

ПОКРИТТЯ НА ОСНОВІ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ Fe–Al, ЯКІ ОТРИМАНІ МЕТОДАМИ ПЛАЗМОВОГО І НАДЗВУКОВОГО ПОВІТРЯНО-ГАЗОВОГО ПЛАЗМОВОГО НАПИЛЕННЯ

Ю.С. Борисов, А.Л. Борисова, Н.В. Вігілянська, О.П. Грищенко, М.В. Коломицев

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

Наведено результати дослідження структури і фазового складу газотермічних покриттів на основі інтерметалідів Fe–Al. Інтерметаліди Fe–Al були обрані в якості матеріалу захисних покриттів внаслідок їх високої жаро-, корозійної стійкості та дешевизни в порівнянні з багатьма сучасними жаростійкими матеріалами. В якості матеріалів для напилення використовували порошки механічних сумішей Fe та Al, а також порошки, отримані методом механохімічного синтезу інтерметалідів Fe–Al шляхом обробки в високоенергетичному кульовому млині сумішей порошоків Fe та Al. Вміст компонентів порошоків відповідає інтерметалідам Fe_3Al , FeAl та Fe_2Al_3 . Для напилення використовували також леговані порошки складу, який відповідає інтерметаліду Fe_3Al . Для підвищення механічних і фізико-хімічних властивостей інтерметаліду в якості легуючих використовували елементи Ti, Mg, Cr, Zr, La. Покриття отримували методами плазмового та надзвукowego повітряно-газового плазмового напилення. Встановлено, що в плазмових покриттях з FeAl-порошків крім вихідної фази (Fe_3Al , FeAl та Fe_2Al_3) присутні також оксиди Fe та Al, за рахунок чого мікротвердість покриттів підвищується відносно вихідних порошоків приблизно на 1300 МПа. Мікротвердість плазмового покриття з легуючого порошку Fe–TiAl підвищується в 2 рази відносно вихідного порошку за рахунок утворення в покритті інтерметалідної фази FeTi. При напиленні механічних сумішей, внаслідок малої ймовірності контактної взаємодії частинок Fe та Al в процесі польоту і швидкого охолодження частинок розплавів на поверхні основи, синтез інтерметалідів не встигає розвинутися і в покриттях не виявляються інтерметалідні фази. У покриттях, отриманих надзвукowym повітряно-газовим плазмовим напиленням, основною фазою є α -Fe(Al)-твердий розчин, що є результатом високої швидкості загартування розплаву. Бібліогр. 14, табл. 4, рис. 8.

Ключові слова: інтерметалід FeAl, порошки, механохімічний синтез, механічна суміш, плазмове напилення, надзвукowe повітряно-газове плазмове напилення, покриття, структура, мікротвердість

Алюмініди заліза відносяться до найбільш широко досліджуваних інтерметалідів через їх дешевизну, низьку питому вагу, хорошу стійкість до зношування, легкість в механічній обробці та опір окисленню та корозії [1, 2]. Ці переваги призвели до визначення областей їх потенційного застосування, включаючи нагрівальні елементи, арматуру печей, труби теплообмінників, спечені пористі фільтри «газ-метал», деталі клапанних систем автомобілів, компоненти установок, що працюють з розплавами солей [3, 4]. Отримання порошоків інтерметалідів Fe–Al шляхом використання методу механохімічного синтезу (МХС) дозволяє розширити області практичного застосування цих матеріалів за рахунок нанесення широкого кола жаро- та корозійностійких покриттів з інтерметалідних Fe–Al-сплавів, що одержують методами газотермічного напилення (ГТН) [5]. Для забезпечення процесу ГТН покриттів на базі інтерметалідів Fe–Al розроблені технології МХС, які дозволяють отримувати для цієї мети порошки складу Fe_xAl_y [5, 6], а також композиційні порошки на базі інтерметалідів Fe–Al [7, 8]. Покриття отримують методами плазмового [9], детонаційного [6, 10] та

високошвидкісного газополуменевого напилення [7, 8]. У разі напилення порошоків механічних сумішей заліза та алюмінію формування інтерметалідів системи Fe–Al відбувається при термообробці покриттів при температурі ≥ 650 °C [11].

Мета роботи полягала в порівнянні формування покриттів при напиленні механічних сумішей порошоків заліза та алюмінію і порошоків алюмінідів Fe–Al, отриманих методом МХС. З іншого боку проводили порівняння структури і властивостей отриманих покриттів в умовах їх нанесення методами плазмового (ПН) і надзвукowego повітряно-газового плазмового (НПГПН) напилення, що відрізняються умовами нагріву частинок, які напилюються, їх прискоренням і взаємодією зі струменем плазми.

Матеріали та методики досліджень. Для вибору складів покриттів з FeAl-сплавів було виконано матеріалознавчий аналіз діаграм фазової рівноваги систем за участю Fe та Al [12]. Аналіз проводили з метою вибору легуючих елементів, що дозволяють поліпшити властивості інтерметалідів системи Fe–Al. За результатами цього аналізу для дослідження структури, мікротвердості і фазового складу

Борисов Ю.С. – <https://orcid.org/0000-0002-6019-8464>, Борисова А.Л. – <https://orcid.org/0000-0002-7376-3370>, Вігілянська Н.В. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-2095>, Грищенко О.П. – <https://orcid.org/0000-0003-2640-8656>, Коломицев М.В. – <https://orcid.org/0000-0003-0602-5615>

© Ю.С. Борисов, А.Л. Борисова, Н.В. Вігілянська, О.П. Грищенко, М.В. Коломицев, 2020

газотермічних покриттів було обрано порошки інтерметалідів (Fe₃Al, FeAl та Fe₂Al₅) і порошки інтерметалідів Fe₃Al, легованих лантаном, магнієм, хромом, цирконієм, титаном, які було отримано методом МХС [13], а також механічні суміші порошків, що розраховані на отримання інтерметалідів обраного складу. В якості основи для отримання легованих порошків був обраний інтерметалід Fe₃Al, оскільки при такому співвідношенні компонентів можливо отримати однофазний продукт в процесі МХС без додаткової термообробки [14].

Механічне змішування порошків проводили в кульовому млині протягом 15 год., процес МХС проводили в планетарному млині «Активатор 2SL» протягом 5 год. [13]. У табл. 1 представлена характеристика отриманих порошків, які використовувались для напилення. Фракція порошків, що напилювались, становила 40...80 мкм.

Плазмове напилення проводили на установці УПУ-8М, надзвукове повітряно-газове плазмове напилення – на установці Київ-С. Комплекс характеристик умов атмосферного плазмового напилення при дозвуковому і надзвуковому режимі виті-

кання плазмового струменя, які були використані для нанесення покриттів:

– дозвуковий: плазموутворюючий газ – Ar/N₂, T_{пл.} ~ 10000 К, W_{пл.} ~ 600 м/с, W_{ч.} ~ 100...130 м/с, τ_{ч.} ~ 1,5 мс;

– надзвуковий: плазموутворюючий газ–повітря, T_{пл.} ~ 6000 К, W_{пл.} ~ 2500 м/с, W_{ч.} ~ 300...350 м/с, τ_{ч.} ~ 0,5 мс.

Робочі параметри процесів напилення наведено в табл. 2.

Рентгеноструктурний фазовий аналіз (РСФА) покриттів виконували з використанням дифрактометру ДРОН-3 в CuKα-випромінюванні з графітовим монохроматором при кроковому переміщенні 0,1 град. і часом експозиції в кожній точці 4 с з подальшою комп'ютерною обробкою отриманих цифрових даних.

Мікроструктуру покриттів досліджували на оптичному мікроскопі Neophot 32, мікротвердість покриттів визначали на мікротвердомірі ПМТ-3.

Результати досліджень. В результаті металографічного аналізу плазмових покриттів (рис. 1) з механічної суміші порошків 86Fe+14Al,

Таблиця 1. Характеристика порошків системи Fe–Al, використаних для плазмового і надзвукового повітряно-газового плазмового напилення

Порошок	Метод отримання	Фазовий склад	Мікротвердість H _μ , МПа
86Fe+14Al (мас. %)	Механічне змішування	Fe, Al	Fe – 1500±230 Al – 330±50
Fe ₃ Al	МХС	Fe ₃ Al	3590±1010
67Fe+33Al (мас. %)	Механічне змішування	Fe, Al	Fe – 1500±230 Al – 330±50
FeAl	МХС	FeAl, FeAl ₂	2790±820
45Fe+55Al (мас. %)	Механічне змішування	Fe, Al	Fe – 1500±230 Al – 330±50
Fe ₂ Al ₅	МХС	Al, Fe, Fe ₂ Al ₅	3890±840
86Fe+14(Al11,5Cr1Zr) (мас. %)	Механічне змішування	Fe, тв. р-н Cr та Zr в Al	Fe – 1500±230 AlCrZr – 355±50
	МХС	тв. р-н Cr и Zr в Fe ₃ Al	3840±800
86Fe+14(Al5Mg) (мас. %)	Механічне змішування	Fe, тв. р-н Mg в Al	Fe – 1500±230 AlMg – 490±80
	МХС	тв. р-н Mg в Fe ₃ Al	4630±950
86Fe+14(Al5MgLa) (мас. %)	Механічне змішування	Fe, тв. р-н Mg та La в Al	Fe – 1500±230 AlMgLa – 580±120
	МХС	тв. р-н Mg та La в Fe ₃ Al	5580±840
61Fe+39(62,5Ti37,5Al) (мас. %)	Механічне змішування	Fe, TiAl	Fe – 1500±230 TiAl – 440±140
	МХС	тв. р-н Al в FeTi (Fe _{1-x} TiAl _x)	3400±1290

Таблиця 2. Параметри процесів ПН і НППН

Метод напилення	Параметри процесу напилення					Тепловкладення	
	Струм дуги, А	Напруга дуги, В	Витрата плазموутворюючого газу, м ³ /ч	Дистанція напилення, мм	Витрата порошку, кг/ч	в плазму, кВт·год/м ³	в порошок, кВт·год/кг
ПН	500	40	25	120	3	13,3	6,7
НППН	280	380	450	120	6	3,9	17,7

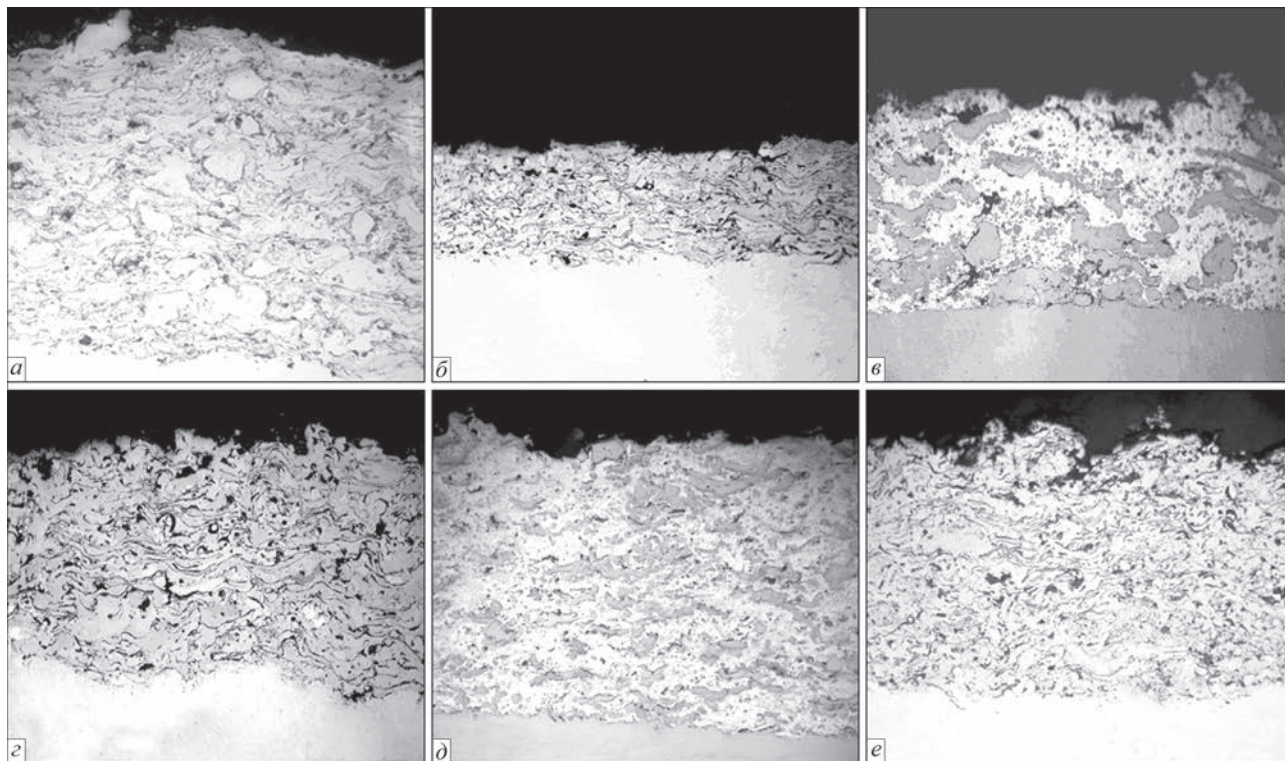


Рис. 1. Мікроструктура (×200) плазмових покриттів: з механічних сумішей 86Fe+14Al (а), 67Fe+33Al (б), 45Fe+55Al (д); з порошків інтерметалідів Fe₃Al (б), FeAl (г) і Fe₂Al₅ (е)

67Fe+33Al, 45Fe+55Al та з МХС-порошків Fe₃Al, FeAl і Fe₂Al₅, було встановлено, що в разі напилення покриттів з механічної суміші структура покриттів грубозерниста, в якій можна легко розрізнити залізо і алюміній як у вигляді окремих частинок (рис. 1, а), так і у вигляді включень заліза в алюмінієвій матриці (рис. 1, в, д). При використанні порошків інтерметалідів у всіх випадках формується щільна ламелярна структура (рис. 1, б, г, е).

Рентгеноструктурним фазовим аналізом (рис. 2) було встановлено, що при напиленні ме-

ханічних сумішей, внаслідок малої ймовірності контактної взаємодії частинок заліза і алюмінію в процесі польоту і швидкого охолодження частинок розплавів на поверхні основи при формуванні шару покриття, синтез інтерметалідів не встигає розвинути і в покриттях або зовсім не виявляються інтерметалідні фази (як, наприклад, в суміші, розрахованої на отримання Fe₃Al, рис. 1, а, табл. 3), або вони з'являються у вигляді слідів (як у випадку напилення сумішей, розрахованих на отримання FeAl та Fe₂Al₅, рис. 2, в, д, табл. 3),

Таблиця 3. Характеристика ПН та НПГПН-покриттів з порошків, виготовлених механічним змішуванням та методом МХС

Порошок		Покриття		
Склад	Метод отримання	Метод нанесення	H _μ , МПа	РСФА
86Fe+14Al (мас. %)	Механічне змішування	ПН	На основі Fe – 2800±810 На основі Al – 540±150	Fe, Al, сліди Al ₂ O ₃ (рис. 2, а)
Fe ₃ Al	МХС	ПН	3630±1240	Fe ₃ Al, FeAl, сліди Al ₂ O ₃ (рис. 2, б)
		НПГПН	5090±620	тв. р-н Al в Fe, FeAl, Fe _x Al ₂ O ₄ (рис. 4, а)
67Fe+33Al (мас. %)	Механічне змішування	ПН	На основі Fe – 2470±640 На основі Al – 460±90	Fe, Al, сліди FeAl (рис. 2, в)
FeAl	МХС	ПН	4150±900	Fe, FeAl, Fe ₃ O ₄ , Fe ₂ O ₃ , Al ₃ Fe ₅ O ₁₂ (рис. 2, г)
		НПГПН	4330±1040	тв. р-н Al в Fe, FeAl, FeO, Al ₂ O ₃ , Fe _x Al ₂ O ₄ (рис. 4, б)
45Fe+55Al (мас. %)	Механічне змішування	ПН	На основі Fe – 2450±800 На основі Al – 580±100	Al, Fe, сліди FeAl (рис. 2, д)
Fe ₂ Al ₅	МХС	ПН	5200±1250	FeAl, Fe, FeAl ₂ O ₄ , Fe ₂ Al ₅ , Al (сліди) (рис. 2, е)
		НПГПН	5360±850	тв. р-н Al в α-Fe, FeAl, Fe ₃ Al, Fe _x Al ₂ O ₄ , Al ₂ O ₃ (рис. 4, в)

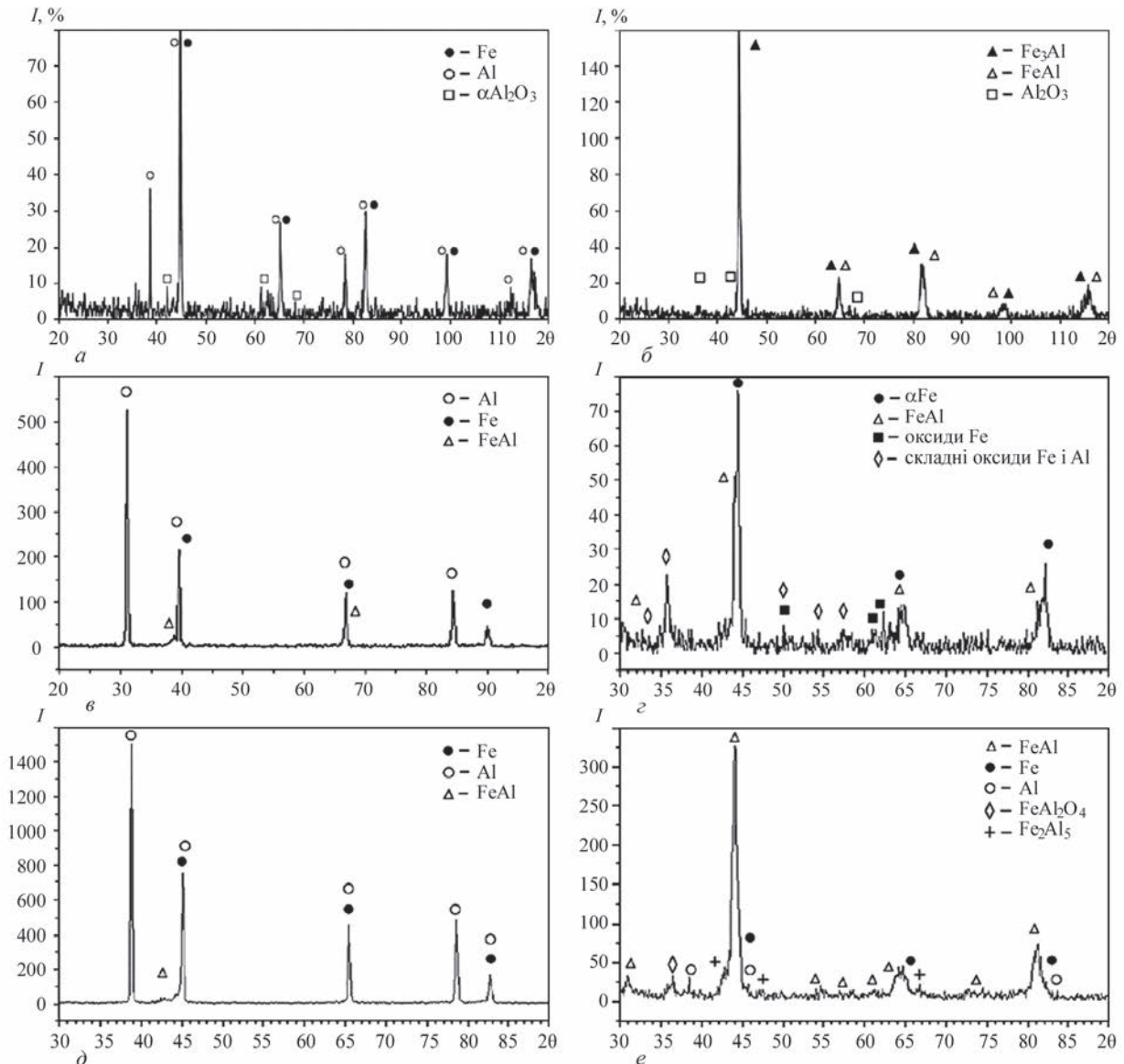


Рис. 2. Рентгенограми плазмових покриттів: з механічних сумішей 86Fe+14Al (а), 67Fe+33Al (б), 45Fe+55Al (д); з порошків інтерметалідів Fe₃Al (б), FeAl (е) та Fe₂Al₅ (е)

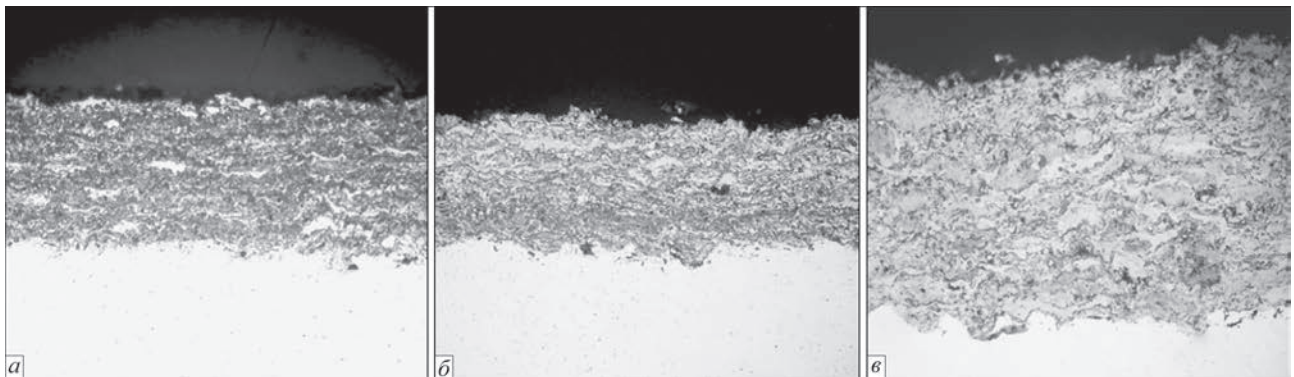


Рис. 3. Мікроструктура (×200) НППІН-покриттів, отриманих з використанням МХС-порошків: а – Fe₃Al; б – FeAl; в – Fe₂Al₅

причому фаз, що не відповідають очікуванім за розрахунком.

При нанесенні покриттів з порошків інтерметалідів їх фазовий склад, як правило, не цілком збігається зі складом вихідних порошків, що пов'язано з активним розвитком процесу окислення частинок під час їх польоту. У всіх покрит-

тях присутні оксиди. У покритті Fe₃Al присутній оксид алюмінію Al₂O₃; в покритті FeAl – оксиди заліза Fe₃O₄, Fe₂O₃ і складний оксид Al₃Fe₅O₁₂; в покритті Fe₂Al₅ – оксид FeAl₂O₄.

В результаті металографічного аналізу НППІН-покриттів (рис. 3) було встановлено, що при напыленні МХС-порошків Fe₃Al, FeAl та

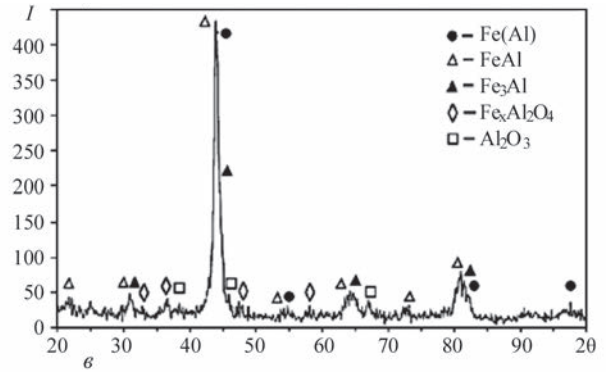
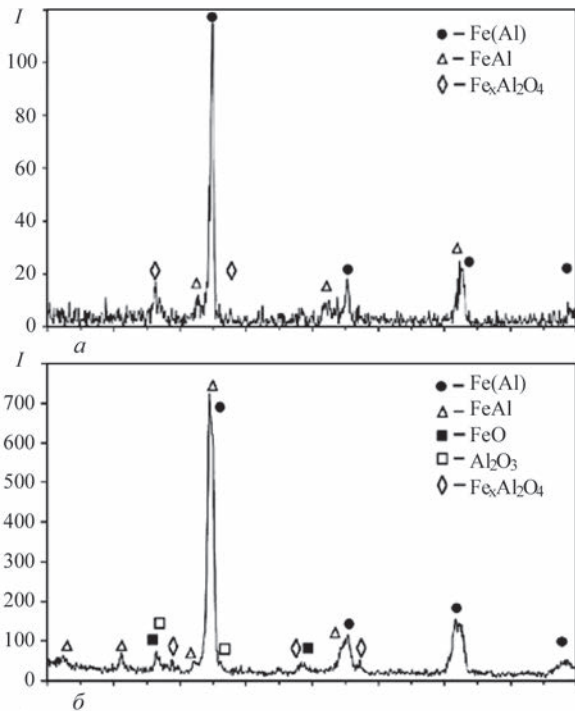


Рис. 4. Рентгенограми НППН-покриттів, отриманих з використанням МХС-порошків: а – Fe₃Al; б – FeAl; в – Fe₂Al₅

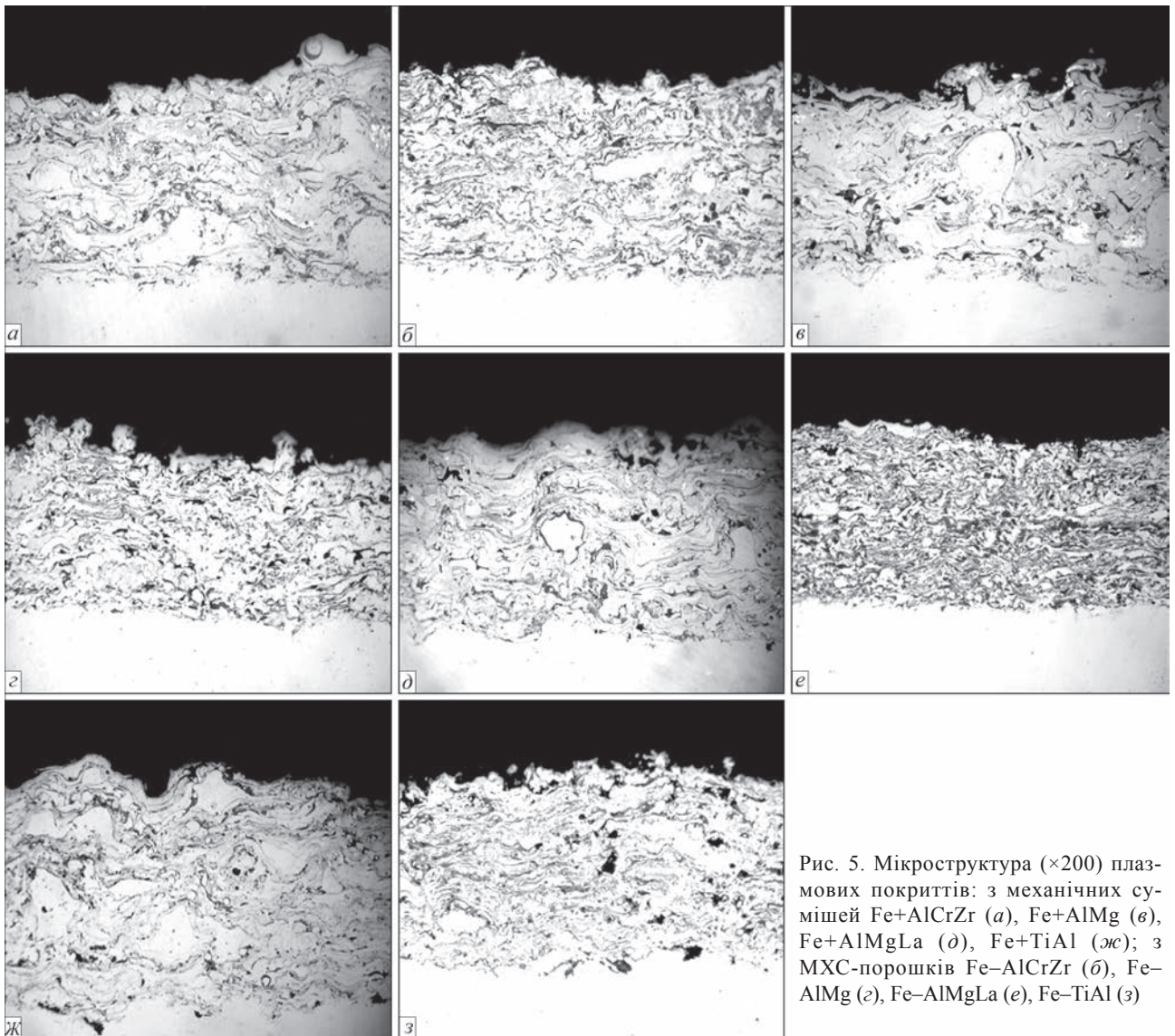


Рис. 5. Мікроструктура (×200) плазмових покриттів: з механічних сумішей Fe+AlCrZr (а), Fe+AlMg (б), Fe+AlMgLa (в), Fe+TiAl (г); з МХС-порошків Fe-AlCrZr (д), Fe-AlMg (е), Fe-AlMgLa (ж), Fe-TiAl (з)

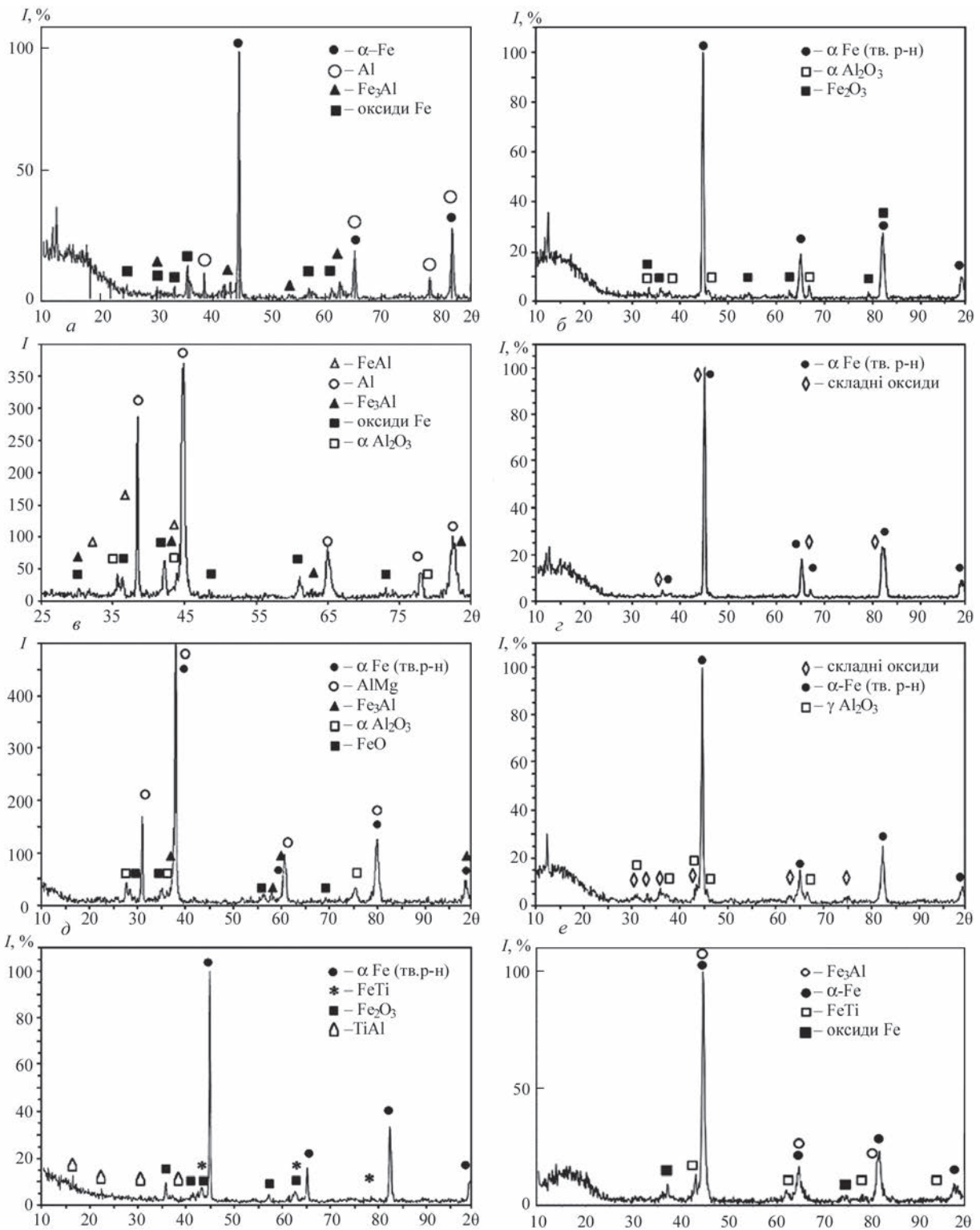


Рис. 6. Рентгенограми плазмових покриттів: з механічних сумішей Fe+AlCrZr (а), Fe+AlMg (б), Fe+AlMgLa (д), Fe+TiAl (ж); з МХС-порошків Fe-AlCrZr (в), Fe-AlMg (з), Fe-AlMgLa (е), Fe-TiAl (з)

Fe_2Al_5 формується щільна структура з наявністю оксидних ламелей (вміст оксидної складової в покриттях Fe_3Al , $FeAl$ та Fe_2Al_5 становить 50, 25 та 20 об. %, відповідно).

Рентгеноструктурним фазовим аналізом (рис. 4) встановлено, що фазовий склад НППН-покриття з порошків Fe_3Al , $FeAl$ та Fe_2Al_5 , як і у випадку плазмового наплення, не збігається зі складом

вихідних порошоків, однак ця відмінність носить інший характер, пов'язаний з різницею складу плазмового струменя, його швидкості та температури і умов формування шару покриття. У всіх випадках в покриттях формується твердий розчин алюмінію в залізі і інтерметалідна фаза $FeAl$. У покритті Fe_2Al_5 виявлена також інтерметалідна фаза Fe_3Al . У всіх покриттях присутній складний

оксид $Fe_xAl_2O_4$, а в покритті FeAl – оксид заліза FeO, оксид алюмінію Al_2O_3 , в покритті Fe_2Al_5 – оксид алюмінію Al_2O_3 .

Вимірювання мікротвердості ПН та НППН-покриттів показало, що її значення вище у покриттів з МХС-порошку Fe_2Al_5 , при порівнянні з покриттями з МХС-порошків Fe_3Al та FeAl (табл. 3), що узгоджується з літературними даними, згідно з якими твердість всіх інтерметалідних фаз зменшується з ростом вмісту заліза.

На рис. 5 представлена мікроструктура плазмових покриттів з порошоків легованих алюмінідів Fe, одержаних механічним змішуванням, та з МХС-порошків з використанням Al-сплавів AlCrZr, AlMg, AlMgLa, а також алюмініду титану.

У мікроструктурі плазмових покриттів, отриманих в разі напилення механічних сумішей порошоків Fe+AlCrZr, Fe+AlMg, Fe+AlMgLa, Fe+TiAl, спостерігаються окремі частинки заліза і частинки на основі алюмінію (рис. 5, а, в, д); в разі напилення покриття з механічної суміші Fe+TiAl частинок алюмініду титану в покритті не спостерігається (рис. 5, ж).

При використанні порошоків систем Fe–AlCrZr, Fe–AlMg та Fe–AlMgLa, отриманих методом МХС, формується щільна ламелярна структура (рис. 5, б, з, е), а в разі порошку Fe–TiAl спостерігаються елементи викришування (5...6 об. %)

(рис. 5, з), що свідчить про наявність в цьому покритті включень крихкої фази.

Результати РСФА плазмових покриттів з легованих порошоків (рис. 6, табл. 3) показали, що в разі напилення механічних сумішей заліза з алюмінієвими сплавами, як і у випадку сумішей заліза з алюмінієм, реакція утворення інтерметалідних фаз не отримує помітного розвитку. У покриттях, крім очікуваної фази інтерметаліду Fe_3Al (для Fe–AlCrZr, Fe–AlMg та Fe–AlMgLa складів) або $Fe_{1-x}TiAl_x$ (для Fe–TiAl складу), виявлені тверді розчини на основі заліза, алюмінію, оксиди алюмінію і заліза.

Покриття з порошоків, отриманих методом МХС з суміші заліза зі сплавами алюмінію AlCrZr, AlMg та AlMgLa, містили велику кількість оксидів (до 30 об. %), причому, крім оксидів алюмінію і заліза, виявлені також складні оксиди, наприклад, $MgFeAlO_4$. У зв'язку з цим, мабуть, можна пояснити виявлення в структурі покриття замість очікуваного інтерметаліду на основі Fe_3Al , що містить легуючі елементи, фаз на основі FeAl і твердих розчинів Al в Fe. Тільки в покритті системи Fe–TiAl основною фазою є Fe_3Al . Крім цієї фази покриття містить FeTi та оксиди заліза.

Аналіз мікроструктури НППН-покриттів (рис. 7) показав, що при напиленні легованих порошоків систем Fe–AlCrZr і Fe–AlMg, отриманих методом МХС, формується щільна ламелярна

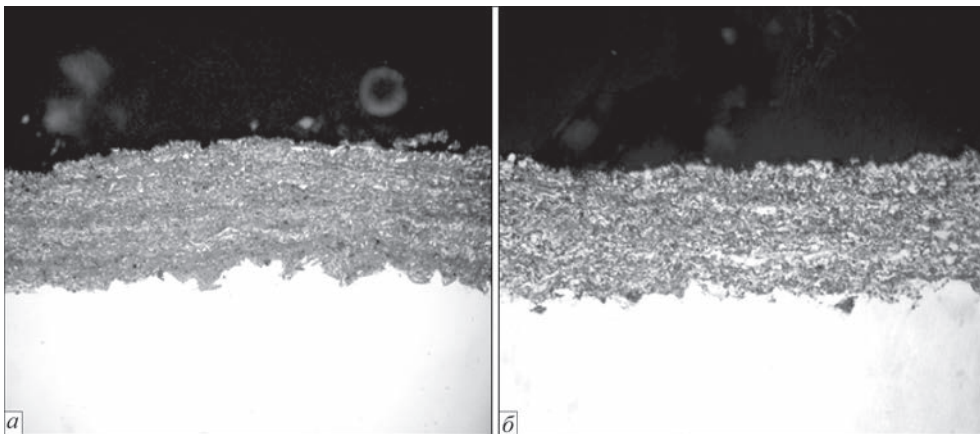


Рис. 7. Мікроструктура НППН-покриттів з легованих порошоків: а – Fe–AlCrZr; б – Fe–AlMg

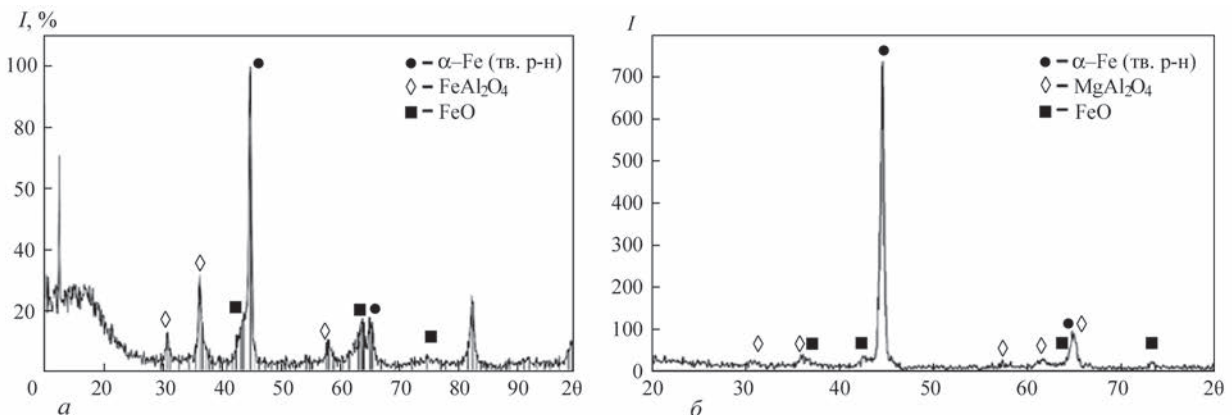


Рис. 8. Рентгенограми НППН-покриттів: а – Fe–AlCrZr; б – Fe–AlMg

Таблиця 4. Характеристика ПН і НППН покриттів з порошків легованих алюмінідів заліза, одержаних механічним змішуванням і методом МХС з використанням Fe- та Al-сплавів

Порошок		Покриття		
Склад	Метод отримання	Метод нанесення	H _μ , МПа	РСФА
86Fe+14(Al ₁₁ 5Cr1Zr) (мас. %)	Механічне змішування	ПН	На основі Fe – 3080±400 На основі Al – 620±100	α-Fe, Al, Fe ₃ Al, Fe ₃ O ₄ , FeO, Fe ₂ O ₃ (рис. 6, а)
Fe–AlCrZr	МХС	ПН	3830±630	тв. р-н Cr і Zr в Fe; γ-Al ₂ O ₃ , Fe ₂ O ₃ (рис. 6, б)
		НППН	6180±740	тв. р-н на основі α-Fe, FeAl ₂ O ₄ , FeO, сліди Al ₉ Cr ₄ , AlCr ₂ , Cr ₂ Zr, AlZr ₂ (рис. 8, а)
86Fe+14(Al5Mg) (мас. %)	Механічне змішування	ПН	На основі Fe – 2800±460 На основі Al – 630±90	FeAl, Al, Fe ₃ Al, α-Al ₂ O ₃ , Fe ₂ O ₃ (рис. 6 в)
Fe–AlMg	МХС	ПН	3280±450	тв. р-н Al в α-Fe, MgAl ₂ O ₄ , MgFeAlO ₄ (рис. 6, з)
		НППН	4460±740	тв. р-н на основі α-Fe, MgAl ₂ O ₄ , FeO, сліди Al ₂ Mg, MgO, MgO ₂ (рис. 8, б)
86Fe+14(Al5MgLa) (мас. %)	Механічне змішування	ПН	На основі Fe – 3080±400 На основі Al – 630±90	тв. р-н Mg в Al, α-Fe, Fe ₃ Al, α-Al ₂ O ₃ , FeO (рис. 6, д)
Fe–AlMgLa	МХС	ПН	5040±780	тв. р-н Al і La в α-Fe, Fe ₃ O ₄ , Fe ₂ O ₃ , γ-Al ₂ O ₃ , MgFeAl ₂ O ₄ (рис. 6, е)
61Fe+39(TiAl) (мас. %)	Механічне змішування	ПН	3670±870	α-Fe, FeTi, TiAl, Fe ₂ O ₃ (рис. 6, ж)
F–TiAl	МХС	ПН	6910±1640	Fe ₃ Al, Fe, FeTi, Fe ₂ O ₃ , Fe ₃ O ₄ , FeO (рис. 6, з)

структура, в якій вміст оксидної складової становить 60...65 та 30...35 об. %, відповідно.

Рентгеноструктурним фазовим аналізом (рис. 8, табл. 3) було встановлено, що при напиленні методом НППН порошків Fe–AlCrZr та Fe–AlMg, отриманих методом МХС, реакція утворення інтерметалідних фаз не проходить, а в покритті виявлено твердий розчин на основі заліза, оксид заліза FeO і складні оксиди FeAl₂O₄ та MgAl₂O₄ (табл. 3). Крім цього, в покритті Fe–AlCrZr виявлені сліди сполук Al₉Cr₄, AlCr₂, Cr₂Zr та AlZr₂, а в покритті Fe–AlMg сліди сполуки Al₂Mg і оксидів магнію MgO, MgO₂.

Мікротвердість плазмових покриттів з порошків легованих алюмінідів заліза (табл. 4), отриманих МХС, значно вище в порівнянні з покриттями з механічної суміші Fe- і Al-сплавів. Максимальне значення мікротвердості (6910 МПа) відзначено у покриття з порошку системи Fe–TiAl, отриманого МХС, за рахунок утворення в покритті інтерметаліду FeTi.

Аналіз мікротвердості НППН-покриттів з легованих порошків (табл. 4) показав, що у покриття Fe–AlCrZr вона в 1,6 рази вище, ніж у вихідного порошку (3840 МПа, табл. 1), який напилюється, а мікротвердість покриття Fe–AlMg практично не відрізняється від мікротвердості вихідного порошку через відсутність або обмеженого розвитку контактної взаємодії Fe та Al в процесі нанесення покриття. Це пояснюється меншим ступенем окислення покриттів Fe–AlCrZr (60...65 об. %) у порівнянні з покриттями Fe–AlMg (30...35 об. %).

Висновки

Дослідження мікроструктури, мікротвердості і фазового складу плазмових покриттів з FeAl-порошків, отриманих методом МХС, показало, що крім вихідної фази (Fe₃Al, FeAl і Fe₂Al₅) в покриттях присутні в більшій чи меншій мірі оксиди Fe і Al, що відображається на величині мікротвердості (Fe₃Al – 3630 МПа, FeAl – 4150 МПа та Fe₂Al₅ – 5200 МПа). При введенні в алюмініди заліза легуючих елементів шляхом використання Al-сплавів AlCrZr, AlMg та AlMgLa мікротвердість покриттів складає 3830, 3280, 5040 МПа, відповідно. Мікротвердість плазмового покриття Fe–TiAl (6910 МПа) підвищується в 2 рази відносно вихідного порошку за рахунок утворення в покритті інтерметалідної фази FeTi.

При плазмовому напиленні механічних сумішей заліза з алюмінієм та заліза з алюмінієвими сплавами реакція утворення інтерметалідних фаз не отримує помітного розвитку через відсутність розвитку контактної взаємодії Fe та Al в процесі нанесення покриттів. Основними фазами в покриттях є вихідні компоненти заліза, алюмінію та їх оксиди.

У покриттях, отриманих методом надзвукового повітряно-газового плазмового напилення інтерметалідні фази не виявлені, основною фазою є α-Fe(Al)-твердий розчин, що очевидно є результатом високої швидкості загартування розплаву частинок при формуванні сплетів на поверхні основи.

Список літератури/References

- Zamanzade, M., Barnoush, A., Motz, C. (2016). A Review on the properties of iron aluminide intermetallics. *Crystals*, 6, 1, 10.

2. Palm, M., Stein, F., Dehm, G. (2019). Iron aluminides. *Annual Review of Materials Research*, 49, 297–326.
3. Cebulski, J. (2015). Application of FeAl intermetallic phase matrix based alloys in the turbine components of a turbocharger. *Metalurgija-Sisak then Zagreb*, 54, 154–156.
4. Morris, D. G., Muñoz-Morris, M. A. (2010). Recent developments toward the application of iron aluminides in fossil fuel technologies. *Advanced Engineering Materials*, 13, 1-2, 43–47.
5. Cordier-Robert, C., Grosdidier, T., Ji G., Foct, J. (2006). Mössbauer and X-ray diffraction characterization of Fe-60Al40 coatings prepared by thermal spraying. *Hyperfine Interact*, 168, 1, 951–957.
6. Senderowski, C., Bojar, Z. (2008). Gas detonation spray forming of Fe–Al coatings in the presence of interlayer. *Surface & Coatings Technology*, 202, 3538–3548.
7. Xiao, Ch., Chen, W. (2006). Sulfidation resistance of CeO₂-modified HVOF sprayed FeAl coatings at 700 °C. *Ibid.*, 201, 3625–3632.
8. Xiang, J., Zhu, X., Chen, G. et al. (2009). Oxidation behavior of Fe₄₀Al-xWC composite coatings obtained by high-velocity oxygen fuel thermal spray. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 19, 1545–1550.
9. Yang, D. M., Tian, B. H., Cao, Y. (2011). Microstructures and properties of FeAl coatings prepared by LPPS, APS and HVOF. *Proceedings of the International Thermal Spray Conference*, Hamburg, Germany, 1229–1234.
10. Borisov, Yu.S., Borisova, A.L., Astahov, E.A. et al. (2017). Detonation coatings of intermetallic powders of Fe–Al system produced using mechanical alloying. *The Paton Welding J.*, 4, 23–29.
11. Chen, Y., Liang, X., Wei, Sh. et al. (2009). Heat treatment induced intermetallic phase transition of arc-sprayed coating prepared by the wires combination of aluminum-cathode and steel-anode. *Applied Surface Science*, 255, 19, 8299–8304.
12. Хансен М., Андерко К. (1962). *Структура двойных сплавов*. Т. 2. Москва, Металлургиздат.
13. Hansen, M., Anderko, K. (1962). *Structure of Double Alloys*. Part 2. Moscow, Metallurgizdat [in Russian]
14. Borisova, A.L., Timofeeva, I.I., Vasil'kovskaya, M.A. et al. (2015). Structural and phase transformations in Fe–Al intermetallic powders during mechanochemical sintering. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 54, 7-8, 490–496.
15. Borisov, Yu.S., Borisova, A.L., Burlachenko, A.N. et al. (2017). Structure and properties of alloyed powders based on Fe₃Al intermetallic for thermal spraying produced using mechanochemical synthesis method. *The Paton Welding J.*, 9, 33–39.

COATINGS BASED ON Fe–Al INTERMETALLICS PRODUCED BY THE METHODS OF PLASMA AND SUPERSONIC AIR-GAS PLASMA SPRAYING

Yu.S. Borisov, A.L. Borisova, N.V. Vigilianska, O.P. Grishchenko, M.V. Kolomytsev

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

The results of investigations of the structure and phase composition of gas-thermal coatings based on Fe–Al intermetallics are presented. Fe–Al intermetallics were chosen as a material of protective coatings due to their high heat and corrosion resistance and cost effectiveness as compared to many modern heat resistant materials. As spraying materials, powders of mechanical mixtures of Fe and Al as well as powders produced by mechanochemical synthesis of Fe–Al intermetallics by the treatment of mixtures of powders Fe and Al in a high-energy ball mill were used. The content of powder components corresponds to the intermetallics Fe₃Al, FeAl and Fe₂Al₅. For spraying, the alloyed powders were used having the composition corresponding to the intermetallic Fe₃Al. To increase the mechanical and physicochemical properties of the intermetallic, as alloying elements Ti, Mg, Cr, Zr, and La were used. The coating was produced by plasma and supersonic air-gas plasma spraying. It was found that in plasma coatings with FeAl powders, in addition to the initial phase (Fe₃Al, FeAl and Fe₂Al₅), Fe and Al oxides are also present, due to which the microhardness of the coatings increases by about 1300 MPa relative to the initial powders. The microhardness of the plasma coating of the alloying powder Fe–TiAl 2 times increases relative to the initial powder due to the formation of the intermetallic phase FeTi in the coating. During spraying of mechanical mixtures, due to a low probability of contact interaction of Fe and Al particles during flight and rapid cooling of melts particles on the surface of the base, the synthesis of intermetallics does not have a time to develop and in the coatings no intermetallic phases are revealed. In the coatings produced by supersonic air-gas plasma spraying, the main phase is α-Fe(Al)-solid solution, which is the result of a high rate of melt hardening. 14 Ref., 4 Tabl., 8 Fig.

Keywords: FeAl intermetallic, powders, mechanochemical synthesis, mechanical mixture, plasma spraying, supersonic air-gas plasma spraying, coating, structure, microhardness

Надійшла до редакції 30.06.2020



ЗАПОРІЗЬКИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ 2020

8-10

вересня



МАШИНОБУДУВАННЯ. МЕТАЛУРГІЯ



ЕЛЕКТРОТЕХНІКА



ЛИТВО



КОМПЗИТИ ТА СКЛОПЛАСТИКИ



ЗВАРЮВАННЯ



