

О.В. Сухова, В.А. Полонський, К.В. Устінова

## Структурування та корозійні властивості квазікристалічних сплавів Al–Ni–Fe

Дніпропетровський національний університет імені Олеся Гончара, пр. Гагаріна, 72, м. Дніпро,  
Україна, 49010, [aspkat@i.ua](mailto:aspkat@i.ua)

Досліджено процеси структурування квазікристалічної та співіснуючих кристалічних фаз із застосуванням методів оптичної металографії, рентгеноструктурного, рентгенофлуоресцентного і диференціального термічного аналізів. Корозійні властивості сплавів досліджували гравіметричним та потенціодинамічним методами в розчинах солей та кислот за кімнатної температури. Встановлено формування двох модифікацій декагональної квазікристалічної фази (AlFe- і AlNi-тип) залежно від складу. В сплаві  $Al_{72}Ni_{13}Fe_{15}$  вона співіснує з монокліною фазою  $Al_5FeNi$ , а у сплаві  $Al_{71,6}Ni_{23}Fe_{5,4}$  – з кристалічними фазами  $Al_{13}(Ni,Fe)_4$ ,  $Al_3(Ni,Fe)_2$  і  $Al_3(Ni,Fe)$ . Показано, що стабільність квазікристалічної декагональної фази до кімнатної температури може бути пов'язана з її неповним розпадом при охолодженні зі швидкістю 50 К/хв. Об'ємний вміст декагональної фази у сплаві  $Al_{72}Ni_{13}Fe_{15}$  більш ніж у два рази перевищує вміст цієї фази у сплаві  $Al_{71,6}Ni_{23}Fe_{5,4}$ . Від складу сплаву також залежить мікротвердість, причому загальна мікротвердість сплаву  $Al_{72}Ni_{13}Fe_{15}$  суттєво вища. У розчинах кислот найвищу корозійну стійкість має сплав  $Al_{71,6}Ni_{23}Fe_{5,4}$ . У розчинах солей досліджені сплави майже не кородують. Залежність питомої зміни маси зразків від часу корозії має параболічний характер. При переході від сплаву  $Al_{72}Fe_{15}Ni_{13}$  до сплаву  $Al_{71,6}Ni_{23}Fe_{5,4}$  стаціонарний електрохімічний потенціал у розчині 3,0 М NaCl має менш від'ємні значення, а зона електрохімічної пасивності розширюється за рахунок гальмування анодних процесів. Обидва досліджені сплави переходять у пасивний стан у цьому розчині.

**Ключові слова:** декагональна фаза, мікроструктура, корозійна поведінка, стаціонарний потенціал, зона електрохімічної пасивності.

*Стаття поступила до редакції 13.02.2017; прийнята до друку 05.06.2017.*

### Вступ

Сплави Al–Fe–Ni використовують в якості основи для магнітів Алніко завдяки їх магнітним властивостям [1], а також в якості високотемпературних матеріалів завдяки їх високій температурі плавлення [2, 3]. Крім того, сплави Al–Fe–Ni мають перспективні властивості для застосування в промислових печах [4] та на нафтохімічних заводах [5] у випадку легування Cr (~ 8 ат. %) та мікролегування Hf (~ 0,1 ат. %). Сплави Al–Fe–Ni, отримані механічним легуванням, можуть бути застосовані для виготовлення каталізаторів Fe–Ni шляхом вилугування алюмінію лужним водним розчином [6]. Сплави даної системи привертають особливу увагу в концентраційній області утворення квазікристалічної декагональної D-фази. Цю фазу відносять до двовимірних квазікристалів, так як уздовж осі симетрії десятого порядку її кристали

мають періодичний порядок у розташуванні атомів, а в площині, перпендикулярній цій осі – квазіперіодичний порядок у розташуванні атомів.

Питання щодо стабільності D-фази при кімнатній температурі залишається суперечливим. Квазікристалічна декагональна фаза була виявлена в концентраційних діапазонах, близьких до  $Al_{72}Fe_{15}Ni_{13}$  і  $Al_{71,6}Ni_{23}Fe_{5,4}$  [7, 8]. В оглядовій роботі [9] стверджувалося, що декагональні квазікристали в системі Al–Ni–Fe слід розглядати як метастабільні. Була висловлена думка про те, що декагональна фаза з'являється як проміжний стан у процесі формування фази  $Al_{13}(Fe,Ni)_4$  з рідини. За даними ряду досліджень вона стабільна у вузькому інтервалі концентрацій  $Al_{71,1-71,7}Ni_{24,6-23,0}Fe_{4,3-5,3}$  [10–12]. В інших роботах [13–15] повідомляється про те, що D-фаза термодинамічно стабільна в інтервалі температур між 930 та 847 °С, а при подальшому охолодженні перетворюється на суміш трьох кристалічних фаз. Крім того, в роботі [8]

повідомляється про утворення D-фази у швидко охолоджених сплавах у концентраційному інтервалі  $Al_{75-70}Ni_{16-9}Fe_{9-21}$ . У роботах [16–19] також підтверджується утворення метастабільної D-фази.

Практичне застосування квазікристалічних сплавів часто пов'язане з забезпеченням їх високої корозійної стійкості. Тому мета даної роботи полягає в дослідженні структури та корозійних властивостей литих сплавів Al–Ni–Fe у концентраційних діапазонах утворення квазікристалічної декагональної D-фази.

## I. Методика дослідження

Сплави складу  $Al_{72}Fe_{15}Ni_{13}$  та  $Al_{71,6}Ni_{23}Fe_{5,4}$  отримували сплавленням хімічно чистих елементів (99,99%) у графітових тиглях у печі Таммана. Швидкість охолодження сплавів становила 50 К/хв. Вміст хімічних елементів визначали методом рентгенофлуоресцентного аналізу на установці СЕФ-01-М «Спрут». Мікроструктуру сплавів вивчали на оптичному мікроскопі «Neophot». Кількісну металографію виконували на структурному аналізаторі «Eriquant». Ідентифікацію фаз проводили методом рентгеноструктурного аналізу на апараті ДРОН-УМ-1 з використанням характеристичного

випромінювання  $CuK_{\alpha}$ . Реакції за участю декагональної квазікристалічної фази досліджували методом диференціального термічного аналізу (ДТА). Вимірювання проводили з використанням відкритих тиглів з оксиду алюмінію. Для кожного зразка записували дві криві нагріву та охолодження зі швидкістю 5 К/хв. Мікротвердість за Вікерсом вимірювали алмазним індентором під навантаженням 50 г. Корозійні властивості сплавів досліджували гравіметричним методом на протязі 1–4 годин у розчинах хлоридної, сульфатної, нітратної чи ортофосфатної кислот (рН=1,0) або в розчинах солей натрій хлориду чи натрій сульфату (рН=7,0) на протязі 1–4 днів. Поляризаційні вимірювання виконували за допомогою потенціостата ПП-50-1 та програматора ПР-8 з використанням трьохелектродної комірки. Допоміжним електродом слугував платиновий електрод, електродом порівняння – хлоридсрібний. При реєстрації вольтамперограм потенціал розгортався від свого стаціонарного значення в катодний чи анодний бік зі швидкістю 1,0 мВ/с. Корозійні та електрохімічні випробування проводили за температури  $20 \pm 2^{\circ}C$ .

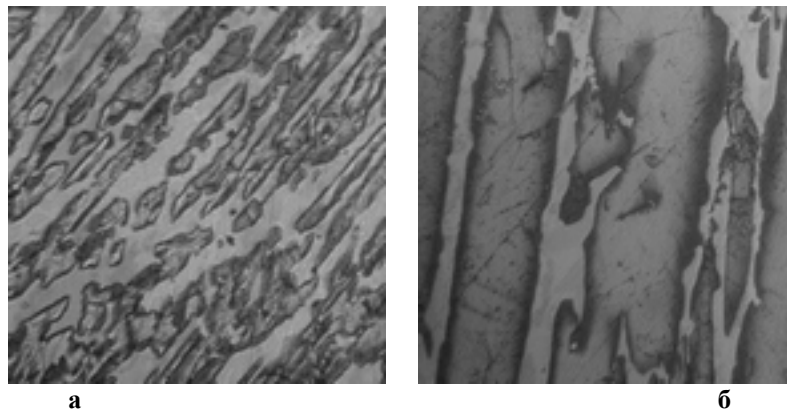


Рис. 1. Мікроструктура сплаву  $Al_{72}Fe_{15}Ni_{13}$ : а – х 200; б – х 400.

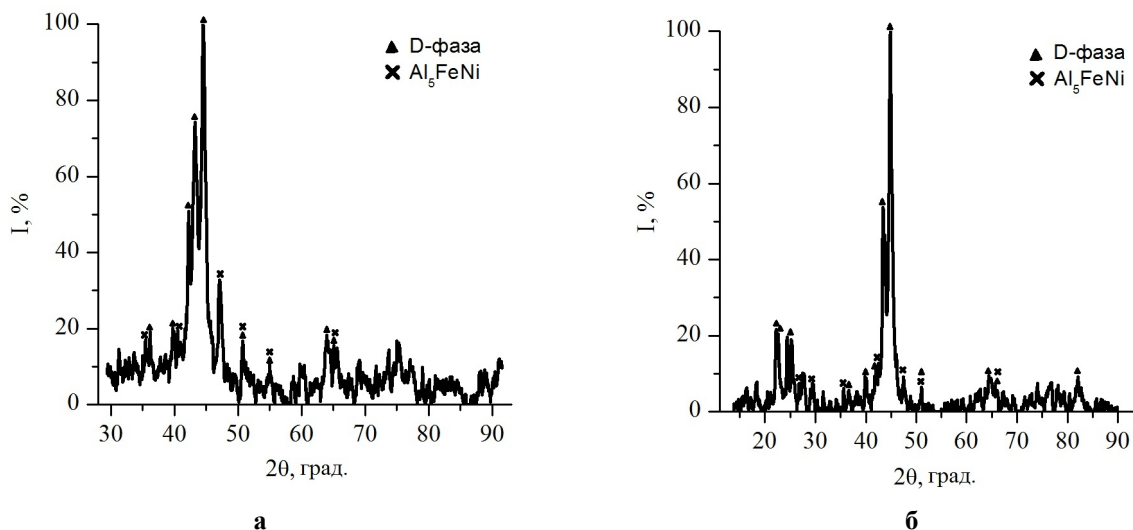


Рис. 2. Дифрактограма сплаву  $Al_{72}Fe_{15}Ni_{13}$ : а – до ДТА; б – після ДТА.

## II. Результати експерименту та їх обговорення

Сплав  $Al_{72}Fe_{15}Ni_{13}$  має двофазну структуру (рис. 1). Зразок містить кристали первинної фази  $Al_5FeNi$  на фоні квазікристалічної декагональної D-фази.

Фазовий склад досліджених зразків підтверджують результати рентгеноструктурного аналізу (рис. 2). Теплові ефекти на термограмах свідчать про те, що D-фаза утворюється при  $930\text{ }^\circ\text{C}$ , а фаза  $Al_5FeNi$  – при  $1070\text{ }^\circ\text{C}$  (рис. 3, а).

Об'ємний вміст D-фази в структурі досягає  $32,0$

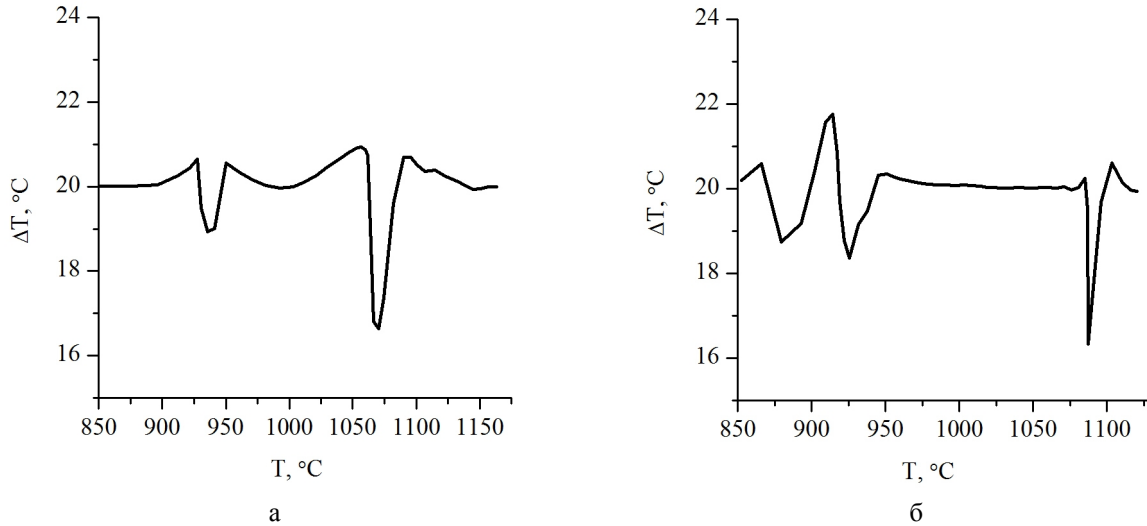


Рис. 3. Термограми охолодження сплавів: а –  $Al_{72}Fe_{15}Ni_{13}$ ; б –  $Al_{71,6}Ni_{23}Fe_{5,4}$ .

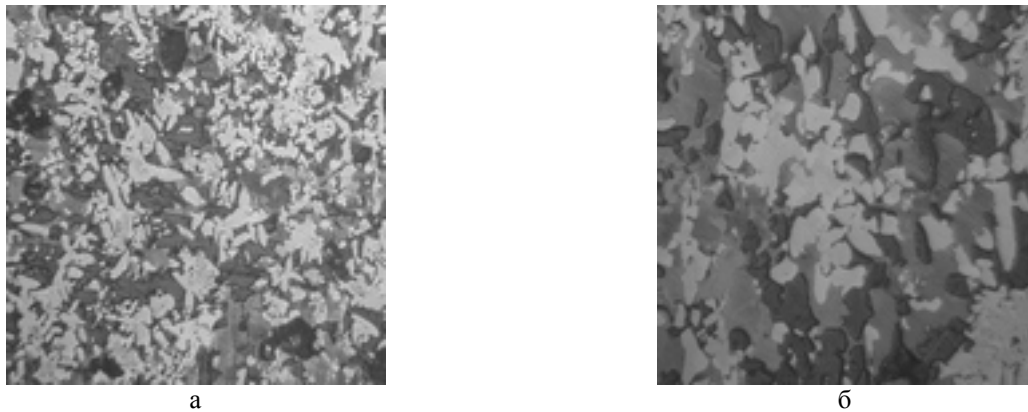


Рис. 4. Мікроструктура сплаву  $Al_{71,6}Ni_{23}Fe_{5,4}$ : а –  $\times 200$ ; б –  $\times 400$ .

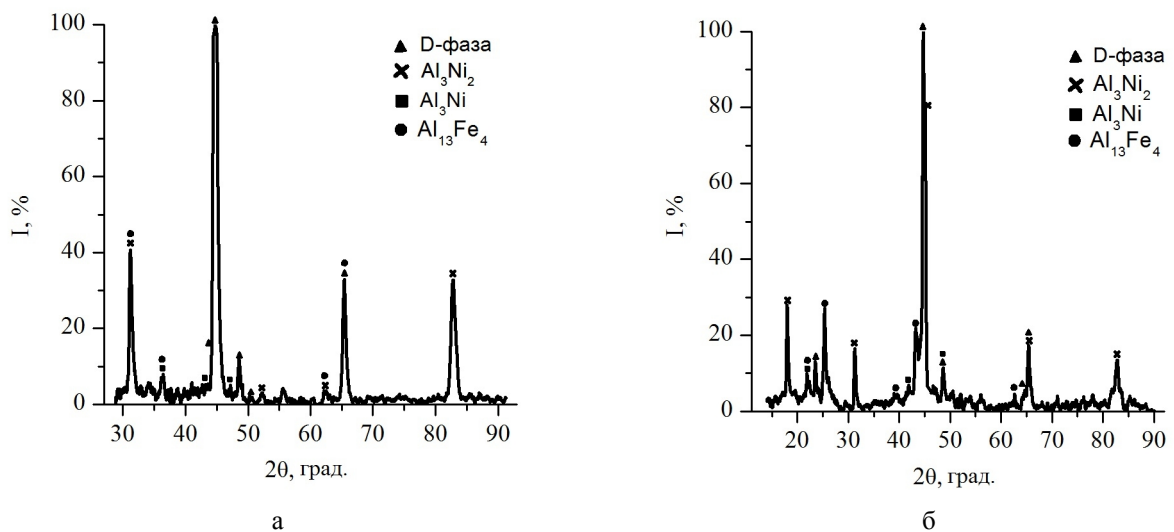


Рис. 5. Дифрактограма сплаву  $Al_{71,6}Ni_{23}Fe_{5,4}$ : а – до ДТА; б – після ДТА.

Таблиця 1

Результати кількісного металографічного аналізу та мікродюретричних вимірювань сплавів Al–Ni–Fe

Сплав	Об'ємний вміст D-фази, %	Мікротвердість D-фази, ГПа	Загальна мікротвердість сплаву, ГПа
Al <sub>72</sub> Fe <sub>15</sub> Ni <sub>13</sub>	32,0±0,1	10,8±1,33	10,1±0,7
Al <sub>71,6</sub> Ni <sub>23</sub> Fe <sub>5,4</sub>	13,7±0,1	9,2±0,47	4,9±0,3

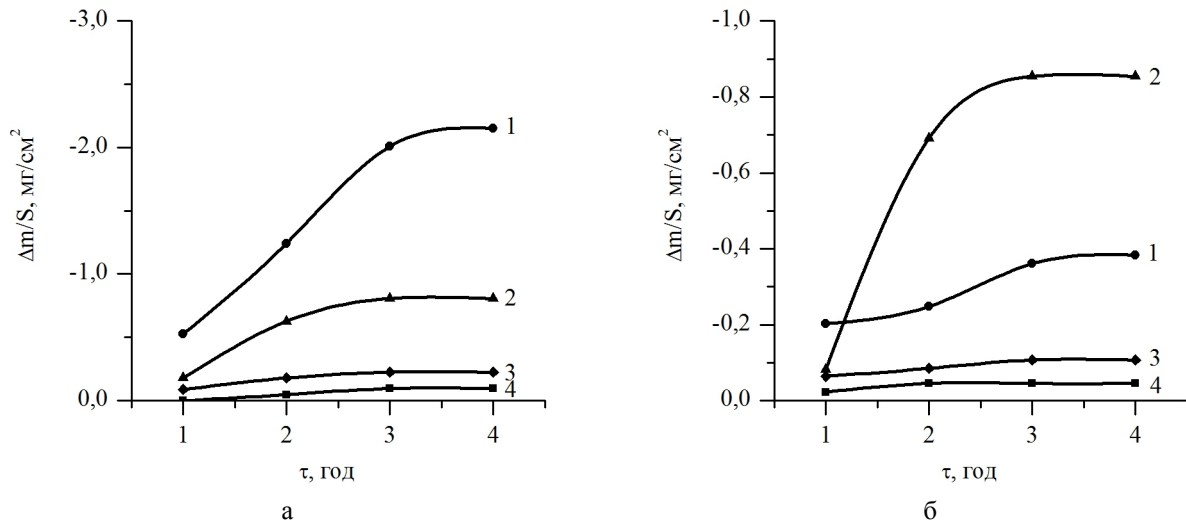


Рис. 6. Залежності зміни маси одиниці поверхні зразків сплавів Al<sub>72</sub>Fe<sub>15</sub>Ni<sub>13</sub> (а) і Al<sub>71,6</sub>Ni<sub>23</sub>Fe<sub>5,4</sub> (б) від часу обробки у розчинах кислот (рН=1,0): 1 – H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>; 2 – H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>; 3 – HCl; 4 – HNO<sub>3</sub>.

Таблиця 2

Відносна втрата маси зразків сплавів Al<sub>72</sub>Fe<sub>15</sub>Ni<sub>13</sub> та Al<sub>71,6</sub>Ni<sub>23</sub>Fe<sub>5,4</sub> після корозійних випробувань у розчинах солей, %

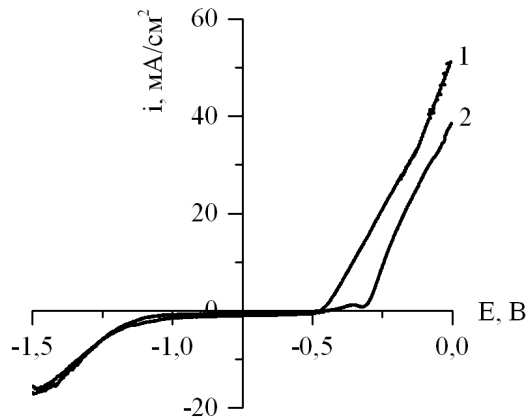
Сплав	Розчин	Час обробки, дні			
		1	2	3	4
Al <sub>72</sub> Fe <sub>15</sub> Ni <sub>13</sub>	0,4 М Na <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	0,1	0,2	0,2	0,2
	3,0 М NaCl	0,0	0,0	0,0	0,1
Al <sub>71,6</sub> Ni <sub>23</sub> Fe <sub>5,4</sub>	0,4 М Na <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	0,0	0,1	0,1	0,1
	3,0 М NaCl	0,0	0,0	0,0	0,0

об. % від загального об'єму сплаву (табл. 1). D-фаза у сплаві Al<sub>72</sub>Fe<sub>15</sub>Ni<sub>13</sub> являє собою твердий розчин нікелю в сполучі Al<sub>86</sub>Fe<sub>14</sub> (тип D-AlFe) [7].

Сплав Al<sub>71,6</sub>Ni<sub>23</sub>Fe<sub>5,4</sub> складається з квазікристалічної декагональної D-фази та наступних кристалічних фаз: моноклінна Al<sub>13</sub>(Ni, Fe)<sub>4</sub>, гексагональна Al<sub>3</sub>(Ni, Fe)<sub>2</sub>, орторомбічна Al<sub>3</sub>(Ni, Fe) (рис. 4). Після травлення квазікристалічна D-фаза стає темного кольору та займає близько 13,7 % від загального об'єму сплаву (табл. 1). Описаний фазовий склад сплаву підтверджують результати рентгеноструктурного аналізу (рис. 5). При температурах 925–930 °С декагональна фаза знаходиться в рівновазі з рідиною та фазою Al<sub>3</sub>(Ni,

Fe)<sub>2</sub>, а при температурах 875–885 °С вона розпадається на три кристалічні фази Al<sub>13</sub>(Ni, Fe)<sub>4</sub>, Al<sub>3</sub>(Ni, Fe)<sub>2</sub> і Al<sub>3</sub>(Ni, Fe). Інформація про температури реакцій, отримана з даних ДТА, наведена на рис. 3, б. D-фаза в сплаві Al<sub>71,6</sub>Ni<sub>23</sub>Fe<sub>5,4</sub> являє собою твердий розчин заліза в сполучі Al<sub>80</sub>Ni<sub>20</sub> (тип D-AlNi) [7].

Таким чином, результати досліджень литих сплавів Al<sub>72</sub>Fe<sub>15</sub>Ni<sub>13</sub> та Al<sub>71,6</sub>Ni<sub>23</sub>Fe<sub>5,4</sub> показали, що деяка кількість декагональної фази, утвореної під час твердіння, може залишатися до кімнатної температури. Це вказує на можливість розширення температурного діапазону існування декагональної фази при охолодженні зі швидкістю 50 К/хв. Об'ємний вміст D-фази у сплаві Al<sub>71,6</sub>Ni<sub>23</sub>Fe<sub>5,4</sub> більш



**Рис. 7.** Поляризаційні залежності, отримані у розчині 3,0 М NaCl (рН=7,0) для сплавів: 1 –  $\text{Al}_{72}\text{Fe}_{15}\text{Ni}_{13}$ ; 2 –  $\text{Al}_{71,6}\text{Ni}_{23}\text{Fe}_{5,4}$ .

ніж у 2 рази перевищує її вміст у сплаві  $\text{Al}_{72}\text{Fe}_{15}\text{Ni}_{13}$ . Загальна мікротвердість сплаву  $\text{Al}_{72}\text{Fe}_{15}\text{Ni}_{13}$  перевищує цю характеристику для сплаву  $\text{Al}_{71,6}\text{Ni}_{23}\text{Fe}_{5,4}$ . Крім того, вимірювання показали, що декагональна D-фаза в сплаві  $\text{Al}_{72}\text{Fe}_{15}\text{Ni}_{13}$  має більшу мікротвердість, ніж D-фаза в сплаві  $\text{Al}_{71,6}\text{Ni}_{23}\text{Fe}_{5,4}$  (табл. 1).

Склад та мікроструктура досліджених сплавів є ключовими параметрами, які зумовлюють відмінності в їх корозійній та електрохімічній поведінці. На рис. 6 наведено залежності зміни маси одиниці поверхні зразків від часу їх витримки у розчинах кислот (рН=1,0). Найбільш стійким виявився сплав  $\text{Al}_{71,6}\text{Ni}_{23}\text{Fe}_{5,4}$ , для якого максимальна втрата маси  $0,8 \text{ мг/см}^2$  була зафіксована у розчині сульфатної кислоти за 4 години випробування. Менш стійким виявився сплав  $\text{Al}_{72}\text{Fe}_{15}\text{Ni}_{13}$ , для якого найбільша втрата маси  $2,1 \text{ мг/см}^2$  спостерігалась в розчині ортофосфатної кислоти. Обидва сплави практично не реагували з хлоридною та нітратною кислотами.

Зразки досліджених сплавів майже не кородували у розчинах солей  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  та NaCl (табл. 2). Їх колір та маса практично не змінювалися. Це можна пояснити переходом досліджених сплавів у пасивний стан за наявності в їх складі нікелю.

Додаткову інформацію щодо причини інертності досліджених сплавів у нейтральних середовищах можливо отримати, визначивши величини стаціонарних електрохімічних потенціалів. Їх значення були виміряні шляхом тривалої реєстрації  $E, \tau$  – залежностей у 3,0 М розчині NaCl (рН=7,0). З'ясовано, що підвищення вмісту нікелю з 13 до 23 ат. % приводить до зміщення значення стаціонарного

потенціалу сплаву в позитивну сторону з  $-0,55 \text{ В}$  до  $-0,46 \text{ В}$ . Цей факт вказує на те, що сплав  $\text{Al}_{71,6}\text{Ni}_{23}\text{Fe}_{5,4}$  порівняно зі сплавом  $\text{Al}_{72}\text{Fe}_{15}\text{Ni}_{13}$  є більш електрохімічно інертним.

Подальші поляризаційні дослідження були проведені з метою визначення зон електрохімічної пасивності сплавів, за межами яких у катодній області буде відбуватися відновлення води з утворенням водню, а в анодній області – окиснення сплавів та утворення кисню. Швидкість розгортки потенціалу складала  $1 \text{ мВ/с}$ , тобто процес реєстрації  $i, E$  – залежностей проводився для обох сплавів практично в стаціонарних умовах. Як видно з рис. 7, значення катодної густини струму ( $i$ ) для обох сплавів однаково починають збільшуватися при потенціалах більш від'ємних, ніж  $-1,0 \text{ В}$ . Анодні ділянки вольтамперограм відрізняються одна від одної, а саме для сплаву  $\text{Al}_{72}\text{Fe}_{15}\text{Ni}_{13}$  зона пасивності закінчується при  $-0,47 \text{ В}$ , а для сплаву  $\text{Al}_{71,6}\text{Ni}_{23}\text{Fe}_{5,4}$  – при  $-0,32 \text{ В}$ . Таким чином, збільшення вмісту нікелю у сплаві приводить до гальмування анодного процесу, і такий сплав стає більш інертним.

## Висновки

1. Проведені дослідження підтверджують утворення квазікристалічної декагональної D-фази у структурі сплавів Al–Ni–Fe, охолоджених зі швидкістю  $50 \text{ К/хв}$ . Спостерігаються два типи декагональних квазікристалів (AlFe- та AlNi-тип) залежно від складу сплаву. У сплаві  $\text{Al}_{72}\text{Fe}_{15}\text{Ni}_{13}$  D-фаза утворюється на основі квазікристалічної подвійної хімічної сполуки  $\text{Al}_{86}\text{Fe}_{14}$  та при кімнатній температурі співіснує з кристалічною фазою  $\text{Al}_5\text{FeNi}$ , а в сплаві  $\text{Al}_{71,6}\text{Ni}_{23}\text{Fe}_{5,4}$  – на основі сполуки  $\text{Al}_{80}\text{Ni}_{20}$  та співіснує з трьома наступними кристалічними фазами:  $\text{Al}_{13}(\text{Ni}, \text{Fe})_4$ ,  $\text{Al}_3(\text{Ni}, \text{Fe})_2$  та  $\text{Al}_3(\text{Ni}, \text{Fe})$ .

2. Сплави Al–Ni–Fe практично не кородують у нейтральних сольових розчинах та в сильноокислих розчинах хлоридної і нітратної кислот. У розчинах сульфатної та ортофосфатної кислот корозійна активність сплавів є незначною і зменшується при збільшенні вмісту нікелю в сплаві завдяки пасивації поверхні. При переході від сплаву  $\text{Al}_{72}\text{Fe}_{15}\text{Ni}_{13}$  до сплаву  $\text{Al}_{71,6}\text{Ni}_{23}\text{Fe}_{5,4}$  стаціонарний електрохімічний потенціал має менш від'ємні значення, а зона електрохімічної пасивності розширюється за рахунок гальмування анодних процесів.

**Сухова О.В.** - професор, доктор технічних наук, кафедри експериментальної фізики та фізики металів;  
**Полонський В.А.** - кандидат хімічних наук, доцент, доцент кафедри фізичної та неорганічної хімії;  
**Устінова К.В.** - інженер кафедри експериментальної фізики та фізики металів.

- [1] G. Marcon, S. Lay, Ann. Chim. Sci. Mater. 25(1), 21 (2000).
- [2] H. Bitterlich, W. Loeser, L. Schultz, J. Phase Equilib. 23(4), 301 (2002).
- [3] R. Rablbauer, G. Frommeyer, F. Stein, Mater. Sci. Eng. A 343(1–2), 301 (2003).
- [4] G. Sauthoff, Intermetallics (Verlag Chemie, Weinheim, 1995).

- [5] G. Sauthoff, *Intermetallics* 8(9–11), 1101 (2000).
- [6] B.H. Zeifert, J. Salmones, J.A. Hernandez, R. Reynoso, N. Nava, E. Reguera, J.G. Cabanas-Moreno, G. Aguilar-Rios, *J. Radioanal. Nucl. Chem.* 245(3), 637 (2000).
- [7] J.-B. Qiang, D.-H. Wang, C.-M. Bao, Y.-M. Wang, W.-P. Xu, M.-L. Song, C. Dong, *J. Mater. Res.* 16(9), 2653 (2001).
- [8] A.D. Setyawan, D.V. Louzguine, K. Sasamori, H.M. Kimura, S. Ranganathan, A. Inoue, *J. Alloys and Compounds.* 399(1–2), 132 (2005).
- [9] G. T. de Laissardiere, D. Nguyen-Manh, D. Mayou, *Progress in Materials Science.* 50(6), 679 (2005).
- [10] B. Grushko, K. Urban, *J. Phil. Mag. B.* 70(5), 1063 (1994).
- [11] B. Grushko, T. Velikanova, *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry.* 31, 217 (2007).
- [12] I. Chumak, K. W. Richter, H. Ipsier, *Intermetallics.* 15(11), 1416 (2007).
- [13] L. Zhang, Y. Du, H. Xu, C. Tang, H. Chen, W. Zhang, *J. Alloys and Compounds.* 454(1–2), 129 (2008).
- [14] U. Lemmerz, B. Grushko, C. Freiburg, M. Jansen, *Phil. Mag. Let.* 69(3), 141 (1994).
- [15] B. Grushko, U. Lemmerz, K. Fischer, C. Freiburg, *Phys. Stat. Sol.* 155(17), 17 (1996).
- [16] O.V. Sukhova, Yu.V. Syrovatko, K.V. Ustinova, *Visnik Dnipropetrovs'kogo universitetu. Seria Fizika, radioelektronika.* 22(1), 112 (2014).
- [17] Е.В. Суховая, В.Л. Плюта, Е.В. Устинова, *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии.* 29, 202 (2014).
- [18] V.F. Bashev, O.V. Sukhova, K.V. Ustinova, *Строительство, материаловедение, машиностроение.* 74, 3 (2014).
- [19] O.V. Sukhova, K.V. Ustinova, *Visnik Dnipropetrovs'kogo universitetu. Seria Fizika, radioelektronika.* 23(1), 60 (2015).

O.V. Sukhova, V.A. Polonsky, K.V. Ustinova

## Structure Formation and Corrosion Behaviour of Quasicrystalline Al–Ni–Fe Alloys

*The Oles' Honchar Dnipropetrovs'k National University, 72 Gagarin Ave, Dnipro, 49010, (056) 776-58-86, aspkat@i.ua*

The formation of quasicrystalline decagonal phase and related crystalline phases was investigated by a combination of optical metallography, powder X-ray diffraction, atomic absorption spectroscopy and differential thermal analysis. Corrosion behaviour of quasicrystal Al–Ni–Fe alloys was studied by gravimetric and potentiodynamic polarization experiments in saline and acidic solutions at room temperature. The decagonal phase exhibits two modifications (AlFe- and AlNi-based) depending on the composition. In Al<sub>72</sub>Ni<sub>13</sub>Fe<sub>15</sub> alloy it coexists with monoclinic Al<sub>3</sub>FeNi phase. In Al<sub>71.6</sub>Ni<sub>23</sub>Fe<sub>5.4</sub> alloy crystalline Al<sub>13</sub>(Ni,Fe)<sub>4</sub>, Al<sub>3</sub>(Ni,Fe)<sub>2</sub>, and Al<sub>3</sub>(Ni,Fe) phases are seen adjacent to the quasicrystalline decagonal phase. Stability of quasicrystal phase up to room temperature was shown to be connected with its incomplete decomposition during cooling at a rate of 50 K/min. Al<sub>72</sub>Ni<sub>13</sub>Fe<sub>15</sub> alloy has more than twice larger volume fraction of this phase compared to that of Al<sub>71.6</sub>Ni<sub>23</sub>Fe<sub>5.4</sub> alloy. A dependence of microhardness on composition was observed as well, with Al<sub>72</sub>Ni<sub>13</sub>Fe<sub>15</sub> alloy having substantially higher values. In acidic solutions, Al<sub>71.6</sub>Ni<sub>23</sub>Fe<sub>5.4</sub> alloy showed the best corrosion performance. In saline solutions, the investigated alloys remained mainly untouched by corrosion. Mass-change kinetics exhibited parabolic growth rate. After a potentiodynamic scan in 3.0 M NaCl solution polarization of Al<sub>72</sub>Fe<sub>15</sub>Ni<sub>13</sub> and Al<sub>71.6</sub>Ni<sub>23</sub>Fe<sub>5.4</sub> alloys revealed that stationary potential values became more negative, with anodic process slowed down. The polarization curves showed that both the quasicrystalline alloys turned to passive state in this solution.

**Key words:** decagonal phase, microstructure, corrosion behaviour, stationary potential, electrochemical passivity zone.