

# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА $Fe_3Al$ ДЛЯ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА

Ю. С. БОРИСОВ<sup>1</sup>, А. Л. БОРИСОВА<sup>1</sup>, А. Н. БУРЛАЧЕНКО<sup>1</sup>, Т. В. ЦЫМБАЛИСТАЯ<sup>1</sup>, Ц. СЕНДЕРОВСКИ<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>Варшавский военный университет технологий. Польша. E-mail: csenderowski@wat.edu.pl

Исследованы физико-химические процессы, происходящие при формировании частиц интерметаллидов железа на основе  $Fe_3Al$ , легированных Cr, Zr, Mg, La и Ti, в условиях механохимического синтеза. Установлено, что процесс синтеза легированных порошков протекает через ряд последовательных стадий с формированием твердых растворов и завершается образованием однофазных продуктов  $Fe_3Al(Cr,Zr)$ ,  $Fe_3Al(Mg)$ ,  $Fe_3Al(Mg,La)$  и  $(Fe,Ti)_3Al$  с нанодисперсной структурой (размер ОКР = 10...30 нм). Порошки предназначены для нанесения методами газотермического напыления и электродуговой металлизации жаростойких FeAl-покрытий. Библиогр. 12, табл. 2, рис. 10.

*Ключевые слова:* интерметаллиды на основе железа, легирование, механохимический синтез, порошки, структура, свойства, газотермическое напыление

Широкое распространение в промышленности находят интерметаллиды переходных металлов (Ni, Fe, Ti), которые характеризуются комплексом таких физических, механических и коррозионных свойств, как высокая температура плавления, высокая теплопроводность, малый удельный вес, высокое отношение прочности к плотности, сопротивление окислению при высоких температурах (вплоть до 1000 °С и выше), в том числе в агрессивных серосодержащих средах [1–3].

Особое внимание уделяется алюминидам на основе железа, которые стали рассматриваться в качестве заменителей жаропрочных никелевых сплавов, конкурентоспособность по отношению к которым им обеспечивает доступность и дешевизна базового компонента железа [3].

Однако недостатками алюминидов железа являются их низкие пластичность и сопротивление удару при комнатной температуре, недостаточное сопротивление ползучести в области умеренных температур [2, 3]. Одним из способов улучшения механических и физико-химических характеристик Fe–Al-интерметаллидов является введение в их состав легирующих компонентов с образованием тройных соединений, а также переход этих материалов в наноструктурное состояние [4–6]. Основной причиной низкой прочности железо-алюминиевых интерметаллидов является образование в них прослоек, состоящих в основном из двойных соединений  $FeAl_3$ , и в особенности  $Fe_2Al_5$ . Установлено, что введение некоторых металлов в состав интерметаллидов Fe–Al может

препятствовать образованию этих двух фаз и положительно влиять на их прочность [4].

Среди способов получения алюминидов железа особое место занимает метод механохимического синтеза (МХС). Данный метод не имеет ограничений при получении интерметаллидных соединений из элементов с большой разницей температур плавления и плотностей исходных компонентов, фаз с нанометрическим размером зерна, стабильных и метастабильных фаз [7, 8]. Порошки, полученные методом МХС, имеют химическую и фазовую однородность. Одним из путей их практического применения является использование для нанесения железо-алюминиевых жаростойких покрытий методами газотермического напыления (ГТН) [9, 10].

В данной работе исследован процесс получения, структура и свойства легированных порошков на основе интерметаллида  $Fe_3Al$ .

**Объекты исследования и методика эксперимента.** В качестве основы для получения легированных порошков был выбран состав, отвечающий интерметаллиду  $Fe_3Al$ , поскольку при таком соотношении компонентов возможно получить однофазный продукт в процессе МХС без дополнительной термообработки [11].

Легирующие элементы были выбраны на основании проведенного материаловедческого анализа многокомпонентных систем Fe–Al–X, а также имеющихся результатов исследования влияния третьего элемента (или нескольких элементов) на механические, коррозионные и другие свойства сплавов системы Fe–Al [4, 5, 12].

Согласно литературным данным [4] улучшение свойств железо-алюминиевых сплавов при высоких температурах может быть осуществлено в результате таких механизмов, как формирование твердого раствора Fe–Al–X с повышенной твердостью, упрочнение Fe–Al сплава дисперсными выделениями или создание упорядоченной структуры в соединении Fe–Al–X.

В случае системы Fe–Al–Cr возможно в широких пределах концентраций осуществлять «упрочнение на твердый раствор».

Упрочнение некогерентными выделениями реализуется в системах Fe–Al–X, где растворимость в твердом состоянии третьего элемента в фазах Fe–Al ограничена (например, в системах Fe–Al–X, где X — Ti, Zr, Nb и Ta). Значительное упрочняющее влияние могут оказывать и когерентные выделения, например, в системе Fe–Al–Ni.

Наибольший интерес в качестве легирующего элемента представляет титан, в случае применения которого могут быть реализованы несколько механизмов упрочнения интерметаллида железа — упорядочение структуры, упрочнение дисперсными включениями, формирование когерентных микроструктур. Титан отличается значительной растворимостью в твердом состоянии в фазах Fe–Al, что приводит к стабилизации структуры Fe<sub>3</sub>Al по отношению к структуре FeAl при высоких температурах. Помимо упрочнения за счет упорядочения структуры в системе Fe–Al–Ti может происходить упрочнение диспер-

сными выделениями гексагональной фазы Лавеса (Fe,Al)<sub>2</sub>Ti, либо кубической фазы τ<sub>2</sub> типа Mg<sub>23</sub>Th<sub>6</sub>. Кроме того, в системе Fe–Al–Ti имеется определенный диапазон состава, где образуются когерентные структуры [4]. Кроме титана, в настоящей работе для легирования порошков на основе интерметаллида Fe<sub>3</sub>Al были использованы такие элементы, как хром и цирконий с возможностью упрочнения твердого раствора, а также магний и лантан, где можно ожидать упрочнение некогерентными соединениями.

В качестве исходных материалов использовали порошок железа, порошки алюминиевых сплавов (мас. %): Al1,5Cr1Zr, Al5Mg и Al5Mg1La, полученные методом распыления расплава азотом, а также порошок интерметаллида Ti35Al (Т65Ю35), полученный методом кальцийгидридного восстановления оксидов.

Форма частиц порошков алюминиевых сплавов как полученных распылением расплава азотом, так и методом кальцийгидридного восстановления близка к сферической, а их структура отличается однородностью и отсутствием внутренних пор (рис. 1). При введении в смесь порошков для процесса МХС использовали фракцию с размером частиц 40...100 мкм.

Методом рентгеноструктурного фазового анализа (РСФА) было установлено, что во всех исходных алюминиевых сплавах, за исключением титан-алюминиевого, структура материала представляет собой решетку алюминия с незначитель-

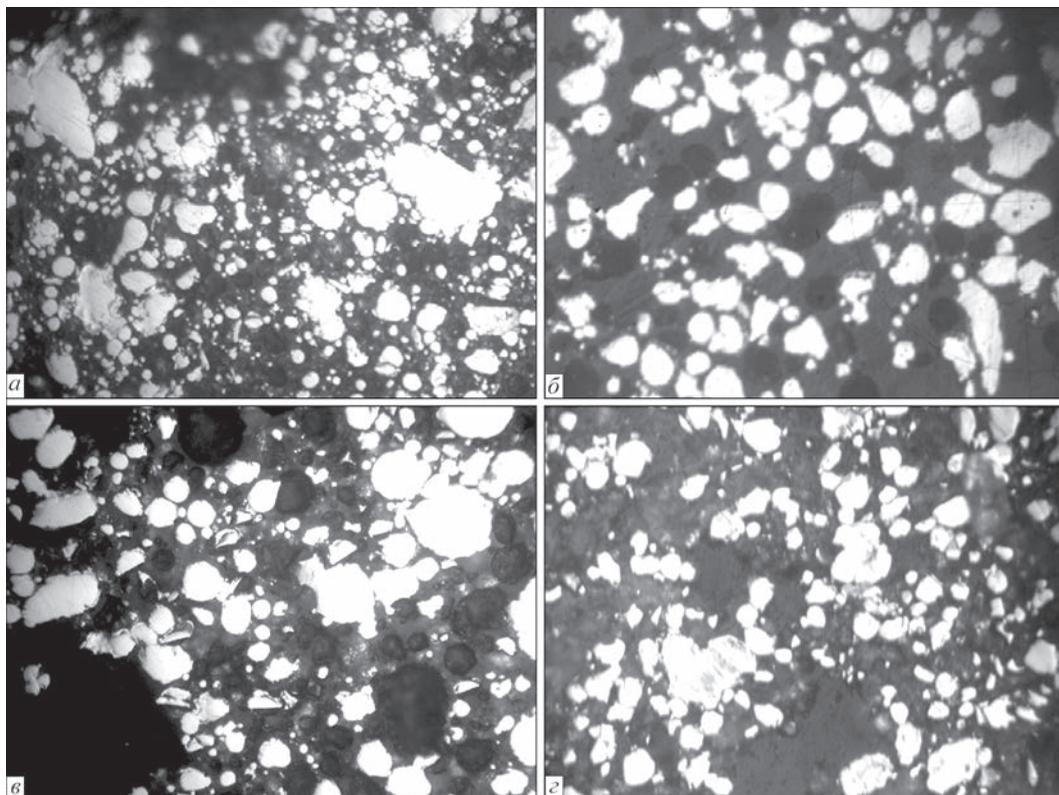


Рис. 1. Микроструктура (×400) частиц порошков алюминиевых сплавов: Al1,5Cr1Zr (а), Al5Mg (б), Al5Mg1La (в), Ti35Al (г)

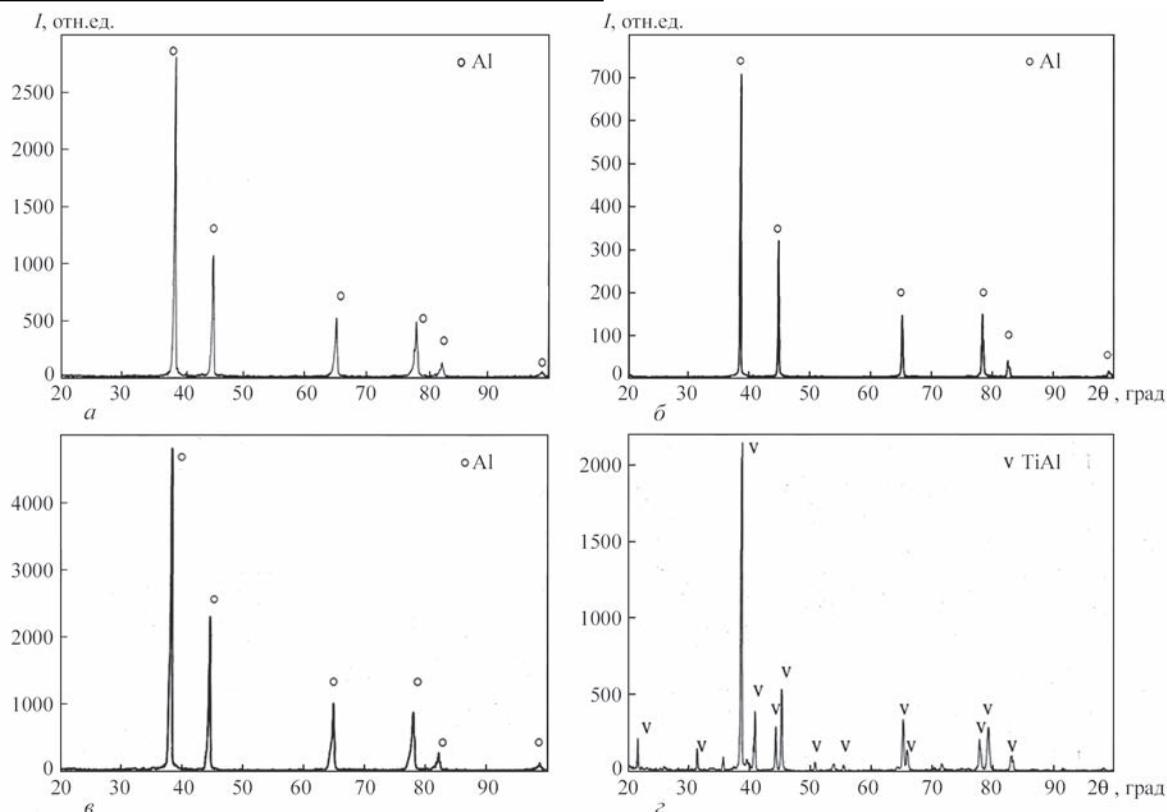


Рис. 2. Рентгенограммы порошков алюминиевых сплавов: а — Al<sub>1,5</sub>Cr<sub>1</sub>Zr; б — Al<sub>5</sub>Mg; в — Al<sub>5</sub>Mg<sub>1</sub>La; з — Ti<sub>35</sub>Al

Таблица 1. Характеристика исходных порошков

Исходный порошок	Химический состав, мас. %	Микротвердость, МПа	Фазовый состав, параметр решетки*
ПЖР	99Fe; 0,05C; 0,05Si	1500±230	Fe
Al <sub>1,5</sub> Cr <sub>1</sub> Zr	97,5Al; 1,5C; 1,0Zr	3550±470	Тв. р-р Cr и Zr в Al, a = 0,4052 нм
Al <sub>5</sub> Mg	95,0Al; 5,0Mg	4920±510	Тв. р-р Mg в Al, a = 0,4072 нм
Al <sub>5</sub> Mg <sub>1</sub> La	94,0Al; 5,0Mg; 1,0La	5780±1220	Тв. р-р Mg и La в Al, a = 0,4068 нм
Ti <sub>35</sub> Al	62,5Ti; 37,5Al	4400±1400	TiAl, a = 0,3986 нм, c = 0,4085 нм

\* параметр решетки алюминия a = 0,4050 нм.

ным изменением ее параметра, что может свидетельствовать о наличии в них твердых растворов на основе алюминия (рис. 2, а–в, табл. 1). В случае интерметаллида титан-алюминия (рис. 2, з) в порошке обнаружена одна фаза — TiAl (γ-фаза).

Процесс МХС проводили в планетарной мельнице «Активатор 2SL». Отношение массы шаров к массе порошка составляло 10:1. Центральная ось триборектора мельницы вращалась со скоростью 1000 об/мин, барабаны вокруг своей оси — со скоростью 1500 об/мин. Детали барабана и размольные тела изготовлены из стали ШХ15. Процесс МХС осуществляли в воздушной среде. Для устранения налипания обрабатываемой шихты на размольные тела и стенку барабана, а также интенсификации процесса синтеза новых фаз в смесь добавляли поверхностно-активное вещество (ПАВ) — олеиновую кислоту.

Количество порошка алюминиевого сплава, вводимого в смесь с железным порошком, было выбрано с целью образования при МХС интерметаллидов Fe<sub>3</sub>(Al,X) в случае AlCrZr, AlMg и

AlMgLa, что соответствует 14 мас. % Al-сплава и (Fe, Ti)<sub>3</sub>Al в случае интерметаллида TiAl. В последнем случае количество вводимого TiAl составило 39,2 мас. %.

**Результаты и обсуждение.** Структурные и фазовые превращения, происходящие в процессе МХС, изучали на частицах порошков, извлеченных из барабана через определенные промежутки времени.

Металлографические исследования смесей порошков показали, что как и в случае с нелегированными порошками системы Fe–Al [9], на начальных этапах процесса МХС происходит дробление крупных частиц и формируются конгломераты, состоящие из исходных компонентов. В дальнейшем происходит измельчение образовавшихся конгломератов и через 5 ч обработки частицы приобретают неправильную, оскользящую форму с размером частиц <40 мкм (рис. 3).

Исследование гранулометрического состава порошков, проведенное при помощи прибора для определения дисперсности АСОД-300, показало,

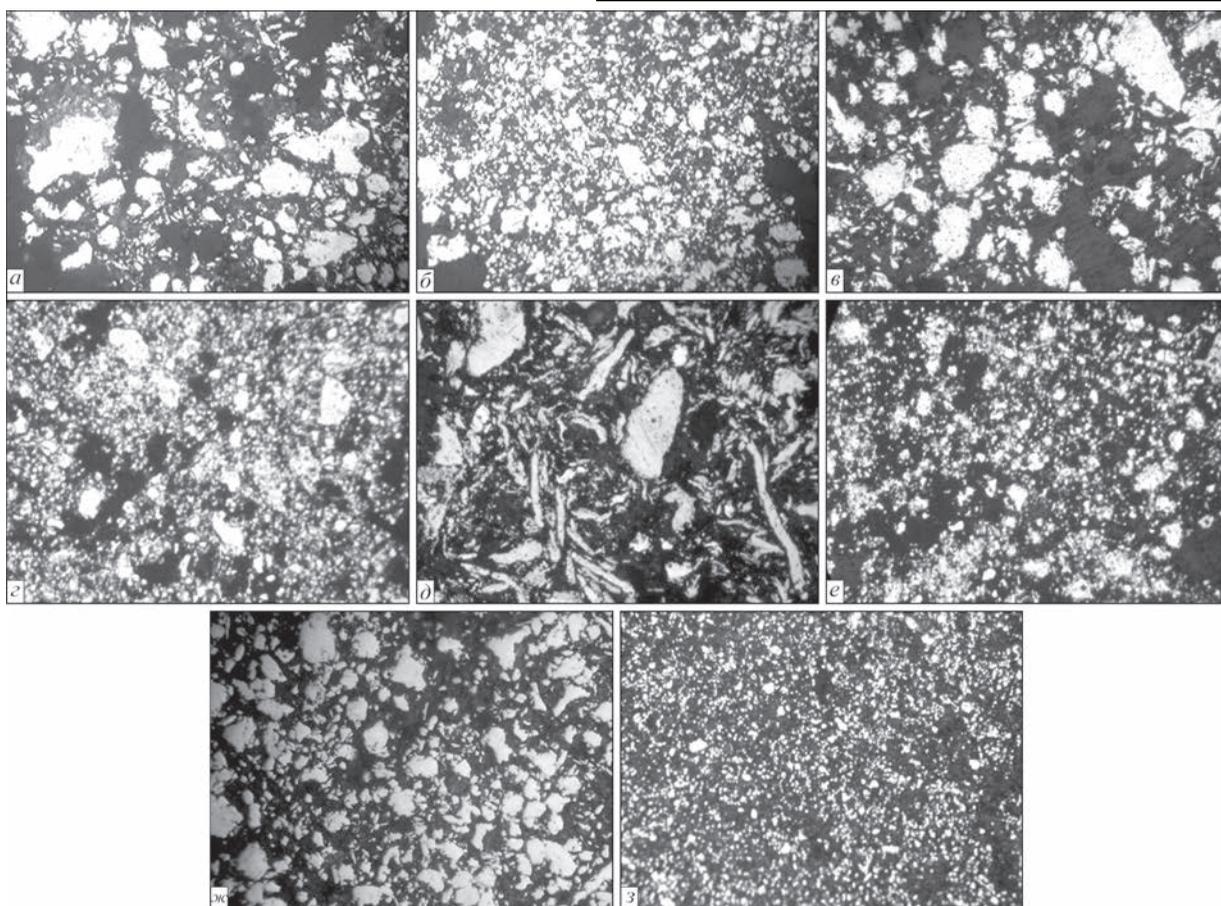


Рис. 3. Микроструктура ( $\times 400$ ) частиц легированных порошков, полученных из шихты: 86Fe + 14Al1,5Cr1Zr (*a, б*), 86Fe + 14Al5Mg (*в, з*), 86Fe + 14Al5Mg1La (*д, е*), 60,8Fe + 39,2TiAl (*ж, з*) в планетарной мельнице в течение 0,5 (*a, в, д, ж*) и 5,0 ч (*б, з, е, з*)

что уже через 1,5 ч обработки более 50 % массы частиц измельчается до размера  $< 30$  мкм, а спустя 5 ч приблизительно 76 % частиц имеет размер  $< 20$  мкм (рис. 4).

Исследование внешнего вида порошков – продуктов МХС на сканирующем электронном микроскопе (рис. 5) показало, что не только крупные, но и большинство мелких ( $< 20$  мкм) частиц представляют собой конгломераты, состоящие из частиц размером 1...2 мкм.

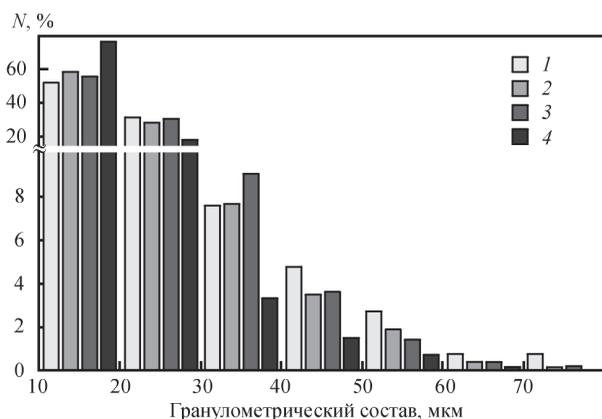


Рис. 4. Гистограмма распределения  $N$  размера частиц порошков-продуктов МХС состава  $Fe_3Al$  в зависимости от времени обработки: 1 — 0,5; 2 — 1,5; 3 — 3,0; 4 — 5,0 ч

При изучении внутренней структуры во всех порошках, полученных методом МХС, были выявлены частицы трех типов: недостаточно плотные частицы конгломератного типа с различимыми межзеренными границами (рис. 6, *a*); частицы со слоистой структурой плотные, но неоднородные по окраске и, вероятно, по составу (рис. 6, *б*) и монолитные, однородные по составу частицы (рис. 6, *в*).

Частицы первого типа преобладают в порошках на начальных (0,5...1,5 ч обработки) этапах синтеза. После пятичасовой обработки продукты

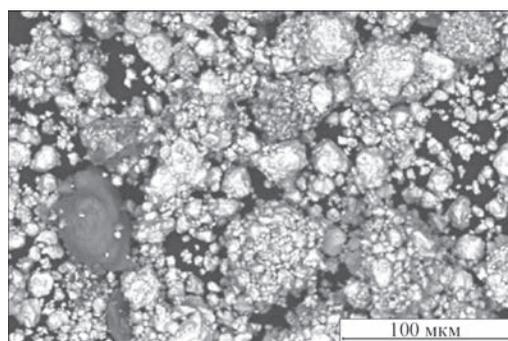


Рис. 5. Внешний вид частиц порошка-продукта МХС, полученного после пятичасовой обработки шихты Fe+TiAl в планетарной мельнице

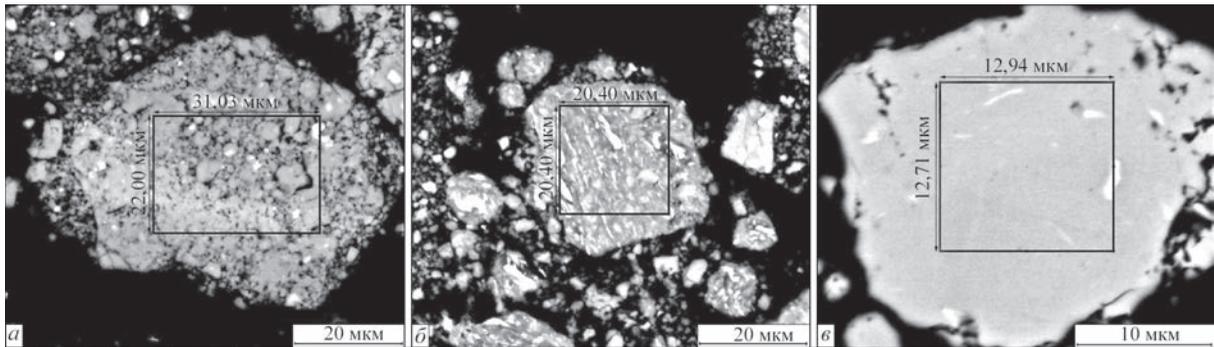


Рис. 6. Типы структур порошков на начальной (а), промежуточной (б) и конечной стадии процесса МХС

МХС состоят из частиц монолитных, однородных по структуре и составу.

Методом рентгеноструктурного фазового анализа (рис. 7, табл. 2) было установлено, что в процессе МХС в смесях железа с алюминиевыми сплавами AlCrZr, AlMg и AlMgLa через 5 ч обработки формируются частицы, представляющие собой твердые растворы легирующих элементов в решетке интерметаллида  $Fe_3Al$ . В случае МХС в смеси железа с титан-алюминиевым интерметаллидом образуется сложный алюминид железа-титана —  $(Fe,Ti)_3Al$  [12].

Микродюретрические исследования полученных продуктов МХС показали, что увеличение их микротвердости происходит в процессе обработки порошков. При этом максимальный рост значения микротвердости происходит при обработке смеси порошков в течение первых 1,5 ч (табл. 2, рис. 8), что связано с изменением

дисперсности структуры, о чем свидетельствуют уменьшение размера частиц и области когерентного рассеяния.

В ранее проведенных исследованиях фазовых и структурных превращений при синтезе интерметаллидов системы Fe–Al методом МХС [11] было показано, что процесс состоит из ряда последовательных стадий: 1 — измельчение частиц исходных порошков Fe и Al и образование конгломератов; 2 — межфазное взаимодействие компонентов с образованием твердого раствора Al в Fe; 3 — образование смеси твердого раствора Fe(Al) и интерметаллидной фазы  $Fe_3Al$ ; 4 — формирование однофазного продукта  $Fe_3Al$ . Из анализа данных РСФА, полученных в настоящей работе, следует, что подобный механизм имеет место и при синтезе легированных порошков  $Fe_3Al(Cr,Zr)$ ,  $Fe_3Al(Mg)$ ,  $Fe_3Al(Mg,La)$ . Во всех трех случаях образуется решетка  $Fe_3Al$  с несколько отличными значениями параметра и по-

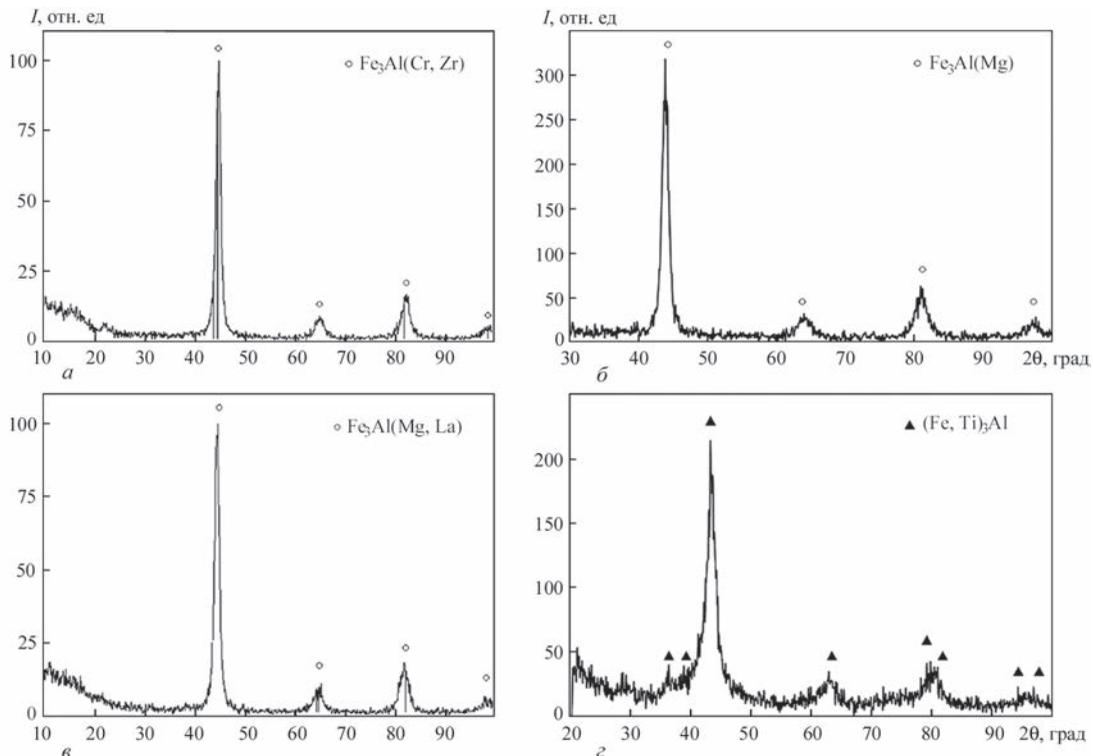


Рис. 7. Рентгенограммы порошков, полученных методом МХС в планетарной мельнице в течение 5 ч из смесей (мас. %): а — 86Fe + 14Al1,5Cr1Zr, б — 86Fe + 14Al1,5Mg, в — 86Fe + 14Al1,5Mg1La, г — 60,8Fe + 39,2TiAl

Таблица 2. Характеристика легированных порошков на основе интерметаллида Fe<sub>3</sub>Al, полученных методом МХС

Состав смеси, мас. %	Время размола, ч	Продукт МХС		
		Микротвердость* HV <sub>0,01</sub> , МПа	Фазовый состав	Параметр решетки a*, нм
1	2	3	4	5
86Fe + 14Al <sub>1,5</sub> Cr <sub>1</sub> Zr	0,5	1680±440	Fe, тв. р-р Cr и Zr в Al	-
	1,5	3490±1040	-	-
	3	3550±710	-	-
	5	3840±800	Тв. р-р Cr и Zr в Fe <sub>3</sub> Al	0,5974
86Fe + 14Al <sub>5</sub> Mg	0,5	2300±400	Fe, тв. р-р Mg в Al	-
	1,5	5320±730	-	-
	3	4590±1050	-	-
	5	4630±950	Тв. р-р Mg в Fe <sub>3</sub> Al	0,5812
86Fe + 14Al <sub>5</sub> Mg <sub>1</sub> La	0,5	980±240	Fe, тв. р-р Mg и La в Fe <sub>3</sub> Al	-
	1,5	3860±500	-	-
	3	3950±1120	-	-
	5	5580±840	Тв. р-р Mg и La в Fe <sub>3</sub> Al	0,5792
60,8Fe + 39,2TiAl	0,5	4400±1400	FeTi, FeAl	-
	1,5	7830±2070	-	-
	3	7170±1960	-	-
	5	7600±2190	(Fe,Ti) <sub>3</sub> Al	0,2937

\* В случае продукта МХС с составом Fe<sub>3</sub>Al, HV<sub>0,01</sub> — 4060±1010 МПа, a = 0,5787 нм.

вышенной микротвердостью (табл. 2), что связано с образованием твердых растворов легирующих элементов в решетке Fe<sub>3</sub>Al. В системе Fe–TiAl фазовые превращения в процессе МХС сопровождаются постепенным снижением содержания в шихте TiAl, образованием ферротитана и растворением Al в его решетке (рис. 9) вплоть до образования интерметаллида (Fe, Ti)<sub>3</sub>Al. Помимо увеличения параметра решетки твердого раствора от 0,2870 до 0,2937 нм, наблюдается уширение линий как интерметаллида (Fe, Ti)<sub>3</sub>Al, так и TiAl вплоть до полного исчезновения последнего при пятичасовой обработке шихты.

При МХС происходит как дробление частиц порошков, так и их деформация, поэтому уширение линий отражения на рентгенограммах может быть следствием обеих этих причин. Разделение этих эффектов, как известно, основано на разной зависимости прироста уширения линий от величины брэгговского угла  $\theta$ . В настоящей работе проводили оценку области когерентного рассея-

ния (ОКР) продуктов МХС после обработки порошков системы Fe–TiAl в течение 0,5...5,0 ч. Ширину линий отражения измеряли на половине их высоты с исправлением на их дублетность.

Для учета инструментального уширения линий в аналогичных условиях снимали эталон, в качестве которого использовали порошок особо чистого карбонильного железа. Тогда истинное уширение  $\beta$  рентгеновских линий образца составит

$$\beta = \sqrt{B^2 - b^2},$$

где  $B$  — экспериментальная ширина линий исследуемого образца;  $b$  — ширина линий эталона.

Значения ОКР определяют по формуле Шеррера  $D = \kappa \cdot \lambda / \beta \cdot \cos \theta$ , где  $\kappa \approx 1$  — константа Шеррера;  $\lambda$  — длина волны используемого излучения (для CuK $_{\alpha}$   $\lambda = 0,15418$  нм);  $\theta$  — угол отражения.

Проведенные оценки показали, что на всех стадиях синтеза интерметаллидов системы Fe–Ti–Al, проведенного методом МХС, формируется продукт с нанодисперсной структурой (ОКР 10...40 нм). Примерно такие же значения ОКР, а именно 10...30 нм, были получены при использовании программы гармонического анализа PDXL, которой снабжена рентгеновская установка Rigaku (ОКР при увеличении времени МХС от 0,5 до 5 ч уменьшается с 30 до 10 нм).

Таким образом, можно утверждать, что при получении легированных порошков на базе интерметаллида Fe<sub>3</sub>Al путем технологии МХС формируется продукт с нанодисперсной структурой.

Влияние легирования на жаростойкость порошков интерметаллида Fe<sub>3</sub>Al исследовали на дегидратографе марки Q-1500 D (Венгрия) в атмосфере воздуха при скорости нагрева 10 град/мин до

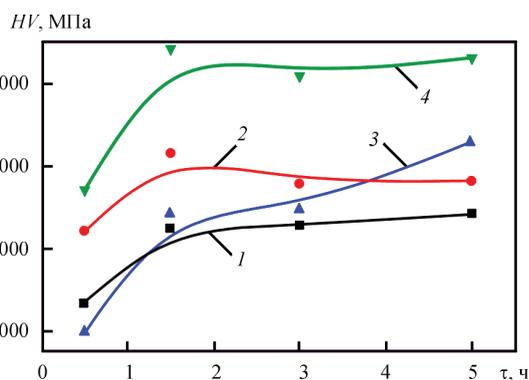


Рис. 8. Влияние времени обработки на микротвердость продуктов МХС — порошков, полученных из смесей: 1 — 86Fe + 14Al<sub>1,5</sub>Cr<sub>1</sub>Zr; 2 — 86Fe + 14Al<sub>5</sub>Mg; 3 — 86Fe + 14Al<sub>5</sub>Mg<sub>1</sub>La; 4 — 60,8Fe + 39,2TiAl

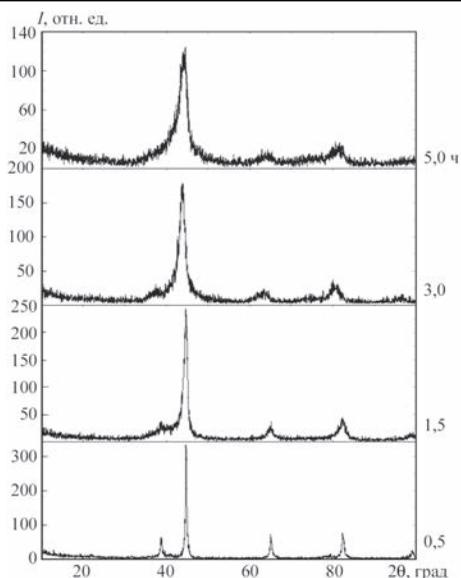


Рис. 9. Рентгенограммы продуктов МХС порошковой смеси (мас. %)  $61\text{Fe} + 39\text{TiAl}$  в зависимости от времени обработки температуры  $1000\text{ }^\circ\text{C}$ . Навеску порошка помещали в предварительно прокаленный до необходимой температуры тигель из  $\text{ZrO}_2$ , площадь поперечного сечения которого составляла  $1 \cdot 10^{-4}\text{ м}^2$ , и непрерывно взвешивали в течение всего термического цикла с точностью  $5 \cdot 10^{-4}\text{ г}$ .

Одной из особенностей окисления порошков в результате их спекания является уменьшение свободной поверхности в процессе термического цикла. В связи с отсутствием математической зависимости ее изменения для исследуемых материалов величину удельного привеса определяли как отношение увеличения массы образца к величине исходной навески.

Сравнивая термогравиметрические кривые легированных порошков с нелегированным  $\text{Fe}_3\text{Al}$  (рис. 10), можно оценить влияние легирующих элементов на температуру начала процесса и на интенсивность его протекания во всем температурном интервале в сравнении с  $\text{Fe}_3\text{Al}$ . Такие элементы как Mg, Mg+La, Cr+Zr повышают температуру начала окисления с  $300$  до  $500 \dots 540\text{ }^\circ\text{C}$ , при этом интенсивность окисления снижается. При легировании титаном температура начала окисления, наоборот, снижается, а интенсивность окисления существенно возрастает. Таким образом, по стойкости к окислению исследованные порошки следует расположить в ряд  $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al} \rightarrow \text{Fe}_3\text{Al} \rightarrow \text{Fe}_3\text{Al}(\text{Mg}) \rightarrow \text{Fe}_3\text{Al}(\text{Cr}, \text{Zr})$ .

**Выводы**

1. Порошки алюминидов железа, легированных Ti, Mg, Cr, Zr, La, получены методом механохимического синтеза путем введения в шихту алюми-

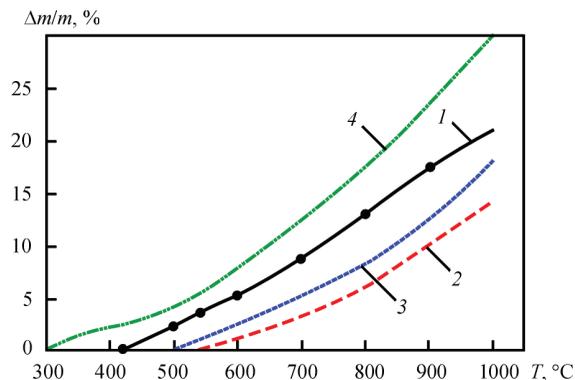


Рис. 10. Удельное увеличение массы порошков при нагреве на воздухе: 1 —  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ; 2 —  $\text{Fe}_3\text{Al}(\text{Cr}, \text{Zr})$ ; 3 —  $\text{Fe}_3\text{Al}(\text{Mg})$ ; 4 —  $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$

ниевых сплавов ( $\text{Al5Mg}$ ,  $\text{Al11}$ ,  $5\text{Cr1Zr}$ ,  $\text{Al5Mg1La}$ ) или алюминида титана ( $\text{TiAl}$ ).

2. Механизм формирования частиц легированных порошков на основе интерметаллида  $\text{Fe}_3\text{Al}$ , как и в случае нелегированных частиц  $\text{Fe}_3\text{Al}$ , состоит из ряда последовательных стадий: формирование конгломератов из смеси исходных порошков Fe и Al-сплавов, образование твердых растворов легирующих элементов Mg, Cr, Zr и La в решетке  $\text{Fe}_3\text{Al}$  или твердого раствора Al в решетке FeTi, превращение твердых растворов в однофазные продукты  $\text{Fe}_3\text{Al}(\text{Cr}, \text{Zr})$ ,  $\text{Fe}_3\text{Al}(\text{Mg})$ ,  $\text{Fe}_3\text{Al}(\text{Mg}, \text{La})$ ,  $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$ , имеющие нанодисперсную структуру (размер ОКР =  $10 \dots 30\text{ нм}$ ).

3. При легировании  $\text{Fe}_3\text{Al}$  порошка магнием, лантаном и особенно титаном наблюдается повышение их микротвердости. Стойкость порошков к окислению, измеренная в неизотермических условиях при нагреве на воздухе до  $1000\text{ }^\circ\text{C}$ , возрастает для всех легирующих элементов, кроме титана.

4. Разработанные порошки из легированного алюминида железа, полученные методом механохимического синтеза, предназначены для нанесения жаростойких газотермических покрытий, в том числе для применения в серосодержащих средах (в виде порошков или в виде наполнителя для порошковой проволоки).

**Список литературы**

1. Синельникова В. С., Подергин В. А., Речкин В. Н. (1965) *Алюминиды*. Киев, Наукова думка.
2. Deevi S. C., Sikka V. K. (1996) Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications. *Intermetallics*, **4**, 357–375.
3. Stoloff N. S. (1998) Iron aluminides: present status and future prospects. *Mater. Sci. Eng.*, **A**, **258**, 1–14.
4. Palm M. (2005) Concepts derived from phase diagram studies for the strengthening of Fe–Al-based alloys. *Intermetallics*, **13**, 1286–1295.
5. Hadeef F. (2016) Solid-state reactions during mechanical alloying of ternary Fe–Al–X (X = Ni, Mn, Cu, Ti, Cr, B, Si) systems: A review. *J. Magn. Magn. Mater.*, **419**, 105–118.
6. Guilemany J. M., Cinca N., Cassas L., Molins E. (2009) Ordering and disordering processes in MA and MM intermetallic iron aluminide powders. *J. Mater. Sci.*, **4**, 2152–2161.

7. Борисова А. Л., Адеева Л. И., Туник А. Ю. и др. (2009) Исследование порошков системы Al–Cu–Fe–Ti–Cr–Si для газотермического напыления, полученных механохимическим синтезом с последующим отжигом. *Порошковая металлургия*, **9-10**, 31–42.
8. Борисов Ю. С., Борисова А. Л., Адеева Л. И. и др. (2010) Получение порошков для газотермических покрытий методами механического легирования и механохимического синтеза. *Сварочное производство*, **12**, 18–22.
9. Magnef A., Offergeld E., Leroy M., Lefort A. (1998) Fe–Al intermetallic coating application to thermal energy conversion advanced systems. *Proc. of the 15th ITSC, Nice, France*, сс. 1091–1096.
10. Xiao Ch. (2006) Sulfidation resistance of CeO<sub>2</sub>-modified HVOF sprayed Fe–Al coatings at 700 °C. *Surf. Coat. Technol.*, **201**, 3625–3632.
11. Борисова А. Л., Тимофеева И. И., Васильковская М. А. и др. (2015) Фазовые и структурные превращения при формировании порошков интерметаллидов системы Fe–Al методом механохимического синтеза. *Порошковая металлургия*, **7-8**, 135–143.
12. Rafiei M., Enayati M. N., Karimzadeh F. (2009) Characterization and formation mechanism of nanocrystalline (Fe,Ti)<sub>3</sub>Al intermetallic compound prepared by mechanical alloying. *J. of Alloys and Compounds*, **480**, 392–396.

## References

1. Sinelnikova V.S., Podergin V.A., Rechkin V.N. (1965) *Aluminides*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
2. Deevi S.C., Sikka V.K. (1996) Nickel and iron aluminides: An overview on properties, processing and applications. *Intermetallics*, **4**, 357–375.
3. Stoloff N.S. (1998) Iron aluminides: present status and future prospects. *Mater. Sci. Eng., A*, **258**, 1–14.
4. Palm M. (2005) Concepts derived from phase diagram studies for the strengthening of Fe–Al-based alloys. *Intermetallics*, **13**, 1286–1295.
5. Hadeif F. (2016) Solid-state reactions during mechanical alloying of ternary Fe–Al–X (X = Ni, Mn, Cu, Ti, Cr, B, Si) systems. A review. *J. Magn. Magn. Mater.*, **419**, 105–118.
6. Guilemany J.M., Cinca N., Cassas L., Molins E. (2009) Ordering and disordering processes in MA and MM intermetallic iron aluminide powders. *J. Mater. Sci.*, **44**, 2152–2161.
7. Borisova A.L., Adeeva L.I., Tunik A.Yu. et al. (2009) Investigation of powders of Al–Cu–Fe–Ti–Cr–Si system for thermal spraying produced by mechanochemical synthesis with subsequent annealing. *Poroshk. Metallurgiya*, **9-10**, 31–42.
8. Borisov Yu.S., Borisova A.L., Adeeva L.I. et al. (2010) Production of powders for thermal coatings by methods of mechanical alloying and mechanochemical synthesis. *Svarochn. Proizvodstvo*, **12**, 18–22 [in Russian].
9. Magnef A., Offergeld E., Leroy M., Lefort A. (1998) Fe–Al intermetallic coating application to thermal energy conversion advanced systems. In: *Proc. of 15th ITSC (Nice, France)*, 1091–1096.
10. Xiao Ch. (2006) Sulfidation resistance of CeO<sub>2</sub>-modified HVOF sprayed Fe–Al coatings at 700 °C. *Surf. Coat. Technol.*, **201**, 3625–3632.
11. Borisova A.L., Timofeeva I.I., Vasilkovskaya M.A. et al. (2015) Phase and structure transformations in formation of powders of Fe–Al system intermetallics using mechanochemical synthesis method. *Poroshk. Metallurgiya*, **7-8**, 135–143 [in Russian].
12. Rafiei M., Enayati M.N., Karimzadeh F. (2009) Characterization and formation mechanism of nanocrystalline (Fe, Ti)<sub>3</sub>Al intermetallic compound prepared by mechanical alloying. *J. of Alloys and Compounds*, **480**, 392–396.

Ю. С. Борисов<sup>1</sup>, А. Л. Борисова<sup>1</sup>, А. Н. Бурлаченко<sup>1</sup>,  
Т. В. Цимбаліста<sup>1</sup>, Ц. Сендеровські<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.

03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>Варшавський військовий університет технологій, Польща.

E-mail: csenderowski@wat.edu.pl

## СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ЛЕГОВАНИХ ПОРОШКІВ НА ОСНОВІ ІНТЕРМЕТАЛІДУ Fe<sub>3</sub>Al ДЛЯ ГАЗОТЕРМІЧНОГО НАПИЛЕННЯ, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ МЕХАНОХІМІЧНОГО СИНТЕЗУ

Досліджено фізико-хімічні процеси, що відбуваються при формуванні частинок інтерметалідів заліза на основі Fe<sub>3</sub>Al, легованих Cr, Zr, Mg, La і Ti, в умовах механохімічного синтезу. Встановлено, що процес синтезу легованих порошків протікає через ряд послідовних стадій і завершується утворенням однофазних продуктів Fe<sub>3</sub>Al (Cr, Zr), Fe<sub>3</sub>Al (Mg), Fe<sub>3</sub>Al (Mg, La) та (Fe, Ti)<sub>3</sub>Al з нанодисперсною структурою. Порошки призначені для нанесення методами газотермічного напылення і електродугової металізації жаростійких FeAl-покрыттів. Бібліогр. 12, табл. 2, рис. 10.

*Ключові слова:* інтерметаліди на основі заліза, легування, механохімічний синтез, порошки, структура, властивості, газотермічне напылення

Yu.S. Borisov<sup>1</sup>, A.L. Borisova<sup>1</sup>, A.N. Burlachenko<sup>1</sup>,

T.V. Tsybalyista<sup>1</sup>, C. Senderowski<sup>2</sup>

<sup>1</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of NAS of Ukraine.

11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>Military University of Technology in Warsaw, Poland.

E-mail: csenderowski@wat.edu.pl

## STRUCTURE AND PROPERTIES OF ALLOYED POWDERS BASED ON Fe<sub>3</sub>Al INTERMETALLIC FOR THERMAL SPRAYING PRODUCED USING MECHANOCHEMICAL SYNTHESIS METHOD

Physical-chemical processes taking place in formation of particles of iron intermetallics based on Fe<sub>3</sub>Al alloyed with Cr, Zr, Mg, La and Ti under mechanochemical synthesis conditions were investigated. It is determined that process of synthesis of alloyed powders passes a range of sequential stages with formation of solid solutions and finishes with formation of single-phase Fe<sub>3</sub>Al(Cr, Zr), Fe<sub>3</sub>Al (Mg), Fe<sub>3</sub>Al (Mg, La) and (Fe, Ti)<sub>3</sub>Al products with nanodispersed structure (size of CSR = 10–30 nm). The powders are designed for deposition of heat-resistant FeAl-coatings using thermal spraying and electric arc metallizing methods. 13 Ref., 12 Tabl., 10 Fig.

*Keywords:* iron-based intermetallics, alloying, mechanochemical synthesis, powders, structure, properties, thermal spraying

Поступила в редакцію 18.05.2017