

УДК 544.332-971.2

## СИНТЕЗ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ ТИТАН — НИКЕЛЬ ИЗ МЕХАНОАКТИВИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ

Г. А. Прибытков, А. В. Барановский, В. В. Коржова,  
И. А. Фирсина, Е. Н. Коростелева

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634055 Томск, gapribyt@mail.ru

Исследованы продукты синтеза в механоактивированных порошковых смесях титана и никеля трех составов, соответствующих двойным интерметаллическим соединениям. Механическую активацию смесей выполняли в планетарной мельнице при интенсивности 40g и длительности обработки 20 мин. Синтез проводили в режиме теплового взрыва нагревом механоактивированных смесей в герметичном реакторе в среде аргона со средней скоростью нагрева 70 °С/мин. Фазовый состав порошковых продуктов после синтеза и дополнительного отжига исследован методом рентгеноструктурного анализа, а результаты обсуждены с использованием литературных данных о температурных зависимостях энергии Гиббса интерметаллидов. Установлено, что независимо от элементного состава смесей при синтезе преимущественно образуется интерметаллид TiNi<sub>3</sub>, имеющий наибольшую отрицательную энергию Гиббса. Поэтому однофазный целевой продукт удалось получить только из смеси состава, соответствующего TiNi<sub>3</sub>. Продукты теплового взрыва в смесях двух других составов многофазные. После отжига фазовый состав качественно не изменяется, а количественные изменения содержания фаз незначительны.

Ключевые слова: титан, никель, механоактивация, тепловой взрыв, интерметаллиды.

DOI 10.15372/FGV20220606

### ВВЕДЕНИЕ

Из трех интерметаллических соединений, присутствующих на равновесной диаграмме титан — никель (рис. 1 [1]), наибольший практический интерес представляет никелид титана NiTi (нитинол), который обладает уникальным свойством при нагреве до температуры фазового перехода восстанавливать первоначальную форму изделия, подвергнутого пластической деформации. Это свойство получило название «эффект памяти формы» и широко используется в современной технике и медицине [2]. Помимо конструкционного назначения, сплавы на основе никелида титана перспективны также в качестве износостойких материалов. В работах [3–5] исследованы структура и износ в условиях сухого трения и воздействия абразива литых сплавов с составом, смещенным от эквивалентного в сторону титана. Эти сплавы с композиционной структурой из первичных дендритов NiTi (HV244), окруженных прослойками более твердого Ti<sub>2</sub>Ni (HV600), по износостойкости

превосходят высокохромистые чугуны. Авторы [6, 7] исследовали структуру и прочность ламинатов TiNi/Ti<sub>2</sub>Ni, полученных длительным отжигом при 900 °С многослойного пакета из тонких (толщиной до 50 мкм) фольг из титана и никеля. Вариацией соотношения толщины разнородных фольг и времени отжига получены ламинаты с высокой прочностью на растяжение при сохранении пластичности. Разрушению слоистых композитов препятствуют вязкие прослойки NiTi, тормозящие распространение хрупких трещин в Ti<sub>2</sub>Ni.

Получение чистых по примесям и однородных по химическому составу интерметаллидов методами традиционной металлургии (литье и горячая деформация) является трудной задачей из-за большого сродства титана к атмосферным газам и из-за ликвационных процессов при плавке. Поэтому проводятся интенсивные исследования интерметаллидов Ti—Ni, полученных с применением порошковых технологий. Исходным сырьем для таких технологий служат порошки никеля, титана или их сплавов. Из порошковых смесей путем спекания, в том числе искрового плазменного спекания [8] и изостатического горячего прессования [9, 10], получают объемные интерметаллидные полу-

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН (тема FWRW-2021-0005).

© Прибытков Г. А., Барановский А. В., Коржова В. В., Фирсина И. А., Коростелева Е. Н., 2022.

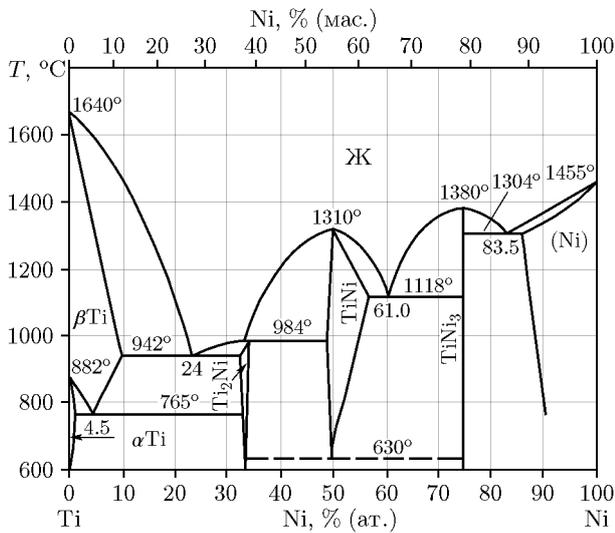


Рис. 1. Равновесная диаграмма титан — никель [1]

фабрикаты. Так как образование интерметаллидов Ti—Ni из порошковых смесей сопровождается выделением тепла, для их получения можно использовать синтез в режиме теплового взрыва (ТВ) [11] или фронтального горения (СВС) [12, 13]. Порошковые продукты синтеза можно применять в качестве фидстоков при нанесении покрытий [14, 15] и в аддитивных технологиях [16, 17].

Следующим по практической значимости среди интерметаллидов Ti—Ni является соединение  $Ti_2Ni$ . Благодаря способности обратимо поглощать водород, этот интерметаллид используется в гидридных перезаряжаемых батареях или в качестве аккумулятора водорода [18–20]. Для улучшения электрохимических свойств интерметаллид дополнительно легируют палладием [21] или кислородом, углеродом, азотом [22, 23]. Для увеличения удельной поверхности интерметаллида и улучшения электрохимических свойств проводят длительную (до 60 ч) обработку смеси порошков в шаровых мельницах в средне- или низкоинтенсивном режиме [18, 19]. При этом образуются гранулы с аморфной или нанокристаллической структурой, которая обеспечивает быстрый диффузионный перенос водорода.

Известно, что при горении реакционных порошковых смесей, механоактивированных (МА) в высокоэнергетических планетарных мельницах (скорость вращения барабанов более 700 об/мин), происходит снижение температуры горения и реакция переходит в ре-

жим твердофазного синтеза [24]. Это предотвращает огрубление структуры продуктов синтеза за счет роста зародышей на стадии охлаждения продуктов. Также применение механоактивации делает возможным синтез в низкоэнергетических реакционных смесях [25]. Роль механоактивации и механосинтеза в технологиях получения интерметаллидов из смесей элементарных порошков подробно описана в обзоре [26].

В настоящей работе исследована возможность получения порошковых интерметаллидов Ti—Ni синтезом из смесей элементарных порошков, подвергнутых предварительной механоактивации в планетарной мельнице. Целью работы было установить характеристики теплового взрыва при нагреве механоактивированных смесей с постоянной скоростью и режимы последующей термообработки продуктов теплового взрыва, обеспечивающие однофазный (или близкий к однофазному) состав. Полученные порошковые продукты синтеза в дальнейшем предполагается использовать в качестве фидстоков или компонентов фидстоков для нанесения покрытий и получения объемных изделий различными методами компактирования и аддитивных технологий.

## МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Для приготовления реакционных смесей использовали порошок титана марки ТПП-8 (99.6 %, <160 мкм) и карбонильного никеля марки ПНК-ОТ2 (99.85 %, <10 мкм). Содержание титана в смесях соответствовало его содержанию в интерметаллидах  $Ti_2Ni$ ,  $TiNi$  и  $TiNi_3$  (62.04, 44.93 и 21.38 % (мас.) соответственно). Навески порошков смешивали 4 ч в смесителе и подвергали механоактивации в планетарной мельнице Activator 2S со скоростью вращения барабанов 755 об/мин (центробежное ускорение 40g). Соотношение масс шаров диаметром 6 мм и реакционной смеси было равно 20. Суммарное время механоактивации для всех смесей было постоянным — 20 мин. Для предотвращения перегрева через 10 мин вращения оставляли на 10 мин для охлаждения барабанов проточной водой. Механоактивированные смеси засыпали в цилиндрические титановые контейнеры и помещали в герметичный реактор, конструкция которого описана в [27]. Реактор, непрерывно продуваемый аргоном с расходом 4 л/мин, опускали в печь, предварительно разогретую до 800 °С. Изменение темпе-

ратуры автоматически регистрировали двумя термопарами. Спай одной из термопар был закреплен на внешней стенке реактора и теплоизолирован от теплового излучения печи слоем асбеста. Спай другой термопары помещали в контейнер из титановой фольги с реакционной смесью. На автоматически записанных кривых изменения температуры образца регистрировали температуру зажигания  $T_{ign}$  и максимальную температуру горения  $T_{max}$ . Реактор вынимали из печи после выравнивания температур реактора и образца, которое наступало через  $2 \div 4$  мин после прохождения температурного пика, и охлаждали на воздухе. Термограммы ТВ, из которых определяли  $T_{ign}$  и  $T_{max}$  (см. ниже рис. 2 и табл. 1), получены на образцах одинаковой пористости и одинаковых внешних размеров ( $\varnothing 20 \times 20$  мм), так как в предварительных опытах было установлено, что при уменьшении высоты образцов снижается температура  $T_{max}$ , предположительно из-за различия в условиях теплообмена со стенкой реактора у образцов разных размеров. При одинаковом составе, размере и насыпной плотности образцов их максимальная температура  $T_{max}$  различалась не более чем на  $\pm 10$  °С.

Механоактивированные порошковые смеси и продукты горения исследовали на оборудовании Центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН методами рентгенофазового анализа (дифрактометр ДРОН-7, «Буревестник», Россия), оптической металлографии (AXIOVERT-200MAT, Zeiss, Germany) и растровой электронной микроскопии (EVO 50, Zeiss, Germany) с определением элементного состава методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Идентификацию фаз по результатам рентгеноструктурного анализа проводили с применением базы рентгеновских данных ASTM, а обработку первичных результатов — с использованием программ RENEX и PDWIN.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

### Тепловой взрыв в механоактивированных смесях

На рис. 2 приведены термограммы нагрева МА-смесей трех составов со средней скоростью  $70 \pm 10$  °С/мин и производные от температуры по времени (скорости увеличения тем-

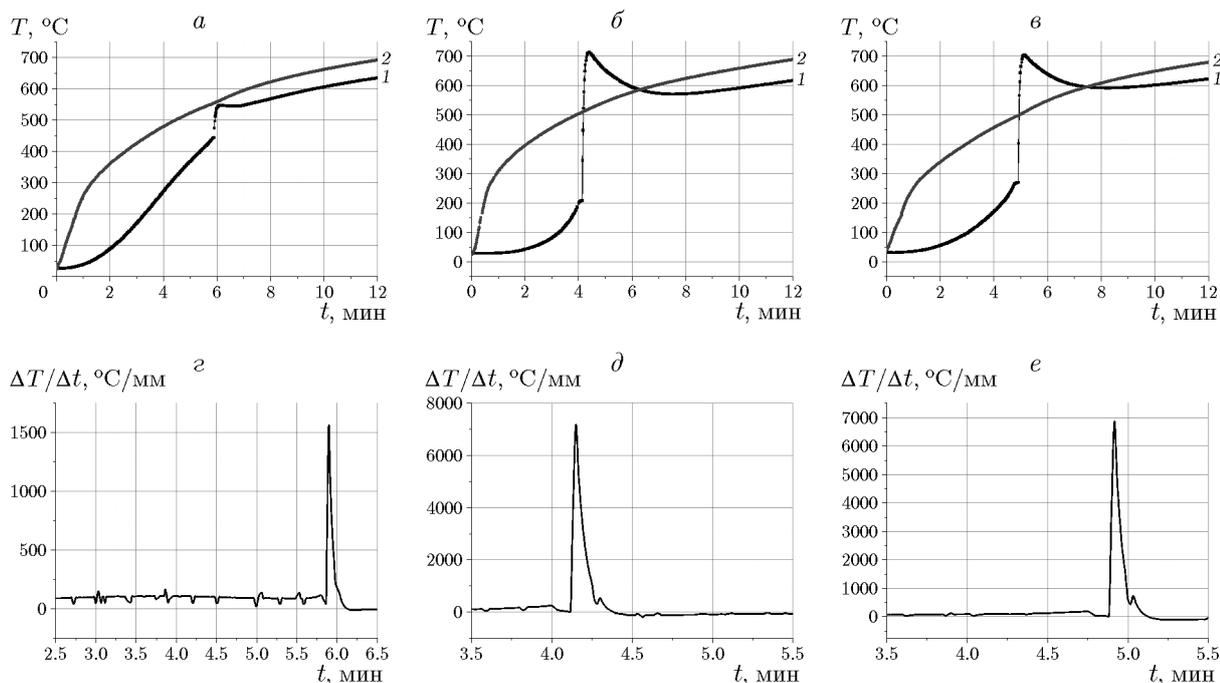


Рис. 2. Термограммы нагрева (*a–v*) и скорости изменения температуры (*z–e*) порошковых МА-смесей составов  $2\text{Ti} + \text{Ni}$  (*a, z*),  $\text{Ti} + \text{Ni}$  (*b, d*) и  $\text{Ti} + 3\text{Ni}$  (*v, e*):

1 — температура образца, 2 — температура наружной стенки реактора

Таблица 1

Характеристики теплового взрыва в МА реакционных смесях

Состав МА-смеси, ат. доля	Время нагрева до ТВ, с	$T_{ign}$ , °C	$T_{max}$ , °C	$\Delta T = T_{max} - T_{ign}$ , °C	$\Delta T/\Delta t_{max}$ , °C/мин
2Ti + Ni	350	440	550	110	1 575
Ti + Ni	250	210	710	500	7 160
Ti + 3Ni	290	270	705	435	6 900

пературы смесей). Видно, что при такой скорости нагрева во всех смесях происходит скачкообразное повышение температуры по достижении температуры самовоспламенения  $T_{ign}$ . Длительность нагрева до самовоспламенения, значение  $T_{ign}$  и величина скачка температуры  $\Delta T = T_{max} - T_{ign}$  зависят от элементного состава смесей (табл. 1). Этого следовало ожидать, учитывая известные зависимости энергии Гиббса от температуры для титанатов никеля (рис. 3 [28]). Согласно [28] наибольший термодинамический стимул для образования в порошковой смеси имеет интерметаллид  $TiNi_3$ , обладающий большим отрицательным потенциалом Гиббса. За ним по мере убывания термодинамического стимула следуют  $Ti_2Ni$  и  $TiNi$ . В такой же последовательности можно ожидать уменьшения скачка температуры при ТВ. Однако из данных табл. 1 ожидаемой монотонной зависимости величины  $\Delta T$  не следует. Причины такого несоответствия обсуждаются ниже вместе с результатами рентгенофазового анализа.

#### Эволюция фазового состава продуктов теплового взрыва при термообработке

На рис. 4 приведены рентгенограммы порошковых МА-смесей и продуктов ТВ, происходящего в процессе нагрева.

Результаты обработки рентгенограмм для трех исследованных составов приведены в табл. 2–4. Кроме данных о фазовом составе МА-смесей и продуктов ТВ, в таблицах приведены также сведения об изменении фазового состава продуктов ТВ при последующей термообработке. Обсудим результаты рентгенофазового анализа отдельно каждого из составов.

#### Смесь состава 2Ti + Ni

Целевым продуктом синтеза в смеси 2Ti + Ni является интерметаллид  $Ti_2Ni$ . Это

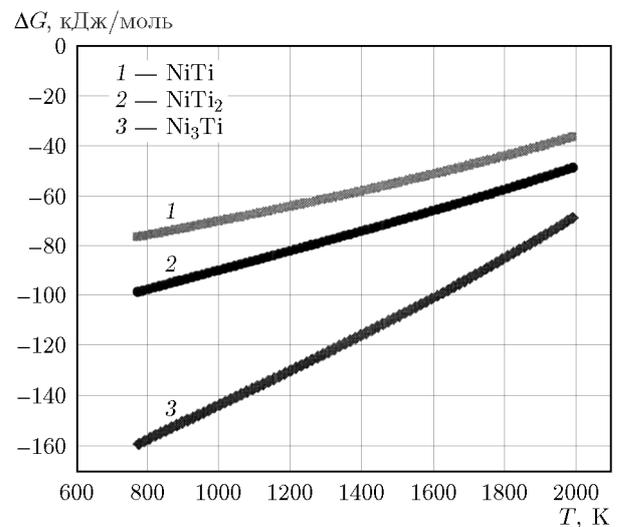


Рис. 3. Зависимость энергии Гиббса от температуры для интерметаллидов титан — никель [28]

соединение в небольшом количестве образуется уже на стадии механоактивации порошковой смеси. Другой продукт механосинтеза — соединение  $TiNi_3$ . При тех интенсивности и длительности обработки смеси, что были в наших экспериментах, механосинтез только начался. Поэтому исходные порошки никеля и титана остаются основными фазами в МА-смеси. Однако продукты механосинтеза, образующиеся на поверхности элементарных порошков, могут тормозить реакции синтеза при нагреве и повышать температуру самовоспламенения  $T_{ign}$ . Именно тормозящим действием продуктов механосинтеза, которые суммарно содержатся в МА-смеси в количестве 6.3 + 9.5 % (об.), можно объяснить самое высокое значение  $T_{ign}$  в этой смеси по сравнению с двумя другими.

В результате ТВ исходные порошки полностью расходуются, но при этом наряду с целевым продуктом дополнительно образуется небольшое количество  $TiNi_3$ . Подъем температуры при ТВ в смеси этого состава (см.

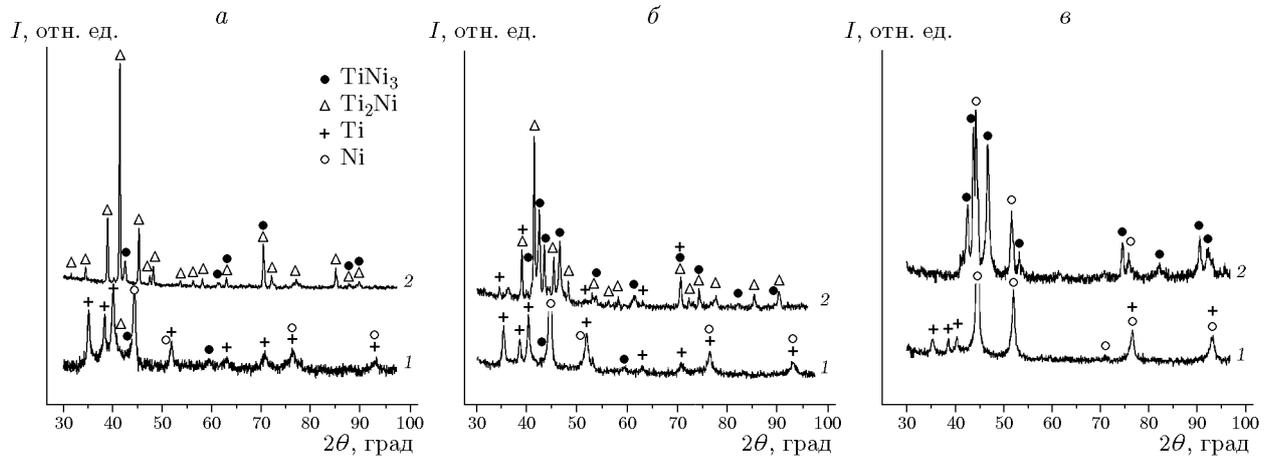


Рис. 4. Рентгенограммы механоактивированных смесей (1) и продуктов теплового взрыва (2):

состав смесей: *a* — 2Ti + Ni, *б* — Ti + Ni, *в* — Ti + 3Ni

Таблица 2

Фазовый состав продуктов синтеза в смеси состава 2Ti + Ni

Объект съемки	Содержание фаз, % (об.)			
	Ti <sub>2</sub> Ni (18 ÷ 898)	TiNi <sub>3</sub> (5 ÷ 723)	Ni (4 ÷ 850)	Ti (5 ÷ 682)
МА-смесь	6.3	9.5	29.8	54.3
Продукт ТВ в МА-смеси	86.15	13.85	—	—
Отжиг (900 °C, 2 ч) продукта ТВ	87.4	12.6	—	—
Отжиг (900 °C, 5 ч) продукта ТВ	84.5	15.5	—	—

Таблица 3

Фазовый состав продуктов синтеза в смеси состава Ti + Ni

Объект съемки	Содержание фаз, % (об.)			
	Ti <sub>2</sub> Ni (18 ÷ 898)	TiNi <sub>3</sub> (5 ÷ 723)	Ni (4 ÷ 850)	Ti (5 ÷ 682)
МА-смесь	—	8.7	46.7	44.6
Продукт ТВ в МА-смеси	39.0	46.0	3.0	12.0
Отжиг (900 °C, 5 ч) продукта ТВ	48.3	51.7	—	—
Отжиг (1 200 °C, 2 ч) продукта ТВ	48.4	51.6	—	—

Таблица 4

Фазовый состав продуктов синтеза в смеси состава Ti + 3Ni

Объект съемки	Содержание фаз, % (об.)		
	TiNi <sub>3</sub> (5 ÷ 723)	Ni (4 ÷ 850)	Ti (5 ÷ 682)
МА-смесь	8.9	71.8	19.3
Продукт ТВ в МА-смеси	61.3	38.7	—
Отжиг (1 200 °C, 2 ч) продукта ТВ	100	—	—

рис. 2, а, табл. 1) минимальный ( $104\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) из-за малой отрицательной теплоты образования фазы  $\text{Ti}_2\text{Ni}$ , которая является основной в продуктах ТВ.

Дополнительный отжиг в вакууме продуктов ТВ при  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  с выдержкой до 5 ч не уменьшил содержания побочной фазы  $\text{TiNi}_3$ . Повысить температуру отжига невозможно из-за эвтектического плавления  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  при  $942\text{ }^{\circ}\text{C}$  (см. рис. 1), а добиться получения однофазного целевого продукта более длительным отжигом при  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  проблематично из-за недостаточно высоких температуры и скорости диффузии для достижения равновесного состояния. Возникает вопрос о причинах отсутствия непрореагировавшего титана, который должен остаться при появлении богатого никелем  $\text{TiNi}_3$  в продуктах горения смеси шихтового состава  $2\text{Ti} + \text{Ni}$ . Мы видим две причины этого противоречия. Одна из них — неравновесность всех исследованных нами продуктов ТВ, другая — недостаточная чувствительность рентгенодифракционного метода для определения малого (меньше 5 %) содержания фаз. В многофазных смесях чувствительность еще меньше из-за наложения отражений от различных фаз. Поэтому определение непрореагировавшего титана, который действительно должен присутствовать в продуктах синтеза в равновесных условиях, оказалось невозможным.

### Смесь состава $\text{Ti} + \text{Ni}$

В процессе механоактивации смеси эквивалентного состава  $\text{Ti} + \text{Ni}$  также идет механосинтез, однако продуктом механосинтеза является соединение  $\text{TiNi}_3$ , а не целевая фаза  $\text{TiNi}$ . Целевая фаза отсутствует также и в продуктах ТВ. Пиковый подъем температуры при ТВ в смеси эквивалентного состава вызван образованием двух других интерметаллидов, которые содержатся примерно в одинаковом количестве. Кроме этих соединений, после ТВ остаются в небольшом количестве непрореагировавшие никель и титан. Тепловой взрыв в смеси этого состава характеризуется наименьшей температурой воспламенения по сравнению с двумя другими смесями, но максимальным пиковым подъемом температуры и максимальной скоростью ее нарастания ( $\Delta T/\Delta t = 7160\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ ). Причиной может быть локальное образование эвтектической жидкости в контактах отдельных частиц. Жидкость интенсифицирует диффузион-

ный перенос с образованием высокоэнтальпийного соединения  $\text{TiNi}_3$ .

При отжиге продуктов ТВ ( $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 5 ч) происходит дореагирование с переходом никеля и титана в интерметаллиды  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  и  $\text{TiNi}_3$ , соотношение которых сохраняется. Получить целевую фазу  $\text{TiNi}$  отжигом при  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  не удастся. Этой температуры отжига недостаточно для установления равновесного фазового состава (т. е. однофазного  $\text{TiNi}$ ) в результате реакции между  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  и  $\text{TiNi}_3$ . При отжиге в тигле при  $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$  происходит расплавление  $\text{Ti}_2\text{Ni}$ , содержащегося в продуктах ТВ в количестве 39 % (об.). Расплав стекает и кристаллизуется на дне тигля, а верхняя нерасплавившаяся часть слитка возвышается над поверхностью расплава. В порошке, полученном после трудоемкого дробления слитка, целевая фаза  $\text{TiNi}$  также не обнаружена. Соотношение  $\text{Ti}_2\text{Ni}/\text{TiNi}_3 = 48.3/51.7\text{ }%$  (об.) после отжига продуктов ТВ при  $900$  и  $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$  соответствует балансу  $\text{Ti}/\text{Ni}$  в реакционной смеси в пределах точности определения фазового состава рентгенодифракционным методом.

Так как мононикелид титана на равновесной диаграмме имеет открытый максимум (см. рис. 1), однофазный сплав можно получить только нагревом выше температуры ликвидуса и последующей кристаллизацией гомогенного жидкого расплава — раствора.

### Смесь состава $\text{Ti} + 3\text{Ni}$

При обработке в мельнице смеси состава  $\text{Ti} + 3\text{Ni}$  также проходит механосинтез с образованием 8.9 %  $\text{TiNi}_3$ . Этот интерметаллид является основным и единственным продуктом теплового взрыва в МА-смеси, в которой остается довольно много непрореагировавшего никеля. По-видимому, влиянием этого никеля, не участвующего в реакции с тепловыделением, можно объяснить меньшую высоту температурного пика на термограмме по сравнению со смесью  $2\text{Ti} + \text{Ni}$ .

Отсутствие на рентгенограммах отражений титана, который должен был остаться наряду с непрореагировавшим никелем после ТВ в смеси состава  $\text{Ti} + 3\text{Ni}$ , объясняется особенностями равновесной диаграммы титан — никель. Со стороны никеля на этой диаграмме имеется широкая область твердого раствора  $\text{Ni}(\text{Ti})$ : до 13.9 % (ат.) при  $1304\text{ }^{\circ}\text{C}$  [1]. Согласно справочнику [29] титан относится к

числу элементов, которые увеличивают параметр решетки никеля при растворении в нем. Уход непрореагировавшего титана в твердый раствор подтверждается тем, что параметр решетки никеля в продукте ТВ равен 0.3535 нм, в то время как табличное значение для чистого никеля равно 0.3524 нм, а для использованного нами порошка никеля марки ПНК-ОТ2 — 0.3516 нм.

При отжиге продуктов ТВ при 1200 °С происходит превращение твердого раствора Ni (Ti) в более стабильный TiNi<sub>3</sub> и устанавливается равновесное однофазное состояние. То есть с этим составом удается получить однофазный целевой продукт — интерметаллид TiNi<sub>3</sub> (табл. 4).

Вся совокупность описанных выше результатов определения характеристик ТВ и фазового состава продуктов синтеза согласуется с нашими представлениями о важности термодинамического фактора. При этом следует учитывать также возможное влияние кинетики процессов формирования структуры, в частности коэффициента диффузии в интерметаллидных фазах, которые образуются в виде промежуточных прослоек в контактах частиц никеля и титана. Однако, ввиду неизотермических условий кратковременного диффузионного взаимодействия никеля и титана в условиях ТВ, оценить его влияние на конечный фазовый состав невозможно даже при наличии данных о коэффициентах диффузии в интерметаллидах.

В заключение обсудим причины намного меньшего пикового подъема температуры  $\Delta T$  при ТВ в смеси состава 2Ti + Ni по сравнению с пиками на термограммах двух других составов (см. рис. 2, табл. 1). Одна из причин — значительное (в сумме 15.8 %) содержание продуктов механосинтеза в МА-смеси 2Ti + Ni (см. табл. 2). Тонкие слои Ti<sub>2</sub>Ni и TiNi<sub>3</sub>, образовавшиеся на частицах титана и никеля, служат барьером для реакционной диффузии, замедляют тепловыделение и скорость нагрева. В результате пик на термограмме имеет сглаженный вид из-за более медленного нагрева и рассеяния тепла через внешнюю поверхность образца. Другая причина малого значения  $\Delta T$  — меньшая по сравнению с TiNi<sub>3</sub> термичность Ti<sub>2</sub>Ni, который является основным продуктом синтеза в смеси состава 2Ti + Ni.

## ВЫВОДЫ

1. При нагреве со средней скоростью 70 °С/мин механоактивированных порошковых смесей титана и никеля составов, соответствующих двойным интерметаллическим соединениям, реализуется синтез в режиме теплового взрыва. На температуру самовоспламенения и величину пикового подъема температуры влияют элементный состав смесей, энтальпия образования интерметаллидов, а также торможение диффузионного переноса реагирующих компонентов продуктами механосинтеза, образующимися в процессе механоактивации.

2. Фазовый состав продуктов теплового взрыва (в том числе с дополнительной термообработкой) в значительной степени определяется термодинамическим стимулом (большой отрицательной энергией Гиббса). По этой причине во всех исследованных составах наряду с целевым соединением образуется интерметаллид TiNi<sub>3</sub>, имеющий наибольшую отрицательную энергию Гиббса.

3. По этой же причине в смеси эквимолярного состава получить мооникелид титана не удастся ни при тепловом взрыве, ни при последующем отжиге, так как он обладает минимальной среди всех двойных соединений отрицательной энергией Гиббса.

4. Синтезом в режиме теплового взрыва с последующим вакуумным отжигом получен однофазный интерметаллид TiNi<sub>3</sub> в виде порошка, пригодного для нанесения покрытий и для компактирования в объемные изделия.

5. По такому же технологическому варианту получен порошок интерметаллида Ti<sub>2</sub>Ni с примесью интерметаллида TiNi<sub>3</sub> в количестве до 15 % (об.).

## ЛИТЕРАТУРА

1. **Диаграммы** состояния двойных металлических систем / под ред. Н. П. Лякишева. — М.: Машиностроение, 1998.
2. **Сплавы** никелида титана с памятью формы. Ч. 1. Структура, фазовые превращения и свойства / под ред. В. Г. Пушина. — Екатеринбург: УрО РАН, 2006.
3. **Gao F., Wang H.-M.** Abrasive wear property of laser melting/deposited Ti<sub>2</sub>Ni/TiNi intermetallic alloy // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. — 2007. — V. 17, N 6. — P. 1358–1362. — DOI: 10.1016/S1003-6326(07)60277-5.

4. **Gao F., Wang H. M.** Effect of TiNi in dry sliding wear of laser melt deposited Ti<sub>2</sub>Ni/TiNi alloys // *Mater. Charact.* — 2008. — V. 59, N 9. — P. 1349–1354. — DOI: 10.1016/j.matchar.2008.05.007.
5. **Gao F., Wang H. M.** Dry sliding wear property of a laser melting/deposited Ti<sub>2</sub>Ni/TiNi intermetallic alloy // *Intermetallics.* — 2008. — V. 16, N 2. — P. 202–208. — DOI: 10.1016/j.intermet.2007.09.008.
6. **Zhang Y., Cheng X., Cai H.** Fabrication, characterization and tensile property of a novel Ti<sub>2</sub>Ni/TiNi micro-laminated composite // *Mater. Des.* — 2016. — V. 92. — P. 486–493. — DOI: 10.1016/j.matdes.2015.12.014.
7. **Zhang Y., Cheng X., Cai H., Zhou S., Wang P., Yin J.** The effects of thickness of original Ti foils on the microstructures and mechanical properties of Ti<sub>2</sub>Ni/TiNi laminated composites // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2017. — V. 684. — P. 292–302. — DOI: 10.1016/j.msea.2016.12.070.
8. **Velmurugan C., Senthilkumar V., Biswas K., Yadav S.** Densification and microstructural evolution of spark plasma sintered NiTi shape memory alloy // *Adv. Powder Technol.* — 2018. — V. 29, N 10. — P. 2456–2462. — DOI: 10.1016/j.apt.2018.06.026.
9. **Krone L., Schüller E., Bram M., Hamed O., Buchkremer H.-P., Stöver D.** Mechanical behaviour of NiTi parts prepared by powder metallurgical methods // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2004. — V. 378, N 1-2. — P. 185–190. — DOI: 10.1016/j.msea.2003.10.345.
10. **Khanlari K., Shi Q., Hu K., Yan Z., Kelly P., Cao P., Liu X.** A study on the possibility to process dense 60NiTi from elementally blended Ni and Ti powders // *Vacuum.* — 2021. — V. 192. — P. 110500. — DOI: 10.1016/j.vacuum.2021.110500.
11. **Rosa R., Trombi L., Casagrande A., Cugini F., Leonelli C., Veronesi P.** On the versatility and distinctiveness in the use of microwave energy for the ignition of low exothermic Ni–Ti intermetallics combustion synthesis // *Mater. Chem. Phys.* — 2019. — V. 233. — P. 220–229. — DOI: 10.1016/j.matchemphys.2019.05.028.
12. **Bertolino N., Monagheddu M., Tacca A., Giuliani P., Zanotti 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.
13. **Novák P., Mejzlíková L., Michalcová A., Čapek J., Beran P., Vojtěch D.** Effect of SHS conditions on microstructure of NiTi shape memory alloy // *Intermetallics.* — 2013. — V. 42. — P. 85–91. — DOI: 10.1016/j.intermet.2013.05.015.
14. **Verdian M. M., Raeissi K., Salehi M.** Electrochemical impedance spectroscopy of HVOF-sprayed NiTi intermetallic coatings deposited on AISI 1045 steel // *J. Alloys Compd.* — 2010. — V. 507, N 1. — P. 42–46. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2010.07.132.
15. **Verdian M. M., Raeissi K., Salehi M.** Corrosion performance of HVOF and APS thermally sprayed NiTi intermetallic coatings in 3.5 % NaCl solution // *Corros. Sci.* — 2010. — V. 52, N 3. — P. 1052–1059. — DOI: 10.1016/j.corsci.2009.11.034.
16. **Ren D. C., Zhang H. B., Liu Y. J., Li S. J., Jin W., Yang R., Zhang L. C.** Microstructure and properties of equiatomic Ti–Ni alloy fabricated by selective laser melting // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2020. — V. 771. — P. 138586. — DOI: 10.1016/j.msea.2019.138586.
17. **Shi Q., Zhang Y., Tan C., Mao X., Khanlari K., Liu X.** Preparation of Ni–Ti composite powder using radio frequency plasma spheroidization and its laser powder bed fusion densification // *Intermetallics.* — 2021. — V. 136. — P. 107273. — DOI: 10.1016/j.intermet.2021.107273.
18. **Hosni B., Khaldi C., ElKedim O., Fenineche N., Lamloumi J.** Electrochemical properties of Ti<sub>2</sub>Ni hydrogen storage alloy // *Int. J. Hydrogen Energy.* — 2017. — V. 42, N 2. — P. 1420–1428. — DOI: 10.1016/j.ijhydene.2016.04.032.
19. **Hosni B., Li X., Khaldi C., ElKedim O., Lamloumi J.** Structure and electrochemical hydrogen storage properties of Ti<sub>2</sub>Ni alloy synthesized by ball milling // *J. Alloys Compd.* — 2014. — V. 615. — P. 119–125. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.06.152.
20. **Zhao X., Ma L., Ding Y., Shen X.** Structural evolution and electrochemical hydrogenation behavior of Ti<sub>2</sub>Ni alloy // *Intermetallics.* — 2010. — V. 18, N 5. — P. 1086–1090. — DOI: 10.1016/j.intermet.2010.02.016.
21. **Balcerzak M., Jakubowicz J., Kachlicki T., Jurczyk M.** Hydrogenation properties of nanostructured Ti<sub>2</sub>Ni-based alloys and nanocomposites // *J. Power Sources.* — 2015. — V. 280. — P. 435–445. — DOI: 10.1016/j.jpowsour.2015.01.135.
22. **Takehita H. T., Tanaka H., Kiyobayashi T., Takeichi N., Kuriyama N.** Hydrogenation characteristics of Ti<sub>2</sub>Ni and Ti<sub>4</sub>Ni<sub>2</sub>X (X = O, N, C) // *J. Alloys Compd.* — 2002. — V. 330–332. — P. 517–521. — DOI: 10.1016/S0925-8388(01)01458-X.
23. **Takehita H. T., Tanaka H., Kuriyama N., Sakai T., Uehara I., Haruta M.** Hydrogenation characteristics of ternary alloys containing Ti<sub>4</sub>Ni<sub>2</sub>X (X = O, N, C) // *J. Alloys Compd.* — 2000. — V. 311, N 2. — P. 188–193. — DOI: 10.1016/S0925-8388(00)01118-X.

24. **Ляхов Н. З., Талако Т. Л., Григорьева Т. Ф.** Влияние механоактивации на процессы фазо- и структурообразования при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе. — Новосибирск: Параллель, 2008.
25. **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.
26. **Григорьева Т. Ф., Барина А. П., Ляхов Н. З.** Механохимический синтез интерметаллических соединений // Успехи химии. — 2001. — Т. 70, № 1. — С. 52–71.
27. **Букрина Н. В., Барановский А. В.** Синтез композитов из порошковых смесей (Ti, C, Al) в условиях контролируемого нагрева // ПМТФ. — 2019. — Т. 60, № 4. — С. 165–173. — DOI: 10.15372/PMTF20190418.
28. **Akbarpour M. R., Alipour S., Najafi M., Ebadzadeh T., Kim H. S.** Microstructural characterization and enhanced hardness of nanostructured Ni<sub>3</sub>Ti — NiTi (B2) intermetallic alloy produced by mechanical alloying and fast microwave-assisted sintering process // Intermetallics. — 2021. — V. 131. — 107119. — DOI: 10.1016/j.intermet.2021.107119.
29. **Миркин Л. И.** Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов: справочник. — М.: Машиностроение, 1979.

*Поступила в редакцию 15.10.2021.*

*После доработки 13.12.2021.*

*Принята к публикации 28.02.2022.*

---