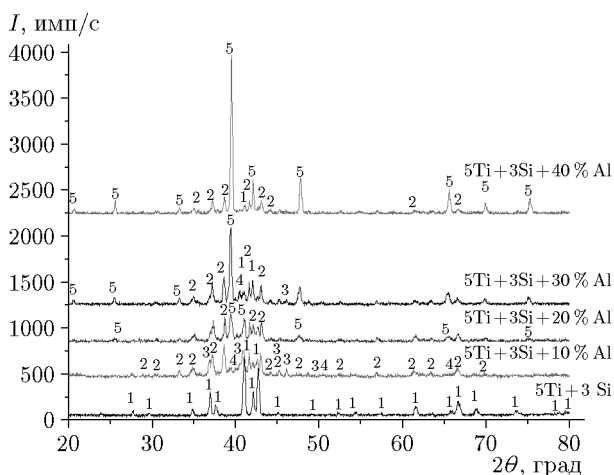


Рис. 10. Результаты рентгенофазового анализа продуктов синтеза активированных смесей $5\text{Ti} + 3\text{Si} + x\text{Al}$:

1 — Ti_5Si_3 , 2 — Ti_5Si_4 , 3 — TiSi , 4 — $\text{Ti}(\text{Si}_{0.75}\text{Al}_{0.25})_2$, 5 — $\text{Ti}(\text{Al}_{0.9}\text{Si}_{0.1})_3$

продуктов синтеза активированной смеси $5\text{Ti} + 3\text{Si} + 10\% \text{Al}$ наблюдаются еще три фазы — силицидов Ti_5Si_4 и TiSi , а также твердого раствора на основе силицида титана $\text{Ti}(\text{Si}_{0.75}\text{Al}_{0.25})_2$. С увеличением содержания Al до 20 % в продуктах горения МА-смеси идентифицируются рефлексы трех фаз: силицидов Ti_5Si_4 и Ti_5Si_3 и твердого раствора на основе алюминида титана $\text{Ti}(\text{Al}_{0.9}\text{Si}_{0.1})_3$. При содержании в активированной смеси 30 % алюминия в продуктах синтеза фиксируются рефлексы пяти фаз: силицидов Ti_5Si_4 , Ti_5Si_3 , TiSi и твердых растворов $\text{Ti}(\text{Si}_{0.75}\text{Al}_{0.25})_2$,

$\text{Ti}(\text{Al}_{0.9}\text{Si}_{0.1})_3$. При максимальном содержании Al (40 %) в продуктах синтеза зафиксированы рефлексы силицидов Ti_5Si_3 , Ti_5Si_4 и твердого раствора на основе алюминида титана $\text{Ti}(\text{Al}_{0.9}\text{Si}_{0.1})_3$.

С увеличением содержания Al в МА-смеси возрастает содержание твердого раствора на основе алюминида титана $\text{Ti}(\text{Al}_{0.9}\text{Si}_{0.1})_3$ в продуктах горения (см. рис. 10). В МА-смеси с максимальным содержанием алюминия (40 %) рефлексы твердого раствора $\text{Ti}(\text{Al}_{0.9}\text{Si}_{0.1})_3$ значительно преобладают над рефлексами остальных фаз в продуктах синтеза.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

МА расширила предел содержания Al в смеси $5\text{Ti} + 3\text{Si} + x\text{Al}$, при котором удается реализовать горение образцов без предварительного подогрева, до 40 %.

После МА скорость горения смесей возрастает, а максимальная температура горения убывает.

С увеличением содержания Al уменьшается выход композитных частиц МА-смеси $5\text{Ti} + 3\text{Si} + x\text{Al}$ и возрастает их размер, уменьшаются максимальная температура и скорость горения образцов, увеличивается целостность образцов продуктов МА-смесей и уменьшается их удлинение.

В работе синтезированы интерметаллидные сплавы — твердые растворы на основе силицида титана $\text{Ti}(\text{Si}_{0.75}\text{Al}_{0.25})_2$ и на основе алюминида титана $\text{Ti}(\text{Al}_{0.9}\text{Si}_{0.1})_3$.

Автор признателен Б. С. Сеплярскому и Д. Ю. Ковалеву за ценные советы и обсуждение, а также И. Д. Ковалеву, М. Л. Бусуриной, О. Д. Боярченко за помощь в экспериментах.

ЛИТЕРАТУРА

1. Bertin J. J., Cummings R. M. Fifty years of hypersonics: where we've been, where we're going // Prog. Aerospace Sci. — 2003. — V. 39, N 6-7. — P. 511–536. — DOI: 10.1016/S0376-0421(03)00079-4.
2. Das G., Kestler H., Clemens H., Bartolotta P. A. Sheet gamma TiAl: Status and opportunities // JOM. — 2004. — V. 56. — P. 42–45. — DOI: 10.1007/s11837-004-0251-y.
3. Djanarthany S., Viala J.-C., Bouix J. An overview of monolithic titanium aluminides based on Ti_3Al and TiAl // Mater. Chem. Phys. — 2001. — V. 72, N 3. — P. 301–319. — DOI: 10.1016/S0254-0584(01)00328-5.

4. **Banhart J.** Manufacture, characterization and application of cellular metals and metal foam // *Prog. Mater. Sci.* — 2001. — V. 46, N 6. — P. 559–632. — DOI: 10.1016/S0079-6425(00)00002-5.
5. **Kothari K., Radhakrishnan R., Wereley N. M.** Advances in gamma titanium aluminides and their manufacturing techniques // *Prog. Aerospace Sci.* — 2012. — V. 55. — P. 1–16. — DOI: 10.1016/j.paerosci.2012.04.001.
6. **Doorbar P., Dixon M., Chatterjee A.** Aero-engine titanium: from alloys to composites // *Mater. Sci. Forum.* — 2009. — V. 618-619. — P. 127–134. — DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.618-619.127.
7. **Rohatgi A., Harach D. J., Vecchio K. S., Harvey K. P.** Resistance-curve and fracture behavior of Ti–Al₃Ti metallic-intermetallic laminate (MIL) composites // *Acta Materialia.* — 2003. — V. 51, N 10. — P. 2933–2957. — DOI: 10.1016/S1359-6454(03)00108-3.
8. **Przeliorz R., Goral M., Moskal G., Swadzba L.** The relationship between specific heat capacity and oxidation resistance of TiAl alloys // *J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.* — 2007. — V. 21, N 1. — P. 48–50.
9. **Palm M., Zhang L. C., Stein F., Sauthoff G.** Phases and phase equilibria in the Al rich part of the Al–Ti system above 900 °C // *Intermetallics.* — 2002. — V. 10. — P. 523–540. — DOI: 10.1016/S0966-9795(02)00022-5.
10. **Novoselova T., Celotto S., Morgan R., Fox P., O'Neill W.** Formation of TiAl intermetallics by heat treatment of cold sprayed precursor deposits // *J. Alloys Compd.* — 2007. — V. 436. — P. 69–77. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2006.06.101.
11. **Levi C. G., Abbaschian G. J., Mehrabian R.** Interface interactions during fabrication of aluminum alloy-alumina fiber composites // *Metall. Trans. A.* — 1978. — V. 9, N 5. — P. 697–711. — DOI: 10.1007/BF02659927.
12. **Divecha A. P., Fishman S. G., Karmarkar S. D.** Silicon carbide reinforced aluminum — A formable composite // *JOM.* — 1981. — V. 33, N 9. — P. 12–17. — DOI: 10.1007/BF03339487.
13. **McKimpson M. G., Scott T. E.** Processing and properties of metal matrix composites containing discontinuous reinforcement // *Mater. Sci. Eng. A.* — 1989. — V. 107, N 1-2. — P. 93–106. — DOI: 10.1016/0921-5093(89)90378-X.
14. **Кочетов Н. А., Сеплярский Б. С.** Влияние начальной температуры и механической активации на режим и закономерности синтеза в системе Ti + Al // *Физика горения и взрыва.* — 2020. — Т. 56, № 3. — С. 69–77. — DOI: 10.15372/FGV20200307.
15. **Filimonov V. Yu., Korchagin M. A., Diitenberg I. A., Tyumentsev A. N., Lyakhov N. Z.** High temperature synthesis of single-phase Ti₃Al intermetallic compound in mechanically activated powder mixture // *Powder Technol.* — 2013. — V. 235. — P. 606–613. — DOI: 10.1016/j.powtec.2012.11.022.
16. **Корчагин М. А.** Тепловой взрыв в механически активированных низкокалорийных составах // *Физика горения и взрыва.* — 2015. — Т. 51, № 5. — С. 77–86. — DOI: 10.15372/FGV20150509.
17. **Bertolino N., Monagheddu M., Tacca A., Giuliani P., Zanolli C., Anselmi Tamburini U.** Ignition mechanism in combustion synthesis of Ti–Al and Ti–Ni systems // *Intermetallics.* — 2003. — V. 11, N 1. — P. 41–49. — DOI: 10.1016/S0966-9795(02)00128-0.
18. **Lee S.-H., Lee J. H., Lee Y.-H., Shin D. H., Kim Y.-S.** Effect of heating rate on the combustion synthesis of intermetallics // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2000. — V. 281, N 1-2. — P. 275–285. — DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00715-7.
19. **Adeli M., Seyedein S. H., Aboutalebi M. R., Kobashi M., Kanetake N.** A study on the combustion synthesis of titanium aluminide in the self-propagating mode // *J. Alloys Compd.* — 2010. — V. 497, N 1-2. — P. 100–104. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2010.03.050.
20. **Orrú R., Cao G., Munir Z. A.** Field-activated combustion synthesis of titanium aluminides // *Metall. Mater. Trans. A.* — 1999. — V. 30. — P. 1101–1108. — DOI: 10.1007/s11661-999-0162-1.
21. **Medda E., Delogu F., Cao G.** Combination of mechanochemical activation and self-propagating behaviour for the synthesis of Ti aluminides // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2003. — V. 361. — P. 23–28. — DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00566-5.
22. **Кочетов Н. А., Сычев А. Е.** Влияние содержания SiO₂ и механической активации на горение системы Ni–Al–SiO₂ // *Физика горения и взрыва.* — 2020. — Т. 56, № 5. — С. 32–38. — DOI: 10.15372/FGV20200502.
23. **Кочетов Н. А., Сычев А. Е.** Влияние содержания углерода и механической активации на горение системы Ni–Al–C // *Физика горения и взрыва.* — 2019. — Т. 55, № 6. — С. 58–64. — DOI: 10.15372/FGV20190608.
24. **Mondolfo L. F.** *Aluminium Alloys: Structure and Properties.* — London: Butterworth-Heinemann, 1976. — P. 385–387.
25. **Koch C. C.** Intermetallic matrix composites prepared by mechanical alloying — a review // *Mater. Sci. Eng. A.* — 1998. — V. 244, N 1. — P. 39–48. — DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00824-1.
26. **Knaislová A., Novák P., Cabibbo M., Průša F., Paoletti C., Jaworska L., Vojtěch D.** Combination of reaction synthesis and spark plasma sintering in production of Ti–Al–Si alloys // *J. Alloys Compd.* — 2018. — V. 752. — P. 317–326. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.04.187.

27. Wang Y.-J., Chen T.-J., Zhang S.-Q., Qin Y.-H., Zhang X.-Z. Effects of partial remelting on microstructure of Al-Si-Ti bulk alloy prepared by cold pressing mixed powders // Mater. Trans. — 2016. — V. 57, N 7. — P. 1124–1133. — DOI: 10.2320/matertrans.M2016070.
28. Kim H. C., Wallington T. J. Life-cycle energy and greenhouse gas emission benefits of lightweighting in automobiles: Review and harmonization // Environ. Sci. Technol. — 2013. — V. 47, N 12. — P. 6089–6097. — DOI: 10.1021/es3042115.
29. Modaresi R., Pauliuk S., Løvik A. N., Müller D. B. Global carbon benefits of material substitution in passenger cars until 2050 and the impact on the steel and aluminum industries // Environ. Sci. Technol. — 2014. — V. 48, N 18. — P. 10776–10784. — DOI: 10.1021/es502930.
30. Кочетов Н. А., Сеплярский Б. С., Щукин А. С. Зависимости скорости горения и фазового состава конденсированных продуктов смеси Ti + Ni от времени механической активации // Физика горения и взрыва. — 2019. — Т. 55, № 3. — С. 63–70. — DOI: 10.15372/FGV20190308.
31. Лазарев П. А., Сычев А. Е., Боярченко О. Д., Аборкин А. В. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез в системе Ti—Al—Si: горение и свойства // Неорг. матер. — 2021. — Т. 57, № 11. — С. 1272–1278. — DOI: 10.31857/S0002337X21110087.
32. Kochetov N. A., Sytshev A. E. Effects of magnesium on initial temperature and mechanical activation on combustion synthesis in Ti-Al-Mg system // Mater. Chem. Phys. — 2021. — V. 257. — 123727. — DOI: 10.1016/j.matchemphys.2020.123727.
33. Кочетов Н. А. Влияние механической активации и содержания металлической связки на горение в системе Ti + 2B + x(Fe + Co + Cr + Ni + Al) // Физика горения и взрыва. — 2022. — Т. 58, № 2. — С. 49–57. — DOI: 10.15372/FGV20220205.
34. Корчагин М. А., Григорьева Т. Ф., Боханов Б. Б., Шарафутдинов М. Р., Баринова А. П., Ляхов Н. З. Твердофазный режим горения в механически активированных СВС-системах. I. Влияние продолжительности механической активации на характеристики процесса и состав продуктов горения // Физика горения и взрыва. — 2003. — Т. 39, № 1. — С. 51–59.
35. Корчагин М. А., Филимонов В. Ю., Смирнов Е. В., Ляхов Н. З. Тепловой взрыв механически активированной смеси 3Ni + Al // Физика горения и взрыва. — 2010. — Т. 46, № 1. — С. 48–53.
36. Кочетов Н. А. Влияние содержания титана и механической активации на горение в системе Ni—Al—Ti // Физика горения и взрыва. — 2021. — Т. 57, № 6. — С. 32–41. — DOI: 10.15372/FGV20210604.
37. Кочетов Н. А., Сеплярский Б. С. Зависимости скоростей горения и максимальных температур синтеза от начальной температуры образцов из исходной и активированных смесей Ti + Ni // Хим. физика. — 2020. — Т. 39, № 9. — С. 39–44. — DOI: 10.31857/S0207401X20090058.
38. Wen C. E., Kobayashi K., Sugiyama A., Nishio T., Matsumoto A. Synthesis of nanocrystallite by mechanical alloying and in situ observation of their combustion phase transformation in Al₃Ti // J. Mater. Sci. — 2000. — V. 35. — P. 2099–2105. — DOI: 10.1023/A:1004763713031.
39. Рогачёв А. С., Мукасян А. С. Горение гетерогенных наноструктурных систем (обзор) // Физика горения и взрыва. — 2010. — Т. 46, № 3. — С. 3–30.
40. Зельдович Я. Б., Баренблатт Г. И., Либрович В. Б., Махвиладзе Г. М. Математическая теория горения. — М.: Наука, 1980.
41. Рогачев А. С., Кочетов Н. А., Курбаткина В. В., Левашов Е. А., Гринчук П. С., Рабинович О. С., Сачкова Н. В., Бернар Ф. Микроструктурные аспекты безгазового горения механически активированных смесей. I. Высокоскоростная микровидеосъемка состава Ni + Al // Физика горения и взрыва. — 2006. — Т. 42, № 4. — С. 61–70.
42. Vadchenko S. G. Gas release during combustion of Ti + 2B films: Influence of mechanical alloying // Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth. — 2015. — V. 24, N 2. — P. 90–93. — DOI: 10.3103/S1061386215020107.
43. Vadchenko S. G. Gas emission during combustion of mechanically activated Ni + Al mixtures // Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth. — 2016. — V. 25, N 4. — P. 210–214. — DOI: 10.3103/S1061386216040105.
44. Kamynina O. K., Rogachev A. S., Sytshev A. E., Umarov L. M. Spontaneous deformation during self-propagating high-temperature synthesis // Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth. — 2004. — V. 13, N 3. — P. 193–204.
45. Камынина О. К., Рогачев А. С., Умаров Л. М. Динамика деформации реагирующей среды при безгазовом горении // Физика горения и взрыва. — 2003. — Т. 39, № 5. — С. 69–73.

Поступила в редакцию 02.08.2022.

После доработки 06.09.2022.

Принята к публикации 07.09.2022.