

УДК 621.793.7

ISSN 1729-4428

Ю.С. Борисов, А.Л. Борисова, Л.І. Адєєва, А.Ю. Тунік, М.Т. Панько

Газотермічні покриття, що містять квазікристалічну фазу, властивості і застосування (огляд)

*Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України
вул. Боженка, 11, м. Київ, 03150, Україна, (044) 220-92-15, e-mail: borisov@pwi.ru.kiev.ua*

Представлено огляд літературних даних про методи одержання порошків квазікристалічних сплавів (головним чином системи Al-Cu-Fe) і газотермічних покриттів, що містять квазікристалічну фазу, їх структуру, властивості і області застосування.

Ключові слова: газотермічне напilenня, порошки, покриття, квазікристалічна фаза, структура, властивості, застосування.

Стаття поступила до редакції 09.10.2004; прийнята до друку 24.11.2004.

Зміст

Вступ

I. Способи одержання порошків

II. Методи нанесення і властивості покриттів

III. Застосування газотермічних покриттів із квазікристалічних сплавів

Подяка.

Вступ

Особливістю структури квазікристалів є нетрадиційний тип кристалічної решітки, що ґрунтується на квазіперіодичній симетрії і наявності заборонених законами класичної кристалографії осей симетрії 5-го, 8-го, 10-го і 12-го порядків і регулярних пустот.

Перша робота, присвячена квазікристалам, була опублікована в 1984 році. З того часу відкрито більше 100 сплавів, у яких виявлена присутність квазікристалічної фази. При цьому більшість з них - сплави на основі алюмінію. Цей клас матеріалів, що займають проміжне положення між аморфними і кристалічними сплавами, має унікальне поєднання комплексу властивостей, що мають практичний інтерес. До них відносяться низькі тепло- і електропровідність, високі твердість і зносостійкість, низькі значення коефіцієнта тертя і поверхневої енергії, здатність до пружного відновлення, надпластичність при високих температурах та ін.

Найбільше робіт присвячено дослідженню процесів одержання, структури і властивостей потрійного сплаву Al-Cu-Fe і сплавів на його основі, легуваних іншими елементами. Ж. М. Дюбуа

запропонував принципи додаткового легування сплаву Al-Cu-Fe у залежності від його призначення у вигляді литих сплавів або покриттів [1]. Склад сплаву при цьому представляється у вигляді $Al_aCu_bFe_cX_dI_e$ (ат. %), де X – один або більше елементів з числа V, Mo, Ti, Zr, Nb, Cr, Mn, Ru, Rh, Ni, Mg, W, Si і PЗМ; I – неминучі технологічні домішки; $a+b+c+d+e = 100\%$.

Система Al-Cu-Fe була досліджена багатьма авторами [2-8]. У цій системі встановлене існування ікосаедричної ψ -фази, що має вузьку область гомогенності в межах (ат.%) 65...70 Al, 17...25 Cu, 8...13 Fe. При температурі 800°C ця фаза знаходиться в рівновазі з кристалічними фазами: моноклінною λ і кубічною β . Послідовність фазових перетворень при охолодженні розплаву Al-Cu-Fe і умови термодинамічної стабільності квазікристалічної ψ -фази нами детально розглянуті в роботі [9]. У даному випадку необхідно лише відзначити, що трансформація ψ -фази у кристалічну фазу відбувається як у результаті зміни складу сплаву і виходу його за межі області існування ψ -фази (наприклад, у зв'язку з втратами алюмінію при плавленні сплаву), так і у зв'язку зі складністю фазових переходів – серією перитектичних реакцій -

при охолодженні розплаву.

Істотним недоліком ψ -фази є її крихкість, що обмежує застосування квазікристалічних сплавів у вигляді масивних виробів, однак дозволяє використовувати їх як покриття і тонкі плівки. Серед методів нанесення покриттів найбільш широко застосовують методи газотермічного напилення (ГТН) [10-15]. Відомі роботи з одержання квазікристалічних покриттів зі сплаву Al-Cu-Fe і іншими методами, наприклад, електронно-променевим осадженням у вакуумі [16].

Якість газотермічних покриттів і вміст у них ψ -фази насамперед визначаються складом, структурою, розміром і формою часток та інших характеристик вихідного порошку, що у свою чергу залежать від способу його одержання.

I. Способи одержання порошків

В даний час для одержання квазікристалічних порошків у промисловому масштабі застосовують в основному два способи: розпилення розплаву аргоном і плавлення злитка з наступним його механічним подрібненням [13, 15, 17, 18]. У літературі є відомості про одержання порошків, що містять квазікристалічну фазу, методом механічного легування у високоенергетичному планетарному кульовому млині [19, 20], методом лазерної абляції в середовищі аргону [21], витягуванням розплаву в кварцову трубочку [17], однак усі ці роботи не вийшли за рамки лабораторних досліджень.

Таблиця 1

Характеристика квазікристалічних порошків $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$

№	Розмір часток, мкм	Текучість, с/50 г	Насипна щільність, г/см ³	Результати РСФА	Кількість ψ -фази, мас. %
Розпилення розплаву аргоном					
1	> 160	-	-	β, ψ, λ	20
2	120...160	59	1,78	β, ψ, λ	25
3	100...120	50	1,88	β, ψ , сліди λ	32
4	80...100	47	1,97	β, ψ , сліди λ	38
5	63...80	44	2,06	β, ψ , сліди λ	42
6	40...63	35	2,15	β, ψ	45
7	25...40	38	2,20	ψ, β	50
8	< 25	56	2,32	ψ, β	58
Розпилення розплаву водою високого тиску					
1	80...100	63	1,38	β, ψ , сліди λ	47
2	63...80	Не тече	1,33	β, ψ	48
3	40...63	Не тече	1,36	β, ψ	53
4	25...40	Не тече	1,30	ψ, β	55
5	< 25	Не тече	-	ψ, β	59
Розпилення розплаву стисненим повітрям					
1	100...160	-	-	ψ, β	-
2	80...100	65	1,50	ψ, β	50
3	50...80	58	1,65	ψ, β	52
4	< 50	80	1,88	ψ, β	54
Довільний розпад струменя і механічне подрібнення гранул					
1	100...160	Не тече	-	β, ψ, λ	22
2	80...100	Не тече	-	$\beta, \psi, \lambda, \Theta$	30
3	50...80	Не тече	-	$\beta, \psi, \lambda, \Theta$	22
4	< 50	Не тече	1,50	$\beta, \psi, \lambda, \Theta$	29

Таблиця 2

Вміст кисню (мас. %) у квазікристалічних порошках $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$

Метод одержання	Фракція порошку, мкм			
	-100+80	-80+63	-63+40	-40+25
Розпилення розплаву аргонном	-	-	0,048	0,140
Розпилення розплаву водою	1,35*	1,75*	0,177*	0,279*
Розпилення розплаву стисненим повітрям	0,38	-	1,5	-
Подрібнення гранул	0,73	-	0,77	-

* Порошки отримані в ПІМ НАН України Нейковим О.Д. з введенням у воду інгібіторів, що захищають розплав від окислення

До промислових методів одержання порошків, очевидно, можна віднести метод розпилення розплаву водою високого тиску, що успішно розробляється у даний час в удосконаленому варіанті в ПІМ НАН України. Були також випробувані такі способи одержання порошків, як розпилення розплаву стисненим повітрям і шляхом довільного розпаду струменя, що витікає через круглий отвір і дробиться відповідно до закону Релея під впливом малих збурювань на окремі фрагменти [22].

Від методу одержання квазікристалічних порошків залежать фазовий склад і структура часток, їх технологічні властивості.

Характеристика порошків сплаву $Al-Cu-Fe$, отриманих різними методами і досліджених у ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, представлена в табл. 1, а на рис. 1 наведені зовнішній вигляд і структура часток основних фракцій, що використовуються для ГТН покриттів.

Аналіз представлених даних свідчить про те, що в порядку зменшення вмісту ψ -фази в порошках однакової дисперсності методи їх одержання можна розташувати в ряд: розпилення водою високого тиску \rightarrow розпилення стисненим повітрям \rightarrow розпилення аргонном \rightarrow гранулювання розплаву довільним розпадом струменя з наступним подрібненням гранул. В усіх випадках вміст ψ -фази в порошку зростає зі зменшенням розміру часток.

Таким чином, кількість ψ -фази знаходиться в прямій залежності від швидкості охолодження, що обумовлюється типом енергоносія при розпиленні і розміром часток. Технологічні характеристики порошків (текучість і насипна щільність) залежать від розміру і форми часток. Найбільш досконалою формою, близькою до сферичної, у порошків, отриманих розпиленням аргонном, вони мають більш високі показники текучості і більш високі значення насипної щільності.

Вміст кисню в порошках однакових фракцій мінімальний при використанні аргону під час одержання порошку і для всіх методів підвищується зі зменшенням розміру часток (табл. 2).

Найбільш повно вимогам, що ставляться до матеріалів для газотермічного напилення, відповідають порошки, отримані методом розпилення розплаву аргонном. Вони мають найбільш високі показники технологічних властивостей,

найбільш однорідну безпористу структуру часток, мінімальний вміст у них кисню, однак поступаються порошкам отриманим іншими методами розпилення за вмістом ψ -фази.

II. Методи нанесення і властивості покриттів

Для одержання покриттів із порошків на основі алюмінію, що містять квазікристалічну фазу, застосовують наступні методи газотермічного напилення:

- плазмове напилення в атмосфері повітря (АПН), у вакуумі (ВПН) і в камері високого тиску в середовищі аргону (ТПН) з використанням аргону або його сумішей з воднем або гелієм у якості плазмоутворюючого газу;
- повітряно-газове плазмове напилення з використанням у якості плазмо-утворюючого газу суміші повітря з природним газом (ППН);
- надзвукове плазмове напилення з використанням суміші аргону з воднем або гелієм у якості плазмоутворюючого газу (НПН);
- надзвукове повітряно-газове плазмове напилення з використанням у якості плазмоутворюючого газу суміші повітря і природного газу (НППН);
- газополуменеве напилення (ГПН);
- надзвукове газополуменеве напилення (НГПН);
- детонаційне напилення (ДН).

Зазначені методи ГТН розрізняються за абсолютним значенням і співвідношенням теплової і кінетичної енергії, яка передається матеріалу що напилюється, та за складом високотемпературного газового потоку. Певні обмеження кожен конкретний метод накладає на максимальний розмір часток, здатних формувати покриття з високими показниками міцності зчеплення і когезійної міцності.

Основна задача, котру приходиться вирішувати при відпрацюванні технології ГТН покриттів із квазікристалічних сплавів з максимальним вмістом ψ -фази - зведення до мінімуму втрат алюмінію, причина яких, на думку закордонних дослідників, у низькій теплопровідності, що приводить до перегріву поверхневого шару часток і переважаючого випаровування з нього алюмінію. Втрати алюмінію

до 6...7 ат. % зсувають склад ψ -фази в двофазну $\psi+\beta$ область фазової діаграми Al-Cu-Fe (рис. 2), у результаті чого вміст ψ -фази в покритті знижується. Однак причиною втрати алюмінію, на нашу думку, не є селективне його випаровування при нагріванні, так як відповідно до проведених нами термодинамічних розрахунків сплав Al-Cu-Fe випаровується конгруентно. Вміст алюмінію в сплаві зменшується, імовірно за все, у результаті окислення з утворенням леткого оксиду AlO.

У загальному випадку структура і фазовий склад покриттів, отриманих з порошків квазікристалічних сплавів, визначаються цілим рядом факторів, до основних з яких відносяться:

вихідний склад порошку, розмір часток і умови формування покриття, що залежать від методу і технологічних режимів нанесення, а також від температури і теплопровідності основи, на якій воно формується.

При газотермічному нанесенні покриттів найчастіше формуються покриття, що складаються з ψ (ікосаедричної) і β (кубічної) фаз. Іноді вони містять у невеликих кількостях домішки λ і Θ -фаз.

Вміст у покритті ψ -фази, котрий визначає рівень його властивостей, тим вищий, чим більше алюмінію у вихідному порошку і менші його втрати в результаті окислення і випаровування при напilenні.

За участю авторів даної роботи був досліджений вплив методів і умов ГТН на структуру і фазовий склад покриттів зі сплаву $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ [23].

Покриття наносили методами ПГПН, НГПН, ГПН і ДН. Для напilenня використовували порошки з розміром часток 80...100 мкм (для ПГПН), 20...50 мкм (для ДН і НГПН) і від 20...50 до 125...160 мкм (для ГПН), отримані різними методами й отже з різним вмістом ψ -фази (від 50 до 75 мас. %). Покриття наносили як на охолоджені нижче за кімнатну температуру, так і на підігріті до 400 °С підкладки.

У результаті досліджень, зокрема, було встановлено наступне.

1. Газотермічні покриття зі сплаву Al-Cu-Fe у значній мірі успадковують фазовий склад вихідного порошку, у зв'язку з чим для одержання покриттів з високим вмістом ψ -фази необхідно використовувати порошки з максимальним її вмістом.

2. Метод ПГПН, що дозволяє формувати покриття з порошку досить великої фракції (80...100 мкм), забезпечує мінімальні втрати ψ -фази в порівнянні з її вмістом у вихідному порошку, однак у покриттях з'являються сліди оксидів. При НГПН використовуються порошки більш дрібної фракції (20...50 мкм), тому втрати Al і зниження вмісту ψ -фази в покриттях більш значні. Так при практично однаковому вмісті ψ -фази у вихідних порошках у покриттях, нанесених ПГПН, вони зменшилися на 7, а при НГПН - на 57 %. Однак це пов'язано не стільки з відмінністю умов напilenня, скільки з необхідністю використання при НГПН порошків більш дрібної фракції. З іншої сторони окислення

покриттів при цьому методі практично не відбувається.

3. При ДН утворюється щільна дрібнозерниста структура з великим вмістом оксидів на границях ламелей і низьким вмістом ψ -фази (~15 мас. % у порівнянні з 70 мас. % у вихідному порошку).

4. При ГПН втрати ψ -фази в покриттях в порівнянні з порошком у залежності від розміру часток склали від 20 до 40 %. Покриття відрізнялися високим ступенем пористості.

5. Інтенсивне охолодження основи приводить до зниження, а підігрів, навпаки, до підвищення вмісту ψ -фази як у порівнянні з вихідним порошком, так і в порівнянні з покриттям, отриманим без додаткового термічного впливу на основу.

У роботі [24] при напilenні покриттів з порошку $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ з розміром часток 20...45 мкм методами АПН і НГПН був виявлений більш низький вміст кисню в плазмовому покритті (менше 1 мас. %) у порівнянні з газополуменим (до 3 мас. %), а також більш високі втрати алюмінію і дуже низький вміст ψ -фази в другому випадку.

Автори вважають, що причиною цього є більш високі швидкості охолодження і більш високий ступінь деформації часток у випадку методу НГПН. Однак, очевидно, тут немало роль відіграє склад плазмоутворюючого газу (аргон при АПН і пропан-кисень при НГПН).

У роботі [10] для одержання покриттів із порошку складу $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ з розміром часток ≤ 45 і 25...45 мкм використовували три методи газотермічного напilenня: АПН, ВПН і НГПН. Встановлено, що при плазмовому напilenні в атмосфері повітря втрати алюмінію збільшуються зі зменшенням розміру часток порошку, при цьому вміст кисню в покритті також зростає до 1,2 і 0,8 мас. % для розмірів часток ≤ 45 і 25...45 мкм, відповідно, у порівнянні з 0,11 мас. % кисню у вихідному порошку. При вакуумному плазмовому напilenні втрати алюмінію й окислення менші і відповідно вищий вміст ψ -фази в покритті. Очевидно, у даному випадку впливає не тільки середовище, але і температура основи (у вакуумі ~450 °С), що стабілізує ψ -фазу. На відміну від попередньої роботи [24] втрати алюмінію виявилися мінімальними при використанні методу НГПН, однак за твердістю покриття значно поступалися плазмовим. Найбільш щільні, найбільш тверді ($HV_{0,03} = 876 \pm 144$) покриття з найбільш високим вмістом ψ -фази були отримані при ВПН із порошку з розміром часток 25...45 мкм.

Робота [13] присвячена дослідженню впливу розміру часток, температури основи на фазовий склад і структури плазмових покриттів зі сплаву $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$. Порошки, отримані методом розпilenня розплаву аргоном, мали розміри часток ≤ 25 , 25...40, 53...63, 45...75 і 75...100 мкм і являли собою суміш ψ і β -фаз. Застосовували два методи плазмового напilenня: АПН і НГПН, що характеризувалися споживаною потужністю, відповідно 18 і 27 кВт.

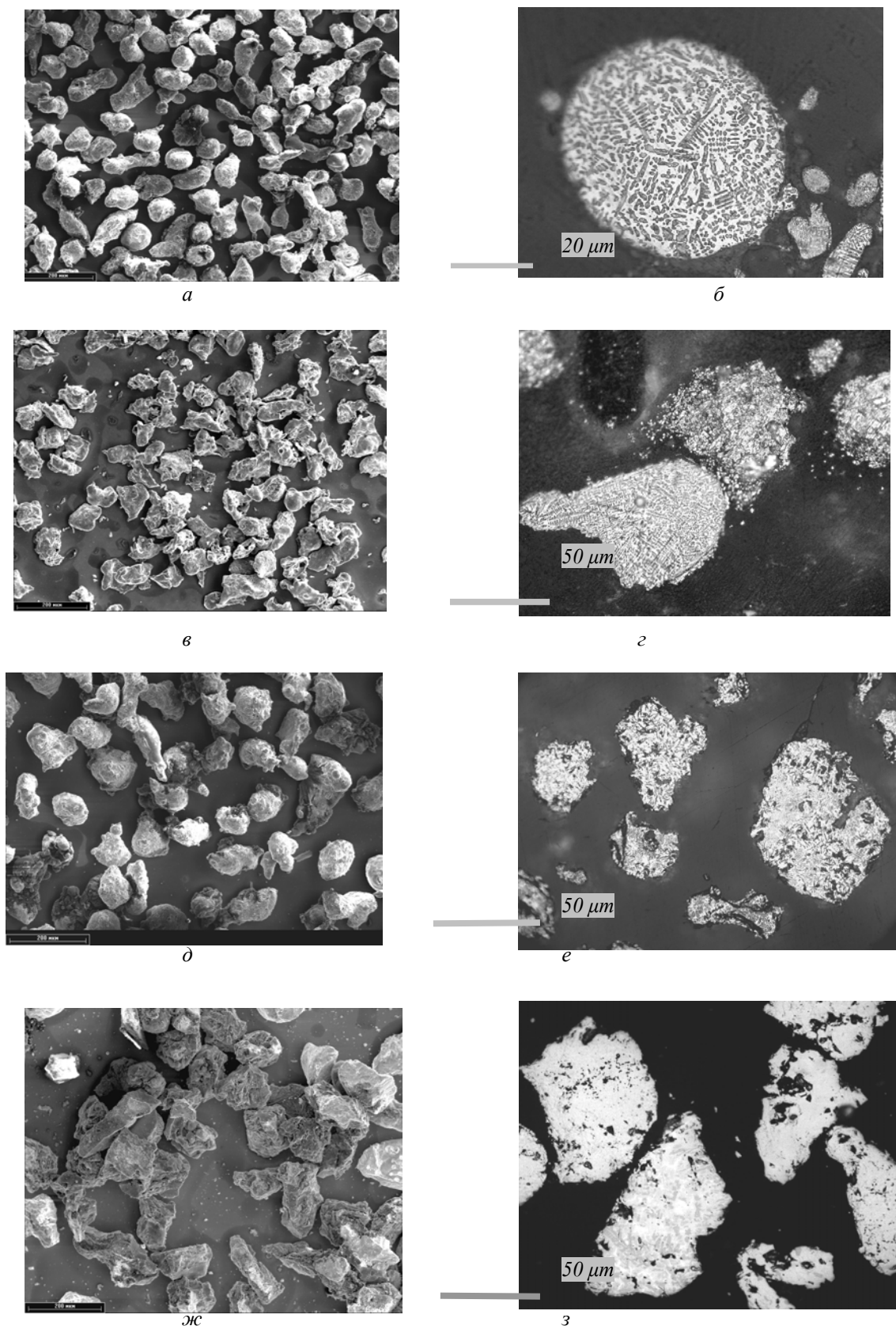


Рис. 1. Зовнішній вигляд (а, в, д, ж) і мікроструктура часток (б, г, е, з) порошків $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, отриманих розпиленням розплаву аргонном (а, б), водою високого тиску (в, г), стисненим повітрям (д, е) і механічним подрібненням гранул (ж, з); б, м, е – травлено.

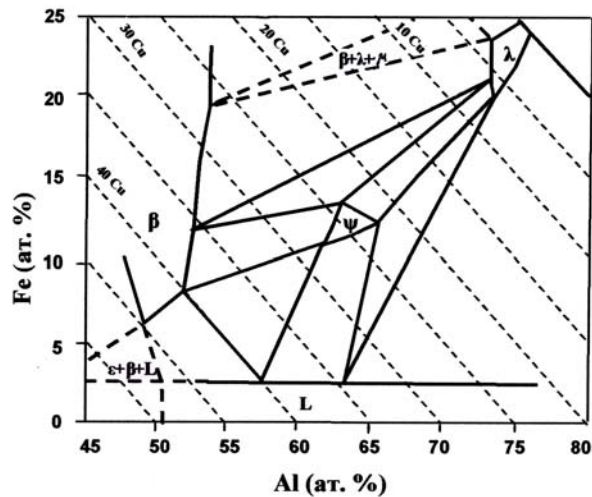


Рис. 2. Ізотермічний розріз діаграми стану системи Al-Cu-Fe при 800 °С.

Вихідні порошки різних фракцій мали практично однаковий хімічний склад по основних елементах, у той час як вміст кисню і кількість ψ -фази в них зменшувалися зі збільшенням розміру часток (кисню від 0,205 до 0,065, ψ -фази від 69 до 55 мас. %). Після відпалу у вакуумі при температурі 700 °С протягом 14 годин у порошках усіх фракцій була отримана практично однофазна структура (~100 % ψ -фази).

В результаті дослідження покриттів було встановлено, що кількість ψ -фази зменшується, а вміст кисню в покриттях збільшується зі зменшенням дисперсності порошку. Цей ефект проявляється в меншій мірі при використанні надзвукового в порівнянні з дозвуковим методом наплення. Очевидно, це пов'язано з менш тривалим впливом температури і навколишнього повітряного середовища при надзвуковому методі наплення. Використання попередньо відпалених порошків приводить до великих втрат алюмінію при напленні і підвищенню вмісту кисню в покритті. Наплення на підігріту ($T \approx 650$ °С) основу приводить до збільшення вмісту ψ -фази, але і вміст оксидів у покритті при цьому зростає.

Характерно, що при напленні на підігріту основу наявність градієнта температури по перерізу покриття створює умови виникнення неоднорідності фазового складу по товщині покриття.

Вплив наступного відпалу на фазовий склад наплених покриттів неоднозначний. Так при відпалі у вакуумі при температурі 700 °С протягом 2 годин покриттів, наплених методом НПН на холодну основу з використанням попередньо невідпаленого порошку фракції 75...106 мкм, було отримано практично однофазне покриття. У тих випадках, коли втрати алюмінію при формуванні покриття були великі (дрібний порошок, дозвуковий метод наплення), збільшення вмісту ψ -фази не

спостерігалось.

Твердість покриттів зростає зі збільшенням вмісту ψ -фази, з підвищенням їх щільності, якому сприяє підігрів основи при напленні, і зі зменшенням розміру часток. Деякий вклад вносять при цьому оксиди. Найбільш високі показники твердості $HV_{0,03}$ (1136 ± 337) були отримані авторами [13] при використанні порошку з розміром часток ≤ 25 мкм і напленні покриття методом НПН на підігріту основу.

У роботі [14] представлені результати дослідження впливу розміру часток і складу вихідного порошку, зовнішнього середовища і дистанції наплення на фазовий склад і структуру покриттів системи Al-Cu-Fe. Порошки, отримані методом розпилення розплаву аргоном, були класифіковані на фракції: 10...25, 25...45 і 45...75. Плазмові покриття наплювали на повітрі та у вакуумній камері в середовищі аргону при тиску 730 і 350 мм рт. ст. Дистанція наплення складала 7,5 см при напленні на повітрі і 15 см - у камері.

Вплив розміру часток, як це відзначалося і раніше, зводився до збільшення кількості кисню і зменшення вмісту ψ -фази в покритті при зменшенні розміру часток.

Вплив середовища виявлявся при використанні для наплення дрібних порошків: на повітрі втрати Al і окислення більш істотні, ніж у камері.

Більш високий вміст ψ -фази в покритті був отриманий з порошку $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$ у порівнянні з порошком $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, тобто з порошку з вищим вмістом Al, при збереженні інших параметрів постійними (дисперсність часток, умови наплення). Втрати алюмінію в цьому випадку поповнювалися за рахунок його надлишкового вмісту у вихідному порошку. При цьому варто врахувати, як справедливо відзначають автори [14], різницю в теплопровідності сплавів Al-Cu-Fe різного складу, що також впливає на нагрівання поверхні часток порошку і втрати

алюмінію.

Підвищення вмісту ψ -фази в покритті спостерігалось також при напиленні на малій дистанції, що пояснюється більш високою температурою основи в цьому випадку.

Незважаючи на те, що втрати алюмінію при напиленні можуть бути досить великими, але при цьому склад сплаву Al-Cu-Fe не вийде за межі існування ψ -фази, то в результаті $\beta \rightarrow \psi$ фазового переходу при підігріві основи або при відпалі покриття (температура не повинна перевищувати $T_{пл} \psi$ -фази, яка дорівнює 890 °С) вміст ψ -фази в покритті може істотно збільшитися.

Що стосується мікроструктури покриттів, то вона залежить від розміру часток вихідного порошку, складу газового струменя і зовнішнього середовища, а також від дистанції напилення.

Застосування дрібної фракції порошку при напиленні на повітрі приводить до формування щільної структури покриттів і утворення великої кількості оксидів на границях зерен.

Такі покриття складаються переважно з β -фази. Зі збільшенням розміру часток росте пористість покриттів. При напиленні у камері з захисним середовищем високого тиску виходять більш щільні покриття в порівнянні з камерою низького тиску і повітряним середовищем. Підігрів основи при напиленні за рахунок довгого плазмового струменя або малої дистанції викликає появу в покритті тріщин. Їх кількість тим більша, чим вищий вміст у покритті ψ -фази, що пов'язано з її крихкістю.

Таким чином, при одержанні покриттів, що містять квазікристалічну фазу, необхідно знаходити компроміс, жертвуючи якимись із властивостей покриття в залежності від його функціонального призначення.

У роботі [14] рекомендації з одержання якісного покриття зводяться до наступного:

використовувати порошок з розміром часток 25...45 мкм, камеру з захисним середовищем (Ar) високого тиску (730 мм рт. ст.), що дозволить одержати щільне покриття з високим вмістом ψ -фази (до 60 мас. %).

Відомості про твердість ГТН покриттів зі сплаву Al-Cu-Fe містяться в ряді робіт (табл.3).

Аналізуючи ці дані, можна зробити висновок про те, що твердість покриттів, отриманих методом ГТН, зростає зі збільшенням у них вмісту ψ -фази, що досягається за рахунок використання порошоків з меншим розміром часток, підігріву основи при напиленні або наступній термообробці покриттів. Твердість покриттів підвищується зі збільшенням їх щільності особливо в результаті застосування надзвукових методів напилення (ДН, НПН і НГПН) навіть у тих випадках, якщо в них переважає β -фаза. При цьому істотний внесок у підвищення твердості вносять оксиди. У цілому твердість покриттів міняється в широких межах і максимальні значення можуть перевищувати 1000 HV. Висока твердість покриттів зі сплаву Al-Cu-Fe одна з причин їх високої зносостійкості в умовах абразивного зношування.

В роботі [12] представлені результати дослідження триботехнічних властивостей плазмових покриттів зі сплаву $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ в умовах абразивного зношування об закріпленій абразив (шліфувальний папір SiC зернистістю 400, $P=10$ кПа, $V=240$ хв⁻¹). Найбільш високу зносостійкість показали покриття, що підлягали термообробці (рис. 3), у той час як вплив розміру вихідних часток на зносостійкість незначний.

Підвищення зносостійкості покриттів після відпалу пов'язане з практично повним перетворенням двофазної ($\psi+\beta$) в однофазну (ψ) структуру, підвищенням твердості, зниженням пористості і заліковуванням тріщин.

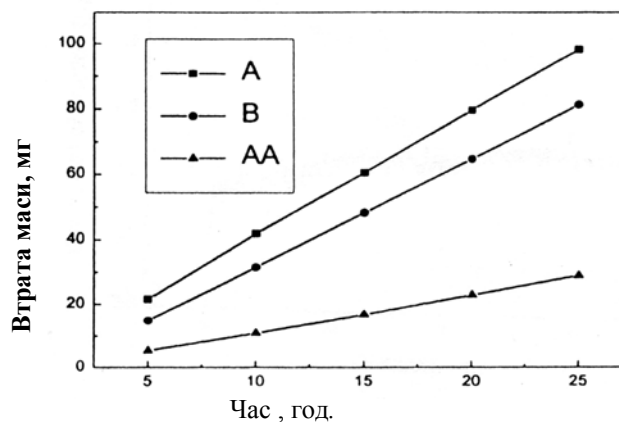


Рис. 3. Абразивна зносостійкість плазмових покриттів:

A – напилено з порошку (25...45мкм);

B – те ж з порошку (45...75мкм),

AA – з порошку (25...45мкм), з наступним відпалом при 700 °С, 2 год, в аргоні.

Таблиця 3

Характеристика ГТН покриттів

Характеристика порошку	Метод напilenня	Вміст ψ -фази, мас. %	Мікротвердість	Джерело літератури
1	2	3	4	5
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_{ч} = 80...100$ мкм, 75 % ψ -фази	ПГПН, $T_{очн} = 20$ °С	70	$HV_{0,05} = 605 \pm 100$	23
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_{ч} = 80...100$ мкм, 55 % ψ -фази	ПГПН, $T_{очн} = 20$ °С	50	$HV_{0,05} = 490 \pm 20$	23
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_{ч} = 80...100$ мкм, 45 % ψ -фази	ПГПН, $T_{очн} = 20$ °С	20	$HV_{0,05} = 625 \pm 115$	23
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_{ч} = 80...100$ мкм, 30 % ψ -фази	ПГПН, $T_{очн} = 20$ °С	20	$HV_{0,05} = 710 \pm 200$	23
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_{ч} = 50...80$ мкм, 70 % ψ -фази	ПГПН, $T_{очн} = 10$ °С	45	$HV_{0,05} = 380 \pm 130$	23
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_{ч} = 20...50$ мкм, 55 % ψ -фази	ПГПН, $T_{очн} = 10$ °С	20	$HV_{0,05} = 350 \pm 110$	23
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_{ч} = 50...100$ мкм, 50 % ψ -фази	ПГПН, $T_{очн} = 10$ °С	25	$HV_{0,05} = 320 \pm 80$	23
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_{ч} = 20...50$ мкм, 70 % ψ -фази	ДН, $T_{очн} = 20$ °С	15	$HV_{0,05} = 420 \pm 190$	23
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_{ч} = 80...100$ мкм, 75 % ψ -фази	ГПН, $T_{очн} = 20$ °С	55	$HV_{0,05} = 495 \pm 75$	23
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_{ч} = 50...80$ мкм, 70 % ψ -фази	ГПН, $T_{очн} = 20$ °С	60	$HV_{0,05} = 500 \pm 100$	23
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_{ч} = 50...100$ мкм, 50 % ψ -фази	ГПН, $T_{очн} = 20$ °С	40	$HV_{0,05} = 405 \pm 195$	23
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_{ч} = 50...100$ мкм, 50 % ψ -фази	ГПН, $T_{очн} = 400$ °С	55	$HV_{0,05} = 470 \pm 170$	23
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_{ч} = 20...50$ мкм, 70 % ψ -фази	НПГПН, $T_{очн} = 20$ °С	30	$HV_{0,05} = 330 \pm 80$	23
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_{ч} = 20...50$ мкм, 70 % ψ -фази	НПГПН, $T_{очн} = 10$ °С	30	$HV_{0,05} = 310 \pm 70$	23
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_{ч} = 20...50$ мкм, 55 % ψ -фази	НПГПН, $T_{очн} = 10$ °С	10	$HV_{0,05} = 445 \pm 125$	23
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_{ч} = 50...100$ мкм, 50 % ψ -фази	НПГПН, $T_{очн} = 10$ °С	10	$HV_{0,05} = 400 \pm 100$	23
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_{ч} \leq 45$ мкм, 1,2 мас. % O	АПН	-	$HV_{0,03} = 876 \pm 74$	10
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_{ч} = 25...45$ мкм, 0,8 мас. % O	АПН	-	$HV_{0,03} = 773 \pm 154$	10
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_{ч} \leq 25$ мкм, 0,3 мас. % O	ВПН	-	$HV_{0,03} = 803 \pm 161$	10
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_{ч} = 25...45$ мкм, 0,3 мас. % O	ВПН	-	$HV_{0,03} = 876 \pm 144$	10
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_{ч} \leq 45$ мкм, 0,8 мас. % O	НГПН	-	$HV_{0,03} = 610 \pm 80$	10
$Al_{67}Cu_{21}Fe_{12}$, $d_{ч} = 25...45$ мкм	АПН	$\psi + \beta$	$HV_{0,5} = 469 \pm 42$ $HV_{0,025} = 603 \pm 81$	25
$Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$, $d_{ч} = 25...65$ мкм	АПН+ відпал 700 °С, 4 год, вакуум	$\psi \sim 100$	$HV_{0,5} = 479 \pm 28$ $HV_{0,025} = 734 \pm 89$	25
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_{ч} = 25...65$ мкм	НГПН	$\beta \sim 100$	$HV_{0,5} = 396 \pm 30$ $HV_{0,025} = 505 \pm 45$	25

Продовження табл. 3

1	2	3	4	5
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_q = 25...45$ мкм	АПН	$\psi + \beta$	$HV_{0,025} = 620 \pm 125$	12
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_q = 45...75$ мкм	АПН	$\psi + \beta$	$HV_{0,025} = 730 \pm 198$	12
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_q = 25...45$ мкм	АПН+відпал 700 °С, 2 год, Ag	$\psi \sim 100$	$HV_{0,025} = 827 \pm 175$	12
$Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$, $d_q = 20...75$ мкм	НПГПН	-	$HV_{0,03} = 540 \pm 50$	11
$Al_{64}Cu_{18}Fe_8Cr_8$, $d_q = 20...75$ мкм	ГПН	-	$HV_{0,03} = 550 \pm 50$	11
$Al_{67}Cu_9Fe_{10,5}Cr_8Si_3$, $d_q = 20...75$ мкм	АПН	-	$HV_{0,03} = 580 \pm 150$	11
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_q \leq 25$ мкм	НПН, Т $Cu_{очн} \sim 650$ °С	24	$HV_{0,03} = 1136 \pm 337$	13
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_q \leq 25$ мкм	НПН, основа – сталь, охолоджена	10	$HV_{0,03} = 704 \pm 106$	13
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_q \leq 25$ мкм	НПН, Т $Cu_{очн} \sim 650$ °С	7	$HV_{0,03} = 724 \pm 186$	13
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_q \leq 25$ мкм	АПН, основа – сталь, охолоджена	2	$HV_{0,03} = 675 \pm 93$	13
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_q = 53...63$ мкм	НПН, Т $Cu_{очн} \sim 650$ °С	70	$HV_{0,03} = 1039 \pm 257$	13
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_q = 53...63$ мкм	НПН, основа – сталь, охолоджена	37	$HV_{0,03} = 981 \pm 134$	13
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_q = 53...63$ мкм	АПН, Т $Cu_{очн} \sim 650$ °С	54	$HV_{0,03} = 909 \pm 87$	13
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_q = 53...63$ мкм	АПН, основа – сталь, охолоджена	28	$HV_{0,03} = 745 \pm 94$	13
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_q = 75...106$ мкм	НПН, Т $Cu_{очн} \sim 650$ °С	69	$HV_{0,03} = 859 \pm 112$	13
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_q = 75...106$ мкм	НПН, основа – сталь, охолоджена	50	$HV_{0,03} = 846 \pm 178$	13
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_q = 75...106$ мкм	АПН, Т $Cu_{очн} \sim 650$ °С	79	$HV_{0,03} = 890 \pm 87$	13
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, $d_q = 75...106$ мкм	АПН, основа – сталь, охолоджена	61	$HV_{0,03} = 879 \pm 157$	13

Як показали результати досліджень, не тільки вміст ψ -фази визначає зносостійкість квазікристалічних покриттів в умовах сухого тертя. Були випробувані отримані плазмовим напиленням покриття у вихідному стані і після відпалу у вакуумі при температурі 700 °С протягом 4 годин, а також покриття, отримані методом надзвукowego газополуменевого напилення. Плазмові покриття були двофазними ($\psi + \beta$), після відпалу вони склалися практично з однієї ψ -фази, а газополуменеві - з β -фази. Випробування на тертя проводили за методом пін-он-диск при навантаженні 50 Н і швидкості ковзання - 0,01 м/с. Контртілом служила сталевая кулька (0,95...1,20 С; 16,0 Сг; 1,0 Мн; 1,0 Сі; 0,75 Мо) діаметром 6,4 мм із твердістю $HV_{1,00} = 715$.

Максимальну твердість мали відпалені плазмові покриття, мінімальну - покриття, отримані газополуменевим напиленням, тобто спостерігалася кореляція твердості покриттів зі вмістом у них ψ -фази.

Коефіцієнт тертя покриттів відрізнявся незначно і знаходився в межах 0,09...0,11. Однак найбільш висока зносостійкість відзначена в газополуменевих покриттях, що складаються з β -

фази. При металографічному дослідженні було встановлено, що двофазні покриття містять пори і тріщини, при цьому в процесі відпалу їх кількість навіть зросла, що, на думку авторів, пов'язано з об'ємними змінами в результаті $\psi \rightarrow \beta$ перетворення. Однофазні покриття, що містять β -фазу, найбільш щільні і більш пластичні, ніж покриття з $\psi + \beta$ фаз, чим і обумовлена їх більш висока зносостійкість.

Автори роботи [10] відзначають, що зношування покриттів навіть більш чутливе до їх щільності і топографії поверхні, ніж до твердості і хімічного складу. Отримані ними покриття з порошку $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ різними методами напилення (АПН, ВПН і НПГПН) мали різні вміст ψ -фази, твердість і щільність. По збільшенню коефіцієнта тертя методи розташувалися в ряд: АПН \rightarrow ВПН \rightarrow НПГПН. Максимальні твердість і вміст ψ -фази були у ВПН покриттях, а максимальна щільність - у НПГПН покриттях.

При дослідженні триботехнічних властивостей покриттів із квазікристалічних сплавів методом склерометрії при постійному навантаженні на індентор (20 Н) була виявлена залежність коефіцієнта тертя від матеріалу індентора (табл. 4) [11].

Таблиця 4

Сплав	Метод напilenня	Коефіцієнт тертя *		
		μ_1	μ_2	μ_3
Al ₆₅ Cu ₂₀ Fe ₁₅	НГПН	0,19 ± 0,02	0,08 ± 0,03	0,20 ± 0,01
Al ₆₄ Cu ₁₈ Fe ₈ Cr ₈	ГПН	0,22 ± 0,02	0,07 ± 0,01	0,22 ± 0,01
Al ₆₇ Cu ₉ Fe _{10,5} Cr ₈ Si ₃	АПН	0,19 ± 0,03	0,07 ± 0,01	0,23 ± 0,02

* μ_1 - індентор сталь (R = 0,79 мм); μ_2 - індентор алмаз (R = 0,79 мм);
 μ_3 - індентор алмаз (R = 0,20 мм)

Автори відзначають, що параметр шорсткості покриття зменшує коефіцієнт тертя (μ) у випадку алмазного і збільшує у випадку сталевого індентора.

Відомості про корозійну стійкість покриттів із квазікристалічних сплавів нечисленні [11, 26]. Ці дослідження проводилися головним чином у зв'язку з використанням їх у виробництві кухонного посуду. У роботі [11] відзначається висока корозійна стійкість квазікристалічних сплавів у розчині 0,1 Н NaOH із рН=13. Сплави Al₆₅Cu₂₀Fe₁₅ з ікосаедричною фазою, Al₇₀Cu₉Fe_{10,5}Cr_{10,5} з орторомбічним апроксимантом декагональної фази і Al₇Cu₂Fe з кристалічною фазою перевершують по корозійній стійкості чистий алюміній (рис. 4). Найбільш високу корозійну стійкість має сплав, що містить хром, швидкість його корозії більше ніж на три порядки нижча ніж у чистого алюмінію.

З використанням електрохімічних методів із

застосуванням постійного і змінного струму вивчена корозійна стійкість плазмових покриттів зі сплаву Al₇₁Cu₈Fe_{10,5}Cr_{10,5} у 4 % розчині CH₃COOH у воді з добавкою 0,5 М Na₂SO₄ при температурі 95 °С [26]. Виявилось, що напilenі покриття трохи поступаються по корозійній стійкості литим сплавам того ж складу, при цьому додатковий відпал напilenих покриттів при температурі 830 °С протягом 20 хвилин підвищує їх корозійну стійкість. Вплив відпалу, на думку авторів [26], проявляється у зменшенні дефектів покриття і формуванні декагональної фази хімічно більш стійкої ніж вихідна ікосаедрична фаза. Порівняння поведінки квазікристалічних матеріалів з нержавіючими сталями показало, що по корозійній стійкості вони займають проміжне положення між сталями аустенітного і феритного класу.

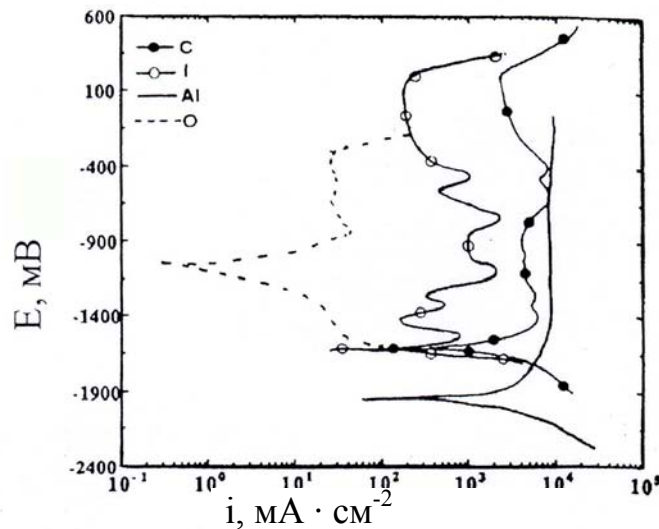


Рис. 4. Потенціостатичні криві, що описують корозію сплавів у розчині NaOH [11]:

C- кристалічний Al₇Cu₂Fe;

I- сплав Al₆₅Cu₂₀Fe₁₅, що містить більше 80 об. % ікосаедричної фази;

Al- f cc металевий алюміній;

O- орторомбічний апроксимант декагональної фази складу Al₇₀Cu₉Fe_{10,5}Cr_{10,5}.

III. Застосування газотермічних покриттів із квазікристалічних сплавів

Квазікристалічні матеріали, як вище відзначалося, мають унікальний комплекс властивостей, що робить їх перспективними для широкого практичного використання. Так, наприклад, ікосаедрична фаза системи Al-Cu-Fe твердіша кварцу, її твердість досягає 10 ГПа [27], має низьку щільність ($4...5 \text{ г/см}^3$), високу корозійну стійкість у поєднанні з низьким коефіцієнтом тертя ($\mu = 0,1...0,2$) [10], характеризується високою здатністю до пружного відновлення ($H/E > 0,08$) [28] і низькою теплопровідністю ($1...2 \text{ Вт/см}\times\text{К}$) на рівні теплопровідності ZrO_2 , високим рівнем питомого електричного опору ($7,8...10,5 \times 10^3 \text{ мкОм}\times\text{см}$) [11]. Висока крихкість ψ -фази ($K_{IC} = 1,64 \text{ МПа}\times\text{м}^{1/2}$) перешкоджає її застосуванню у вигляді компактних матеріалів, тому більш перспективно використовувати квазікристалічні сплави при розробці покриттів і тонких плівок.

Перші роботи по застосуванню газотермічних покриттів були виконані у Франції [29]. Покриття зі

сплаву Al-Cu-Fe, нанесені на кухонний посуд замість тефлонових, виявилися більш твердими (не боялися дряпання), нетоксичними, корозійностійкими, термостабільними і відрізнялися, завдяки низькій поверхневій енергії, антипригарними властивостями [30].

У країнах Європи проводяться роботи по застосуванню теплозахисних квазікристалічних покриттів на елементах газотурбінних двигунів [25]. У даному випадку використовується така властивість квазікристалічних матеріалів як проявлення пластичності при підвищених температурах поряд з низькою теплопровідністю.

У цілому слід зазначити, що квазікристалічні матеріали і покриття, за винятком матеріалів і покриттів системи Al-Cu-Fe, поки ще не знайшли досить широкого використання на практиці, хоча їх природа і властивості досить добре вивчені.

Разом з тим комплекс теплофізичних, механічних, хімічних та інших властивостей квазікристалічних матеріалів на основі алюмінію дозволяє прогнозувати широкий спектр їх практичного застосування. Потенціал їх практичного застосування представлений у табл. 5 [30].

Таблиця 5

Властивості і потенційні області застосування квазікристалічних матеріалів

Властивості	Застосування	Склад сплаву
Низька теплопровідність	Термічні бар'єри (авіаційні і стаціонарні ГТД, дизельні двигуни, автомобільна промисловість і т.п.)	Al-Co-Cr-Fe
Корозійна стійкість, висока твердість, низька поверхнева енергія (адгезія)	Антипригарні покриття для кухонного посуду, сковорідок, форми для лиття пластмас, хімічні реактори і т.п.	Al-Cu-Fe-Cr
Зносостійкість, низький коефіцієнт тертя	Покриття для інструмента і прес-форм	Al-B-Cu-Fe, Al-Pb-Mn
Каталітична активність	Каталізатори в процесі окислення метанолу	Al-Pb, Al-Pb-B, Al-Pb-Fe, Al-Pb-Mn, Al-Pb-Cr, Al-Cu-Fe, Al-Cu-Co, Al-Pb-Co
Твердість і механічні властивості	Зміцнення м'яких металевих сплавів для хірургічного інструмента, ендопротезів і т.п.	Al-Cu-Cr

Завдяки високим значенням електричного опору (кілька тисяч мкОм \times см) розглядається перспектива їх застосування в електротехніці та електроніці, у термоелектричних пристроях.

Оптичні властивості квазікрис-талічних матеріалів роблять їх привабливими в якості селективних поглиначів світла для використання в болометрах і температурних сенсорах [31].

Удосконалення технології виробництва виробів і покриттів з матеріалів, що містять квазікристалічну фазу, дозволить істотно розширити сферу їх використання в різних галузях техніки.

Подяка

Автори статті висловлюють подяку Науково-технічному центру в Україні за фінансову підтримку даної роботи, яка проводилась в рамках проекту 1630.

Борисов Ю.С. – д.т.н., професор;

Борисов А.Л. – д.т.н., професор;

Адеєва Л.І. – к.т.н., ст.н.с.;

Тунік А.Ю. – к.т.н., н.с.;

Панько М.Т. – к.т.н., н.с.

- [1] J.-M. Dubois. Патент США, №5204191, 20.04.(1993).
- [2] Н.И. Носкова, В.Г. Пономарева, С.В. Ярцев, Ф.Ф. Прекул. Квазикристаллические фазы в сплавах Al-Mn и Al-Cu-Fe // *ФММ*, **79** (2), с. 80-86 (1995).
- [3] Н.И.Носкова, С.В. Ярцев. Квазикристаллические фазы // *ФММ*, **78** (6), с. 34-48 (1994).
- [4] D. Gratias, Y. Calvayrac, J. Devand-Rzepski et al. The phase diagram and structures of ternary Al-Cu-Fe system in vicinity of the icosahedral region // *Non-Cryst. Solids*, **153-154**, pp. 482-488 (1993).
- [5] F.W. Gaule, A.J. Shapiro, F.S.Biancaniello and W.J. Doettinger. The Al-Cu-Fe Phase Diagram: 0 to 25 at. pct Fe and 50 to 75 at. pct Al - equilibria involving the icosahedral Phase // *Metall. Trans. A.*, **23** (A), pp. 2409-2417 (1992).
- [6] M. Audier, P. Guyot, Y. Brechet. High-temperature stability and faceting of to icosahedral Al-Cu-Fe phase // *Phil. Mag. Letters*, **61** (2), pp. 55-62 (1990).
- [7] А.П. Преварский. Исследование системы Fe-Cu-Al // *Металлы*, Известия АН СССР, **4**, с. 220-222 (1971).
- [8] A.J Bradley, A.J. Goldschmidt. The Al-Cu-Fe phase diagram Fe and 50 to 75 at. pct Al - equilibria involving the icosahedral phase // *J. Inst. Met*, **65**, pp. 403-418 (1939).
- [9] Л.И. Адеева, А.Л. Борисова. Квазикристаллические сплавы как новый перспективный материал для защитных покрытий // *Фізика і хімія твердого тіла*, **3** (3), с. 454-465 (2002).
- [10] D.J. Sordelet, P.D. Krotz, R.Z. Daniel Jr., M.F. Smith. Microstructure and wear behavior of quasicrystalline thermal sprayed coatings // *Proceedings of the 8th Nat. Therm. Spray Conf., 11-15 September*, Houston, Texas, pp. 627-632 (1995).
- [11] J.-M. Dubois, S.S. Kang and Y. Massiani. Application of quasicrystalline alloys to surface coating of soft metals // *J. of Non - Crystalline Solids*, **153-154**, pp. 443-445 (1993).
- [12] S. De Palo, S. Usmani, S. Sampath et al. Friction and wear behavior of thermally sprayed Al-Cu-Fe quasicrystal coatings // *Proceedings of the 1st United Thermal Spray Conf., 15-18. September, Indianapolis, USA*, pp. 135-139 (1997).
- [13] D.J. Sordelet, M.F Besser and I.E. Anderson. Particle size effects on chemistry and structure of Al-Cu-Fe quasicrystalline coatings // *J. of Thermal Spray Technology*, **5** (2), pp. 161-174 (1996).
- [14] D. Sordelet, M. Besser. Particle size effects on chemistry and structure of Al-Cu-Fe quasicrystalline plasma sprayed coatings // *Proceedings of the 9th Nat. Thermal Spray Conf., 7-11. October, Cincinnati, USA*, pp. 419-428 (1996).
- [15] S.J. Sordelet, M.J. Kramer and O. Unai. Effect of starting powders on the control of microstructural development of Al-Cu-Fe quasicrystalline plasma-sprayed coatings // *J. of Thermal Spray Technology*, **4** (3), pp. 235-244 (1995).
- [16] А.И. Устинов, Б.А. Мовчан, С.С. Полищук. Получение квазикристаллических покрытий из сплава Al-Cu-Fe электронно-лучевым осаждением в вакууме // *Металлофизика и новейшие технологии*, **24** (3), с. 365-374 (2002).
- [17] United States Patent 5.432.011 July 11, 1995. Aluminum alloys, substrates coated with these alloys and their applications, (1995).
- [18] United States Patent 5.433.978 July 18, 1995. Method of making quasicrystal alloy powder, protective coatings and articles, (1995).
- [19] P. Barud, B.S. Murty, V. Srinivas. Mechanical alloying of Al-Cu-Fe elemental powders // *Materials Science and Engineering*, **304-306**, pp. 863-866 (2001).
- [20] A.I. Salimon, A.M. Korsunsky. Crystallochemical aspects of solid state reactions in mechanically alloyed Al-Cu-Fe quasicrystalline powders // *Acta mater.*, **49**, pp. 1821-1833 (2001).
- [21] R. Nicula, A. Jianu, C. Grigoriu, T. Barfels, E. Burkel. Laser ablation synthesis of Al-based icosahedral powders // *Materials Science and Engineering*, **294-296**, pp. 86-89 (2000).
- [22] Ю.С. Борисов, М.Т. Панько, Л.И. Адеева и др. Получение порошков системы Al-Cu-Fe для газотермического напыления покрытий с квазикристаллической структурой // *Автоматическая сварка*, **1**, с. 45-50 (2001).
- [23] Ю.С. Борисов, А.Л. Борисова, М.Т. Панько и др. Особенности структуры квазикристаллических покрытий системы Al-Cu-Fe, полученных методами газотермического напыления // *Автоматическая сварка*, **5**, с.13-17 (2001).
- [24] D.J. Sordelet, M.F. Besser, M.J. Kramer. Thermal Spray Quasicrystalline coatings among processing, phase structure and splat morphology // *Proceedings of the 15 th Int. Thermal Spray Conf. 25-29 May*, Nice, France, **1**, pp. 467-472 (1998).
- [25] S. De Palo, S. Usmani, K. Kishi and al. Thermal Spray quasicrystalline Coatings. Part II: Relationships among processing, phase assemblage and tribological response // *Proceeding of the 15 th Inter. Therm. Spray Conf., Nice, France, 25-29 May*, **1**, pp. 705-710 (1998).
- [26] Y. Massiani, S. Ait Yaazza. Electrochemical Corrosion Behaviour of quasicrystalline coatings in dilute acetic acid // *Proceedings of the 15 th Int. Conf. on Quasicrystals, Avignon, 22-26 May*, pp. 790-793 (1995).

- [27] E. Hornbogen, M. Schande. Probing mechanical properties of quasicrystalline aluminium alloys // *Z. Metall-Kunde*, **83** (2), pp. 128-131 (1992).
- [28] W. Lui, H. Luebertz, M. Michel. Mechanical properties of quasicrystalline and crystalline phases in Al-Cu-Fe alloys // *J. of Non-Crystalline Solids*, **153-154**, pp. 446-452 (1993).
- [29] J.-M. Dubois. *Physica scripta*, **49** (A), pp. 17-23 (1993).
- [30] A. Sanche, F.J. Garcia de Blas, L.M. Algaba et al. Application of quasicrystalline materials as thermal barriers in aeronautics and future perspectives of use for these materials // *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, **553**, pp. 447-458 (1999).
- [31] J.-M. Dubois. New prospects from potential applications of quasicrystalline materials // *Materials Science and Engineering*, **294-296**, pp. 4-9 (2000).

Yu. Borisov, A. Borisova, L. Adeeva, A. Tunik, M. Panko

Thermal sprayed coatings containing quasicrystalline phase, them properties and application

E. O. Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine, Bozhenko st., 11, Kyiv, 03150, Ukraine

Review of literature data of production methods of quasicrystalline alloys (mainly Al-Cu-Fe system) powders and deposition technologies thermal sprayed coatings which contain quasicrystalline phase, them structure, properties and application fields is presented.