

УДК 621.762; 536.46

## САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ, МЕХАНИЧЕСКАЯ АКТИВАЦИЯ И ИСКРОВОЕ ПЛАЗМЕННОЕ СПЕКАНИЕ В СИСТЕМЕ 2Ni–Ti–Al

© 2025 г. Н. А. Кочетов<sup>1</sup>, \*, Ю. Г. Морозов<sup>1</sup>, К. В. Кусков<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А. Г. Мерджанова  
Российской академии наук, ул. Академика Осипьяна, 8, Черноголовка, 142432 Россия

<sup>2</sup>Национальный исследовательский технологический университет “МИСиС”,  
Ленинский пр., 4, стр. 1, Москва, 119049 Россия

\*e-mail: kolyan\_kochetov@mail.ru

Поступила в редакцию 12.12.2024 г.

После доработки 28.01.2025 г.

Принята к публикации 09.02.2025 г.

Фаза Гейслера Ni<sub>2</sub>TiAl синтезирована двумя методами – самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (СВС) и искровым плазменным спеканием (ИПС). Активация смеси 2Ni + Ti + Al продолжительностью 5 мин позволила реализовать полное сгорание образца. При увеличении продолжительности механоактивации (МА) образцы не догорали до конца. Фаза Гейслера Ni<sub>2</sub>TiAl является основной в продуктах СВС. Максимальное значение удельной намагниченности зафиксировано у исходной смеси 2Ni + Ti + Al, максимальная коэрцитивная сила – у смеси, активированной 30 мин. По результатам элементного анализа и РФА, в составе компактных образцов, полученных ИПС, преобладает фаза Гейслера Ni<sub>2</sub>TiAl. По результатам РФА, в составе компактного образца, полученного ИПС после МА в течение 5 мин, зафиксированы рефлексы единственной фазы – Ni<sub>2</sub>TiAl. Компактный образец, полученный из смеси, активированной 10 мин, обладает максимальной микротвердостью и плотностью. Минимальная микротвердость зафиксирована у спеченного образца после МА смеси 2Ni + Ti + Al в течение 5 мин. Компактные образцы, полученные из МА-смеси (5 мин) и из продуктов синтеза МА-смеси 2Ni + Ti + Al (5 мин), обладают минимальными значениями плотности.

**Ключевые слова:** горение, механическая активация, интерметаллиды, фазы Гейслера, 2Ni + Ti + Al  
**DOI:** 10.31857/S0002337X25030041, **EDN:** LBIJQI

### ВВЕДЕНИЕ

Новый способ получения неорганических соединений в режиме горения, получивший название самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), был открыт А. Г. Мерджановым, И. П. Боровинской и В. М. Шкиро [1].

Перспективные для продолжительного использования при высоких температурах (1300°C) материалы получены на основе системы Ni–Al [2, 3]. Кроме прочности при высоких температурах, эти материалы обладают высокой теплопроводностью, хорошей стойкостью к окислению и коррозии, относительно низкой стоимостью [4]. Интерметаллиды системы Ni–Al востребованы в аэрокосмической технике, в автомобильной промышленности и при производстве электростанций, однако наряду с преимуществами эти

интерметаллиды характеризуются склонностью к хрупкому разрушению и низкими значениями пластичности.

Характеристики интерметаллидов системы Ni–Al можно улучшить с помощью введения в состав материала дополнительного металла [5–10]. Одним из таких металлов является титан [5]. При этом в тройной системе Ni–Ti–Al возможно образование фазы Гейслера Ni<sub>2</sub>TiAl [5, 11–13]. Материалы на основе фазы Гейслера обладают такими полезными свойствами, как низкая плотность, высокие жаропрочность, жаростойкость и трещиностойкость, низкая ползучесть при повышенных температурах [11, 12, 14].

Популярным способом изменения свойств порошковых смесей является механическая активация (МА) в шаровых мельницах [5–8, 15–20].

В ходе МА порошков металлов часто происходит формирование композитных частиц, состоящих из слоев исходных компонентов [5–8, 17, 18]. Наблюдается увеличение площади контакта реагентов за счет их измельчения, с поверхности частиц удаляются оксидные и адсорбционные слои. Из-за интенсивной пластической деформации материала возникают высокая концентрация дефектов кристаллической структуры и внутренние напряжения. Описаны случаи, когда благодаря этим факторам после МА удавалось реализовать горение смесей порошков, не горящих в обычных условиях [5, 18, 21].

Распространенным методом получения компактных материалов из порошков является искровое плазменное спекание (ИПС) [22–25]. ИПС можно описать как способ уплотнения порошковых материалов с помощью импульсного постоянного тока и одновременного осевого давления для получения твердого материала с очень высокой скоростью. Импульсный ток создает мощный плазменный нагрев, который способствует испарению примеси из порошковой массы. Таким образом, этот метод позволяет получать чистые продукты. ИПС обеспечивает очень быстрое спекание за счет синергетического эффекта плазмы и резистивного нагрева, действующих одновременно с приложенным осевым давлением [26, 27].

Компактные материалы методом ИПС в основном получали из предварительно активированной смеси [22–25].

В данной работе была поставлена цель – получить компактные материалы методом ИПС из различных порошков: из исходной и активированных смесей  $2\text{Ni} + \text{Ti} + \text{Al}$ , а также из продуктов СВС; исследовать возможность получения фазы Гейслера  $\text{Ni}_2\text{TiAl}$  из порошковой смеси  $2\text{Ni} + \text{Ti} + \text{Al}$  методом СВС, изучить влияние МА на процесс СВС и фазовый состав продукта.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В качестве исходных материалов использовались порошки никеля марки ПНК-1 (средний размер частиц – 10 мкм), титана марки ПТС (80 мкм) и алюминия марки АСД-4 (10 мкм). Исходная смесь состава  $2\text{Ni} + \text{Ti} + \text{Al}$  (мас.%) ( $\text{Ni} - 61.1$ ,  $\text{Ti} - 25$ ,  $\text{Al} - 13.9$ ) готовилась перемешиванием порошков в фарфоровой ступке.

МА порошковых смесей осуществлялась в механоактиваторе АГО-2 с водяным охлаждением при ускорении 90g с использованием стальных шаров диаметром 9 мм в воздушной атмосфере. Соотношение массы шаров к массе смеси в барабанах активатора составляло 20 : 1, продол-

жительность активации варьировалась от 5 до 30 мин.

Объем барабана активатора составлял 150 см<sup>3</sup>. После засыпки 200 г шаров и 10 г смеси объем свободного пространства барабана составлял около 100 см<sup>3</sup>. Барабаны герметично закрывались. В воздухе, находящемся в барабане, содержание кислорода не превышало 0.03 г. Если предположить, что 1/3 кислорода (0.01 г) уходит на образование оксида никеля NiO, 1/3 – на образование оксида алюминия Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и 1/3 – на образование оксида титана TiO<sub>2</sub>, то количество оксидов никеля, алюминия и титана, которые могут образоваться из 10 г смеси  $2\text{Ni} + \text{Ti} + \text{Al}$  и 0.03 г O<sub>2</sub>, составляет менее 1% от общей массы смеси (10 г). Незначительное содержание оксидов в активированных смесях также подтверждается отсутствием их пиков на рентгенограммах. Таким образом, влиянием оксидов на механохимическое взаимодействие можно пренебречь [28].

Процесс горения образцов, полученных из исходной и активированных смесей методом холодного двухстороннего прессования, осуществлялся в камере постоянного давления в среде аргона при давлении 760 мм рт. ст. [5, 7, 8, 18, 21]. Видеозапись процесса велась через смотровое стекло на видеокамеру, при покадровом просмотре определялась их средняя скорость горения. Синтез инициировался нагретой вольфрамовой спиралью через поджигающую таблетку состава  $\text{Ti} + 2\text{B}$  с верхнего торца образца для обеспечения стабильных условий зажигания. Измерение максимальных температур горения осуществлялось вольфрам-рениевой термопарой ВР5/ВР20 с толщиной спая 0.2 мм. Термопара вводилась с нижнего торца образца по его оси на глубину 4 мм.

Спрессованные образцы имели форму цилиндра диаметром 1 см и высотой 1.4–1.5 см. Масса образцов составляла 3.6–3.7 г, относительная плотность – 0.53–0.58. Давление прессования образцов составляло 100 атм для исходной смеси и 110 – для активированной.

Значения относительного удлинения, максимальных температур и скоростей горения образцов определялись как среднее по результатам нескольких экспериментов, погрешность не превышала 10%.

Исходная, активированные смеси и продукт СВС после предварительной МА в течение 5 мин спекались для получения компактных образцов на установке ИПС Labox 650 (Sinterland, Япония) при температуре 1000°C в течение 10 мин. Из спеченных смесей прессовали брикеты с относительной плотностью 0.55. ИПС осуществ-

вляли в вакууме 15–20 Па, скорость нагрева до температуры спекания составляла 100°C/мин, давление прессования – 50 МПа.

Рентгенофазовый анализ (РФА) активированных смесей, продуктов СВС и компактных образцов после ИПС проводили на дифрактометре ДРОН 3 (CuK $\alpha$ -излучение).

Микроструктуру компактных образцов исследовали методом сканирующей электронной микроскопии на микроскопе JEOL 6000F (Чехия), микротвердость оценивали по стандартной методике на приборе ПТМ-3 (Россия) при нагрузке 50 г, плотность образцов определяли гидростатическим методом по ГОСТ 20018-74.

Магнитные измерения проводились с помощью вибрационного магнитометра М4500 (EG&G PARC) в магнитном поле до  $\pm 10$  кЭ (время развертки – 20 мин, постоянная времени – 1 с) с относительной точностью  $1 \times 10^{-4}$  (подтвержденной измерением на стандартном образце высококачественного никеля) при комнатной температуре. Испытуемые порошкообразные образцы помещались в нейлоновые держатели образцов. Диамагнитный момент держателя вычитали из экспериментальных данных, используя стандартный фоновый режим магнитометра для такой работы. Записанные петли гистерезиса тщательно анализировались для определения их

основных магнитных характеристик: удельной намагниченности насыщения  $\sigma_s$  (А м<sup>2</sup>/кг), остаточной намагниченности  $\sigma_r$  (А м<sup>2</sup>/кг) и коэрцитивной силы  $H_c$  (А/м).

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

РФА показал, что в процессе МА смеси 2Ni + Ti + Al продолжительностью до 30 мин включительно на дифрактограммах отсутствуют рефлексы продуктов реакции (рис. 1). С увеличением продолжительности МА рефлексы никеля и титана становятся менее интенсивными и происходит их уширение, рефлексы алюминия исчезают уже после 7 мин активации.

Образец, спрессованный из исходной смеси 2Ni + Ti + Al, не догорел до конца при комнатной температуре. При этом максимальная температура синтеза составила 1153°C, скорость горения – 0.2 см/с. В процессе горения происходило выделение примесных газов, что привело к удлинению и даже частичному диспергированию сгоревшей части образца [29–31] (рис. 2а). Относительное удлинение образца составило 53%.

Образец, спрессованный из активированной 5 мин смеси, сгорел до конца. При этом скорость горения не изменилась (0.2 см/с), а максимальная температура увеличилась на 120°C (до 1275°C) по сравнению с образцом из исходной смеси. От-

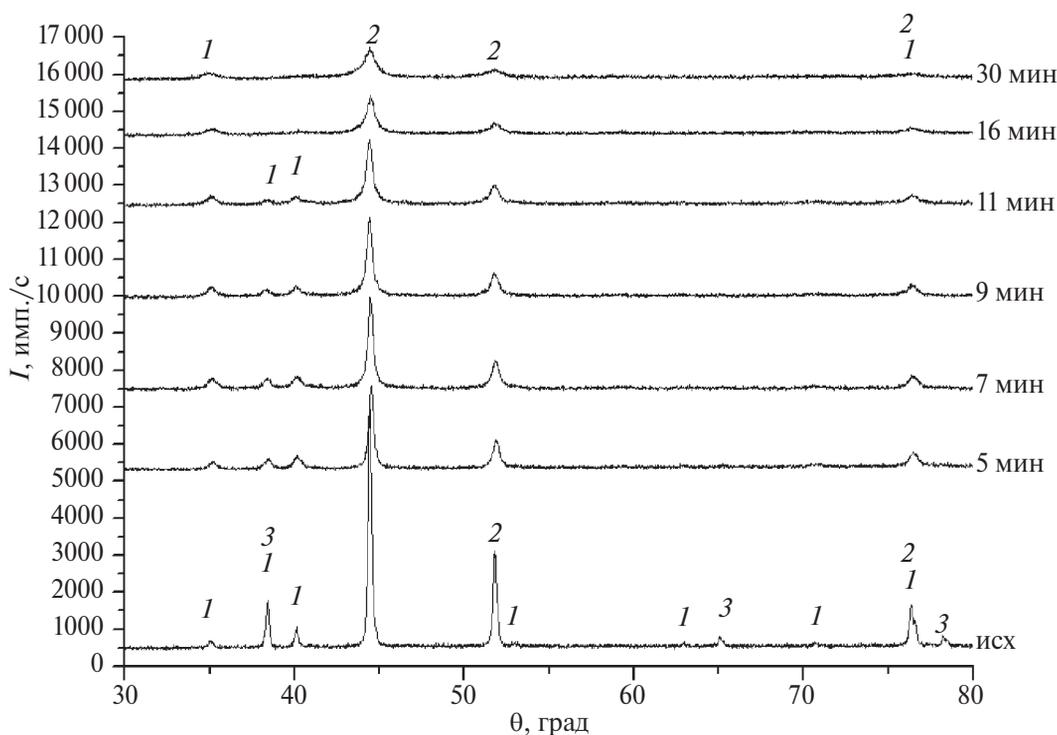


Рис. 1. Дифрактограммы исходной и активированных смесей 2Ni + Ti + Al после МА различной продолжительности: 1 – Ti, 2 – Ni, 3 – Al.

носительное удлинение образца после МА 5 мин смеси уменьшилось в 5 раз и составило 10%. Образец из смеси, активированной 5 мин, практически не диспергировался в процессе синтеза, сохранил целостность и свою первоначальную форму (рис. 2б).

Примесное газовыделение в процессе СВС может происходить перед фронтом горения и за ним. Установлено, что удлинение образца происходит за фронтом горения [30, 31]. Соответственно, можно сделать вывод, что после 5 мин МА большая часть примесного газовыделения происходит перед фронтом горения образца, не вызывая его удлинения и оказывая, согласно конвективно-кондуктивной модели, тормозящий эффект на скорость распространения волны горения [32]. В результате скорость горения активированной смеси не увеличивается, удлинение синтезированного образца значительно уменьшается.

При увеличении продолжительности МА образцы не догорали до конца. В процессе МА в активируемую смесь вносятся дополнительные примесные газы, соответственно, с увеличением продолжительности МА возрастает количество газов в смеси [19, 20], тормозящих распространение волны горения. Кроме того, в процессе МА возможно образование нестабильных твердых растворов [33, 34]. Из-за этого скорость горения смесей может уменьшаться, образец может не догорать до конца.

Таким образом, для дальнейших исследований из всех продуктов СВС активированных смесей был выбран образец после МА 5 мин.

Дифрактограммы продуктов СВС исходной и МА 5 мин смесей  $2\text{Ni} + \text{Ti} + \text{Al}$  представлены на рис. 3. Основной фазой, рефлексы которой наблюдаются в продуктах как исходной, так и активированной смеси, является фаза Гейслера  $\text{Ni}_2\text{TiAl}$ . Также присутствуют следы фазы  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ . Кроме этого, после МА 5 мин в продуктах горения наблюдаются следы  $\text{NiTi}_2$  и  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ .

На рис. 4 представлены зависимости удельной намагниченности от значения магнитного поля, измеренные при комнатной температуре для исходной, активированных 5, 10 и 30 мин смесей и продукта СВС после 5 мин МА смеси  $2\text{Ni} + \text{Ti} + \text{Al}$ . Исследуемые смеси демонстрируют гистерезисную кривую намагничивания, обычно наблюдаемую в магнитомягких ферромагнитных материалах. При этом из всех образцов исходная смесь обладает самой высокой удельной намагниченностью, с увеличением времени МА намагниченность уменьшается, продукт СВС после 5 мин МА смеси  $2\text{Ni} + \text{Ti} + \text{Al}$  обладает самым



Рис. 2. Фото продуктов СВС смесей: а – исходная смесь  $2\text{Ni} + \text{Ti} + \text{Al}$ , б – после МА 5 мин.

низким значением удельной намагниченности (рис. 4 и табл. 1). Результаты показывают воспроизводимость кривой гистерезиса при многочисленных повторях.

Самым большим значением коэрцитивной силы обладает смесь после МА максимальной продолжительности – 30 мин (табл. 1). С уменьшением продолжительности МА уменьшается коэрцитивная сила. После СВС коэрцитивная сила образца с МА 5 мин становится еще меньше. Минимальным значением коэрцитивной силы обладает исходная смесь  $2\text{Ni} + \text{Ti} + \text{Al}$ .

Результаты РФА компактных образцов, полученных методом ИПС из исходной, активированных смесей, а также продукта СВС смеси  $2\text{Ni} + \text{Ti} + \text{Al}$ , активированной 5 мин, представлены на рис. 5. Для всех компактных образцов основной фазой, как и в случае продуктов СВС, является фаза Гейслера  $\text{Ni}_2\text{TiAl}$ , кроме этого, наблюдаются следы фазы  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ . В случае образца, спеченного из исходной смеси, помимо указанных выше фаз, также присутствуют рефлексы  $\text{NiAl}$  и  $\text{Ni}_3\text{Al}$ . На дифрактограмме образца, спе-

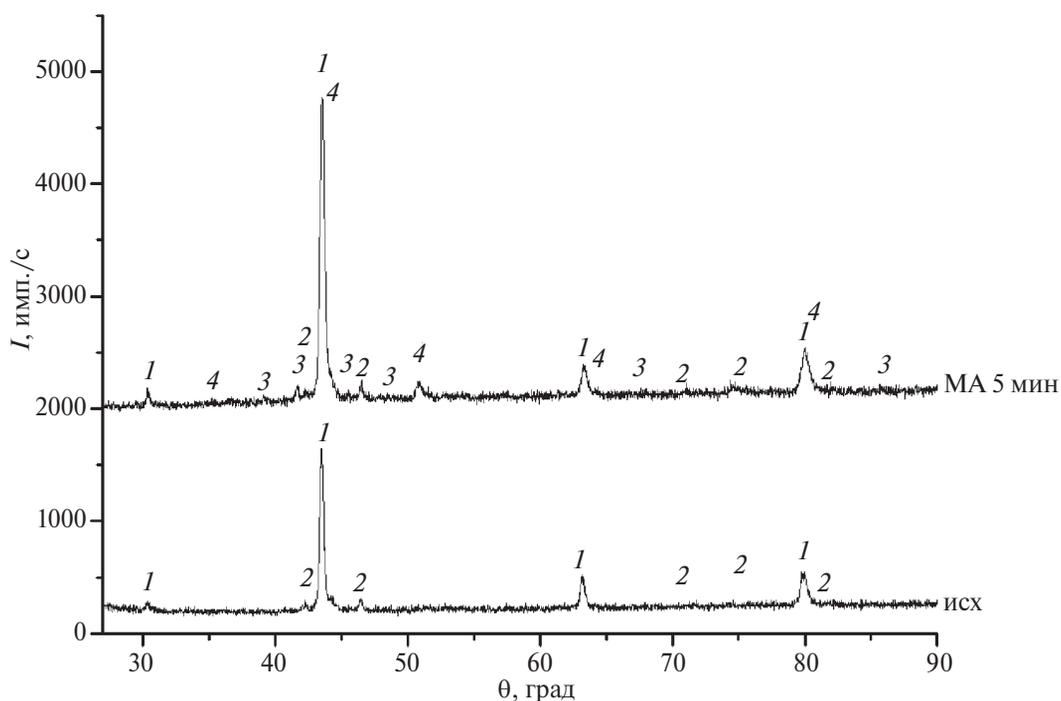


Рис. 3. Дифрактограммы продуктов СВС из исходной смеси  $2\text{Ni} + \text{Ti} + \text{Al}$  и после МА 5 мин: 1 –  $\text{Ni}_2\text{TiAl}$ , 2 –  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ , 3 –  $\text{NiTi}_2$ , 4 –  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ .

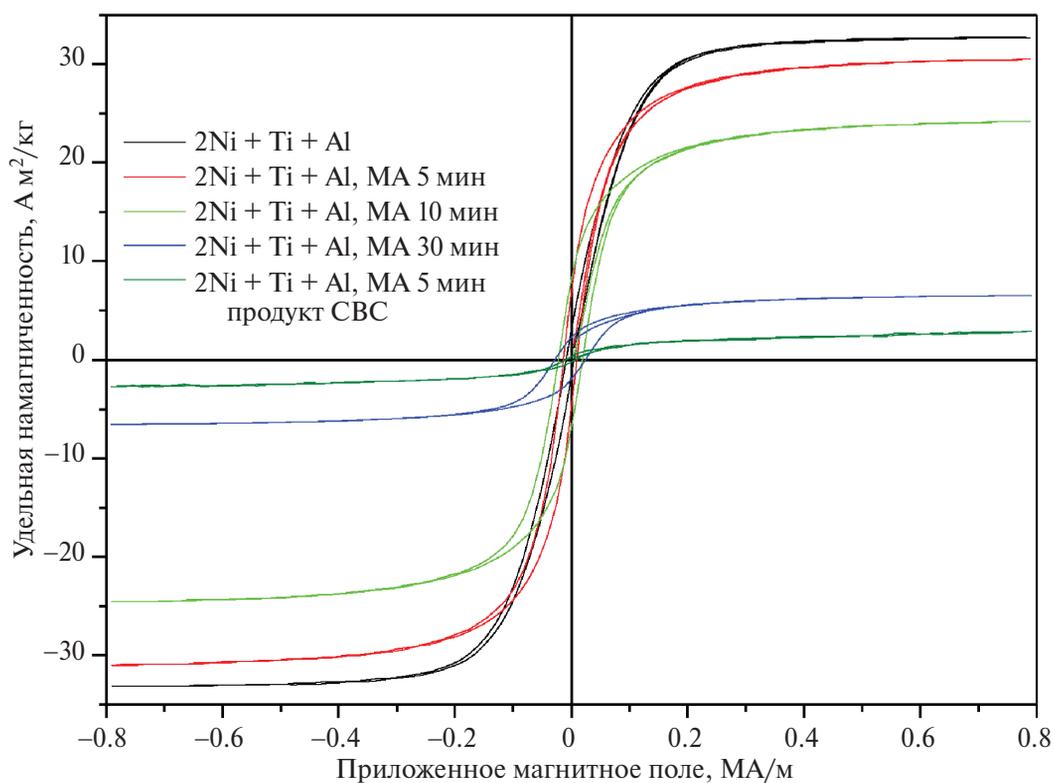


Рис. 4. Зависимости удельной намагниченности от значения магнитного поля, измеренные при комнатной температуре для исходной, активированных 5, 10 и 30 мин смесей и продукта СВС после 5 мин МА смеси  $2\text{Ni} + \text{Ti} + \text{Al}$ .

Таблица 1. Магнитные свойства образцов

Образец	Максимальная удельная намагниченность, А м <sup>2</sup> /кг	Остаточная удельная намагниченность, А м <sup>2</sup> /кг	Коэрцитивная сила, кА/м
2Ni + Ti + Al	32.74	2.27	6.6
2Ni + Ti + Al, МА 5 мин	30.57	5.75	11.4
2Ni + Ti + Al, МА 10 мин	24.12	7.50	20.4
2Ni + Ti + Al, МА 30 мин	6.50	2.15	26.4
2Ni + Ti + Al, МА 5 мин, продукт СВС	0.065	0.006	8.0

ченного из смеси 2Ni + Ti + Al, активированной 5 мин, наблюдаются рефлексы единственной фазы – фазы Гейслера Ni<sub>2</sub>TiAl.

Из образцов, полученных методом ИПС из исходной, активированных смесей и продуктов СВС активированной 5 мин смеси 2Ni + Ti + Al были изготовлены шлифы, и проведен локальный элементный анализ (рис. 6). Результаты элементного анализа близки к результатам РФА (рис. 5, 6). По результатам элементного анализа, в компактных образцах присутствует небольшое количество оксидов Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и TiO (рис. 6). Рефлексы этих оксидов не наблюдаются на дифрактограммах образцов, вероятно, по причине их небольшого (менее 5 мас.%) количества (рис. 5).

Результаты измерения микротвердости и гигроскопической плотности образцов, полученных методом ИПС из исходной, активированных смесей и продуктов СВС активированной 5 мин смеси 2Ni + Ti + Al, представлены в табл. 2. Максимальным значением микротвердости и плотности обладает образец, спеченный из смеси, активированной 10 мин. Значения микротвердости и плотности компактных образцов из исходной и МА 30 мин смесей немного меньше характеристик образца, полученного из смеси после МА 10 мин. Минимальной микротвердостью обладает образец, спеченный из продуктов СВС активированной 5 мин смеси 2Ni + Ti + Al. Минимальные значения плотности зафиксированы у компактных образцов из смеси после МА 5 мин и из продуктов синтеза МА 5 мин смеси 2Ni + Ti + Al.

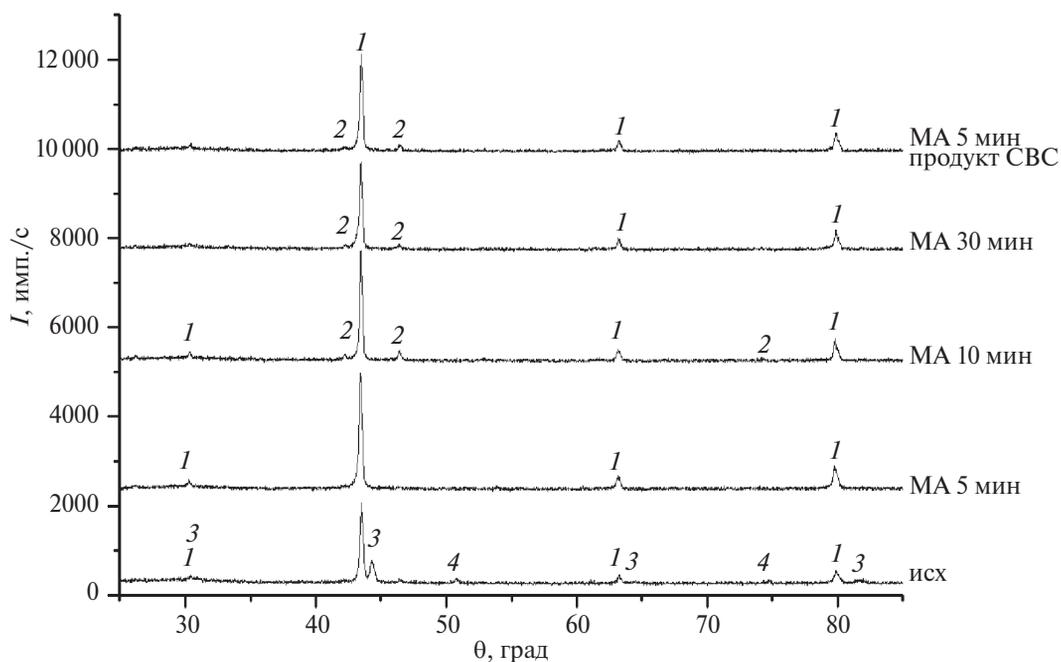


Рис. 5. Результаты РФА компактных образцов, полученных методом ИПС из исходной, активированных смесей, а также продукта СВС смеси 2Ni + Ti + Al, активированной 5 мин: 1 – Ni<sub>2</sub>TiAl, 2 – Ni<sub>3</sub>Ti, 3 – NiAl, 4 – Ni<sub>3</sub>Al.

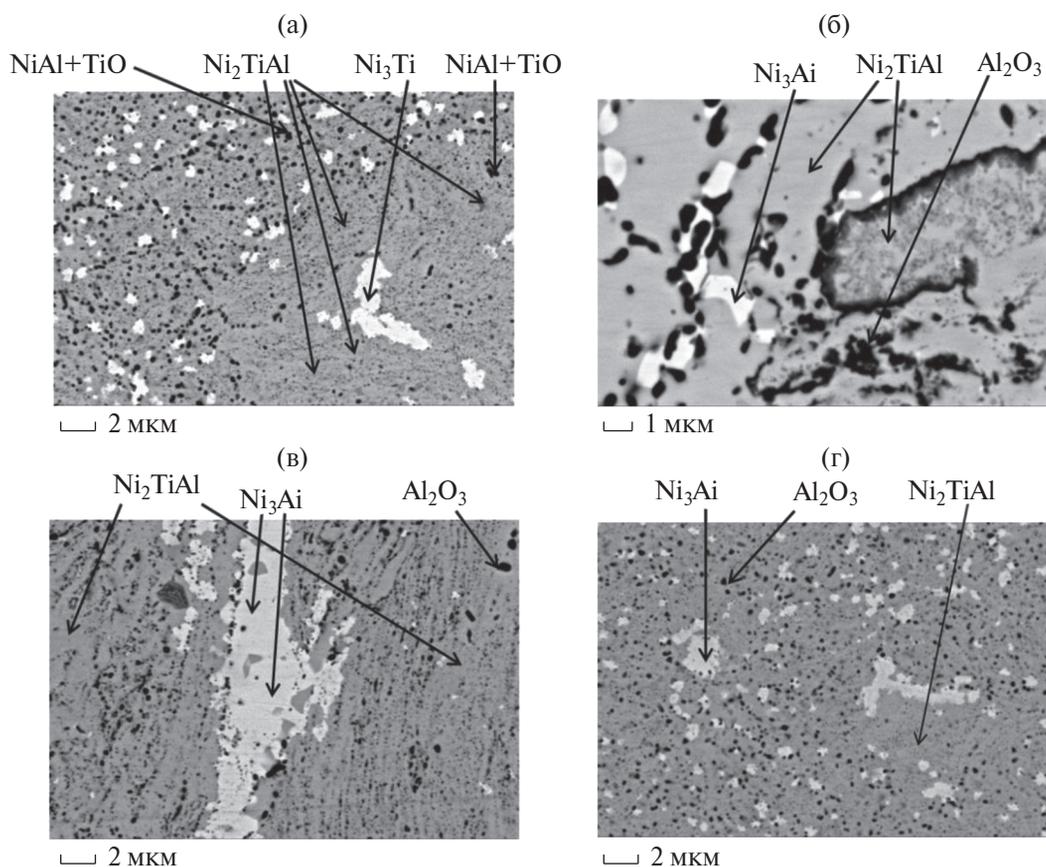


Рис. 6. Микроструктура компактных образцов, полученных методом ИПС из исходной смеси  $2\text{Ni} + \text{Ti} + \text{Al}$  (а), продуктов СВС смеси  $2\text{Ni} + \text{Ti} + \text{Al}$ , активированной 5 мин (б), смеси  $2\text{Ni} + \text{Ti} + \text{Al}$  после МА 5 (в), 30 мин (г).

Таблица 2. Микротвердость компактных образцов

Образец	Микротвердость $HV$ , ГПа	Гигроскопическая плотность, $\text{г}/\text{см}^3$
$2\text{Ni} + \text{Ti} + \text{Al}$	$8.83 \pm 0.1$	6.4
$2\text{Ni} + \text{Ti} + \text{Al}$ , МА 5 мин	$8.0 \pm 0.1$	6.2
$2\text{Ni} + \text{Ti} + \text{Al}$ , МА 10 мин	$8.9 \pm 0.1$	6.5
$2\text{Ni} + \text{Ti} + \text{Al}$ , МА 30 мин	$8.8 \pm 0.1$	6.3
$2\text{Ni} + \text{Ti} + \text{Al}$ , МА 5 мин, продукт СВС	$7.6 \pm 0.1$	6.2

Таким образом, в системе  $2\text{Ni}-\text{Ti}-\text{Al}$  методами СВС и ИПС синтезирован интерметаллид  $\text{Ni}_2\text{TiAl}$  – сплав Гейслера. Показана возможность синтеза данного материала как с предварительной МА смеси, так и без использования МА. Если сравнивать методы, использованные в данной работе, с другими известными методами получения интерметаллидов, например с гид-

ридкальциевым методом, следует отметить одностадийность и небольшое количество времени, затрачиваемое при СВС, ИПС и МА. При гидридкальциевом методе получения необходимо смешивание оксидов, загрузка в капсулу, нагрев и выдержка, отмычка от оксида кальция. Стоит также отметить, что алюминий растворяется в кальции и образует интерметаллиды, что приводит к его потере в составе продукта [35]. Возможно загрязнение продукта оксидом кальция, а также железом даже после операции отмычки из-за взаимодействия материала со стенками капсулы, в которой проходит реакция. Методы, использованные в данной работе, не приводят к значительным загрязнениям материала.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методами СВС и ИПС в системе  $2\text{Ni}-\text{Ti}-\text{Al}$  синтезирован сплав Гейслера  $\text{Ni}_2\text{TiAl}$ .

Впервые методом ИПС получены компактные материалы из различных порошков: из исходной и активированных смесей  $2\text{Ni} + \text{Ti} + \text{Al}$ , а также из продуктов СВС. Проведено сравнение

свойств компактных материалов, полученных ИПС из различных порошков.

МА продолжительностью до 30 мин включительно не привела к образованию новых фаз в системе 2Ni–Ti–Al.

После 5 мин МА смеси 2Ni + Ti + Al образец сгорел полностью. Скорость горения не изменилась, максимальная температура синтеза возросла, а относительное удлинение образца уменьшилось в пять раз по сравнению с образцом из исходной смеси. Образец сохранил целостность и первоначальную форму.

После активации продолжительностью более 5 мин образцы не догорали до конца.

Основной фазой в продуктах СВС является фаза Гейслера Ni<sub>2</sub>TiAl.

Исследуемые порошковые смеси обладают магнитомягкими ферромагнитными свойствами, демонстрируя полную воспроизводимость кривой гистерезиса при многочисленных повторениях. Максимальное значение удельной намагниченности зафиксировано у исходной смеси 2Ni + Ti + Al, максимальная коэрцитивная сила — у смеси, активированной 30 мин.

По результатам РФА, основной фазой в составе компактных образцов, полученных ИПС, является сплав Гейслера Ni<sub>2</sub>TiAl. На дифрактограмме образца, спеченного из смеси после МА 5 мин, наблюдаются рефлексы единственной фазы Ni<sub>2</sub>TiAl. Результаты элементного анализа компактных образцов, полученных ИПС, близки к результатам РФА.

Максимальное значение микротвердости и плотности зафиксировано у образца, спеченного из смеси, активированной 10 мин. Минимальной микротвердостью обладает образец, спеченный из продуктов синтеза активированной 5 мин смеси 2Ni + Ti + Al. Минимальные значения плотности зафиксированы у компактных образцов из смеси после МА 5 мин и из продуктов синтеза МА 5 мин смеси 2Ni + Ti + Al.

## БЛАГОДАРНОСТЬ

Авторы благодарят О.В. Белоусову за измерение плотности компактных образцов и И.Д. Ковалева за рентгенофазовый анализ порошковых смесей.

## ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена в рамках Госзадания ИСМАН.

## КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Мержанов А.Г., Боровинская И.П. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез тугоплавких неорганических соединений // ДАН. 1972. Т. 204. № 2. С. 366–369.
2. Awotunde M.A., Ayodele O.O., Adegbenjo A.O., Okoro A.M., Shongwe M.B., Olubambi P.A. NiAl Intermetallic Composites: a Review of Processing Methods, Reinforcements and Mechanical Properties // Int. J. Adv. Manuf. Technol. 2019. V. 104. P. 1733–1747. <https://doi.org/10.1007/s00170-019-03984-9>
3. Zhou Q., Hu Q.W., Wang B., Zhou B.B., Chen P.W., Liu R. Fabrication and Characterization of the NiAl Energetic Structural Material with High Energy Density and Mechanical Properties // J. Alloys Compd. 2020. V. 832. 154894. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154894>
4. Sanin V.N., Ikornikov D.M., Andreev D.E., Yukhvid V.I., Levashov E.A., Pogozhev Yu.S. Cast NiAl/Ni<sub>20</sub>Al<sub>3</sub>B<sub>6</sub> Composites by Centrifugal SHS // Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth. 2014. V. 23. № 4. P. 232–239. <https://doi.org/10.3103/S1061386214040098>
5. 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. <https://doi.org/10.15372/FGV20210604>
6. Sytshev A.E., Kochetov N.A., Lazarev P.A., Morozov Yu.G., Vadchenko S.G., Kovalev I.D., Busurina M.L. Combustion Synthesis and Magnetic Properties of Ni–Al–Mn Based Alloy // Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth. 2022. V. 31. № 2. P. 95–103. <https://doi.org/10.3103/S106138622202011X>
7. Кочетов Н.А. Влияние содержания магния и механической активации на горение в системе Ni + Al + Mg // Хим. физика. 2022. Т. 41. № 7. С. 39–46. <https://doi.org/10.31857/S0207401X2207007X>
8. Кочетов Н.А., Ковалев И.Д. Влияние содержания кобальта и механической активации на горение в системе Ni + Al + Co // Хим. физика. 2024. Т. 43. № 4. С. 66–73. <https://doi.org/10.31857/S0207401X24040087>
9. Sidnov K.P., Belov D.S., Ponomareva A.V., Abrikosov I.A., Zharmukhambetova A.M., Skripnyak N.V., Barannikova S.A., Rogachev A.S., Rouvimov S., Mukasyan A.S. Effect of Alloying on Elastic Properties of Ternary Ni–Al–Ti System: Experimental Validation // J. Alloys Compd. 2020. V. 832. P. 534–541. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.07.051>

10. *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. P. 387–393.
11. *Graf T., Felser C., Parkin S.S.P.* Simple Rules for the Understanding of Heusler Compounds // *Prog. Solid State Chem*. 2011. V. 39. № 1. P. 1–50.  
<https://doi.org/10.1016/j.progsolidstchem.2011.02.001>
12. *Lin W., Freeman A.J.* Cohesive Properties and Electronic Structure of Heusler L21-phase Compounds  $Ni_2XAl$  ( $X = Ti, V, Zr, Nb, Hf, \text{ and } Ta$ ) // *Phys. Rev. B*. 1992. V. 45. № 1. P. 61–68.  
<https://doi.org/10.1103/PhysRevB.45.61>
13. *Sidnov K., Belov D.S.* Heusler Phases  $Ni_2AlM$  ( $M = Ti, Zr, Hf, Nb$ ) by SHS Method // *Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth*. 2019. V. 28. № 4. P. 279–280.  
<https://doi.org/10.3103/S1061386219040125>
14. *Sreenivasa Reddy P.V., Kanchana V.* Ab initio Study of Fermi Surface and Dynamical Properties of  $Ni_2XAl$  ( $X = Ti, V, Zr, Nb, Hf \text{ and } Ta$ ) // *J. Alloys Compd*. 2014. V. 616. P. 527–534.  
<https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2014.07.020>
15. *Корчагин М.А., Григорьева Т.Ф., Бохонов Б.Б., Шарафутдинов М.Р., Баринаова 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.
16. *Корчагин М.А.* Тепловой взрыв в механически активированных низкокалорийных составах // *Физика горения и взрыва*. 2015. Т. 51. № 5. С. 77–86.  
<https://doi.org/10.15372/FGV20150509>
17. *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.
18. *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. P. 123727.  
<https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2020.123727>
19. *Vadchenko S.G.* Gas Emission During Combustion of Mechanically Activated Ni–Al Mixtures // *Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth*. 2016. V. 25. № 4. P. 210–214.  
<https://doi.org/10.3103/S1061386216040105>
20. *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. № 2. P. 90–93.  
<https://doi.org/10.3103/S1061386215020107>
21. *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.  
<https://doi.org/10.15372/FGV20200307>
22. *Dusza J., Švec P., Girman V., Sedlák R., Castle E.G., Csanádi T., Kovalčíková A., Reece M.J.* Microstructure of (Hf-Ta-Zr-Nb)C High-Entropy Carbide at Micro and Nano/Atomic Level // *J. Eur. Ceram. Soc*. 2018. V. 38. P. 4303–4307.  
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2018.05.006>
23. *Castle E., Csanádi T., Grasso S., Dusza J., Reece M.* Processing and Properties of High-Entropy Ultra-High Temperature Carbides // *Sci. Rep*. 2018. V. 8. 8609.  
<https://doi.org/10.1038/s41598-018-26827-1>
24. *Csanádi T., Castle E., Reece M., Dusza J.* Strength Enhancement and Slip Behaviour of High-Entropy Carbide Grains During Micro-Compression // *Sci. Rep*. 2019. V. 9. 10200.  
<https://doi.org/10.1038/s41598-019-46614-w>
25. *Кочетов Н.А., Рогачев А.С., Ковалев Д.Ю., Шукин А.С., Вадченко С.Г.* Получение высокоэнтропийного сплава Fe–Cr–Co–Ni–Ti механическим сплавлением и электроискровым плазменным спеканием порошковой смеси // *Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2021. Т. 15. № 2. С. 4–12.
26. *Suárez M., Fernández A., Menéndez J.L., Torrecillas R., Kessel H.U., Hennicke J., Kirchner R., Kessel T.* Challenges and Opportunities for Spark Plasma Sintering: a Key Technology for a New Generation of Materials. *Sintering Applications*. 2013. Chapter 13. P. 319–342.  
<https://doi.org/10.5772/53706>
27. *Weston N.S., Derguti F., Tudball A., Jackson M.* Spark Plasma Sintering of Commercial and Development Titanium Alloy Powders. // *J. Mater. Sci*. 2015. V. 50. P. 4860–4878.  
<https://doi.org/10.1007/s10853-015-9029-6>
28. *Кочетов Н.А., Ковалев И.Д.* Рентгенографическое исследование структурных изменений при механической активации смеси Ni + Al с использованием порошков никеля, полученных разными способами // *Неорган. материалы*. 2019. Т. 55. № 2. С. 215–218.  
<https://doi.org/10.1134/S0002337X19020052>
29. *Мержанов А.Г., Рогачев А.С., Умаров Л.М., Кирьяков Н.В.* Экспериментальное исследование газовой фазы, образующейся в процессах самораспространяющегося высокотемпературного синтеза // *Физика горения и взрыва*. 1997. Т. 33. № 4. С. 55–64.
30. *Камынина О.К., 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. № 3. P. 193–204.
31. *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.

32. *Сеплярский Б.С.* Природа аномальной зависимости скорости горения безгазовых систем от диаметра // Докл. РАН. 2004. Т. 396. № 5. С. 640–643.
33. *Рогачёв А.С., Мукасян А.С.* Горение гетерогенных наноструктурных систем (обзор) // Физика горения и взрыва. 2010. Т. 46. № 3. С. 3–30.
34. *Wen C.E., Kobayashi K., Sugiama A., Nishio T., Matsumoto A.* Synthesis of Nanocrystallite by Mechanical Alloying and *in situ* Observation of their Combustion Phase Transformation in Al<sub>3</sub>Ti // J. Mater. Sci. 2000. V. 35. P. 2099–2105. <https://doi.org/10.1023/A:1004763713031>
35. *Yudin S.N., Kasimtsev A.V., Korotitskiy A.V., Sviridova T.A., Markova G.V., Volodko S.S., Nepapushev A.A., Moskovskikh D.O.* Bulk Nb<sub>3</sub>Al Intermetallic Compound: Synthesis and High-Temperature Properties // Mater. Sci. Eng. 2020. V. 790. 139715. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139715>