

УДК 544.23:544.234: 544.234.2

КОРОЗИЙНА ТРИВКІСТЬ АМОРФНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al–Ni–RE В 0,3 % РОЗЧИНІ НАТРІЙ ХЛОРИДУ

Х. Хрущик*, М. Лопачак, Л. Бойчишин

*Львівський національний університет імені Івана Франка,
вул. Кирила і Мефодія 6, 79005 Львів, Україна
e-mail: hrystynahrushchychchemist@ukr.net*

Методом диференціальної скануючої калориметрії (ДСК) визначено температури фазових переходів аморфних металевих сплавів (АМС) системи Al–Ni–Y(Du). Досліджено процеси формування ПЕШ на межі АМС/водний розчин 0,3 % NaCl та вплив вмісту Y та/або Du на корозійну тривкість досліджуваних зразків. Визначено електрохімічні характеристики корозії АМС до та після відпалу в діапазоні сканування потенціалу ± 50 мВ у 0,3 % розчині NaCl. Показано, що часткова заміна Y на Du в АМС приводить до підвищення корозійної тривкості, зменшення кількості іонів металу в приелектродному шарі, про що свідчать найнижчі значення густини струмів корозії, які становлять $9,9 \cdot 10^{-13}$ А/см², відповідно, і значення швидкості корозії, які становлять $1,4 \cdot 10^{-8}$ мм/рік. Унаслідок відпалу за температури нанокристалізації відбувається зсув значень потенціалу корозії в анодний бік, що є термодинамічною стабільністю поверхні до окиснення завдяки утворенню внаслідок відпалу оксидно-гідроксидним шаром. Відпал за температури нанокристалізації (T_1) приводить до стабілізації E_k для всіх досліджуваних сплавів, відповідно, $i_{\text{сорт}}$ набуває значень 10^{-8} – 10^{-10} А/см². Опір поляризації для наноструктурованих зразків Al₈₇Du₅Ni₈ є найвищим, тому що на межі електрод/розчин переважають анодні процеси, які є причиною утворення щільних оксидних шарів. Відпал при T_2 і T_3 приводить до того, що в аморфній матриці до утворення інтерметалічних сполук зумовлює зсув потенціалу корозії в катодний бік і відбувається ріст струмів корозії, відповідно, опір на межі електрод/розчин різко падає.

Ключові слова: аморфні металеві сплави, рідкісноземельні метали, термічний відпал, пасиваційні шари, корозійна тривкість.

DOI: <https://doi.org/10.30970/vch.6002.441>

1. Вступ

Однією з найважливіших відмінностей аморфних металевих сплавів (АМС) від кристалічних є відсутність дальнього порядку розташування атомів [1]. Аморфні та нанокристалічні сплави на основі алюмінію характеризуються високою стійкістю до атмосферної корозії, а також до механічних навантажень та термічної обробки. АМС також використовують як прекурсори наноструктурованих матеріалів. Використовуючи відповідну термічну обробку за температури, близькій до температури кристалізації, можна отримати мікроструктуру АМС з нанозернами, вбудованими в аморфну матрицю. АМС – метастабільні сполуки [2], які внаслідок зовнішніх навантажень можуть змінювати структуру, відповідно, і властивості.

Одним із таких чинників є температура та дія інших зовнішніх факторів (механічних навантажень, магнітних полів), які зумовлюють перехід від метастабільного до рівноважного кристалічного стану шляхом теплових дифузійних процесів. Легування АМС також змінює їхні властивості: корозійну та температурну стійкість тощо. АМС на основі Al володіють високими антикорозійними властивостями внаслідок формування на них напівпровідникових оксидних захисних поверхневих шарів [3, 4]. Тому АМС на основі алюмінію застосовують в авіаційній, суднобудівній (корпуси суден), автомобільній, приладобудівній та інших галузях промисловості, а також у виробництві споживчих товарів. Комплексне вивчення хімічної активності АМС типу Al–Ni–Y(Dy) визначає доцільність їх експлуатації в різних галузях промисловості як конструкційних матеріалів.

2. Матеріали та методика експерименту

Досліджувані аморфні сплави складу $Al_{87}Ni_8Y_5$, $Al_{87}Ni_8Dy_5$, $Al_{87}Ni_8Dy_1Y_4$ виготовлено методом швидкого охолодження (10^5 – 10^7 К/с) у вигляді стрічки шириною близько 2 см і товщиною 20 мкм в Інституті металофізики НАНУ, м. Київ.

Методом диференціальної скануючої калориметрії (ДСК), який полягає в тому, що швидкість потоку тепла до зразка контролюється залежно від часу або температури, визначено температури фазових переходів. Вимірювання диференціального сигналу і динамічний режим роботи – дві важливі характеристики ДСК [5]. Відпалюючи АМС за температури фазового переходу, досліджено процеси формування захисних шарів та їх вплив на корозійну тривкість в 0,3 % розчині натрій хлориду. Ці дослідження проводили за допомогою системи Autolab. Проведено реєстрацію стаціонарного потенціалу (ОСР) поверхні за розімкнутого зовнішнього електричного кола в термостатованій комірці при $293 \pm 0,5$ К. Від стаціонарного значення потенціалу поверхні в потенціодинамічному режимі знімали вольтамперні (ВА) криві у водному розчині натрій хлориду зі швидкістю розгортки потенціалу 20 мВ/с у діапазоні потенціалів ± 50 мВ, щоб не порушити ПЕШ Штерна. Опір переносу заряду через межу АМС-розчин електроліту вивчали методом електрохімічної імпедансної спектроскопії (ЕІС) у частотному діапазоні від 10 kHz до 0,1 Hz за потенціалу корозії, який є індивідуальним для кожного зі сплавів як аморфних, так і відпалених.

За результатами потенціодинамічних досліджень одержано вольтамперметричні криві, які слугували основою для вивчення особливостей електрохімічних процесів на поверхнях досліджуваних матеріалів у різних середовищах. Розрахунок електрохімічних параметрів корозії аморфних сплавів проводили за рівнянням Тафеля: $\eta = a + b \lg i$, де $\eta = E - E_p$ – перенапряга, В; $i = \frac{I}{S}$, де I – виміряний струм, А; S – площа електроду, м²; i – густина струму, А/м²; $a = \frac{RT}{\alpha n F} \ln i_0$; $b = \frac{2,303 RT}{\alpha n F}$. У цій праці величини густини струму наведено в А/см². За нахилом тафелівських прямих у координатах $\eta = f(\lg i)$ знаходили коефіцієнти a та b [5].

3. Результати досліджень та їхнє обговорення

Структурні зміни контролювали методом ДСК, результати якого наведено на рис. 1. ДСК-криві АМС одержано за різних швидкостей нагрівання 10, 15, 20 К/хв.

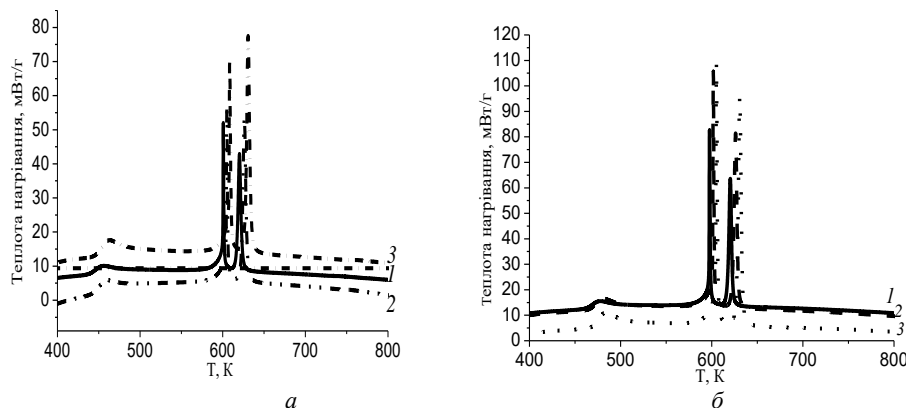


Рис 1. ДСК-криві для АМС такого складу: а) $Al_{87}Dy_5Ni_8$; б) $Al_{87}Y_4Dy_1Ni_8$. Швидкість нагріву, К/хв 1 – 10; 2 – 15; 3 – 20, відповідно.

Fig. 1. DSC curves for the AMA of the following composition: а) $Al_{87}Dy_5Ni_8$; б) $Al_{87}Y_4Dy_1Ni_8$. The heating rate in K/min: 1 – 10; 2 – 15; 3 – 20, respectively.

ДСК-криві характеризуються трьома екзотермічними максимумами, які відповідають стадіям структурних перетворень. Як свідчать літературні дані [6], фізико-хімічні властивості АМС покращуються внаслідок утворення нанокристалів в аморфній матриці [7]. Тому головну увагу зосереджено на дослідженні зміни корозійної тривкості за структурних перетворень АМС, які відбуваються за температур, наведених у табл. 1.

Таблиця 1

Температури фазових переходів ($T \pm 5$ К) у АМС внаслідок відпалу, визначені з ДСК [7]

Table 1

The temperatures of phase transitions ($T \pm 5$ K) of AMA during annealing, which are determined from the DSC curves [7]

№	АМС	T_1 , К	T_2 , К	T_3 , К
1	$Al_{87}Y_5Ni_8$	505	602	632
2	$Al_{87}Y_4Dy_1Ni_8$	483	604	630
3	$Al_{87}Dy_5Ni_8$	462	607	629

Як бачимо із результатів, змінюючи вміст легуючих елементів, а саме, Y та Dy, можна змінювати температуру нанокристалізації (T_1) АМС. Варто зауважити, що часткова та повна заміна ітрію на диспрозій приводить до суттєвого зниження температури зародження нанокристалічної фази приблизно на 22–43 К. Це є важливим для прогнозування перспектив використання АМС, легованих РЗМ.

Використання АМС як конструкційних матеріалів та електродів в електрокаталітичних реакціях [8] потребує дослідження корозійної тривкості, зокрема процесів, які відбуваються на межі електрод/агресивне середовище.

На межі електрод/розчин утворюється подвійний електричний шар (ПЕШ) відповідної будови, тому одним із завдань є дослідження електрохімічних характеристик на межі АМС/електроліт у межах потенціалів, за яких не порушується ПЕШ Штерна [9]. Для цього використано метод циклічної вольтамперометрії в потенціодинамічному режимі з автоматичною розгорткою в часі заданого потенціалу

поверхні металу та метод електрохімічної імпедансної спектроскопії (ЕІС), який дає можливість змоделювати електричну схему, відповідно, модель ПЕШ на межі електрод/розчин. Поляризація електрода і поляризаційні опори електродів мають велике значення для розвитку корозійного процесу. По ступеню здатності електрода до поляризації можна робити висновок про швидкість перебігу корозійного процесу. Швидкість і характер електродних процесів можна вивчати, штучно навантажуючи електрод струмом певної величини і вимірюючи при цьому потенціал цього електрода. Тому аналіз результатів ВА та ЕІС забезпечує можливість обґрунтування процесу, в якому беруть участь іони тільки з дуже тонкого приелектродного шару середовища, внаслідок чого виникає помітний градієнт концентрації реагентів, та зумовлює участь в електрохімічних реакціях усіх активних іонів у приповерхневому шарі електроліту.

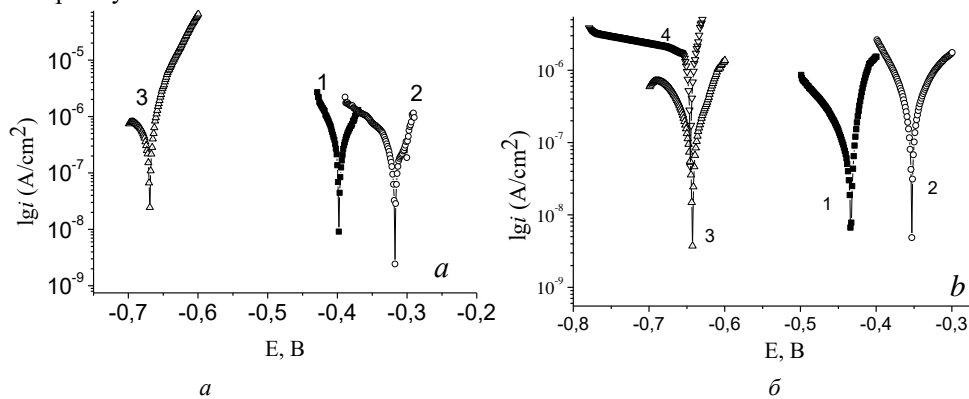


Рис. 2. Вольтамперні криві вихідних аморфних (1) та відпалених (2,3,4) сплавів у 0,3% натрій хлориді зі швидкістю розгортки потенціалу 20 мВ/с: а) $Al_{87}Y_5Ni_8$; б) $Al_{87}Dy_5Ni_8$; 2,3,4 – відпалені за температурах фазових переходів T_1 , T_2 , T_3 , відповідно.

Fig. 2. Voltamper curves of the as-cast amorphous (a) and annealed (2, 3, 4) alloys in 0.3 % sodium chloride with a scan speed of 20 mV/s: a) $Al_{87}Y_5Ni_8$; b) $Al_{87}Dy_5Ni_8$; 2, 3, 4 – annealed at the temperature of phase transitions T_1 , T_2 , T_3 , respectively.

Із ВА-кривих визначено основні характеристики корозійного процесу АМС: потенціал корозії ($E_{кор.}$); густину струму корозії ($i_{кор.}$); коефіцієнти рівняння Тафеля (a , b); опір поляризації (R_p) (табл. 2).

Як бачимо із результатів таблиці 2, часткова або повна заміна Y на Dy приводить до підвищення термодинамічної активності поверхні вихідних АМС-електродів на межі розділу фаз, що відображається на більш від'ємних значеннях потенціалу корозії. Часткова заміна Y на Dy в АМС приводить до підвищення корозійної тривкості, зменшення кількості іонів металу в приелектродному шарі, про що свідчать найнижчі значення густини струмів корозії, які становлять $9,9 \cdot 10^{-13}$ А/см², відповідно, і значення швидкості корозії, які становлять $1,4 \cdot 10^{-8}$ мм/рік.

Процеси структурування внаслідок температурної обробки суттєво впливають на термодинамічну рівновагу на межі АМС-електрод/розчин електроліту. Внаслідок відпалу за температури нанокристалізації відбувається зсув значень потенціалу корозії в анодний бік, що є термодинамічною стабільністю поверхні до окиснення за допомогою утворених внаслідок відпалу окисно-гідроксидних шарів. Швидкість окиснення поверхні АМС-електродів характеризує коефіцієнт рівняння Тафеля – b . Для кращої інтерпретації результатів побудовано діаграми (рис. 3)

відношення швидкості окиснення (b_a) до швидкості відновлення поверхні (b_c) вихідних та відпалених АМС за температури фазових переходів унаслідок поляризації електродів. Якщо швидкість окиснення поверхні електрода є вищою від швидкості відновлення продуктів окиснення, то відношення b_a/b_c є вищим від 1. Тобто на поверхні АМС внаслідок сканування потенціалу присутній пасиваційний шар. Бачимо, що внаслідок відпалу за температури нанокристалізації T_1 процеси окиснення поверхні наноструктурованих АМС при є переважаючими для зразків, легованих Dy.

Таблиця 2

Електрохімічні характеристики АМС у 0,3 % розчині NaCl у діапазоні сканування потенціалу ± 50 мВ

Table 2

Electrochemical characteristics of AMC in 0,3% NaCl solution in the range of scan potential ± 50 mV

АМС	-E _{кор} , мВ	i _{кор} , А/см ²	R _p , Ом	Швидкість кор..., мм/рік
Al₈₇Y₅Ni₈				
вихідний	392	$9,1 \cdot 10^{-12}$	$9,1 \cdot 10^3$	$1,1 \cdot 10^{-7}$
527	321	$3,9 \cdot 10^{-11}$	$3,6 \cdot 10^3$	$4,6 \cdot 10^{-7}$
634	669	$1,2 \cdot 10^{-9}$	$6,2 \cdot 10^1$	$1,4 \cdot 10^{-5}$
Al₈₇Y₄Dy₁Ni₈				
вихідний	418	$9,9 \cdot 10^{-13}$	$1,8 \cdot 10^4$	$1,4 \cdot 10^{-8}$
511	298	$1,9 \cdot 10^{-10}$	$1,1 \cdot 10^3$	$2,2 \cdot 10^{-4}$
611	652	$2,8 \cdot 10^{-9}$	$2,4 \cdot 10^2$	$3,2 \cdot 10^{-5}$
638	619	$6,9 \cdot 10^{-9}$	$2,6 \cdot 10^1$	$8,0 \cdot 10^{-5}$
Al₈₇Dy₅Ni₈				
вихідний	433	$5,9 \cdot 10^{-10}$	$8,9 \cdot 10^2$	$6,9 \cdot 10^{-6}$
493	302	$4,7 \cdot 10^{-10}$	$1,2 \cdot 10^4$	$1,2 \cdot 10^{-5}$
614	642	$1,02 \cdot 10^{-9}$	$4,9 \cdot 10^2$	$5,4 \cdot 10^{-4}$
639	646	$6,3 \cdot 10^{-9}$	$4,8 \cdot 10^1$	$7,3 \cdot 10^{-5}$

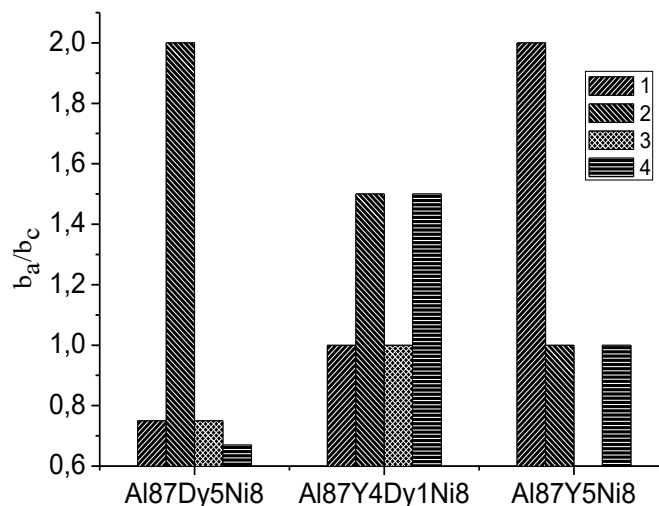


Рис. 3. Діаграми b_a/b_c , вихідних та відпалених АМС, за температурах фазових переходів: 1 – вихідний сплав, 2 – відпалені при 493, 511, 527 К; 3 – 614, 611 К; 4 – 639, 638, 634 К відповідно
 Fig. 3. b_a/b_c diagrams for as-cast and annealed AMA at phase transition temperatures: 1 – as-cast alloy, 2 – annealed at 493, 511, 527 K; 3 – 614, 611 K; 4 – 639, 638, 634 K, respectively

Аналіз табл. 2 приводить до висновку, що за мінімального впливу поляризації на електрод сплав, відпалений при T_1 , з вмістом нанокристалів алюмінію проявляє найвищу корозійну стійкість, що простежуються у низьких значеннях струмів корозії та зсувом потенціалу корозії в анодний бік. Повна кристалізація сплаву з утворенням твердого розчину Al(R) та інтерметалічних сполук [7], навпаки, активує процеси корозії та приводить до зростання струму корозії. Ймовірно, корозію досліджуваних АМС можна зобразити як процес селективного розчинення РЗМ, які є активнішими порівняно з алюмінієм та ПМ ($E_{Y^0/Y^{+3}}^0 = -2,372$ В, $E_{Dy^0/Dy^{+3}}^0 = -2,353$ В, $E_{Al^0/Al^{+3}}^0 = -1,663$ В, $E_{Ni^0/Ni^{+2}}^0 = -0,250$ В), унаслідок чого в поверхневих шарах сплаву виникають вакансії, в напрямку яких відбувається дифузія більш корозійно стійких елементів, що приводить до зміни кінетики розчинення поверхні сплаву.

Отже, вихідні сплави (невідпалені) найбільш корозійно стійкішими є $Al_{87}Y_5Ni_8$, для якого $E_k = -238$ мВ, найменші струми корозії простежуються у сплаві корозії $Al_{87}Y_5Ni_8$. Анодні процеси (окиснення) переважають у сплаві $Al_{87}Y_5Ni_8$, катодні – у сплаві $Al_{87}Dy_5Ni_8$ і $b_a/b_c=1$ – у сплаві $Al_{87}Y_4Dy_1Ni_8$. Найвищий опір поляризації простежується у сплаві $Al_{87}Y_4Dy_1Ni_8$, який становить $1,794 \cdot 10^4$ Ом. Найнижчий опір поляризації простежується у сплаві $Al_{87}Dy_5Ni_8$.

Найбільш корозійно стійкішим є сплав, відпалений при T_1 $Al_{87}Y_4Dy_1Ni_8$ $E_k = -298$ мВ, проте, найменші струми корозії простежуються у сплаві $Al_{87}Y_5Ni_8$, анодні процеси (окиснення) переважають у сплавах $Al_{87}Dy_5Ni_8$ та $Al_{87}Y_4Dy_1Ni_8$. Найбільший опір – у сплаві $Al_{87}Y_4Dy_1Ni_8$ і становить $1,749 \cdot 10^4$ Ом.

Сплави, відпалені за температури другого ступеня нанокристалізації: найбільш корозійно стійкішим є сплав $Al_{87}Dy_5Ni_8$, $E_a = -642$ мВ. Водночас простежується зміщення потенціалів корозії в катодну сторону. Струми корозії найбільші – $Al_{87}Y_4Dy_1Ni_8$ катодні переважають у сплаві $Al_{87}Dy_5Ni_8$.

4. Висновки

Отже, досліджено корозійну тривкість АМС-електродів у 0,3 % розчині NaCl. Показано, що часткова заміна Y на Dy в АМС приводить до підвищення корозійної тривкості, зменшення кількості іонів металу в приелектродному шарі, про що свідчать найнижчі значення густини струмів корозії, які становлять $9,9 \cdot 10^{-13}$ А/см², відповідно, і значення швидкості корозії, які становлять $1,4 \cdot 10^{-8}$ мм/рік. Унаслідок відпалу за температури нанокристалізації відбувається зсув значень потенціалу корозії в анодний бік, що засвідчує на термодинамічну стабільність поверхні до окиснення за рахунок утворених внаслідок відпалу окисно-гідроксидних шарів. Відпал при температурі нанокристалізації (T_1) приводить до стабілізації E_k для всіх досліджуваних сплавів, відповідно, i_{corr} набуває значень 10^{-8} - 10^{-10} А/см². Опір поляризації для наноструктурованих зразків $Al_{87}Dy_5Ni_8$ є найвищим, тому що на межі електрод/розчин переважають анодні процеси, які є причиною утворення щільних оксидних шарів. Відпал при T_2 і T_3 приводить до того, що в аморфній матриці до утворення інтерметалічних сполук зумовлює зсув потенціалу корозії в катодний бік і відбувається ріст струмів корозії, відповідно, опір на межі електрод/розчин різко падає.

1. *Bednarska L., Mudry S., Kovbuz M., Kotur B., Hertsyk O., Haneczok G., Karolus M.* Nanocrystallization and structure of $\text{Fe}_{78.5}\text{Ni}_{1.0}\text{Mo}_{0.5}\text{Si}_{6.0}\text{B}_{14.0}$ amorphous alloy // *J. Non-Cryst. Sol.* 2008. Vol. 354, No. 35–39. P.4359–4362. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2008.06.051>
2. *Bednarska L., Kubisztal J., Budniok A., Kovbuz M., Hertsyk O., Mika T., Kotur B.* Influence of Gd, Dy and Fe doping on electrochemical properties of $\text{Al}_{87}\text{Y}_5\text{Ni}_8$ amorphous metallic alloy // *J. of Physics: Conference Series.* 2011. Vol. 289. P. 012019. DOI: <https://doi.org/10.1088/1742-6596/289/1/012019>
3. *Yatsyshyn M.M., Hertsyk O. M.* Corrosion of metals: laboratory for students of chemical department. 2006. “Ivan Franko” Publishing Center. P. 134.
4. *Zhang L. M., Zhang S. D., Ma A. L., Hu H. X., J. Q. Wang J. Q.* Influence of sealing treatment on the corrosion behavior of HVAF sprayed Al-based amorphous/nanocrystalline coating // *Surf. Coat. Technol.* 2018. Vol. 353. P. 263–273. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.08.086>
5. *Minghao G., Weiyao Lu, Baijun Y., Suode Zh., Jianqiang W.* High corrosion and wear resistance of Al-based amorphous metallic coating synthesized by HVAF spraying // *J. Alloys Compd.* 2018. Vol. 735. P. 1363–1373. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.08.086>
6. *Zhang L. M., Zhang S. D., Ma A. L., Hu H. X., Wang J. Q.* Thermally induced structure evolution on the corrosion behavior of Al–Ni–Y amorphous alloys // *Corr. Sci.* 2018. Vol. 144. P. 172–183. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2018.08.046>
7. *Wang Z., Scudino S., Prashanth K., J. Eckert.* Corrosion properties of high-strength nanocrystalline $\text{Al}_{84}\text{Ni}_7\text{Gd}_6\text{Co}_3$ alloy produced by hot-pressing of metallic glass // *J. Alloys Compd.* 2017. Vol. 707. P. 63–67. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.11.212>
8. *Yasakau K. A., Zheludkevich M. L., Ferreira M. G. S.* Role of intermetallics in corrosion of aluminum alloys. Smart corrosion protection // *Intermetallic Matrix Composites.* 2018. P. 425–462. DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-85709-346-2.00015-7>
9. *Mika T., Karolus M., Haneczok G., Bednarska L., Kotur B.* Influence of Gd and Fe on crystallization of $\text{Al}_{87}\text{Y}_5\text{Ni}_8$ amorphous alloy // *J. of Non-Crystalline Solids.* Vol. 354, 2008., Iss. 27. P. 3099–3106. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2008.01.020>

**CORROSIVE RESISTANCE OF AMORPHOUS ALLOYS OF THE
SYSTEM Al–Ni–RE IN 0.3 % NaCl SOLUTION****Kh. Khrushchik*, M. Lopachak, L. Boichyshyn***Ivan Franko National University of Lviv,
Kyryla i Methodiya Str. 6, 7900 Lviv, Ukraine
e-mail: hrystynahrushchikchemist@ukr.net*

The method of differential scanning calorimetry (DSC) has established the temperature of phase transitions of amorphous metal alloys (AMS) of the Al–Ni–RE system (RE = Y, Dy). The processes of PES formation on the AMS/aqueous solution of 0.3% NaCl and the effect of REM content on the corrosion resistance of the investigated samples were studied. The electrochemical characteristics of corrosion of AMC before and after annealing in the range of scan potential ± 50 mV in 0.3 % solution of NaCl were established.

It is shown that the partial replacement of Y on Dy in the AMC leads to the increase of corrosion resistance, reduction of the quantity of metal ions in the electrode layer, indicating the lowest value of the density of currents of corrosion, which constitute $9,9 \cdot 10^8$ A/cm², and correspondingly the value The rate of corrosion, which constitute $1.4 \cdot 10^{-8}$ mm/year. As a result of the annealing at the temperature of nanocrystalization there is a shift of the potential of corrosion in the anode side, which indicates the thermodynamic stability of the surface to oxidation due to the formed by the outflow of oxide-hydroxyl layers. Annealing at temperature nanocrystalization (T₃) leads to stabilization of the EK for all investigated alloys, respectively I_{corr} acquires values 10^{-8} — 10^{-10} A/cm². Polarization resistance for nanostructured samples of Al₈₇Dy₅Ni₈ is the highest, because on the edge of the electrode/solution the anode processes are dominated, which cause the formation of dense oxide layers. Annealing at T₂ and T₃ leads to the fact that the amorphous matrix to the formation of intermetallic compounds causes the shift potential of corrosion in the cathode side and there is a growth of currents of corrosion, respectively resistance on the boundary of the electrode/mortar falls sharply.

Keywords: amorphous metallic alloys, rare earth metals, thermal annealing, passivation layers, corrosion resistance.

Стаття надійшла до редколегії 01.11.2018

Прийнята до друку 23.01.2019