

# ВПЛИВ ПОПЕРЕДНЬОЇ АКТИВАЦІЇ ПОРОШКУ TiAl НА ПРОЦЕС МЕХАНОХІМІЧНОГО СИНТЕЗУ ІНТЕРМЕТАЛІДУ (Fe, Ti)<sub>3</sub>Al

Ю.С. Борисов<sup>1</sup>, О.М. Бурлаченко<sup>1</sup>, Н.В. Вігілянська<sup>1</sup>, Ц. Сендеровскі<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>Вармінсько-Мазурський університет. 10719, м. Ольштин, вул. Міхала Очаповського, 2, Польща.

E-mail: cezary.senderowski@pw.edu.pl

Досліджено вплив механічної активації порошку TiAl на структурно-фазові перетворення при механохімічному синтезі порошкової суміші складу 60,8Fe + 39,2TiAl, розрахованого на отримання інтерметаліду Fe<sub>3</sub>Al, легovanого титаном. З використанням напівемпіричної моделі Мієдеми проведено розрахунки зміни енергії Гіббса для бінарних систем Ti–Al, Fe–Ti та Fe–Al. Результати показали, що рушійна сила утворення інтерметалідних фаз для всіх бінарних систем вище, порівняно з утворенням твердих розчинів та аморфних фаз. Встановлено діапазон складів, при яких можливе утворення аморфних фаз у бінарних системах Ti–Al та Fe–Al. Проведення механічної активації порошку інтерметаліду TiAl у високоенергетичному планетарному млині дозволило зменшити розмір області когерентного розсіювання з 280 до 9 нм з частковою аморфізацією. Встановлено утворення в процесі механохімічного синтезу порошкової суміші 60,8Fe+39,2TiAl при використанні наноструктурного порошку TiAl частинок з гомогенною мікроструктурою, що складаються з інтерметалідної фази (Fe, Ti)<sub>3</sub>Al та фази Лавеса – Fe<sub>2</sub>Ti. Проведено оцінку зміни області когерентного розсіювання порошків суміші 60,8Fe+39,2TiAl, отриманої методом механохімічного синтезу, і встановлено, що взаємодія наноструктурного порошку TiAl з Fe починає відбуватися, коли розмір області когерентного розсіювання Fe стає <70 нм. Отриманий продукт має аморфно-нанокристалічну структуру з розміром області когерентного розсіювання <15 нм. Використання розробленого порошку в технологіях газотермічного наплення дозволить отримувати покриття на основі інтерметаліду Fe<sub>3</sub>Al з нанокристалічною структурою, підвищеним модулем пружності та пластичністю. Бібліогр. 13, табл. 3, рис. 5.

*Ключові слова:* механохімічний синтез, механічна активація, алюмінід титану, напівемпірична модель Мієдеми, нанокристалічна структура, аморфна фаза

**Вступ.** Однією з сучасних технологій отримання порошків для газотермічного наплення (ГТН) є метод механохімічного синтезу (МХС). Даний метод, зважаючи на його простоту і дешевизну, знайшов застосування для виготовлення наноструктурних порошків алюмініду заліза [1]. Поєднання високих міцнісних та корозійних властивостей алюмінідів заліза робить дані сплави перспективними матеріалами для застосування їх в якості захисних покриттів на лопастях і корпусах компресора реактивних двигунів, конструктивних елементах літаків, нагрівальних елементах, в теплообмінниках, в компонентах ядерних реакторів, на автомобільних поршневіх клапанах та ін. [2, 3]. Основною перевагою алюмінідів заліза в порівнянні з жароміцними нікелевими сплавами та нержавіючими сталями є доступність та дешевизна базового компонента заліза, а також легкість їх механічної обробки. Введення в алюмінід заліза третього елемента дозволить підвищити їх механічні характеристики. В якості легуючих компонентів застосовуються Ti, V, Cr, C та ін. [4]. Використання в якості легуючого елемента титану веде до формування інтерметалідної сполуки Fe<sub>2</sub>TiAl (L2<sub>1</sub>, потрійний еквівалент Fe<sub>3</sub>Al

(D0<sub>3</sub>) структури), що дозволяє підвищити температуру фазового переходу L2<sub>1</sub>→B2 з 550 до 1215 °C та стабілізувати впорядковану структуру до вищих температур порівняно з бінарною системою [5].

Про формування інтерметалідної сполуки (Fe, Ti)<sub>3</sub>Al в ході процесу МХС порошкових сумішей стехіометричного складу Fe<sub>50</sub>Al<sub>25</sub>Ti<sub>25</sub> (ат.%) повідомлялося в роботах [1, 6]. Було встановлено, що процес утворення інтерметаліду (Fe, Ti)<sub>3</sub>Al залежить від вихідних матеріалів. При використанні в якості вихідних матеріалів порошків Fe, Ti та Al утворення інтерметаліду проходить через стадії формування шаруватих композитів Fe/Al/Ti з подальшою їх трансформацією у твердий розчин Fe(Al, Ti), а потім в інтерметалідну фазу D0<sub>3</sub> (Fe, Ti)<sub>3</sub>Al [6]. У разі використання в якості вихідних порошків TiAl–Fe фазові перетворення супроводжуються утворенням феротитану з подальшим розчиненням у його решітці Al аж до утворення інтерметаліду (Fe, Ti)<sub>3</sub>Al [1].

Застосування технології попередньої механічної активації (МА) вихідних порошків дозволяє підвищити реакційну здатність твердих речовин, що пов'язано з накопиченням дефектів кристалічної структури та підвищенням ентальпії матеріалу

Борисов Ю.С. – <https://orcid.org/0000-0002-6019-8464>, Бурлаченко О.М. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-2095>,

Вігілянська Н.В. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-2095>, Сендеровскі Ц. – <https://orcid.org/0000-0002-0331-3702>

© Ю.С. Борисов, О.М. Бурлаченко, Н.В. Вігілянська, Ц. Сендеровскі, 2022

[7]. Використання МА в технології самопоширюваного високотемпературного синтезу (СВС) дозволяє розширити можливості безгазового горіння для високотемпературного синтезу за рахунок збільшення швидкості горіння та істотного зниження температури ініціювання реакції. Швидкість горіння в МА порошкової суміші  $27\text{Ti}+13\text{V}+60\text{Cu}$  (мас.%) збільшується на  $\sim 42\%$  (з 6,25 до 14,8 мм/с), а суміші  $22,4\text{V}_4\text{C}+77,6\text{Ti}$  (мас.%) на  $\sim 49\%$  (з 11 до 22,5 мм/с) [8, 9].

Мета даної роботи полягала у дослідженні впливу попередньої механічної активації порошку інтерметаліду  $\text{TiAl}$  на структурно-фазові перетворення, що відбуваються в процесі МХС порошкової суміші  $60,8\text{Fe}+39,2\text{TiAl}$ , розрахованої на отримання інтерметаліду  $\text{Fe}_3\text{Al}$ , легованого титаном.

**Матеріали та методи досліджень.** В якості вихідних матеріалів для отримання порошку системи  $\text{Fe-TiAl}$  використовували порошок заліза та порошок  $\text{TiAl}$  (табл. 1).

Кількість порошку інтерметаліду  $\text{TiAl}$ , що вводиться в суміш із залізним порошком, становила 39,2 мас.%, що дозволяє при такому співвідношенні компонентів отримати в процесі МХС однофазний продукт на основі інтерметаліду  $\text{Fe}_3\text{Al}$  [10].

Процеси МА та МХС проводили в планетарному млині (Активатор 2SI) при швидкості обертання барабанів 1500 об/хв, співвідношенні маси куль до маси порошку 10:1, середа – повітря. Для усунення налипання оброблюваної шихти на розмельні тіла та стінки барабану, а також інтенсифікації процесу синтезу нових фаз у суміш додавали поверхнево-активну речовину (ПАР) – олеїнову кислоту ( $\text{C}_{17}\text{H}_{33}\text{COOH}$ ) в кількості 0,5 мас.%. Час попередньої МА становив 3 год, а час МХС – 5.

Послідовність структурних та фазових перетворень при МХС у системі  $\text{Fe-Al-Ti}$  з використанням МА  $\text{TiAl}$ -порошку вивчали на частинках, вилучених

**Таблиця 1.** Характеристика вихідних порошків, використаних для отримання МХС-порошку системи  $\text{Fe-TiAl}$

Порошок	Марка	Хімічний склад, мас.%	Розмір частинок, мкм
Fe	ПЖР	Fe>98,5	80...100
TiAl	ПВТ65Ю35	Ti – 67,5; Al – 32,5	<20 мкм

з реакторів через певні проміжки часу (0,5, 1,5 та 3 год).

Хімічний аналіз одержаних композиційних порошків (КП) досліджували на скануючому електронному мікроскопі JSM-6390LV (JEOL, Японія) з приставкою енергодисперсійного (ЕРС) аналізу INCA ENERGY (Oxford Instruments, Великобританія), в режимі вторинних електронів у низькому ( $10^{-4}$  Па) вакуумі з прискорюючою напругою 20 кВ.

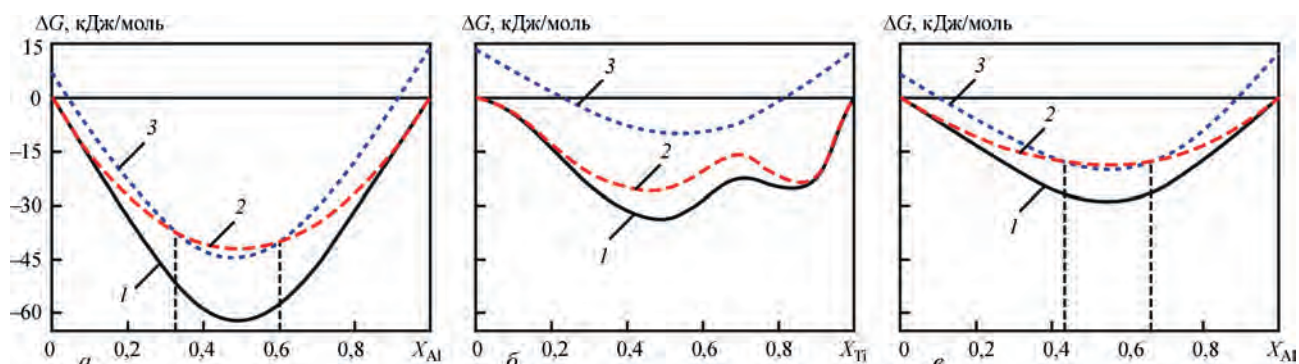
Рентгеноструктурний фазовий аналіз (РСФА) виконували з використанням дифрактометра Ultima IV (Rigaku, Японія) у  $\text{CuK}\alpha$ -випромінненні з графітовим монохроматором. Ідентифікацію фаз проводили з використанням міжнародної бази даних ICDD PDF-2 або PDF-4 шляхом комп'ютерної обробки отриманих цифрових даних. З використанням програми гармонічного аналізу PDXL, якою забезпечена рентгенівська установка Rigaku, проводили оцінку області когерентного розсіювання (ОКР).

**Термодинамічна оцінка можливості проходження реакції у системі  $\text{Fe-Ti-Al}$ .** Оцінку можливих реакцій, що проходять у системі  $\text{Fe-Ti-Al}$ , проводили для бінарних систем  $\text{Ti-Al}$ ,  $\text{Fe-Ti}$  та  $\text{Fe-Al}$  з розрахунком зміни енергії Гіббса для кристалічного (інтерметалідного, твердого розчину) та аморфного станів з безперервним рядом концентрації компонентів. Аналіз проводили з використанням напівемпіричної моделі Мієдеми для бінарних систем (рис. 1) [11, 12].

Отримані результати свідчать, що рушійна сила утворення інтерметалідів у всіх діапазонах складів для бінарних систем вище, порівняно з твердим розчином і аморфним станом. Для аморфного стану при певних складах бінарних систем є позитивні значення енергії Гіббса (табл. 2).

Виходячи з проведених розрахунків можна відзначити, що в системі  $\text{Fe-Ti-Al}$  можливе утворення сполук  $\text{Ti-Al}$  (при  $\text{Al} < 85$  мол.%) та  $\text{Fe-Ti}$  (при **Таблиця 2.** Діапазони складів, у яких значення  $\Delta G$  утворення аморфних фаз є позитивним

Система	Діапазон складів, мол.%
Fe-Al	$X_{\text{Al}} < 0,05$ та $X_{\text{Al}} > 0,95$
Fe-Ti	$X_{\text{Al}} < 0,2$ та $X_{\text{Al}} > 0,88$
Ti-Al	$X_{\text{Al}} < 0,03$ та $X_{\text{Al}} > 0,97$



**Рис. 1.** Зміна енергії Гіббса в системах  $\text{Ti-Al}$  (а),  $\text{Fe-Ti}$  (б) та  $\text{Fe-Al}$  (в) для: 1 – інтерметалідів; 2 – твердих розчинів; 3 – аморфного стану

Ti > 85 мол.%). Для систем Ti–Al та Fe–Al в діапазоні 32 мол.% < X<sub>Al</sub> < 76 мол.% вільна енергія Гіббса для утворення сполук в аморфному стані нижче, ніж для твердих розчинів, що вказує на можливість утворення в даних системах аморфних фаз [13].

Переведення TiAl в аморфний стан дозволить знизити його термодинамічну стабільність, що може сприяти інтенсифікації процесу взаємодії TiAl з Fe у процесі МХС.

**Результати дослідження та їх обговорення.**

Методом РСФА було встановлено, що МА вихідного порошку TiAl протягом 3 год призводить до розширення дифракційних ліній та зменшення їхньої інтенсивності. Сильне розмиття піків на великих кутах ускладнює їхню ідентифікацію. Розрахунок ОКР показав зменшення середнього значення з 280 до 9 нм. Поява «галю» на рентгенограмах свідчить про часткову аморфізацію порошку (рис. 2).

Мікроструктура та зовнішній вигляд частинок порошків системи Fe–TiAl, отриманих методом МХС при різному часі обробки, представлені на рис. 3.

Аналізуючи зовнішній вигляд порошків, можна відзначити розвинену поверхню частинок, що вказує на те, що утворення конгломератів у процесі МХС відбувається за рахунок зварювання дрібних частинок вихідних компонентів між собою.

Досліджуючи мікроструктуру частинок, які отримані на різних етапах МХС, можна відзначити

формування тонколамелярних конгломератів на ранніх стадіях та гомогенізацію структури на більш пізніх стадіях.

З використанням рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА) встановлено хімічний склад частинок порошків, отриманих за різної тривалості процесу МХС (табл. 3). Істотної відмінності розрахункового складу суміші 60,8Fe+39,2TiAl (мас.%) від фактичного хімічного складу одержаного продукту не спостерігається. Зазначається лише наявність кисню у кількості 2...5 %, що пов'язано з проведенням процесу МХС на повітрі.

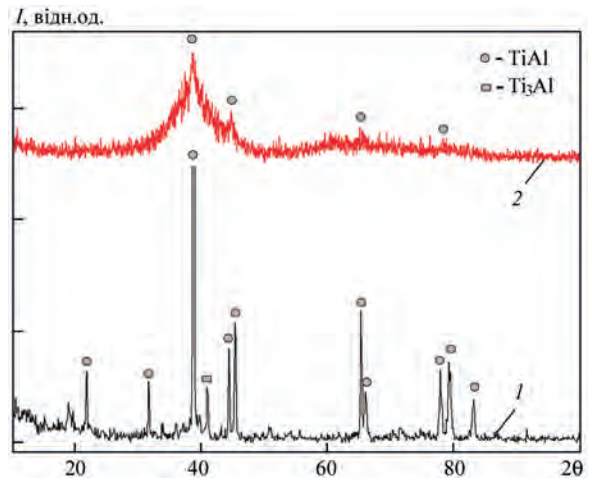


Рис. 2. Рентгенограми вихідного порошку TiAl (1) та порошку TiAl після механічної активації (протягом 3 год) (2)

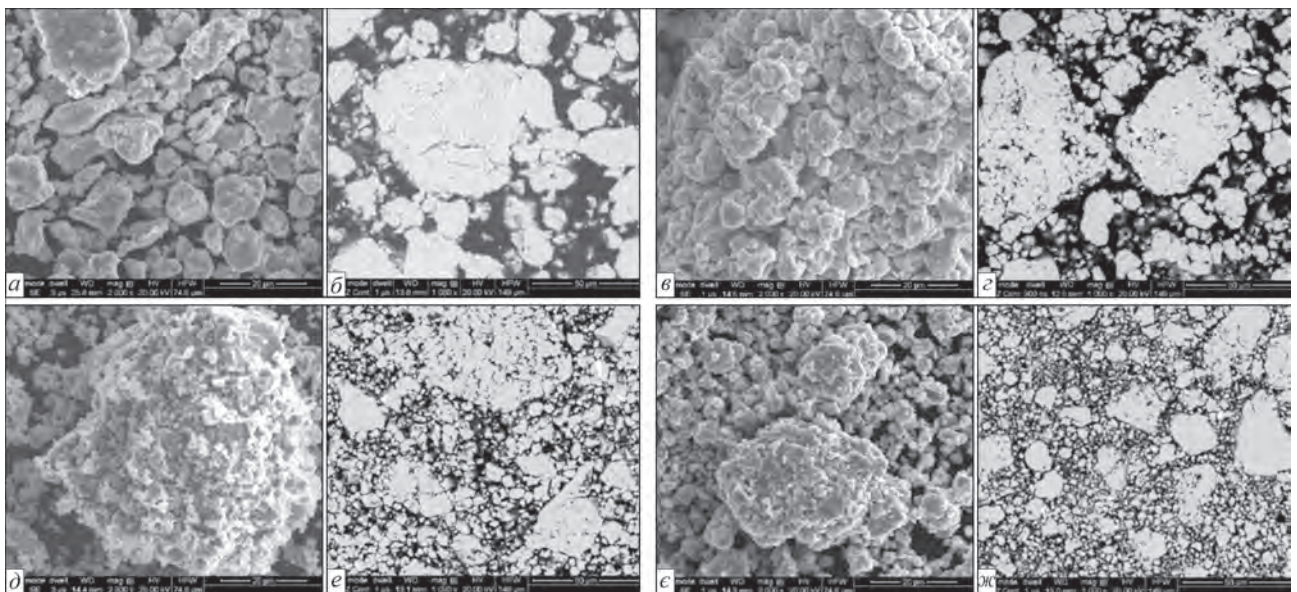


Рис. 3. Зовнішній вигляд (а, в, д, е) та мікроструктура (б, г, е, ж) частинок композиційного порошку, отриманого методом МХС із суміші (мас.%) 60,8Fe + 39,2TiAl (механічно активований TiAl) протягом 0,5 год (а, б); 1,5 год (в, г); 3 год (д, е) та 5 год (е, ж)

**Таблиця 3.** Хімічний склад частинок композиційного порошку на різних етапах обробки суміші 60,8Fe + 39,2TiAl (мас.%)

Час обробки, год	Вміст елементів, мас.%			
	Fe	Ti	Al	O
Вихідний склад	60,8	26,5	12,7	–
0,5	57,85 ± 1,45	25,05 ± 0,46	14,71 ± 0,22	2,39 ± 0,76
1,5	62,03 ± 1,51	26,13 ± 0,30	9,24 ± 3,65	2,60 ± 0,42
3	53,71 ± 4,38	23,65 ± 1,45	18,27 ± 2,74	5,04 ± 1,27
5	55,38 ± 3,20	24,41 ± 0,91	14,97 ± 0,40	5,24 ± 0,38

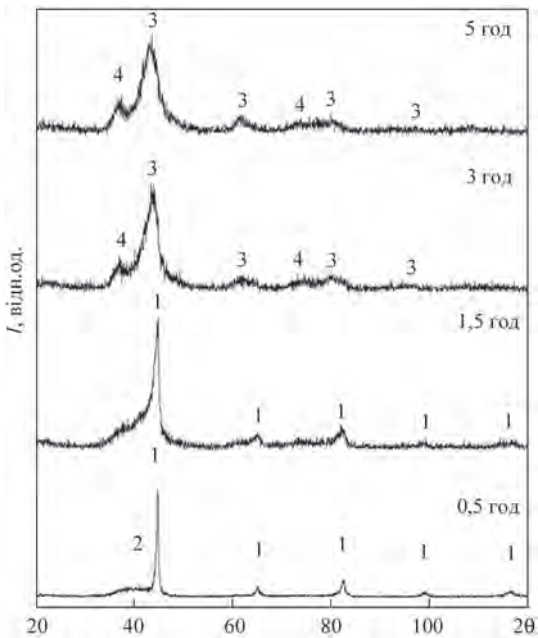
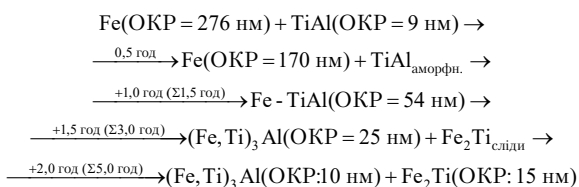


Рис. 4. Рентгенограми МХС-порошків складу 61Fe + 39TiAl (при використанні наноструктурного порошку TiAl): 1 – Fe; 2 – TiAl; 3 – (Fe, Ti)<sub>3</sub>Al; 4 – Fe<sub>2</sub>Ti

Взаємодія Fe з наноструктурним порошком TiAl у процесі МХС проходить у кілька етапів. На початкових етапах відбувається подрібнення заліза. Формування аморфного «галю» на місці рентгеновського піку  $2\theta = 38^\circ$  свідчить про аморфізацію TiAl. Надалі спостерігається злиття аморфного «галю» TiAl з дифракційним максимумом Fe та взаємне перекриття дифракційних ліній TiAl та Fe. Це вказує на утворення потрійної інтерметалідної сполуки (Fe, Ti)<sub>3</sub>Al. Водночас сильне розмиття та мала інтенсивність піків Fe на великих кутах ( $2\theta > 70^\circ$ ) ускладнює їхню ідентифікацію. Внаслідок взаємодії Ti з Fe через 3 год обробки в діапазоні кутів  $2\theta = 36...38^\circ$  з'являється дифракційний пік, що вказує на формування сполуки Fe<sub>2</sub>Ti (фаза Лавеса) (рис. 4).

Таким чином, схематично структурно-фазові перетворення в процесі МХС суміші 61Fe + 39TiAl у разі використання порошку інтерметаліду TiAl з ОКР = 9 нм можна представити наступним чином:



Порівнюючи схему структурно-фазових перетворень, що відбуваються в процесі МХС з використанням неактивованого порошку TiAl з ОКР = 280 нм, можна відзначити, що на відміну від суміші з наноструктурним порошком TiAl відбувається взаємодія титану з залізом з утворенням феротитану, розчинення алюмінію в решітці феротитану та формування інтерметаліду (Fe, Ti)<sub>3</sub>Al [1]:

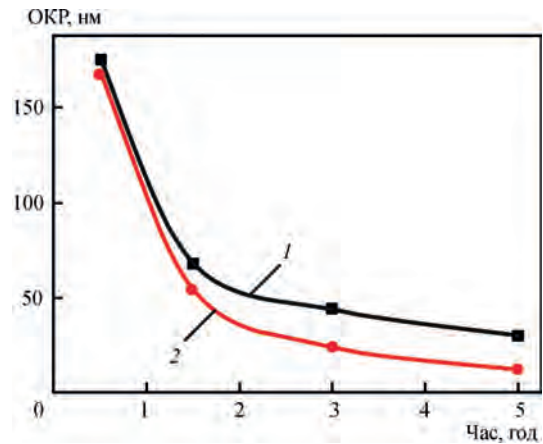
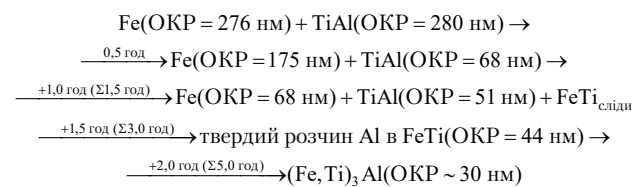


Рис. 5. Зміна ОКР залежно від часу МХС суміші 61Fe+39TiAl (1 – TiAl, ОКР – 280 нм; 2 – TiAl, ОКР – 9 нм)



Оцінка зміни ОКР по розширенню рентгеновських ліній заліза на початкових стадіях процесу МХС і (Fe, Ti)<sub>3</sub>Al через 5 год обробки суміші Fe+TiAl у планетарному млині показала, що використання в якості вихідного порошку наноструктурного інтерметаліду TiAl призводить до отримання кінцевого продукту з розміром ОКР <15 нм (рис. 5). Розмір ОКР фази (Fe, Ti)<sub>3</sub>Al у разі використання порошку інтерметаліду з розміром ОКР = 280 нм через 5 год обробки досягає ~30 нм.

Аналізуючи зміни фазового складу та ОКР на різних етапах обробки сумішей можна відзначити, що злиття рентгеновських піків TiAl та Fe через 1,5 год обробки відбувається, коли розмір кристалітів стає <70 нм.

Таким чином, використання попередньо механоактивованого порошку TiAl для отримання методом МХС порошку інтерметаліду (Fe, Ti)<sub>3</sub>Al дозволяє інтенсифікувати процес подрібнення структури зі зменшенням розміру ОКР через 1,5 год обробки в 1,3 рази (з 68 до 54 нм), а через 5 год обробки втричі (з 30 до 10 нм).

Розроблений порошок інтерметаліду (Fe, Ti)<sub>3</sub>Al може бути використаний у технології газотермічного наплення інтерметалідних покриттів з нанокристалічною структурою, підвищеними механічними характеристиками (модулем Юнга та твердістю) та високими показниками пластичності.

## Висновки

1. З використанням технології механічної активації порошку інтерметаліду TiAl отримано наноструктурний порошок з ОКР ~9 нм.

2. Вивчено процес структурно-фазових перетворень, що відбуваються в процесі механохімічного синтезу в порошковій суміші заліза та наноструктурного порошку інтерметаліду TiAl. Механізм

формування інтерметаліду  $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$  складається з отримання тонколямельярних конгломератів, що складаються з Fe і TiAl, наступної гомогенізації мікроструктури порошків і синтезу інтерметалідної фази  $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$  (ОКР  $\sim 10$  нм) та фази Лавеса  $\text{Fe}_2\text{Ti}$  (ОКР  $\sim 15$  нм).

3. Встановлено, що застосування попередньо механоактивованого порошку TiAl для отримання методом МХС порошку інтерметаліду  $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$  дозволяє інтенсифікувати процес подрібнення структури, що підтверджується зменшенням розміру ОКР через 1,5 год обробки в 1,3 рази (з 68 до 54 нм), а через 5 год обробки у 3 рази (з 30 до 10 нм).

### Список літератури/References

1. Борисов Ю.С., Борисова А.Л., Бурлаченко А.Н. и др. (2017) Структура и свойства легированных порошков на основе интерметаллида  $\text{Fe}_3\text{Al}$  для газотермического напыления, полученных методом механохимического синтеза. *Автоматическая сварка*, **9**, 40–47. <https://doi.org/10.15407/as2017.09.06>
2. Borisov, Yu.S., Borisova, A.L., Burlachenko, A.N. et al. (2017) Structure and properties of alloyed powders based on  $\text{Fe}_3\text{Al}$  intermetallic for thermal spraying produced using mechanochemical synthesis method. *The Paton Welding J.*, **9**, 33–39.
3. Cinca N., Lima C.R.C., Guilemany J.M. (2013) An overview of intermetallics research and application: Status of thermal spray coatings. *Journal of Materials Research and Technology*, **2**(1), 75–86. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2013.03.013>
4. Moszner, F., Peng, J., Suutala, J. et al. (2019) Application of Iron Aluminides in the Combustion Chamber of Large Bore 2-Stroke Marine Engines. *Metals*, **9**(8), 847. <https://doi.org/10.3390/met9080847>
5. Palm, M., Stein, F., Dehm, G. (2019) Iron Aluminides. *Annual Review of Materials Research*, **49**, 297–326. <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070218-125911>
6. Alonso, P.R., Gargano, P.H., Bozzano, P.B. et al. (2011) Combined ab initio and experimental study of  $\text{A}_2+\text{L}_2$  coherent equilibria in the Fe–Al–X (X = Ti, Nb, V) systems. *Intermetallics*, **19**, 1157–1167. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2011.03.025>
7. Rafiei, M., Enayati, M.H., Karimzadeh, F. (2009) Characterization and formation mechanism of nanocrystalline  $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$  intermetallic compound prepared by mechanical alloying. *Journal of Alloys and Compounds*, **480**(2), 392–396. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.02.072>
8. Ляхов Н.З., Талако Т.Л., Григорьева Т.Ф. (2008) Влияние механоактивации на процессы фазо- и структурообразования при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе. Новосибирск, Параллель.
9. Lyakhov, N.Z., Talako, T.L., Grigorieva, T.F. (2008) Influence of mechanoactivation and phase- and structure formation in self-propagating high-temperature synthesis. Novosibirsk, Parallel [in Russian].
10. Рогачев А.С., Мукасян А.С. (2012). Горение для синтеза материалов: введение в структурную микрокинетик. Москва, ФИЗМАТЛИТ.
11. Rogachev, A.S., Mukasyan, A.S. (2012) *Combustion for synthesis of materials: Introduction in structural microkinetics*. Moscow, FIZMATLIT [in Russian].
12. Корчагин М.А., Дудина Д.В. (2007) Использование самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и механической активации для получения нанокомпозитов. *Физика горения и взрыва*, **2**, 58–71.
13. Korchagin, M.A., Dudina, D.V. (2007) Application of self-propagating high-temperature synthesis and mechanical activation for producing of nanocomposites. *Fizika Goreniya i Vzryva*, **2**, 58–71 [in Russian].
14. 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. <https://doi.org/10.1007/s11106-015-9740-5>
15. Borisova, A.L., Timofeeva, I.I., Vasilkovskaya, M.A. et al. (2015) Phase and structural transformations in formation of intermetallic powders of Fe–Al system by mechanochemical synthesis method. *Poroshk. Metallurgiya*, **7–8**, 135–143. <https://doi.org/10.1007/s11106-015-9740-5>
16. Mousavi, M.S., Abbasi, R., Kashani-Bozorg, S.F. (2016) A Thermodynamic Approach to Predict Formation Enthalpies of Ternary Systems Based on Miedema's Model. *Metal Mater Trans A*, **47**, 3761–3770. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3533-4>
17. Zhang, R.F., Zhang, S.H., He, Z.J. et al. (2016) Miedema Calculator: A thermodynamic platform for predicting formation enthalpies of alloys within framework of Miedema's Theory. *Computer Physics Communications*, **209**, 58–69. <https://doi.org/10.1016/j.cpc.2016.08.013>
18. Li, H., Lu, X., Liu, Y. et al. (2013) Thermodynamic calculation of glass formation for Co–ETM alloys based on Miedema's model. *Physica B: Condensed Matter*, **413**, 24–30. <https://doi.org/10.1016/j.physb.2012.12.035>

## EFFECT OF PRELIMINARY ACTIVATION OF TiAl POWDER ON THE PROCESS OF MECHANO-CHEMICAL SYNTHESIS OF $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$ INTERMETALLICS

Yu.S. Borysov<sup>1</sup>, O.M. Burlachenko<sup>1</sup>, N.V. Vigilianska<sup>1</sup>, C. Senderowski<sup>2</sup>

<sup>1</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>University of Warmia and Mazury. 2 Michala Oczapowskiego Str., 10719, Olsztyn, Poland. E-mail: cezary.senderowski@pw.edu.pl

The effect of mechanical activation of TiAl powder on the structural and phase transformations in mechanochemical synthesis of the powder mixture of the composition  $60.8\text{Fe} + 39.2\text{TiAl}$ , intended to produce  $\text{Fe}_3\text{Al}$  intermetallics, alloyed with titanium was studied. Using a semi-empirical Miedema's model, the changes of Gibbs energy for the binary systems Ti–Al, Fe–Ti and Fe–Al were calculated. The results showed that the driving force for the formation of intermetallic phases for all the binary systems is higher as compared to the formation of solid solutions and amorphous phases. A range of compositions was established, in which the formation of amorphous phases in the binary systems Ti–Al and Fe–Al is possible. Carrying out the mechanical activation of TiAl intermetallic powder in a high-energy planetary mill allowed reducing the size of a coherent scattering from 280 to 9 nm with a partial amorphization. The formation of particles with a homogeneous microstructure consisting of intermetallic phase  $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$  and Lavhes's phases –  $\text{Fe}_2\text{Ti}$  was established in the process of mechanochemical synthesis of a powder mixture  $60.8\text{Fe}+39.2$  TiAl when using nanostructural TiAl powder. The change in the area of coherent scattering of powders of  $60.8\text{Fe}+39.2\text{TiAl}$  mixture was evaluated, obtained by the method of mechanochemical synthesis, and it was established that interaction of a nanostructural powder TiAl with Fe begins to occur when the size of the coherent scattering area is  $<70$  nm. The resulting product has an amorphous-nanocrystalline structure with the size of the coherent scattering area of  $<15$  nm. The use of the developed powder in thermal spraying technologies will allow producing coatings based on  $\text{Fe}_3\text{Al}$  intermetallics with a nanocrystalline structure, a higher modulus of elasticity and ductility. 13 Ref., 3 Tabl., 5 Fig.

**Keywords:** mechanochemical synthesis, mechanical activation, titanium aluminide, semi-empirical Miedema's model, nanocrystalline structure, amorphous phase

Надійшла до редакції 25.07.2022