

УДК 536.46

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ТИТАНА И МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ НА ГОРЕНИЕ В СИСТЕМЕ Ni—Al—Ti

Н. А. Кочетов

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

Исследовано влияние предварительной механической активации (МА) и содержания Ti на максимальную температуру и скорость горения, размер композитных частиц и выход смеси после МА, удлинение образцов в процессе горения, фазовый состав и морфологию продуктов горения в системе Ni—Ti—Al. Предварительная МА смеси Ni + Al + Ti расширила предел содержания титана, при котором возможно реализовать горение образцов без предварительного подогрева, с 17 до 59 % (по массе). После МА уменьшается количество фаз в продуктах и возрастает скорость горения, максимальная температура синтеза уменьшается. Увеличение содержания Ti в смеси Ni + Al + Ti приводит к уменьшению скорости и максимальной температуры горения как исходной, так и МА смеси. Кроме того, с увеличением содержания титана уменьшается средний размер композитных частиц и возрастает выход активированной смеси. При горении МА-смесей с высоким (24 ÷ 52 %) содержанием титана в продуктах преобладают фаза Ti₂Ni и фаза Гейслера Ni₂TiAl, визуально наблюдаются следы плавления. В активированной смеси Ni + Al + Ti установлено содержание Ti, при котором содержание фазы Гейслера в продуктах горения максимально. Для большинства наблюдаемых зависимостей предложено объяснение.

Ключевые слова: горение, механическая активация, интерметаллиды, алюминид никеля, никелид титана, алюминид титана, фазы Гейслера, Ni + Al + Ti.

DOI 10.15372/FGV20210604

ВВЕДЕНИЕ

Получение интерметаллидов на основе соединений никеля, алюминия и титана и исследование их свойств является актуальной научной задачей [1–3].

В системе Ni—Al—Ti возможно образование алюминидов никеля, никелидов титана и алюминидов титана. Также возможно образование тройных фаз Ni—Ti—Al, в том числе фазы Гейслера Ni₂TiAl.

Интерметаллиды на основе алюминида никеля являются перспективными конструкционными материалами и находят широкое применение в качестве композитного материала благодаря сочетанию прочности при высоких температурах, высокой теплопроводности, хорошей стойкости к коррозии и окислению, относительно низкой стоимости [4]. Материалы на их основе востребованы в электроэнергетике, автомобильной промышленности, аэрокосмической технике. Однако наряду с вышеупомянутыми достоинствами данные интерметаллиды имеют существенный недостаток — низ-

кую пластичность и склонность к хрупкому разрушению.

Сплавы с памятью формы на основе никелида титана широко используются в медицине и технике [5].

Материалы на основе алюминида титана находят применение в качестве конструкционных материалов для авиакосмических двигателей и промышленных газовых турбин. Они характеризуются высокой температурой плавления, низкой плотностью, высокими значениями модуля упругости, возрастанием предела текучести с повышением температуры, стойкостью к окислению и возгоранию, высоким отношением прочность/плотность [6]. Технологическая значимость системы Ti + Al описана в работах [7, 8].

Одним из способов улучшения эксплуатационных характеристик интерметаллидов на основе Ni—Al является введение в состав дополнительного металла с образованием фаз Гейслера Ni₂MAl (где M = Re, W, V, Ti, Sc, Co, Cr, Zr, Hf, Ta, Nb) [9, 10]. Материалы на основе фаз Гейслера обладают такими полезными свойствами, как низкая плотность, высо-

кие жаропрочность и жаростойкость, трещиностойкость, низкая ползучесть при повышенной температуре [9–11].

Механическая активация (МА) в шаровых мельницах является перспективным методом управления реакционной способностью порошковых смесей [12–20]. В процессе МА порошковых смесей металлов образуются композитные частицы, состоящие из слоев исходных компонентов [16, 19, 20]. Также происходят удаление оксидных и адсорбционных слоев с поверхности частиц, измельчение и увеличение площади контакта реагентов, интенсивная пластическая деформация материала, создающая высокую концентрацию дефектов кристаллической структуры и внутренние напряжения. Благодаря этим факторам способность к горению приобретают смеси порошков, не горящие в обычных условиях [19–21].

Среди опубликованных работ практически отсутствует информация о влиянии содержания титана и МА на горение системы Ni—Al—Ti. Поэтому была поставлена цель — экспериментально выявить влияние содержания титана и механической активации на горение системы Ni—Al—Ti.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

В данной работе использовался карбонильный никель ПНК (чистота 99.9 %, средний размер частиц 10 мкм), порошок алюминия АСД-4 (чистота 99.2 %, средний размер частиц 10 мкм) и порошок титана марки ПТС (чистота 99 %, средний размер частиц 55 мкм).

Исходные порошки тщательно перемешивались в фарфоровой ступке в требуемых массовых пропорциях для получения смеси (Ni + Al) + x Ti до визуального отсутствия неоднородностей. Коэффициент x варьировался от 0 до 66 %.

Механическая активация порошковой смеси Ni + Al + Ti осуществлялась в планетарной мельнице АГО-2 с водяным охлаждением в воздушной среде [15, 16, 19–21]. В барабан мельницы загружалось 200 г шаров диаметром 9 мм и 10 г смеси, процесс осуществлялся в течение 5 мин при ускорении 90*g*.

Для исследования процесса горения прессованных образцов из смесей исходных и МА порошков методом двухстороннего холодного прессования получали цилиндрические образцы диаметром 10 мм и высотой

15 ÷ 18 мм. Масса спрессованных образцов составляла 3.5 ÷ 3.9 г, а давление прессования — 100 кг/см² для образцов из исходных смесей и 120 ÷ 140 кг/см² для активированных смесей. Изменение давления прессования требовалось для поддержания относительной плотности всех образцов в интервале 0.55 ÷ 0.6.

Процесс горения спрессованных образцов осуществлялся в инертной среде аргона при давлении 760 Торр в камере постоянного давления [15, 16, 19–21]. Видеозапись процесса велась через смотровое стекло. Горение инициировалось с верхнего торца образца через поджигающую таблетку состава Ti + 2B нагретой вольфрамовой спиралью, что обеспечивало стабильные условия зажигания. Максимальную температуру горения измеряли вольфрам-рениевой термопарой ВР5/ВР20 с диаметром спая 0.2 мм. Термопара вводилась с нижнего торца образца по его оси на глубину 4 мм. При покадровом просмотре видеозаписей определяли скорость горения образцов.

Каждое значение скорости, максимальной температуры горения, выхода смеси после МА, а также относительного удлинения образцов определялось как среднее по результатам нескольких экспериментов и имело погрешность в пределах 10 %.

Рентгенофазовый анализ активированных смесей, а также продуктов горения исходных и активированных смесей осуществлялся на дифрактометре ДРОН-3М, на медном излучении, в диапазоне углов $2\theta = 20 \div 90^\circ$. Полученные данные анализировали с использованием базы данных PDF-2.

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

Микроструктуру и морфологию частиц активированных смесей, а также продуктов горения исследовали методом сканирующей электронной микроскопии на микроскопе Ultra Plus (Carl Zeiss, Германия). Для этого из порошков МА-смесей и продуктов их синтеза изготавливали шлифы.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Рентгенофазовый анализ исходных и МА смесей

Рентгенофазовый анализ (РФА) активированных смесей Ni + Al + Ti показал, что в

процессе МА продолжительностью 5 мин формирования новых фаз не происходит. Сравнение рентгенограмм исходной и активированных смесей показывает уширение рефлексов никеля, алюминия и титана и уменьшение отношения интенсивности этих рефлексов к интенсивности фона после МА. Этот факт свидетельствует об увеличении дефектности кристаллической структуры компонентов смесей [19, 20, 22].

Микроструктура, морфология и размер композитных частиц

В процессе МА частицы исходных металлов разрушаются, деформируются и агломерируются, формируя композитные частицы, состоящие из слоев исходных компонентов (рис. 1, *a–в*) [12–14, 16, 19–21]. Фотографии композитных частиц, образовавшихся в процессе МА смеси Ni + Al + Ti с различным содержанием титана, представлены на рис. 1, *г–е*. Видно, что с увеличением содержания титана в смеси уменьшается средний размер образовавшихся композитных частиц. Данный факт подтверждается количественно зависимостью среднего размера композитных частиц D от содержания титана в активированной смеси Ni + Al + Ti (рис. 2). Действительно, на зависимости наблюдается тенденция уменьшения среднего размера композитных частиц с увеличением содержания титана, т. е. Ti препятствует образованию композитных частиц в активируемой смеси.

Выход смеси после МА

В процессе МА часть порошковой смеси налипает (наклепывается) на поверхность шаров и стенки барабанов активатора [16, 22]. Выход смеси после МА определяли как отношение массы неналипшей активированной смеси (m), которую можно легко извлечь после МА из барабана, к массе исходной порошковой смеси (m_0), закладываемой в барабан перед МА. Выход m/m_0 активированной смеси Ni + Al + Ti возрастал с увеличением содержания титана в смеси (рис. 3). Следовательно, титан препятствует налипанию композитных частиц на стенки барабана и шары, что увеличивает выход активированной смеси Ni + Al + Ti.

Горение образцов

В образцах, спрессованных из исходной смеси, не удалось инициировать горение при содержании титана более 17 %. Предварительная МА реакционной смеси Ni + Al + Ti расширила предел содержания Ti в смеси, в котором удавалось реализовать горение спрессованных образцов при комнатной температуре, до 59 %.

Экспериментально измеренные зависимости скорости u и максимальной температуры горения T_{\max} от содержания Ti в исходной смеси Ni + Al + Ti и смеси после МА представлены на рис. 4. Благодаря увеличению площади контакта и удалению диффузионных затруднений между компонентами реакционной смеси после МА значительно (в несколько раз) увеличивается скорость горения смеси (рис. 4, *a*). При этом максимальная температура горения смесей после их активации уменьшается (рис. 4, *б*), что наблюдалось и в предыдущих работах [21]. Наиболее вероятным объяснением снижения максимальных температур горения активированных смесей является образование в процессе МА нестабильных твердых растворов [23, 24]. В [21, 23] было показано, что МА может приводить к образованию неравновесных перенасыщенных растворов с малым размером кристаллитов, которые вследствие изменения структуры могут приобретать уникальные реакционные свойства. Этот факт в предположении, что уменьшение максимальной температуры горения МА смесей связано с образованием продукта из нестабильных твердых растворов в процессе МА, находит свое объяснение в рамках классической теории горения [25].

Увеличение содержания титана в смеси Ni + Al + Ti приводит к уменьшению максимальной температуры и скорости горения как исходных, так и активированных смесей. Это происходит из-за того, что с увеличением содержания Ti, кроме основной экзотермической реакции (Ni + Al), в смеси происходят и другие, менее экзотермичные реакции с участием Ti. В результате этих реакций образуются фазы Ni₂TiAl, NiTiAl, Ti₂Ni, Ti₃Al (рис. 5, таблица). В продуктах горения МА смеси Ni + Al без титана содержится единственная фаза — NiAl (рис. 5, *б*). С увеличением содержания титана в активированной смеси до 31 % уменьшается содержание фазы NiAl и возрастает содержание фазы Гейслера Ni₂TiAl в продук-

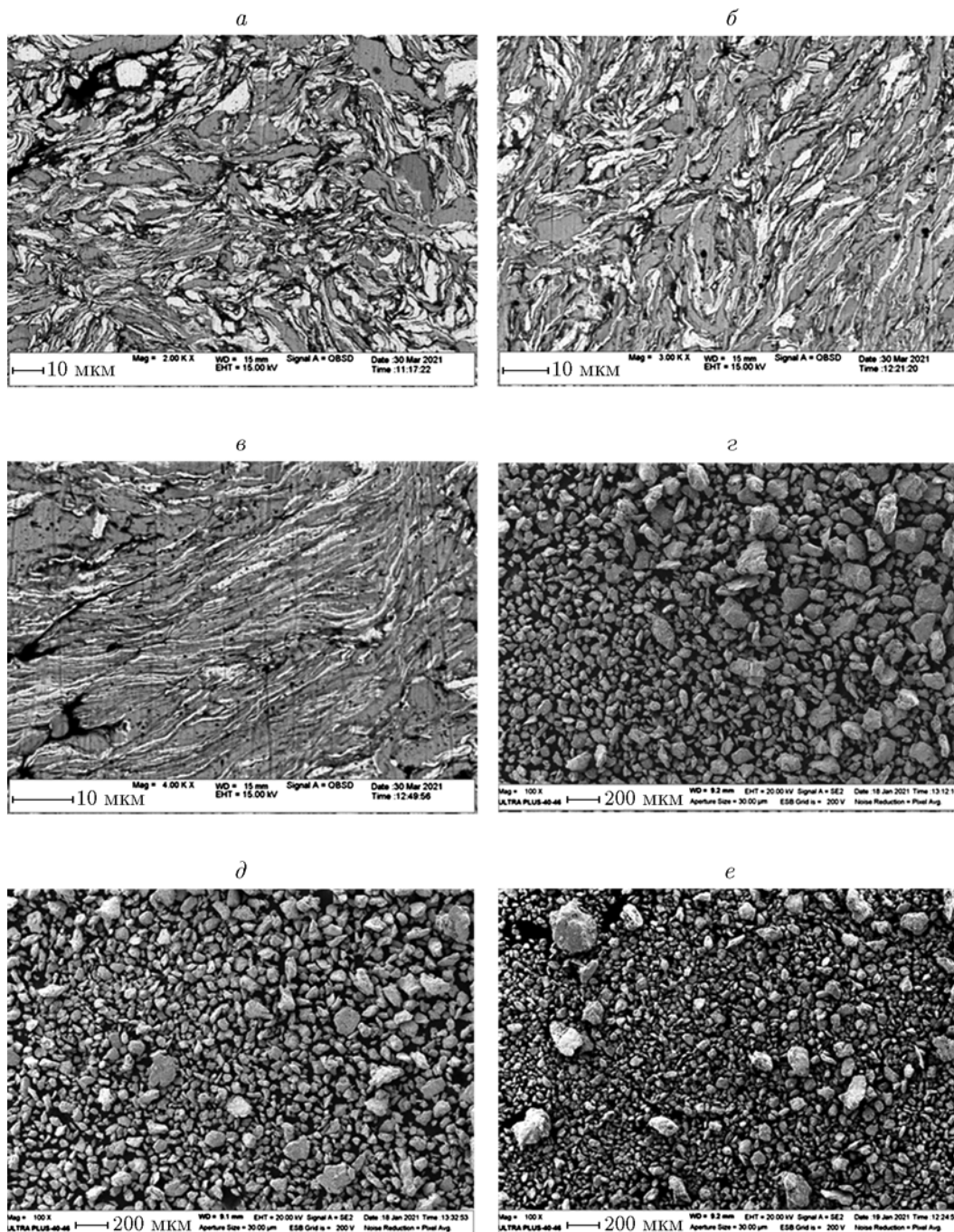


Рис. 1. Фотографии микроструктуры композитных частиц, образовавшихся в процессе МА смесей (Ni + Al) + Ti, содержащих 17 (а), 31 (б), 45 % (в) Ti, и композитных частиц, не включающих в себя титана (г) или содержащих его в количестве 10 (д) и 31 % (е)

тах синтеза. При дальнейшем увеличении содержания титана в активированной смеси (более 38 %) содержание фазы Гейслера Ni_2TiAl в продуктах уменьшается, появляются интерметаллиды Ti_2Ni , Ti_3Al . При содержании титана 17 ÷ 45 % в продуктах МА смеси присутствует

фаза $NiTiAl$.

Все фазы, образовавшиеся в продуктах синтеза, являются стабильными. В зависимости от состава исходных компонентов в продуктах преобладают фазы $NiAl$, Ni_2TiAl , Ti_2Ni . Состав образовавшихся продуктов зависит от

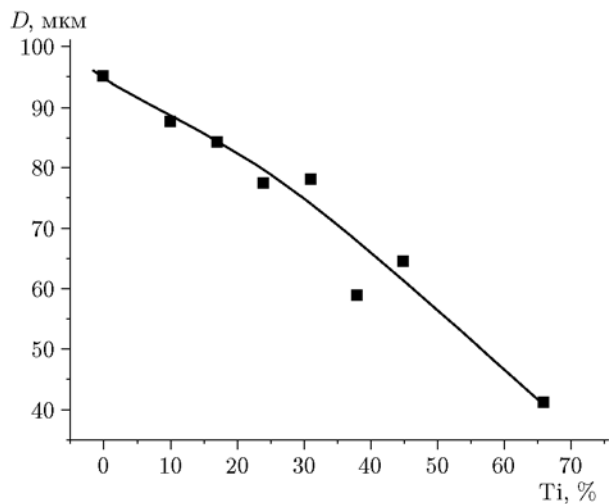


Рис. 2. Зависимость среднего размера частиц активированной смеси Ni + Al + Ti от содержания в ней титана

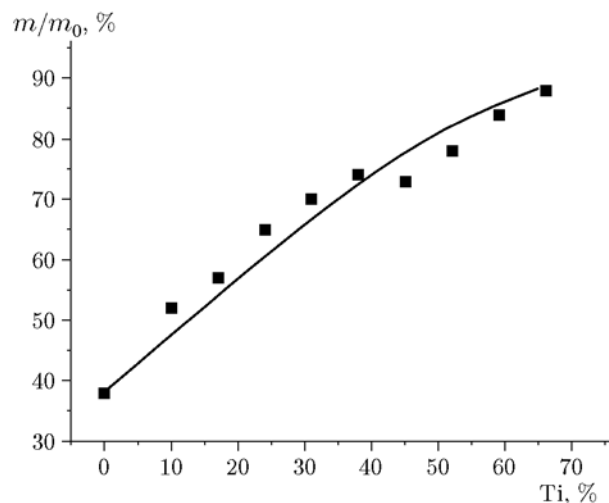


Рис. 3. Зависимость выхода смеси после МА от содержания титана в смеси Ni + Al + Ti

кинетики взаимодействия исходных компонентов в волне горения.

В некоторых случаях (например, при содержании титана в исходной смеси 10 %) в продуктах горения МА-смесей наблюдается недостаток алюминия. По-видимому, это происходит из-за более сильного, по сравнению с никелем и титаном, налипания алюминия на стенки барабана мельницы и на шары в процессе МА, обусловленного его более высокой пластичностью.

Из сравнения составов продуктов синте-

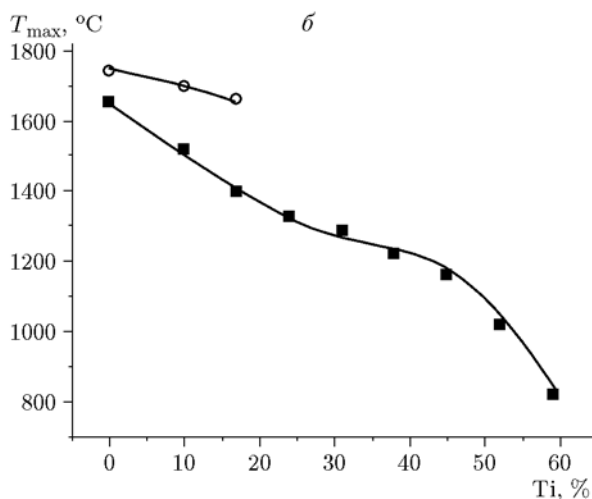
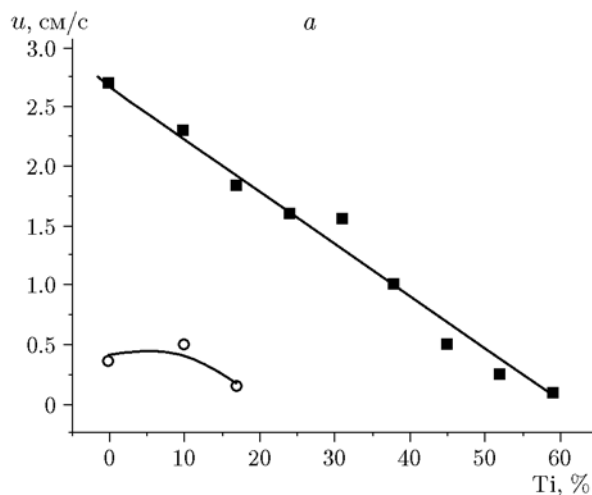


Рис. 4. Зависимости скорости (а) и максимальной температуры горения (б) от содержания Ti в исходной смеси Ni + Al + Ti (светлые кружки) и после ее механоактивации (темные квадраты)

за исходных и активированных смесей с одинаковым содержанием титана можно сделать вывод, что в продуктах синтеза активированной смеси присутствует меньшее количество фаз по сравнению с продуктами исходной смеси. Вероятно, основной причиной этого является более однородное смешение компонентов смеси после МА.

Морфология и микроструктура продуктов горения

Фотография излома образцов продуктов горения активированных смесей с различным содержанием титана представлена на рис. 6. В

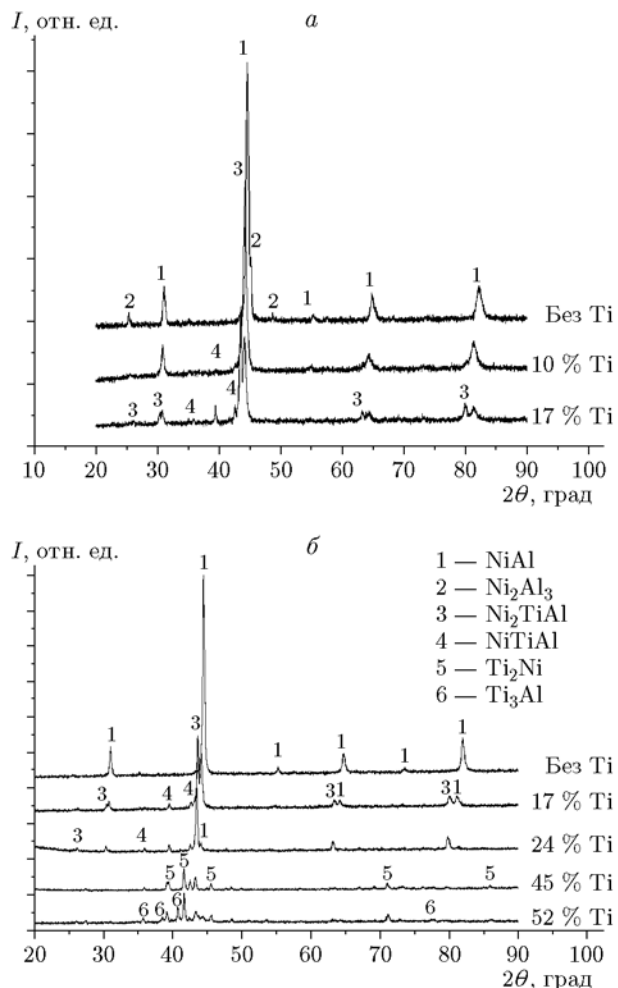


Рис. 5. Результаты рентгенофазового анализа продуктов синтеза исходной (а) и механоактивированной (б) смесей Ni + Ti + Al с различным содержанием Ti

случае горения смеси без титана либо с небольшим содержанием титана (до 17 %) продукт горения представлял собой пористый непрочный образец из слабо спеченных сохранившихся частиц (рис. 6, а, б). Визуальных следов наличия жидкой фазы не наблюдалось. В случае горения активированных смесей с большим содержанием титана (24 ÷ 52 %) продукты горения представляли собой прочный монолитный образец, содержащий поры (рис. 6, в, г). Как видно из рисунка, исходные частицы утрачивают свою индивидуальность, растекаются, формируя композитную матрицу.

Из продуктов горения МА-смесей с высоким содержанием титана были изготовлены шлифы. Фотографии микроструктуры про-

Фазовый состав продуктов СВС

Смесь Ni + Al + Ti	Ti, %	Фазовый состав
Исходная	0	NiAl, Ni_2Al_3
	10	NiAl, Ni_2TiAl , NiTiAl
	17	NiAl, Ni_2TiAl , NiTiAl
Механоактивированная	0	NiAl
	10	NiAl, Ni_2TiAl
	17	NiAl, Ni_2TiAl , NiTiAl
	24	Ni_2TiAl , NiAl, NiTiAl
	31	Ni_2TiAl , NiTiAl, $\text{Ti}_3\text{NiAl}_2\text{O}$
	38	Ni_2TiAl , NiTiAl, $\text{Ti}_3\text{NiAl}_2\text{O}$, Ti_2Ni
	45	Ti_2Ni , Ni_2TiAl , NiTiAl
	52	Ti_2Ni , Ni_2TiAl , Ti_3Al
	59	Ti_3Al , NiAl, Ni_2TiAl , Ti_2Ni

дуктов синтеза этих смесей представлены на рис. 7. Согласно фазовой диаграмме [26] многокомпонентная система Ni—Al—Ti содержит несколько твердых растворов сложного состава, поэтому точная идентификация фаз затруднена. По результатам элементного анализа на фотографиях микроструктуры продуктов удалось идентифицировать две фазы: Ni_2TiAl (более светлые зерна округлой формы) и NiTiAl (более темная область).

Относительное изменение длины образца после горения

В процессе горения образцов, как правило, происходит изменение их геометрических размеров — усадка либо удлинение [15–18, 22]. На рис. 8 представлена зависимость относительного удлинения образцов $\Delta l/l_0$ от содержания титана в смеси. Если сравнить удлинение образцов продуктов исходных и активированных смесей с одинаковым содержанием титана, можно сделать вывод, что после МА удлинение образцов возрастает. Удлинение образца происходит из-за выделения примесных газов за фронтом горения [16, 27, 28]. В процессе МА в обрабатываемую реакцию смесь вносятся дополнительные примесные газы, выделение которых при горении приводит к увеличению длины образца [15–18, 29].

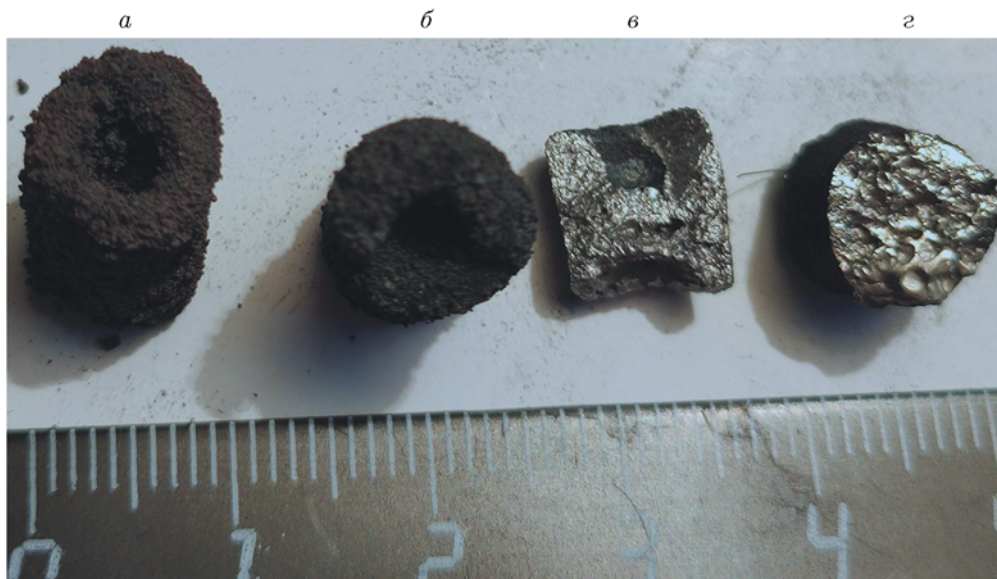


Рис. 6. Фотографии излома продуктов горения исходной (a , $Ti = 0$) и механоактивированных смесей $Ni + Al + Ti$ с содержанием титана 10 (b), 31 (c), 45 % (d)

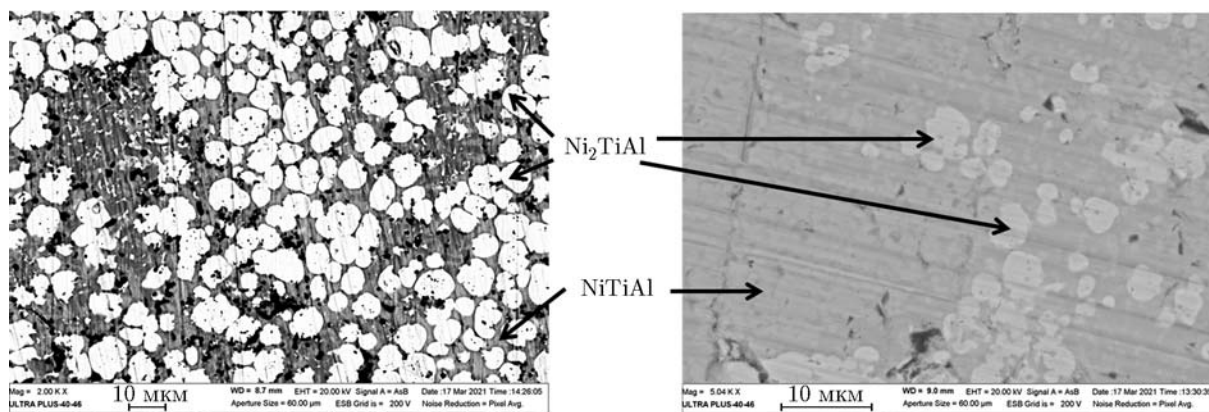


Рис. 7. Фотографии микроструктуры продуктов горения активированных смесей $Ni + Al + Ti$ с содержанием титана 31 (a) и 45 % (b)

Удлинение образцов активированных смесей уменьшается с увеличением содержания титана. При достижении содержания титана в смеси 24 % удлинение образцов продуктов горения сменяется их усадкой. Усадка образцов продуктов наблюдается до содержания титана 52 % (см. рис. 8). Наиболее вероятным объяснением данного факта является увеличение количества жидкой фазы в продуктах горения. Как уже отмечалось, в образцах продуктов горения МА-смесей без титана либо с небольшим его содержанием (до 17 %) не обнаружено визуальных следов жидкой фазы (см. рис. 6, a, b).

В случае смесей с большим содержанием титана (24 ÷ 52 %) в продуктах горения визуально наблюдаются следы плавления (см. рис. 6, b, c, d).

С этим объяснением коррелируют результаты рентгенофазового анализа продуктов горения активированных смесей (см. рис. 5). При горении активированной смеси $Ni + Al$ без титана в продуктах содержится единственная фаза $NiAl$, температура плавления которой составляет 1638 °С. С увеличением содержания титана в активированной смеси до 31 % уменьшается содержание фазы $NiAl$ и возрастает содержание более легкоплавкой фазы Гейслера

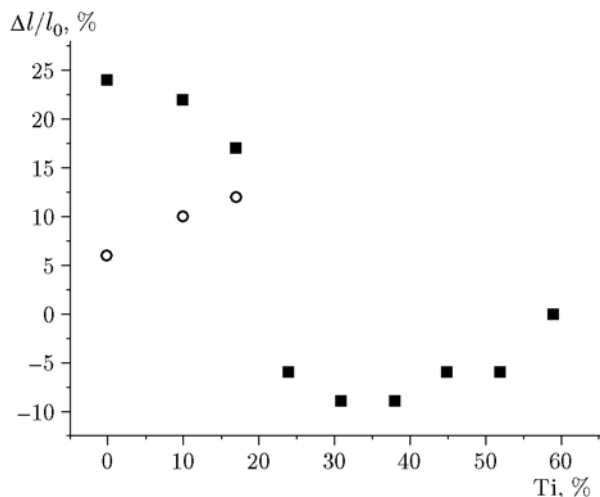


Рис. 8. Зависимости относительного удлинения сгоревшего образца от содержания Ti в исходной смеси Ni + Al + Ti (светлые кружки) и после ее механоактивации (темные квадраты)

Ni₂TiAl (температура плавления ≈1300 °C) в продуктах синтеза. При содержании титана в МА-смеси 24 ÷ 36 % основными на рентгенограмме продуктов горения являются рефлексы фазы Гейслера. При дальнейшем увеличении содержания титана в смеси (45 и 52 %) основными становятся рефлексы еще более легкоплавкой фазы Ti₂Ni (температура плавления ≈1000 °C).

Увеличение содержания титана приводит к возрастанию содержания более легкоплавких фаз (Ni₂TiAl и Ti₂Ni), по сравнению с фазой NiAl, в продуктах горения МА-смесей. Рост содержания более легкоплавких фаз проявляется в наличии визуальных следов плавления в продуктах синтеза (см. рис. 6, в, з).

Максимальное содержание титана, при котором удалось осуществить горение образца, спрессованного из МА-смеси, при комнатной температуре, составило 59 %. При этом образец продуктов не изменил своей длины после горения, в продукте сохранились композитные частицы, визуальных следов присутствия жидкой фазы не обнаружено. На рентгенограмме основной рефлекс соответствует фазе Ti₃Al.

Результаты данного исследования могут найти применение для оптимизации получения сплавов в системе Ni—Ti—Al.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

При одинаковом составе смеси механоактивация значительно (в несколько раз) увеличивает скорость горения образцов, при этом максимальная температура синтеза уменьшается.

Как для активированных, так и для исходных смесей увеличение содержания титана приводит к уменьшению максимальной температуры и скорости горения.

При одинаковом составе смеси Ni + Al + Ti в результате механоактивации уменьшается количество фаз в продуктах синтеза.

В продуктах синтеза механоактивированных смесей с высоким (24 ÷ 52 %) содержанием титана визуально наблюдаются следы плавления, связанные с образованием фазы Ti₂Ni и фазы Гейслера Ni₂TiAl.

Определено массовое содержание титана в смеси Ni + Al + Ti, при котором содержание фазы Гейслера Ni₂TiAl в продуктах синтеза максимально.

Автор работы признателен И. Д. Ковалеву, О. Д. Боярченко, Р. А. Кочеткову, С. Г. Вадченко, М. Я. Бусуриной, Н. И. Мухиной за помощь в экспериментах, Б. С. Сеплярскому и А. С. Щукину за полезные советы и обсуждение.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Kopit Y.** The ability of systems based on Ni, Al and Ti to be synthesized by self-propagating high-temperature synthesis (SHS) // *Intermetallics*. — 2001. — V. 9, N 5. — P. 387–393. — DOI: 10.1016/S0966-9795(01)00013-9.
2. **Sidnov K., Belov D. S.** Heusler phases Ni₂AlM (M = Ti, Zr, Hf, Nb) by SHS method // *Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth.* — 2019. — V. 28, N 4. — P. 279–280. — DOI: 10.3103/S1061386219040125.
3. **Shi J., Zheng A., Lin Z., Chen R., Zheng J., Cao Zh.** Effect of process control agent on alloying and mechanical behavior of L21 phase Ni—Ti—Al alloys // *Mater. Sci. Eng. A*. — 2019. — V. 740–741. — P. 130–136. — DOI: 10.1016/J.MSEA.2018.10.097.
4. **Sanin V. N., Ikornikov D. M., Andreev D. E., Yuhvid V. I., Levashov E. A., Pogozhev Yu. S.** Cast NiAl/Ni₂₀Al₃B₆ composites by centrifugal SHS // *Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth.* — 2014. — V. 23, N 4. — P. 232–239. — DOI: 10.3103/S1061386214040098.

5. **Гюнтер В. Э., Итин В. И., Монасевич Л. А. и др.** Эффекты памяти форм и их применение в медицине. — Новосибирск: Наука, 1992.
6. **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.
7. **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.
8. **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, N 1-2. — P. 69–77. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2006.06.101.
9. **Graf T., Felser C., Parkin S. S. P.** Simple rules for the understanding of Heusler compounds // *Prog. Solid State Chem.* — 2011. — V. 39, N 1. — P. 1–50. — DOI: 10.1016/j.progsolidstchem.2011.02.001.
10. **Lin W., Freeman A. J.** Cohesive properties and electronic structure of Heusler L₂₁-phase compounds Ni₂XAl (X = Ti, V, Zr, Nb, Hf, and Ta) // *Phys. Rev. B. Condens. Matter.* — 1992. — V. 45, N 1. — P. 61–68. — DOI: 10.1103/physrevb.45.61.
11. **Sreenivasa Reddy P. V., Kanchana V.** Ab initio study of Fermi surface and dynamical properties of Ni₂XAl (X = Ti, V, Zr, Nb, Hf and Ta) // *J. Alloys Compd.* — 2014. — V. 616. — P. 527–534. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.07.020.
12. **Корчагин М. А., Григорьева Т. Ф., Бохонов Б. Б., Шарафутдинов М. Р., Баринава 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.
13. **Корчагин М. А.** Тепловой взрыв в механически активированных низкокалорийных составах // *Физика горения и взрыва.* — 2015. — Т. 51, № 5. — С. 77–86.
14. **Корчагин М. А., Филимонов В. Ю., Смирнов В. Е., Ляхов Н. З.** Тепловой взрыв в механически активированной смеси 3Ni + Al // *Физика горения и взрыва.* — 2010. — Т. 46, № 1. — С. 48–53.
15. **Кочетов Н. А., Вадченко С. Г.** Влияние времени механической активации смеси Ti + 2B на закономерности горения цилиндрических и ленточных образцов // *Физика горения и взрыва.* — 2015. — Т. 51, № 4. — С. 77–81. — DOI: 10.15372/FGV20150410.
16. **Кочетов Н. А.** Горение и характеристики механически активированной смеси Ni + Al. Влияние массы и размера измельчающих тел (шаров) // *Хим. физика.* — 2016. — Т. 35, № 7. — С. 49–54. — DOI: 10.7868/S0207401X16070049.
17. **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.
18. **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. 89–92. — DOI: 10.3103/S1061386215020107.
19. **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.
20. **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.
21. **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.
22. **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.
23. **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.
24. **Рогачев А. С., Мукасян А. С.** Горение гетерогенных наноструктурных систем (обзор) // *Физика горения и взрыва.* — 2010. — Т. 46, № 3. — С. 3–30.
25. **Зельдович Я. Б., Баренблатт Г. И., Либрович В. Б., Махвиладзе Г. М.** Математическая теория горения. — М.: Наука, 1980.
26. **Budberg P. B.** Al–Ni–Ti Ternary Phase Diagram Evaluation. Phase diagrams, crystallographic and thermodynamic data // *MSI Materials Science International Services GmbH*, 1993. — https://materials.springer.com/msi/docs/sm_msi_r10_013824_01.
27. **Кочетов Н. А., Сеплярский Б. С.** Влияние длительности механической активации гранулированных смесей 5Ti + 3Si на скорость рас-

- пространения волны горения и удлинение образцов в процессе взаимодействия // Журн. физ. химии. — 2018. — Т. 92, № 1. — С. 56–61. — DOI: 10.7868/S0044453718010119.
28. **Кочетов Н. А., Сеплярский Б. С.** Влияние механической активации гранулированных и порошковых смесей Ni + Al на скорость распространения пламени и удлинение образцов в процессе горения // Хим. физика. — 2018. — Т. 37, № 10. — С. 44–50. — DOI: 10.1134/S0207401X18100059.
29. **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.

Поступила в редакцию 09.02.2021.

После доработки 09.04.2021.

Принята к публикации 09.06.2021.
