

Ильющенко А.Ф., Лецко А.И., Талако Т.Л., Дьячкова Л.Н., Парницкий Н.М. Структура и свойства порошков, формирующихся в системах Ni–Fe–Ti при механоактивируемом самораспространяющемся высокотемпературном синтезе // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2018. – Т. 20, № 4. – С. 78–87. DOI: 10.15593/2224-9877/2018.4.10

Ilyushchenko A.F., Letsko A.I., Talako T.L., Dyachkova L.N., Parnitsky N.M. Structure and properties of powders formed in Ni–Fe–Ti systems with mechano-activated self-propagating high-temperature synthesis. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 78–87. DOI: 10.15593/2224-9877/2018.4.10

---

**ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение**  
**Т. 20, № 4, 2018**  
**Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science**  
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

---

DOI: 10.15593/2224-9877/2018.4.10  
УДК 536.46: 621.762

**А.Ф. Ильющенко, А.И. Лецко, Т.Л. Талако, Л.Н. Дьячкова, Н.М. Парницкий**

Институт порошковой металлургии им. акад. О.В. Романа, Минск, Республика Беларусь

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОРОШКОВ, ФОРМИРУЮЩИХСЯ В СИСТЕМАХ NI–FE–TI**  
**ПРИ МЕХАНОАКТИВИРУЕМОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕМСЯ**  
**ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ СИНТЕЗЕ**

Представлены результаты исследований влияния механоактивации на процесс синтеза при получении композиционных порошков многофазных интерметаллидов на основе композиций Ni–14мас.%Al + Fe–57мас.%Al и Ni–14мас.%Al + Ti–57,5мас.%Al. В процессе исследования были экспериментально отработаны режимы получения композиционных порошков многофазных интерметаллидных соединений на основе композиций Ni–14мас.% Al + Fe–57мас.% Al и Ni–14мас.%Al + Ti–57,5мас.%Al в планетарной шаровой мельнице и выявлено влияние их последующего смешивания на процесс самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Показано, что оптимальный режим механоактивации в рассматриваемых системах, обеспечивающий максимальную полноту превращений для получения требуемого фазового состава в композиционных порошках, зависит от вида основы и содержания алюминия. Установлено, что полученные в процессе синтеза СВС-композиции или практически полностью наследуют структуру после механоактивации их в планетарной шаровой мельнице (Ni–14мас.%Al + Fe–57мас.%Al) или, претерпевая перекристаллизацию в процессе синтеза (Ni–14мас.%Al + Ti–57,5мас.%Al), образуют тройную фазу TiNiAl<sub>2</sub>. Отдельные химические элементы в продукте синтеза обнаружены не были. Средний размер частиц после размолва СВС-порошков в планетарной мельнице составил 0,5–27,0 мкм. Удельная поверхность СВС-порошков составила 6,1 м<sup>2</sup>/г для СВС-композиции Ni–14мас.%Al + Fe–57мас.%Al и 4,0 м<sup>2</sup>/г – для Ni–14мас.%Al + Ti–57,5мас.%Al; насыпная плотность 1131,9 и 1333,2 кг/м<sup>3</sup> соответственно.

**Ключевые слова:** интерметаллиды никеля, интерметаллиды железа, интерметаллиды титана, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, композиционный порошок, многофазный, двухфазные интерметаллические сплавы, механоактивируемый самораспространяющийся высокотемпературный синтез, размол, технологические свойства порошков.

**A.F. Ilyushchenko, A.I. Letsko, T.L. Talako, L.N. Dyachkova, N.M. Parnitsky**

Institute of Powder Metallurgy named after academician O.V. Roman, Minsk, Republic of Belarus

**STRUCTURE AND PROPERTIES OF POWDERS FORMED**  
**IN NI–FE–TI SYSTEMS WITH MECHANO-ACTIVATED SELF-PROPAGATING HIGH-**  
**TEMPERATURE SYNTHESIS**

In the course of the study, the modes of obtaining composite powders of multiphase intermetallic compounds based on compositions were experimentally tested Ni–14wt.%Al + Fe–57wt.%Al and Ni–14wt.%Al + Ti–57.5wt.%Al in a planetary ball mill and their subsequent mixing on the process of self-propagating high-temperature synthesis. It is shown that the optimal mode of mechanoactivation in the systems under consideration, which ensures the maximum completeness of the transformations to obtain the desired phase composition in composite powders, depends on the type of base and the aluminum content. It was established that the SHS compositions obtained during the synthesis process either almost completely inherit the structure after their mechanical activation in a planetary ball mill (Ni–14wt.%Al + Fe-57wt.%Al) or undergoing recrystallization in the synthesis process (Ni–14wt.%Al + Ti–57.5wt.%Al) form the TiNiAl<sub>2</sub> ternary phase. Separate chemical elements were not detected in the synthesis product. The average particle size after grinding SVS powders in a planetary mill was 0.5-3.0 microns. The specific surface area of the SHS powder is 6.1 m<sup>2</sup>/g for the SHS composition by Ni–14wt.%Al + Fe–57wt.%Al and 4.0 m<sup>2</sup>/g – Ni–14wt.%Al + Ti–57,5wt.%Al; bulk density – 1131.9 kg/m<sup>3</sup> and 1333.2 kg/m<sup>3</sup>, respectively.

**Keywords:** nickel intermetallic compounds, iron intermetallic compounds, titanium intermetallic compounds, aluminides, self-propagating high-temperature synthesis, composite powder, multiphase, two-phase intermetallic alloys, mechanically activated self-propagating high-temperature synthesis, grinding, technological properties of powders.

## Введение

Интерметаллидные сплавы на основе алюминидов характеризуются уникальными свойствами для конструкционных изделий, работающих при повышенной температуре в неблагоприятной окружающей среде. Их основными достоинствами являются жаропрочность, коррозионная и жаростойкость, сравнительно низкая плотность (3,7–6,0 г/см<sup>3</sup>) и высокая температура плавления (до 1638 °С). При этом они значительно дешевле, чем многие жаропрочные сплавы на никелевой основе [1–6]. В настоящее время некоторые из алюминидов широко используют для производства изделий и защитных покрытий для изделий, работающих в таких отраслях промышленности, как авиа-, автомобилестроение и энергетика [7].

Реакции синтеза интерметаллидов из элементов экзотермичны, что обеспечивает возможность их получения методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Метод позволяет формировать сложные комплексные соединения и многокомпонентные композиции различной дисперсности с повышенной когезионной прочностью в одну стадию. Использование предварительной механоактивации (МА) реакционных смесей в высокоэнергетических мельницах перед СВС позволяет формировать более однородную мелкозернистую структуру продуктов синтеза с повышенным содержанием растворенных элементов (выше значений предельной растворимости) и активировать протекание менее термодинамически предпочтительных реакций, обеспечивая тем самым возможность регулирования фазового состава композиционных порошков [7–13].

В работе [14] было показано, что удельное сопротивление ползучести при высоких значениях температуры (700–1000 °С) монолитного сплава Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>–FeAl<sub>3</sub> выше на 10–20 %, чем у NiAl, Ni<sub>3</sub>Al, Fe<sub>3</sub>Al и FeAl. Кроме того, окалиностойкость Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>–FeAl<sub>3</sub> сравнима с окалиностойкостью существующего интерметаллидного сплава на основе алюминидов никеля [15]. Однако установлено, что вязкость разрушения монолитного сплава Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>–FeAl<sub>3</sub> при комнатной температуре низка по сравнению с интерметаллидными сплавами на основе алюминидов никеля. Таким образом, двухфазные материалы системы Fe–Al представляются весьма перспективными для работы в условиях высоких значений температуры, если их пластичность и вязкость при комнатной температуре будут улучшены.

В работе [16] было показано, что при образовании химических соединений Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>, FeAl<sub>2</sub>, FeAl и Fe<sub>3</sub>Al выделяется соответственно 6,7; 6,4; 6,5 и 6,1 ккал/г·ат. Однофазные продукты образуются при горении составов Fe–54,75%Al (соединение

Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>) и Fe–59,18%Al (соединение FeAl<sub>3</sub>) [17]. Конечные продукты горения других составов – многофазные.

В работе [18] показано достижение эффекта суперпластичности в двухфазной области сосуществования TiAl и Ti<sub>3</sub>Al ( $\gamma + \alpha_2$ ) при их относительном содержании порядка 50 об. %. T.G. Nieh [19] изучил пластические свойства Ti–47Al (ат. %), полученного быстрой кристаллизацией и экструзией порошка при 1150 °С в той же двухфазной области. В результате быстрой кристаллизации формировалась метастабильная и негомогенная структура сплава, имеющая бимодальное распределение размеров зерен (зерна 4–5 мкм с В<sub>2</sub>-структурой и тонкие зерна (0,5–1,0 мкм), которые состоят из смеси ( $\gamma + \alpha_2$ ), причем объемная доля В<sub>2</sub>-фазы составляла порядка 50 %). Такая структура была нестабильной, и В<sub>2</sub>-фаза легко распадалась на  $\alpha_2 + \gamma$  при повышенных значениях температуры (порядка 800 °С). Однако, несмотря на негомогенность, сплав характеризовался суперпластичностью при значениях температуры до 800 °С. Наблюдаемую суперпластичность авторы связывали с наличием метастабильной В<sub>2</sub>-фазы.

В работе [20] двухфазные интерметаллические сплавы на основе интерметаллидов TiAl и Ni<sub>3</sub>Al были получены методом двухстадийного синтеза. Сначала отдельно синтезировали интерметаллиды TiAl и Ni<sub>3</sub>Al методом теплового взрыва, а затем синтезированные продукты TiAl и Ni<sub>3</sub>Al измельчали и снова смешивали и синтезировали друг с другом и/или с элементарными порошками Ti, Ni и Al. Полученные в процессе последующего синтеза материалы содержали фазы Ti<sub>2</sub>NiAl<sub>3</sub> ( $\tau_3$ ) и TiNi<sub>2</sub>Al ( $\tau_4$ ), которые сильно снижали механические свойства композиционного материала. Композиционные материалы, полученные по схемам TiAl + Ti + Ni + Al и Ni<sub>3</sub>Al + Ti + Ni + Al, в частности композиционные интерметаллические материалы на основе TiAl, состояли из фаз TiAl + Ti<sub>3</sub>Al + Ti<sub>2</sub>NiAl<sub>3</sub> и были достаточно твердыми и хрупкими, что сильно снижало их конструкционное применение. В то же время материал на основе Ni<sub>3</sub>Al, полученный при добавлении незначительного количества Ti, демонстрировал превосходную пластичность, что положительно влияло на его механические свойства. Таким образом, исследование композиционных порошков многофазных интерметаллидных соединений является перспективным и интересным с точки зрения конструкционного применения таких порошков.

Цель работы – исследование структуры и свойств порошков, формирующихся в системах Ni–Fe–Ti при механоактивируемом самораспространяющемся высокотемпературном синтезе.

### Методика исследования

Механоактивацию реакционных смесей Ni–14 мас.%Al, Fe–57мас.%Al, Ti–57,5мас.%Al проводили в планетарной шаровой мельнице Retsch PM 400. Использовали следующие исходные порошки: железа марки ПЖР2.200, никеля (ПНЭ-1), титана (ПТОМ), алюминия (ПА-4М). Процесс механоактивации детально описан в работе [21]. После механоактивации полученные составы смешивали между собой в следующие композиции: Ni–14мас.%Al + Fe–57мас.%Al (50:50) и Ni–14мас.%Al + Ti–57,5мас.%Al (50:50). Самораспространяющийся высокотемпературный синтез полученных композиций осуществляли в экспериментальном реакторе постоянного давления в аргоне. После остывания полученный спек подвергали размолу с последующим рассевом полученных порошков и выделением требуемой фракции.

Температуру и динамику изменения температуры горения оценивали с помощью хромель-алюмелевых термопар диаметром ~0,2 мм с использованием внешнего двухканального 24-разрядного АЦП ADSC24-2Т.

Микроструктуру полученных порошков исследовали методами оптической и сканирующей электронной микроскопии с микрорентгеноспектральным анализом (сканирующий электронный микроскоп высокого разрешения Mira фирмы Tescan, Чехия, с микрорентгеноспектральным анализатором INCA 350 фирмы Oxford Instruments, Англия).

Рентгеноструктурный анализ проводили на многоцелевом рентгеновском дифрактометре Ultima IV и дифрактометре общего назначения ДРОН-3.0 в  $\text{CuK}_\alpha$ -монохроматизированном излучении с использованием системы автоматизации, включающей все функции управления гониометром и программную часть, содержащую пакет программ WinDif по сбору, обработке и анализу полученных данных. Расшифровку фазового состава проводили с помощью программы Crystallographica Search Match (Oxford).

Гранулометрический анализ выполняли на лазерном дифракционном анализаторе Malvern Mastersizer 2000 Hydro 2000S, Англия; анализ площади поверхности – на анализаторе SA 3100 фирмы Beckman Coulter, США, микродюрметрический анализ – на микротвердомере Akashi, Япония, при нагрузках 25 и 200 г.

### Результаты исследований

Динамика изменения температуры горения для композиции Ni–14мас.%Al + Fe–57мас.%Al представлена на рис. 1. Согласно полученным дан-

ным температура горения полученной смеси составила порядка  $T_{\max} \approx 1070$  °С.

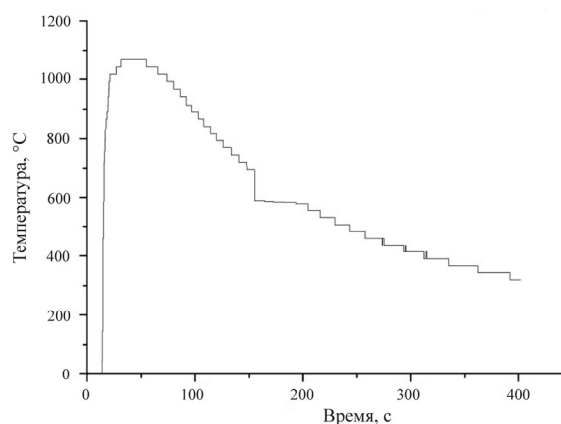


Рис. 1. Динамика изменения температуры горения для композиции Ni–14мас.%Al + Fe–57мас.%Al

Процесс горения данной композиции проходил активно без интенсивного разброса материала. Время от начала процесса синтеза до остывания (~300 °С) спек составило ~6 мин. Площадки на термограмме (см. рис. 1) свидетельствуют о вероятных фазовых превращениях, образовании и кристаллизации фаз NiAl, FeAl<sub>3</sub>, FeNiAl<sub>5</sub> и FeNi (рис. 2), как наиболее выгодных с термодинамической точки зрения в условиях СВС.

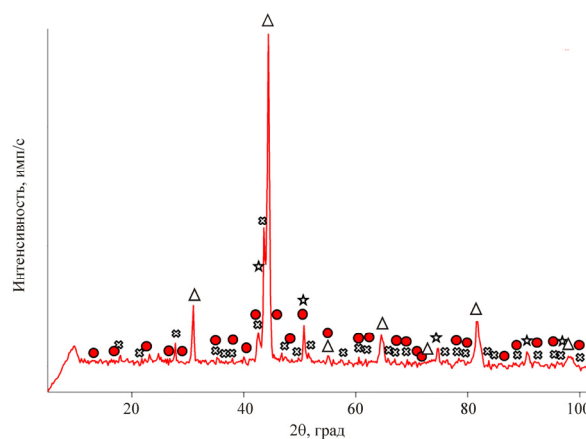


Рис. 2. Дифрактограмма СВС-композиции Ni–14мас.%Al + Fe–57мас.%Al после смешивания в четырехбаночном смесителе:  $\Delta$  – NiAl;  $\square$  – FeAl<sub>3</sub>;  $\bullet$  – FeNiAl<sub>5</sub>;  $\star$  – FeNi

По данным РФА (см. рис. 2), СВС-композиция Ni–14мас.%Al + Fe–57мас.%Al после синтеза содержит следующие фазы: NiAl, FeAl<sub>3</sub>, FeNiAl<sub>5</sub> и FeNi. Причем, судя по интенсивностям рефлексов, основными фазами являются NiAl, FeAl<sub>3</sub> и FeNi. Вероятно, вследствие невысокой температуры процесса СВС интерметаллиды системы Ni–Al и Fe–Al, образованные в процессе синтеза при меха-

ноактивации, почти полностью переходят в конечный СВС-продукт. Образование таких фаз, как  $\text{FeNiAl}_5$  и  $\text{FeNi}$ , и их процентное содержание 12 и 8 % могут свидетельствовать о незначительном растворении и смешивании интерметаллидов между собой в процессе СВС. Отдельные элементы в продукте синтеза не идентифицируются.

Динамика изменения температуры горения для композиции  $\text{Ni-14мас.}\% \text{Al} + \text{Ti-57,5мас.}\% \text{Al}$  представлена на рис. 3. Согласно полученным данным максимальная температура для данной композиции составила порядка  $T_{\text{max}} = 1232^\circ\text{C}$ .

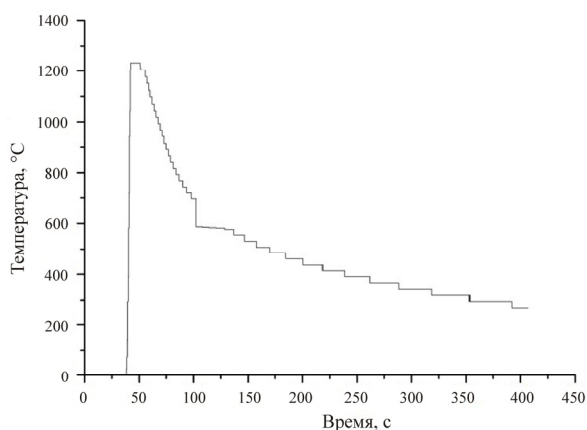


Рис. 3. Динамика изменения температуры горения для композиции  $\text{Ni-14мас.}\% \text{Al} + \text{Ti-57,5мас.}\% \text{Al}$

Процесс горения данной композиции проходил активно без интенсивного разброса материала, но с увеличением от первоначального объема заправки контейнера. Полученный спек имел пористую, рыхлую структуру. Время от начала процесса синтеза до остывания ( $\sim 260^\circ\text{C}$ ) составило  $\sim 6$  мин. Согласно литературным данным [20–21], площадки на термограмме (см. рис. 3) свидетельствуют о фазовых превращениях, протекающих в процессе синтеза фаз  $\text{TiNiAl}_2$ ,  $\text{Ni}_2\text{Al}_5$  и  $\text{TiNi}$  (рис. 4).

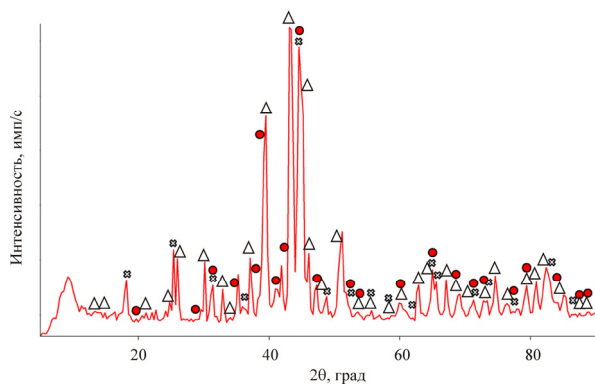


Рис. 4. Дифрактограмма СВС-композиции  $\text{Ni-14мас.}\% \text{Al} + \text{Ti-57,5мас.}\% \text{Al}$  после смешивания в четырехбаночном смесителе:  $\Delta$  –  $\text{TiNiAl}_2$ ;  $\otimes$  –  $\text{Ni}_2\text{Al}_5$ ;  $\bullet$  –  $\text{TiNi}$

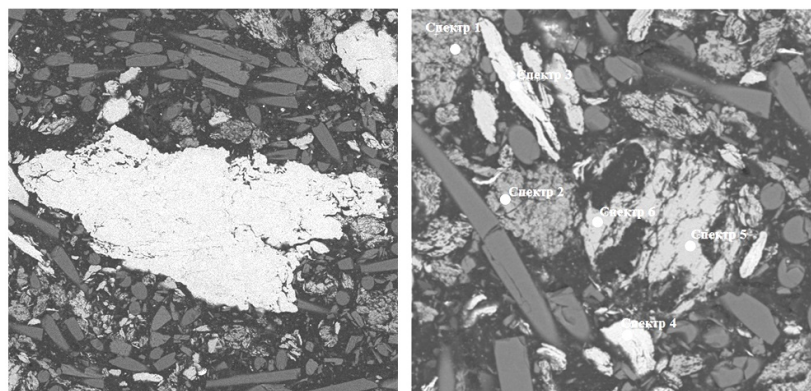
Согласно данным РФА (см. рис. 4) СВС-композиция  $\text{Ni-14мас.}\% \text{Al} + \text{Ti-57,5мас.}\% \text{Al}$  после синтеза содержит следующие фазы:  $\text{TiNiAl}_2$ ,  $\text{Ni}_2\text{Al}_5$  и  $\text{TiNi}$ .

Судя по интенсивностям рефлексов, самый высокий процент содержания в СВС-комposite принадлежит  $\text{TiNiAl}_2$  – 68 %, далее следует  $\text{Ni}_2\text{Al}_5$  – 19 % и  $\text{TiNi}$  – 13 %. Вследствие относительно высокой температуры процесса СВС интерметаллиды системы  $\text{Ni-Al}$  и  $\text{Ti-Al}$ , образованные в процессе механоактивации, в процессе синтеза, вероятнее всего, претерпевают перекристаллизацию с образованием тройной фазы  $\text{TiNiAl}_2$  с незначительным содержанием таких фаз, как  $\text{Ni}_2\text{Al}_5$  и  $\text{TiNi}$ . Отдельные элементы в продукте синтеза рентгенофазовым анализом идентифицированы не были.

На рис. 5 представлена микроструктура СВС-композиций  $\text{Ni-14мас.}\% \text{Al} + \text{Fe-57мас.}\% \text{Al}$  и  $\text{Ni-14мас.}\% \text{Al} + \text{Ti-57,5мас.}\% \text{Al}$  после размолла в планетарной мельнице.

Согласно данным сканирующей электронной микроскопии, СВС-композиции после размолла в планетарной мельнице характеризуются относительно одинаковой морфологией поверхности с почти равномерным фазовым распределением (см. рис. 5). Согласно данным спектров обеих композиций (см. рис. 5, б, в), основными фазами являются  $\text{NiAl}$ ,  $\text{FeAl}_3$  ( $\text{Ni-14мас.}\% \text{Al} + \text{Fe-57мас.}\% \text{Al}$ ) и  $\text{NiAl}$ ,  $\text{TiAl}_3$  ( $\text{Ni-14мас.}\% \text{Al} + \text{Ti-57,5мас.}\% \text{Al}$ ), при этом фазы могут как встречаться отдельно, так и с образованием в процессе синтеза тройных соединений, таких как  $\text{TiNiAl}_2$  и  $\text{FeNiAl}_5$ . Анализ поперечного сечения СВС-композиции  $\text{Ni-14мас.}\% \text{Al} + \text{Fe-57мас.}\% \text{Al}$  (см. рис. 5, а, б) показал, что фаза  $\text{FeAl}_3$  (темно серая) представляет собой рыхлые слоистые частицы, распределенные равномерно и относительно отдельно в объеме композиции, и в достаточно редких случаях перемешивается с фазой  $\text{NiAl}$  (светло серая), в сравнении с СВС-композицией  $\text{Ni-14мас.}\% \text{Al} + \text{Fe-57мас.}\% \text{Al}$ , где фазы  $\text{NiAl}$ ,  $\text{TiAl}_3$  в процессе синтеза претерпевают перекристаллизацию с образованием тройной фазы  $\text{TiNiAl}_2$  с «сетчатой» структурой частиц (см. рис. 5, в).

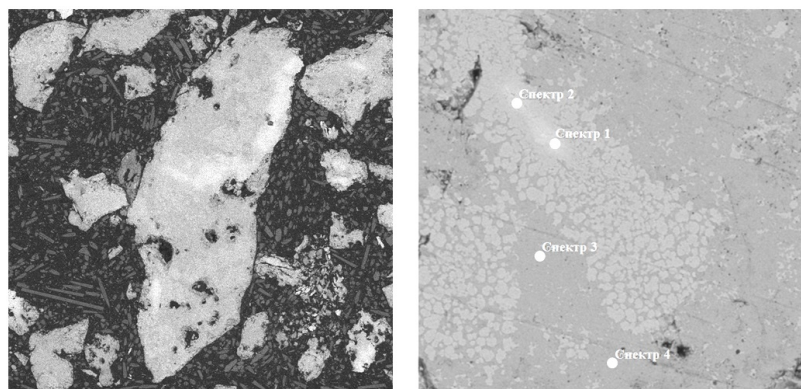
Карты распределения элементов СВС-композиций  $\text{Ni-14мас.}\% \text{Al} + \text{Fe-57мас.}\% \text{Al}$  и  $\text{Ni-14мас.}\% \text{Al} + \text{Ti-57,5мас.}\% \text{Al}$  представлены на рис. 6–8. Согласно данным рис. 2, 4, 6, 7, основными фазами всех СВС-композиций являются не только тройные фазы  $\text{TiNiAl}_2$  и  $\text{FeNiAl}_5$ , но и, вероятно, образованные в процессе синтеза  $\text{FeNi}$  ( $\text{Ni-14мас.}\% \text{Al} + \text{Fe-57мас.}\% \text{Al}$ ) и  $\text{TiNi}$  ( $\text{Ni-14мас.}\% \text{Al} + \text{Ti-57,5мас.}\% \text{Al}$ ), что фиксируется изменением оттенка на СЭМ-микрофотографиях границ областей с низким содержанием алюминия (см. рис. 6, б; 7, в; 8, в).



а

б

Спектр	Al, мас. %	Fe, мас. %	Ni, мас. %
1	60,77	38,68	0,55
2	57,58	41,99	0,43
3	20,92	1,60	77,48
4	17,63	2,28	80,09
5	38,58	41,96	19,47
6	38,62	41,86	19,52



в

г

Спектр	Al, мас. %	Ti, мас. %	Ni, мас. %
1	24,63	7,52	67,85
2	27,45	0,34	72,22
3	38,57	27,05	34,38
4	38,10	27,14	34,76

Рис. 5. СЭМ-микрофотография поперечного сечения СВС-композиций Ni–14мас.%Al + Fe–57мас.%Al и Ni–14мас.%Al + Ti–57,5мас.%Al после размолла в планетарной мельнице: а –  $\times 1000$ ; б – Ni–14мас.%Al + Fe–57мас.%Al; в –  $\times 1000$ ; г – Ni–14мас.%Al + Ti–57,5мас.%Al

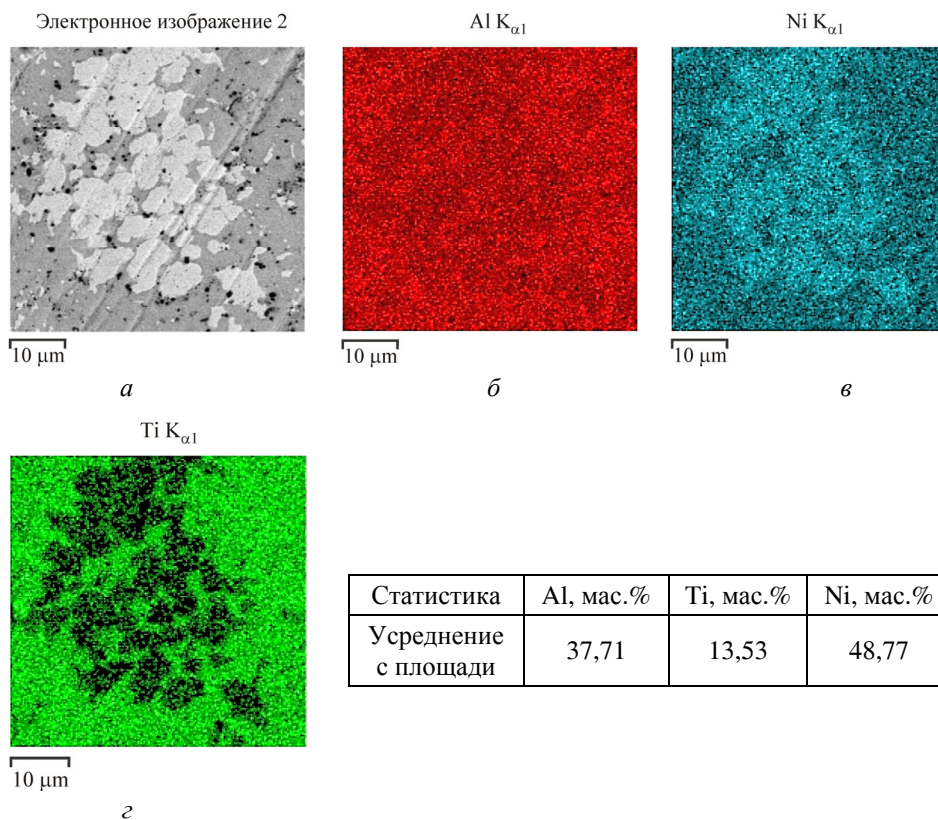


Рис. 6. Карты распределения элементов СВС-композиции Ni–14 мас.%Al + Ti–57,5мас.%Al после размола в планетарной мельнице с таблицей усредненных весовых значений по площади: *a* – ×5000; *б* – Al; *в* – Ni; *г* – Ti

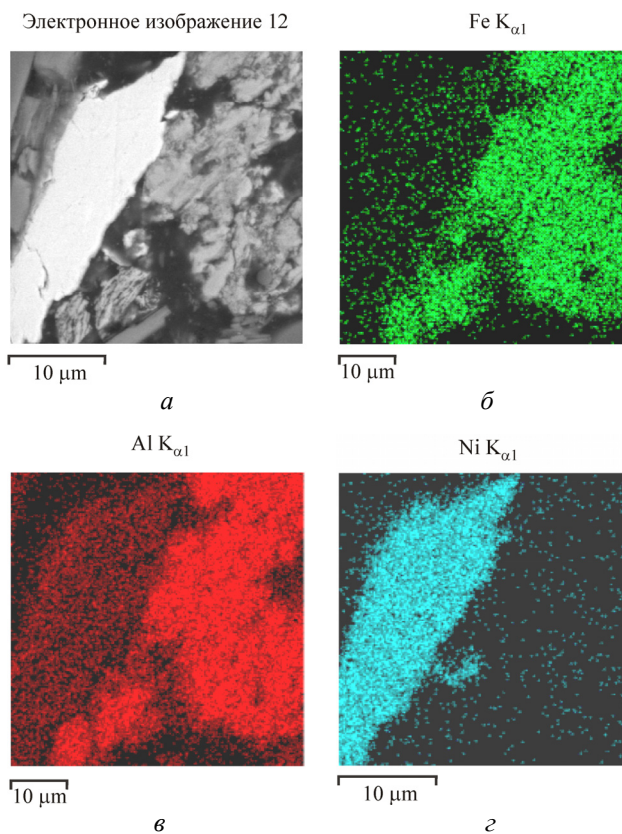


Рис. 7. Карты распределения элементов СВС-композиции Ni–14мас.%Al + Fe–57мас.%Al после размола в планетарной мельнице: *a* – ×5000; *б* – Fe; *в* – Al; *г* – Ni

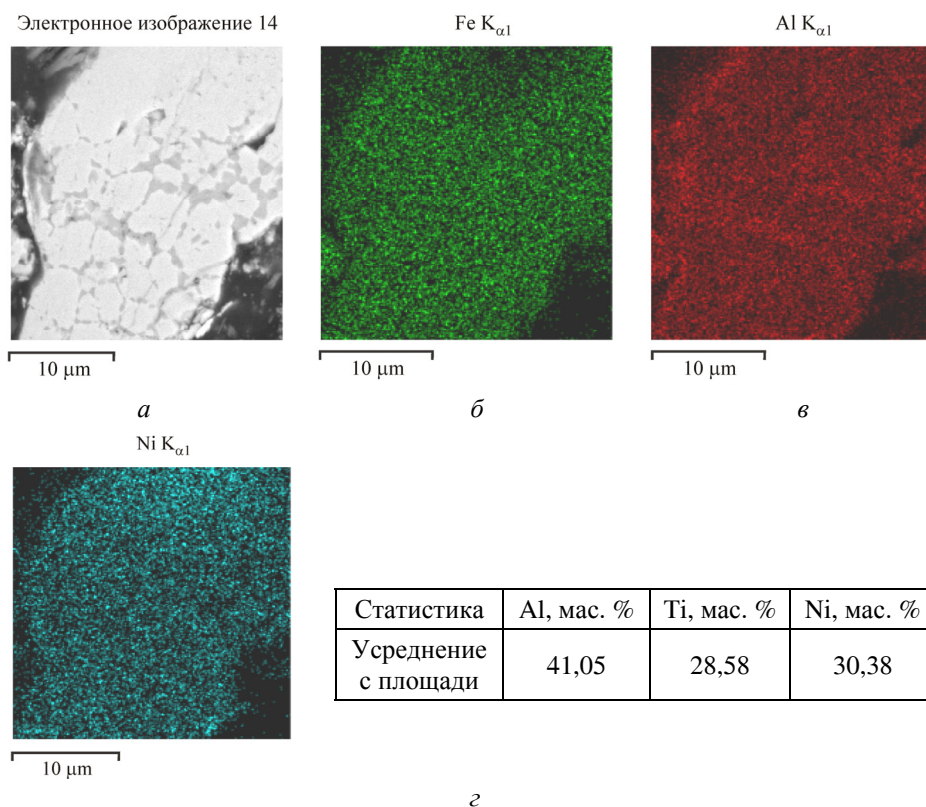


Рис. 8. Карты распределения элементов СВС-композиции Ni–14мас.%Al + Fe–57мас.%Al после размола в планетарной мельнице с таблицей усредненных весовых значений по площади: а –  $\times 5000$ ; б – Fe; в – Al; г – Ni

Физико-механические свойства СВС-порошков систем Fe–Al, Ni–Al, Ti–Al

Состав	Микротвердость порошка, ГПа	Средний размер частиц порошка после размола, мкм	Удельная поверхность, м <sup>2</sup> /г	Насыпная плотность кг/м <sup>3</sup>
Ni–14мас.%Al + Fe–57мас.%Al	2,65–3,26	0,5–27,0	6,1	1131,9
Ni–14мас.%Al + Ti–57,5мас.%Al	3,1–7,39	0,5–9,3	4,0	1333,2

Физико-механические свойства СВС-композиций Ni–14мас.%Al + Ti–57,5мас.%Al и Ni–14мас.%Al + Fe–57мас.%Al после размола в планетарной мельнице представлены в таблице. Все СВС-порошки после размола в планетарной мельнице характеризуются средним размером частиц порошка от 0,5 до 27,0 мкм, удельной поверхностью 6,1 м<sup>2</sup>/г для СВС-композиции Ni–14 мас.%Al + Fe–57мас.%Al и 4,0 м<sup>2</sup>/г для Ni–14мас.%Al + Ti–57,5мас.%Al, а также насыпной плотностью 1131,9 кг/м<sup>3</sup> для Ni–14мас.%Al + Fe–57мас.%Al и 1333,2 кг/м<sup>3</sup> для Ni–14мас.%Al + Ti–57,5мас.%Al.

**Выводы**

Исследована структура и свойства порошков, формирующихся в системах Ni–Fe–Ti при механоактивируемом самораспространяющемся высокотемпературном синтезе на основе композиций

Ni–14мас.%Al + Fe–57мас.%Al и Ni–14мас.%Al + Ti–57,5мас.%Al.

Установлено, что основными фазами полученных СВС-композиций являются интерметаллиды с различным содержанием алюминия, при этом в составе композиций идентифицировались не только исходные интерметаллиды, полученные в процессе механоактивации, такие как NiAl, FeAl<sub>3</sub> (Ni–14мас.%Al + Fe–57мас.%Al), но и образованные в процессе синтеза TiNi и TiNiAl<sub>2</sub> (Ni–14мас.%Al + Ti–57,5мас.%Al). Установлено, что полученные в процессе синтеза СВС-композиции или практически полностью наследуют структуру исходного продукта (Ni–14мас.%Al + Fe–57мас.%Al) или, претерпевая перекристаллизацию в процессе синтеза (Ni–14мас.%Al + Ti–57,5мас.%Al), образуют тройную фазу TiNiAl<sub>2</sub>. Отдельные химические элементы в продукте синтеза обнаружены не были.

Все исследованные СВС-композиции после размола в планетарной мельнице имеют средний размер частиц 0,5–27,0 мкм; удельную поверхность порошков 6,1 м<sup>2</sup>/г для СВС-композиции Ni–14мас.%Al + Fe–57мас.%Al и 4,0 м<sup>2</sup>/г для Ni–14мас.%Al + Ti–57,5мас.%Al; насыпную плотность 1131,9 кг/м<sup>3</sup> и 1333,2 кг/м<sup>3</sup> соответственно.

*Работа выполнена в соответствии с ТЗ НИР 019-2016 задания 5.1.03 ГПНИ «Физическое материаловедение, новые материалы и технологии», подпрограмма «Композиционные материалы», договор 370 ГБ (1651-11) от 25.01.2016 г.*

### Список литературы

1. Влияние механохимической активации на концентрационные границы самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / Т.Ф. Григорьева, М.А. Корчагин, А.Л. Барина, Н.З. Ляхов // Докл. РАН. – 1999. – Т. 369, № 3. – С. 345–347.
2. Merzhanov A.G. The Chemistry of self-propagating high-temperature synthesis II // J. Mater. Chem. – 2004. – № 14. – P. 1779–1786.
3. Особенности самораспространяющегося высокотемпературного синтеза наноконпозиционных порошков интерметаллидов/оксид с использованием механокомпозитивов-прекурсоров / Т.Л. Талако, Т.Ф. Григорьева, А.И. Лецко, А.П. Барина, П.А. Витязь, Н.З. Ляхов // Физика горения и взрыва. – 2009. – № 5. – С. 51.
4. The effect of mechanical treatment on the rate and limits of combustion in SHS processes / М.А. Korchagin, Т.Ф. Grigorieva, А.Р. Barinova, N.Z. Lyakhov // Int. J. SHS. – 2000. – Vol. 9, № 3. – P. 307–320.
5. Твердофазный режим самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / М.А. Корчагин, Т.Ф. Григорьева, А.П. Барина, Н.З. Ляхов // Докл. РАН. – 2000. – Т. 372, № 1. – С. 40–42.
6. Bernard F., Gaffet E. Mechanical alloying in SHS research // Int. J. SHS. – 2001. – № 2. – P. 109–131.
7. Твердофазный режим горения в механоактивированных СВС-системах. I. Влияние продолжительности механической активации на характеристики процесса и состав продуктов горения / М.А. Корчагин, Т.Ф. Григорьева [и др.] // ФГВ. – 2003. – Т. 39, № 1. – С. 51–59.
8. Корчагин М.А., Ляхов Н.З. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез в механически активированных составах // Хим. физ. – 2008. – Т. 27, № 1. – С. 73–78.
9. Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений / В.И. Итин, Ю.С. Найбороденко. – Томск: Изд-во Том. ун-та, 1989. – 210 с.
10. Порошковая металлургия, технология, свойства, области применения: справ. / И.М. Федорченко, И.Н. Францевич [и др.]. – Киев: Наукова думка, 1985. – 624 с.
11. Mechanoactivation of SHS system and processes II / E.A. Levashov, V.V. Kurbatkina, A.S. Rogachev, N.A. Kochetov // Int. J. SHS. – 2007. – Vol. 16, № 1. – P. 46–50.

12. Mechanically activated synthesis studied by X-ray diffraction in the Fe–Al system / F. Chariot, E. Gaffet, B. Zeghmati, F. Bernard, J.C. Niepce // Ibid. – 1999. – Vol. A262. – P. 279–288.

13. Влияние механической активации на высокотемпературный синтез и фазообразование низкокалорийных интерметаллических соединений / Ю.Г. Найбороденко, Н.Г. Касацкий, Е.Г. Сергеева, О.К. Лепаква // Химия в интересах устойчивого развития. – 2002. – Т. 10, № 1, 2. – С. 199–204.

14. Preliminary characterization of the room temperature fracture behavior of monolithic and composite FeAl<sub>3</sub>–Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> / R.W. Hayes, Y.-L. Jeng, E.J. Lavemia, J. Wolfenstine // Scripta Metal., et Mater. – 1995. – Vol. 32, № 3. – P. 433–437.

15. Sauthoff G. Multiphase intermetallic alloys for structural applications // Intermetallics. – 2000. – Vol. 8. – P. 1101–1109.

16. Синтез и физико-химические свойства алюминидов подгруппы железа / Г.В. Лавренчук [и др.] // Изв. АН СССР. Неорганические материалы. – 1985. – Т. 21, № 10. – С. 24–28.

17. Итин В.И., Найбороденко Ю.С. Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений. – Томск: Изд-во Том. ун-та, 1989. – 214 с.

18. Nieh T.G., Wadsworth J. Microstructural characteristics and deformation properties in superplastic intermetallics // Mater. Sci. and Eng. A. – 1997. – Vol. 239–240. – P. 88–96.

19. Low temperature superplasticity in a TiAl alloy with a metastable microstructure / T.G. Nieh [et al.] // Scripta Mater. – 1997. – Vol. 37, № 6. – P. 773–779.

20. Hirabayashi Yotaro, Takeuchi Shinji, Hibino Atsushi Synthesized phases, microstructure and mechanical properties of TiAl base and Ni<sub>3</sub>Al base composite intermetallic compounds by two-step combustion synthesis // J. Jpn. Soc. Powder Metall. – 2014. – Vol. 61, № 7. – P. 60–67.

21. Лецко А.И., Талако Т.Л., Парницкий Н.М. Исследование влияния предварительной механической обработки на процессы горения при получении интерметаллидов на основе никеля, железа и титана при СВС // Порошковая металлургия. – 2016. – Вып. 39. – С. 100–113.

### References

1. Grigor'eva T.F., Korchagin M.A., Barinova A.L., Liakhov N.Z. Vliianie mekhanokhimicheskoi aktivatsii na kontsentratsionnye granitsy samorasprostraniayushchegosia vysokotemperaturnogo sinteza [The effect of mechanochemical activation on the concentration boundaries of self-propagating high-temperature synthesis]. *Doklady Rossijskoi Akademii Nauk*, 1999, vol. 369, no. 3, pp. 345–347.
2. Merzhanov A.G. The Chemistry of self-propagating high-temperature synthesis II. *Journal Materials Chemistry*. 2004, no. 14, pp. 1779–1786.
3. Talako T.L., Grigor'eva T.F., Letsko A.I., Barinova A.P., Vitiaz' P.A., Liakhov N.Z. Osobennosti samorasprostraniayushchegosia vysoko-temperaturnogo sinteza nanokompozitsionnykh poroshkov intermetallid/oksid s ispol'zovaniem mekhanokompozitov-prekursorov [Features of the self-propagating high-temperature synthesis of intermet-



allic / oxide nanocomposite powders using mechano-positively-precursors]. *Fizika gorenii i vzryva*, 2009, no. 5, pp. 51.

4. Korchagin M.A., Grigorieva T.F., Barinova A.R., Lyakhov N.Z. The effect of mechanical treatment on the rate and limits of combustion in SHS processes. *International Journal SHS*, 2000, vol. 9, no. 3, pp. 307–320.

5. Korchagin M.A., Grigor'eva T.F., Barinova A.P., Liakhov N.Z. Tverdogaznyi rezhim samorasprostraniiaushchegosa vysokotemperaturnogo sinteza. *Doklady Rossiiskoi Akademii Nauk*, 2000, vol. 372, no. 1, pp. 40–42.

6. Bernard F., Gaffet E. Mechanical alloying in SHS re-search. *International Journal SHS*, 2001, no. 2, pp. 109–131.

7. Korchagin M.A., Grigor'eva T.F. Tverdogaznyi rezhim gorenii v mekhanoaktivirovannykh SVS-sistemakh. I. Vliianie prodolzhitel'nosti mekhanicheskoi aktivatsii na kharakteristiki protsessa i sostav produktov gorenii [Solid-phase combustion in mechanically activated SHS systems. I. The effect of the duration of mechanical activation on the characteristics of the process and the composition of combustion products]. *Fizika Gorenii i Vzryva*, 2003, vol. 39, no. 1, pp. 51–59.

8. Korchagin M.A., Liakhov N.Z. Samorasprostraniiaushchiiia vysokotemperaturnyi sintez v mekhanicheskii aktivirovannykh sostavakh [Self-propagating high-temperature synthesis in mechanically activated compounds]. *Khimicheskaiia fizika*, 2008, vol. 27, no. 1, pp. 73–78.

9. Itin V.I., Naiborodenko Iu.S. Vysokotemperaturnyi sintez intermetallicheskih soedinenii [High-temperature synthesis of intermetallic compounds]. Tomsk: Izdatel'stvo Tomskogo universiteta, 1989, 210 p.

10. Fedorchenko I.M., Frantsevich I.N. Poroshkovaia metallurgiiia, tekhnologiiia, svoistva, oblasti primeneniia: spravochnik [Powder metallurgy, technology, properties, applications]. Kiev: Naukova dumka, 1985, 624 p.

11. Levashov E.A., Kurbatkina V.V., Rogachev A.S., Kochetov N.A. Mechanoactivation of SHS system and processes II. *International Journal SHS*, 2007, vol. 16, no. 1, pp. 46–50.

12. Chariot F., Gaffet E., Zeghmati B., Bernard F., Niepce J.C. Mechanically activated synthesis studied by X-ray diffraction in the Fe–Al system. *Ibid.*, 1999, vol. A262, pp. 279–288.

13. Naiborodenko Iu.G., Kasatskii N.G., Sergeeva E.G., Lepakova O.K. Vliianie mekhanicheskoi aktivatsii na vysokotemperaturnyi sintez i fazoobrazovanie nizkokaloriinykh intermetallicheskih soedinenii [The effect of mechanical activation on high-temperature synthesis and phase formation of low-calorie intermetallic compounds]. *Khimiia v interesakh ustoichivogo razvitiia*, 2002, vol. 10, no. 1, 2, pp. 199–204.

14. Hayes R.W., Jeng, Lavemia E.J., Wolfenstine J. Preliminary characterization of the room temperature fracture behavior of monolithic and composite FeAl<sub>3</sub>–Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>. *Scripta Materialia*, 1995, vol. 32, no. 3, pp. 433–437.

15. Sauthoff G. Multiphase intermetallic alloys for structural applications. *Intermetallics*, 2000, vol. 8, pp. 1101–1109.

16. Lavrenchuk G.V. Sintez i fiziko-khimicheskie svoistva aluminidov podgruppy zheleza [Synthesis and physicochemical properties of aluminides of the iron sub-

group]. *Izvestiia AN SSSR. Neorganicheskie materialy*, 1985, vol. 21, no. 10, pp. 24–28.

17. Itin V.I., Naiborodenko Iu.S. Vysokotemperaturnyi sintez intermetallicheskih soedinenii [High-temperature synthesis of intermetallic compounds]. Izdatel'stvo Tomskogo universiteta, 1989, 214 p.

18. Nieh T.G., Wadsworth J. Microstructural characteristics and deformation properties in superplastic intermetallics. *Materials Science and Engineering A*, 1997, vol. 239–240, pp. 88–96.

19. Nieh T.G. Low temperature superplasticity in a TiAl alloy with a metastable microstructure. *Scripta Materialia*, 1997, vol. 37, no. 6, pp. 773–779.

20. Hirabayashi Yotaro, Takeuchi Shinji, Hibino Atsushi Synthesized phases, microstructure and mechanical properties of TiAl base and Ni<sub>3</sub>Al base composite intermetallic compounds by two-step combustion synthesis. *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*, 2014, vol. 61, no. 7, pp. 60–67.

21. Letsko A.I., Talako T.L., Parnitskii N.M. Issledovanie vliianiia predvaritel'noi mekhanicheskoi obrabotki na protsessy goreniiia pri poluchenii intermetallidov na osnove nikelia, zheleza i titana pri SVS [Investigation of the effect of preliminary mechanical treatment on combustion processes in the preparation of intermetallides based on nickel, iron and titanium in SHS]. *Poroshkovaia metallurgiiia*, 2016, iss. 39, pp. 100–113.

Получено 19.10.2018

Опубликовано 20.12.18

#### Об авторах

**Ильющенко Александр Федорович** (Минск, Республика Беларусь) – доктор технических наук, профессор, директор, член-корреспондент НАН Беларуси, лауреат Государственной премии Республики Беларусь, заслуженный деятель науки Республики Беларусь, генеральный директор государственного научно-производственного объединения порошковой металлургии; e-mail: Alexil@mail.belpak.by.

**Лецко Андрей Иванович** (Минск, Республика Беларусь) – кандидат технических наук, доцент, заведующий лабораторией новых материалов и технологий Института порошковой металлургии им. акад. О.В. Романа НАН Беларуси; e-mail: letsko@tut.by.

**Талако Татьяна Леонидовна** (Минск, Республика Беларусь) – доктор технических наук, главный научный сотрудник Института порошковой металлургии им. акад. О.В. Романа НАН Беларуси; e-mail: talako@tut.by.

**Дьячкова Лариса Николаевна** (Минск, Республика Беларусь) – доктор технических наук, доцент, заведующий лабораторией композиционных порошковых материалов Института порошковой металлургии им. акад. О.В. Романа НАН Беларуси; e-mail: dyachkova@tut.by.

**Парницкий Николай Михайлович** (Минск, Республика Беларусь) – магистр технических наук, младший научный сотрудник Института порошковой металлургии им. акад. О.В. Романа НАН Беларуси; e-mail: skeyone@rambler.ru.

**About the authors**

**Alexander F. Ilyushchenko** (Minsk, Republic of Belarus) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Director, Corresponding Member, National Academy of Sciences of Belarus, State Prize Laureate of the Republic of Belarus, Honored Scientist of the Republic of Belarus, General Director, State Research and Production Association of Powder Metallurgy; e-mail: Alexil@mail.belpak.by.

**Andrey I. Letsko** (Minsk, Republic of Belarus) – Head of the Laboratory of New Materials and Technologies, Institute of Powder Metallurgy named after O.V. Roman of the National Academy of Sciences of Belarus; e-mail: letsko@tut.by.

**Tatiana L. Talako** (Minsk, Republic of Belarus) – Doctor of Technical Sciences, Chief Researcher, Institute of Powder Metallurgy named after Academician O.V. Roman of the National Academy of Sciences of Belarus; e-mail: talako@tut.by.

**Larisa N. Dyachkova** (Minsk, Republic of Belarus) – Doctor of Technical Sciences, Associate Professor, Head of the Laboratory of Composite Powder Materials, Institute of Powder Metallurgy named after O.V. Roman of the National Academy of Sciences of Belarus; e-mail: dyachkova@tut.by.

**Nikolai M. Parnitsky** (Minsk, Republic of Belarus) – Junior Researcher, Institute of Powder Metallurgy named after O.V. Roman of the National Academy of Sciences of Belarus; e-mail: skeyone@rambler.ru.