

PACS numbers: 61.43.Dq, 68.37.Hk, 68.47.De, 81.65.Cf, 81.65.Kn, 81.65.Rv

## **Корозійна тривкість аморфних стопів $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{PZM}_2$ ( $\text{PZM} = \text{Y, Gd, Tb, Dy}$ ) у середовищі $\text{NaCl}$**

М.-О. М. Даниляк, Л. М. Бойчишин

*Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України,  
вулиця Наукова, 5,*

*79060 Львів, Україна*

*\*Львівський національний університет імені Івана Франка,*

*вулиця Університетська, 1,*

*79000 Львів, Україна*

Методом циклічної вольтамперометрії оцінено корозійну тривкість аморфних металевих стопів (AMC)  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{PZM}_2$  ( $\text{PZM} = \text{Y, Gd, Tb, Dy}$ ) у 0,05 М розчині  $\text{NaCl}$ . З'ясовано, що легування стопів 2 ат.-% рідкісноземельним металом сприяє збільшенню корозійної тривкості. Методом сканувальної електронної мікроскопії досліджено морфологію поверхні зразків AMC. Показано, що обробка розчином фторидної кислоти змінює поверхню AMC. Встановлено, що хімічне травлення фторидною кислотою, а також 5-кратне сканування потенціалу призводять до утворення нових захисних оксидно-гідроксидних шарів, які зумовлюють підвищення корозійної тривкості. Зокрема, вміст Y у приповерхневих шарах після взаємодії з розчином фторидної кислоти порівняно з іншими легуваннями стопами є найбільшим.

**Ключові слова:** аморфні металеві стопи, рідкісноzemельні метали, корозійна тривкість, морфологія.

The corrosion resistance of the amorphous metallic alloys (AMAs) of

---

Corresponding author: Mariia-Olena Mykhailivna Danyliak  
E-mail: danyliak-olena@ukr.net

*G. V. Karpenko Physico-Mechanical Institute, N.A.S. of Ukraine,  
5 Naukova Str., UA-79060 Lviv, Ukraine*

*\*Ivan Franko National University of Lviv,  
1 Universytets'ka Str., UA-79000 Lviv, Ukraine*

Citation: M.-O. M. Danyliak and L. M. Boichyshyn, Corrosion Resistance of Amorphous Alloys  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{REM}_2$  ( $\text{REM} = \text{Y, Gd, Tb, Dy}$ ) in  $\text{NaCl}$  Medium, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 7: 977–987 (in Ukrainian) (2020), DOI: [10.15407/mfint.42.07.0977](https://doi.org/10.15407/mfint.42.07.0977).

$\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{REM}_2$  ( $\text{REM} = \text{Y}, \text{Gd}, \text{Tb}, \text{Dy}$ ) in 0.05 M NaCl solution is estimated by cyclic voltammetry. As found, the 2 at.% rare-earth metal (REM) alloying of the alloys promotes corrosion resistance. The surface morphology of the AMAs samples is investigated by scanning electron microscopy method. As shown, a treatment by solution of fluoric acid changes the AMAs surface. As established, the chemical etching by fluoric acid, as well as a fivefold scan of the potential leads to the formation of new protective oxide-hydroxide layers, which cause an increase corrosion resistance. In particular, the content of Y in the surface layers after interaction with the solution of fluoric acid compared to other doped alloys is the highest.

**Key words:** amorphous metallic alloys, rare-earth metals, corrosion resistance, morphology.

(*Отримано 13 серпня 2019 р.; остаточн. варіант — 31 березня 2020 р.*)

## 1. ВСТУП

Аморфні металеві стопи (AMC) характеризуються хімічною однорідністю та відсутністю кристалографічних дефектів, таких як зерна, межі зерен, дислокацій або сегрегацій, які більш реакційноздатні до корозії [1, 2]. Завдяки особливостям структури аморфні стопи проявляють підвищенну корозійну тривкість порівняно з кристалічними стопами [3, 4]. Корозійна тривкість AMC залежить від їхнього елементного складу та їхньої морфології поверхні [5]. Корозійна поведінка багатьох аморфних стопів на основі Zr [6, 7], на основі Ni [8], на основі Ti [9] та на основі Fe [10] вже широко вивчено.

Зокрема, у випадку стопів на основі Феруму  $\text{Fe}-\text{Cu}-\text{Nb}-\text{Si}-\text{B}$  з елементним складом:  $\text{Fe}_{77,5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{2,5}\text{B}_{16}$ ,  $\text{Fe}_{74}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13,5}\text{B}_{8,5}$ ,  $\text{Fe}_{73}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{15,5}\text{B}_{7,5}$  і  $\text{Fe}_{73}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{16,5}\text{B}_{6,5}$  збільшення вмісту Si збільшило корозійну стійкість, як в аморфному, так і в нанокристалічному станах [11]. У випадку стопів  $\text{Fe}_{84}\text{Nb}_7\text{B}_9$ ,  $\text{Fe}_{84}\text{Zr}_7\text{B}_9$  і  $\text{Fe}_{83}\text{Zr}_{3,5}\text{Nb}_{3,5}\text{B}_9\text{Cu}_1$  [12] чи  $\text{Fe}_{60}\text{Cr}_8\text{Nb}_8\text{B}_{24}$  [11] присутність кристалічних фаз сприяє зменшенню корозійної тривкості у 0,5 М розчині  $\text{H}_2\text{SO}_4$ . Аморфні стрічки, що містять Mo, Cr і Nb переважно проявляють покрашенні антикорозійні властивості, які зумовлені спонтанною пасивацією поверхні стопів. Порівняння корозійної тривкості стопів  $\text{Fe}_{68}\text{B}_{20}\text{Cr}_{12}$ ,  $\text{Fe}_{67,7}\text{B}_{20}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{0,3}$ ,  $\text{Fe}_{67,7}\text{B}_{20}\text{Cr}_{12}\text{Nb}_{0,3}$  і  $\text{Fe}_{67,7}\text{B}_{20}\text{Cr}_{12}\text{Nb}_{0,15}\text{Mo}_{0,15}$  показало, що наявність незначного вмісту (0,6 at.%) Mo і/чи Nb збільшує стійкість до рівномірної та виразкової корозії, яка додатково посилюється в присутності обох елементів [13].

Для підвищення корозійної тривкості стопи  $\text{Fe}-\text{B}-\text{Mo}-\text{Gd}$  легують оптимальними кількостями Cr [14]. Порівняння корозійної тривкості стопів  $\text{Fe}_{72}\text{B}_{25}\text{Mo}_3$ ,  $\text{Fe}_{67}\text{B}_{24}\text{Mo}_3\text{Gd}_1\text{Cr}_5$ ,  $\text{Fe}_{62}\text{B}_{24,5}\text{Mo}_3\text{Gd}_{0,5}\text{Cr}_{10}$ ,  $\text{Fe}_{62}\text{B}_{24}\text{Mo}_3\text{Gd}_1\text{Cr}_{10}$ ,  $\text{Fe}_{52}\text{B}_{24}\text{Mo}_3\text{Gd}_1\text{Cr}_{20}$  показало, що корозійна тривкість аморфних стрічок може бути помітно покращена легуванням Cr (до 20 at.%). Із збільшенням вмісту Cr у стрічці, при збільшенні

потенціалу корозії густину струму корозії в 3,5% розчині NaCl зменшується на два порядки [15]. Аморфні стопи на основі перехідних металів легують рідкісноземельними металами (РЗМ), оскільки метали у композиції мають різний атомний радіус, що, насамперед, впливає на формування та стабілізацію аморфного стану і водночас помітно підвищує фізико-хімічні властивості [16].

Аморфні стопи можна використовувати як конструкційні матеріали, фільтри у розчинах різної протогенності чи каталізатори окисно-відновних процесів [17], тому мета нашого дослідження — оцінити корозійну тривкість зразків аморфних стрічок  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{PZM}_2$  ( $\text{PZM} = \text{Y}, \text{Gd}, \text{Tb}, \text{Dy}$ ) у 0,05 М розчині NaCl.

## 2. МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

Стрічки АМС  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{PZM}_2$  ( $\text{PZM} = \text{Y}, \text{Gd}, \text{Tb}, \text{Dy}$ ) з товщиною і шириною  $(20-25) \cdot 10^{-6}$  м і  $3 \cdot 10^{-3}$  м, відповідно, одержано методом спінінгування розтопу в атмосфері гелію на мідному барабані зі швидкістю обертання  $\sim 30$  м/с. Зразки аморфних стопів виготовлено в Інституті металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України [18].

Дослідження зміни корозійної тривкості АМС виконували методом циклічної вольтамперометрії у потенціодинамічному режимі за допомогою потенціостату Potentiostat type EP20 A зі швидкістю сканування потенціалу 50 мВ/с та в межах  $(-1,3-+0,0)$  В у 0,05 М розчині NaCl. Робочим електродом був зразок АМС ( $s = 0,15 \text{ см}^2$ ), срібнохлоридний електрод порівняння марки ЭВЛ-1М1 та допоміжний електрод — платинова пластинка ( $s = 2,0 \text{ см}^2$ ). Схема електрохімічної чарунки: АМС-електрод//розчин NaCl//Ag/AgCl/KCl насичений. За результатами потенціодинамічних досліджень побудовано відповідні поляризаційні криві, за допомогою яких визначали корозійні характеристики зразків АМСу середовищі NaCl.

Мікроскопічні дослідження зразків АМС проводили за допомогою сканувальної електронної мікроскопії та рентгенівського мікроаналізу з використанням електронного мікроскопа PEMMA-102-02.

## 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

На рисунку 1 наведено поляризаційні криві АМС  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{PZM}_2$  ( $\text{PZM} = \text{Y}, \text{Gd}, \text{Tb}, \text{Dy}$ ) у 0,05 М розчині NaCl, за даними яких визначено потенціал ( $E_{\text{кор}}$ ), густину струму ( $i_{\text{кор}}$ ) корозії. З отриманих результатів, бачимо, що легування 2 ат.% РЗМ сприяє підвищенню корозійної тривкості.

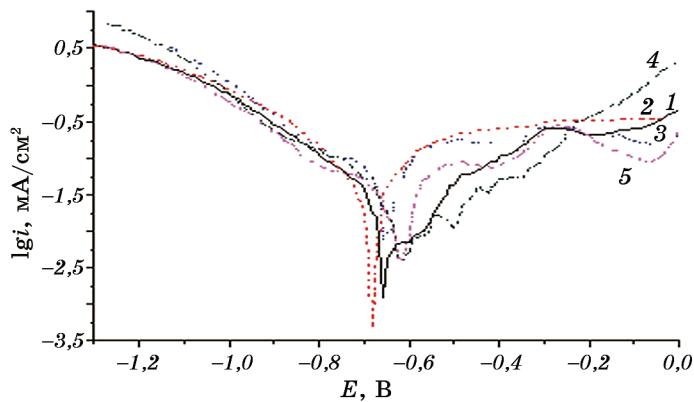
Унаслідок циклічного сканування потенціалу відбувається зміна стану поверхні АМС-електродів. Потенціал корозії усіх вихідних аморфних зразків, який характеризує термодинамічну можливість йонізації поверхні, зсувається у бік додатних значень, і густина

струмів корозії зменшується.

Більшість властивостей металевих матеріалів (наприклад, зносостійкість, корозійна тривкість та каталітична здатність) багато у чому залежать від стану їхньої поверхні, і особливо від оксидного шару, який неминуче формується у навколошньому середовищі [19]. Тому для порівняння можливих антикорозійних захисних властивостей самочинностворених оксидних поверхневих шарів, зразки АМС попередньо витримували у 37% розчині HF протягом 30 с (рис. 2, табл. 1). Форма вольт-амперограмм вихідних АМС та після травлення 37% розчином фторидної кислоти відрізняються, що ймовірно викликано миттєвими змінами подвійного електричного шару [20], особливо, у межах  $\sim -0,5 \text{ В} \rightarrow +0 \text{ В}$ , тобто у області пасивації поверхні (рис. 1, 2).

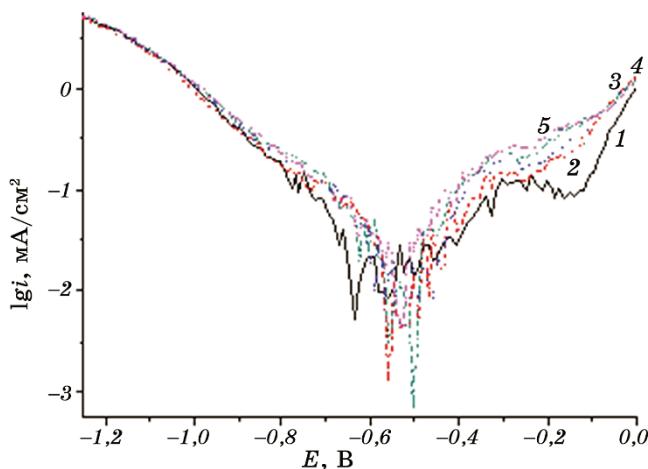
З рисунка 3 бачимо, що зі збільшенням тривалості електрохімічної реакції значення потенціалів корозії збільшуються як і для вихідних, так і оброблених 37% розчином HF зразків АМС. Крім того, травлення фторидною кислотою, а також 5-кратне сканування потенціалу спонукає до утворення нових захисних оксидно-гідроксидних шарів, які зумовлюють підвищення корозійної тривкості.

Унаслідок 5-кратного сканування потенціалу поверхня АМС знає постійного впливу розгортки потенціалу, тому густина струму корозії незначно зростає для всіх АМС легованіх РЗМ (табл. 1). Такі зміни у значеннях  $i_{\text{кор}}$  простежуються, практично, у межах  $10^{-6} \text{ A/cm}^2$ , що дозволяє зробити висновок про стабільність поверхні в умовах експерименту.



**Рис. 1.** Поляризаційні криві (5-ий цикл) АМС  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{PZM}_2$ : 1 —  $\text{Fe}_{84}\text{Nb}_2\text{B}_{14}$ , 2 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$ , 3 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$ , 4 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$ , 5 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Dy}_2$ ; 0,05 М розчин  $\text{NaCl}$ ,  $T = 293 \text{ K}$ .

**Fig. 1.** Polarization curves (5-th cycle) of the  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{REM}_2$  AMAs: 1 —  $\text{Fe}_{84}\text{Nb}_2\text{B}_{14}$ , 2 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$ , 3 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$ , 4 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$ , 5 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Dy}_2$ ; 0.05 M  $\text{NaCl}$  solution,  $T = 293 \text{ K}$ .



**Рис. 2.** Поляризаційні криві (5-ий цикл) стопів  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{P3M}_2$ : 1 —  $\text{Fe}_{84}\text{Nb}_2\text{B}_{14}$ , 2 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$ , 3 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$ , 4 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$ , 5 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Dy}_2$ . Криві знято у 0,05 М розчині  $\text{NaCl}$ ,  $T = 293$  К, після попередньої витримки у 37% розчині  $\text{HF}$ , час травлення — 30 с.

**Fig. 2.** Polarization curves of the  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{REM}_2$  AMAs: 1 —  $\text{Fe}_{84}\text{Nb}_2\text{B}_{14}$ , 2 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$ , 3 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$ , 4 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$ , 5 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Dy}_2$ . The curves obtained in 0.05 M  $\text{NaCl}$  solution,  $T = 293$  K, after pre-exposure in 37% HF solution, time of etching is 30 s.

**ТАБЛИЦЯ 1.** Вплив циклічного сканування потенціалу на густину струму корозії AMC  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{P3M}_2$  у 0,05 М водному розчині  $\text{NaCl}$  до і після витримування у 37% розчині  $\text{HF}$ .

**TABLE 1.** Influence of cyclic potential scan on corrosion current density of the  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{REM}_2$  AMAs in 0.05 M  $\text{NaCl}$  solution before and after etching in 37% HF solution.

AMC	№ циклу	$i_{\text{кор}} \cdot 10^6, \text{A}/\text{cm}^2$	
		До HF	Після HF
$\text{Fe}_{84}\text{Nb}_2\text{B}_{14}$	1	3,94	4,90
	5	1,29	4,07
$\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$	1	1,45	1,06
	5	0,45	1,17
$\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$	1	7,94	6,31
	5	6,76	6,92
$\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$	1	2,24	4,47
	5	2,75	4,68
$\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Dy}_2$	1	8,32	5,01
	5	3,80	8,51

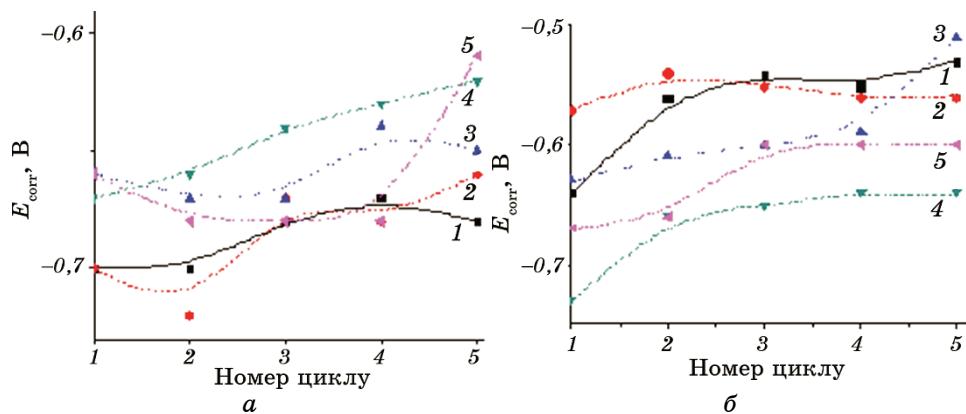
Морфологію поверхні зразків аморфних стопів досліджено методом сканувальної електронної мікроскопії (СЕМ). На рисунку 4 наведено мікрофотографії контактної поверхні стопів  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{PZM}_2$  ( $\text{PZM} = \text{Y}, \text{Gd}, \text{Tb}, \text{Dy}$ ) та показано рельєф, який утворився внаслідок одержання методом спінінгування розтопу на охолоджувальний мідний барабан. Поверхні аморфних стопів мають розвинutий рельєф, що вкритий дефектними оксидними шарами.

Елементний склад контактної поверхні АМС досліджено методом енергодисперсійного аналізу (табл. 2). Із результатів табл. 2 видно, що на поверхні стрічок АМС концентруються на 1,5–2,0 ат.% Феруму більше, ніж закладено у формулі, Nb на поверхні виявлено також у 2 рази більше.

Кількість Fe та Nb всіх легованих РЗМ АМС практично однакова. Концентрація Y та Tb у приповерхневих оксидних шарах порівняно із закладеною у шихті у 1,5 рази вища. Для того, щоб показати руйнування оксидно-гідроксидних шарів, які утворюються під час синтезу стрічок, зразки аморфних стопів витримували 30 с у розчині 37% HF, потім ретельно промивали та контролювали вигляд поверхні АМС.

На мікрофотографіях АМС після кислотного травлення HF простежуються ділянки різної контрастності (рис. 5).

Унаслідок дії 37% розчину фторидної кислоти у приповерхневих

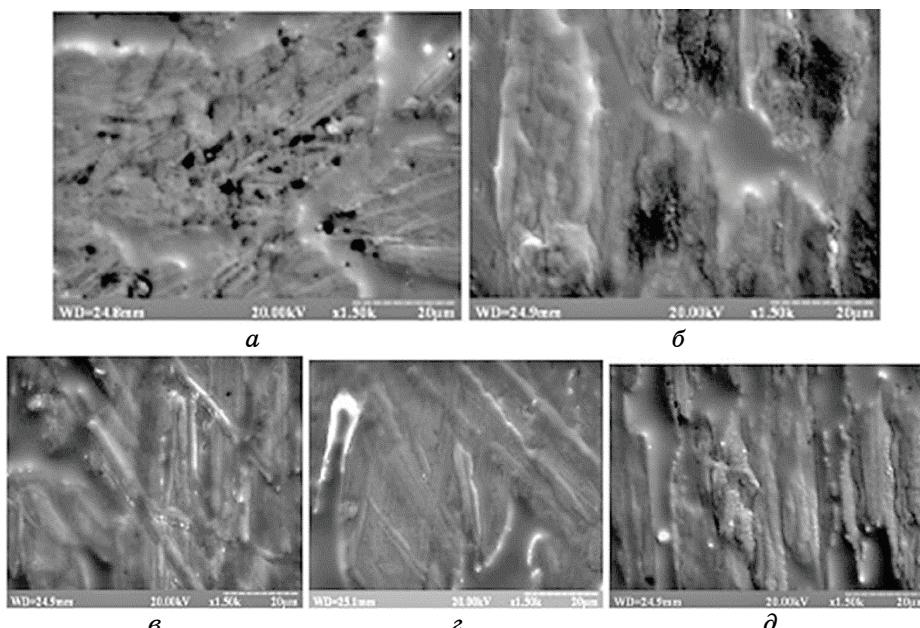


**Рис. 3.** Зміна потенціалів корозії внаслідок циклічного сканування потенціалу АМС (1 —  $\text{Fe}_{84}\text{Nb}_2\text{B}_{14}$ , 2 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$ , 3 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$ , 4 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$ , 5 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Dy}_2$ ) у 0,05 М водному розчині  $\text{NaCl}$  (а) і у 0,05 М розчині  $\text{NaCl}$  попередньо оброблених 37% розчином HF (б).

**Fig. 3.** Change of corrosion potential due to cyclic potential scanning of the AMAs (1 —  $\text{Fe}_{84}\text{Nb}_2\text{B}_{14}$ , 2 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$ , 3 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$ , 4 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$ , 5 —  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Dy}_2$ ) in 0.05 M  $\text{NaCl}$  solution (a) and in 0.05 M  $\text{NaCl}$  solution with pre-etching in 37% HF solution (b).

шарах відбуваються кількісні зміни, які оцінено методом енергодисперсійного аналізу (табл. 2).

Як видно із результатів табл. 2 на контактній поверхні вихідних стопів кількість РЗМ до та після контакту з кислотою HF змінюється.



**Рис. 4.** СЕМ-зображення контактної поверхні АМС зі збільшенням  $\times 1500$ :  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}$  (а),  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$  (б),  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$  (с),  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$  (д),  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Dy}_2$  (е).

**Fig. 4.** SEM-images of contact surface of AMA:  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}$  (а),  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$  (б),  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$  (с),  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$  (д),  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Dy}_2$  (е),  $\times 1500$ .

**ТАБЛИЦЯ 2.** Концентрація (в ат.%) компонентів на контактній поверхні АМС до і після витримування у 37% розчині HF.

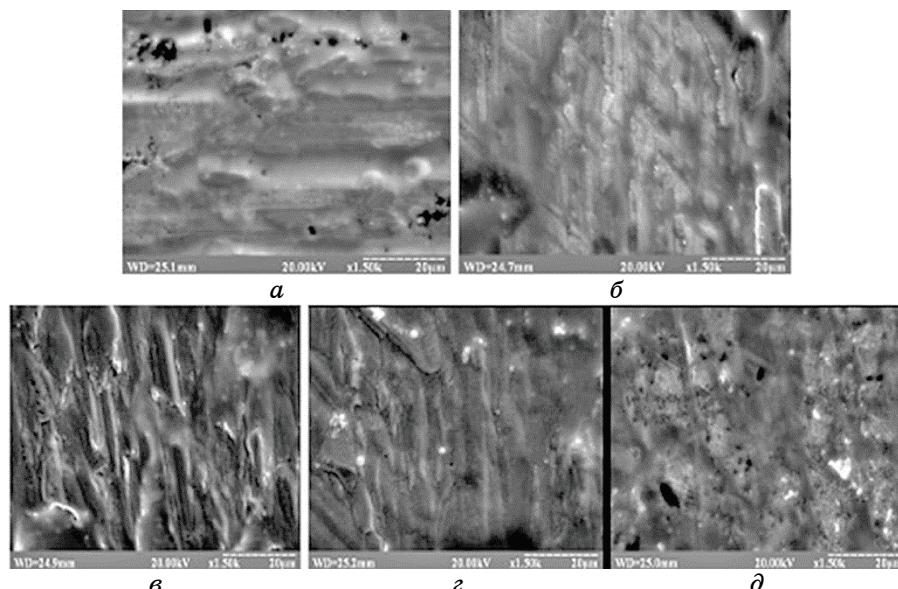
**TABLE 2.** Concentration (in at.%) of components on the contact surface of the AMAs before and after of treatment in 37% HF solution.

АМС	До HF				Після HF			
	Fe	Nb	B + O	REM	Fe	Nb	B + O	REM
$\text{Fe}_{84}\text{Nb}_2\text{B}_{14}$	87,0	4,4	8,6	—	87,1	4,9	8,0	—
$\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$	82,2	4,6	10,2	3,0	81,3	4,2	11,8	2,7
$\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$	84,9	4,7	8,7	1,7	82,3	4,3	11,2	2,2
$\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$	83,2	4,4	9,1	3,3	83,0	4,4	11,7	0,9
$\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Dy}_2$	83,8	4,0	10,8	1,4	83,4	4,4	11,2	0,9

ся. Майже втрічі зменшується концентрація Tb на поверхні, це означає, що Tb бере участь у формуванні оксидно-гідроксидних шарів і легко розчинившись в HF залишає поверхню, аналогічно і Dy. Gd не може інтеркалюватись у структуру оксидних шарів і, таким чином, концентрується у приповерхневих оксидних шарах. Відповідно, корозію досліджуваних АМС можна представити як процес селективного розчинення РЗМ, які є активнішими порівняно із заливом та ніобієм (електродні потенціали:

$$E_{\text{Fe}^0/\text{Fe}^{+2}}^0 = -0,44 \text{ В}, \quad E_{\text{Y}^0/\text{Y}^{+3}}^0 = -2,37 \text{ В}, \quad E_{\text{Gd}^0/\text{Gd}^{+3}}^0 = -2,40 \text{ В}, \\ E_{\text{Dy}^0/\text{Dy}^{+3}}^0 = -2,35 \text{ В}, \quad E_{\text{Tb}^0/\text{Tb}^{+3}}^0 = -2,39 \text{ В},$$

за рахунок чого в поверхневих шарах стопу виникають вакансії, у напрямі яких відбувається дифузія більш корозійностійких елементів, що приводить до зміни кінетики розчинення поверхні стопу, яка також пов'язана з енергією  $E_{\text{ioniz}}$  іонізації переходу  $M^0 \rightarrow M^+$ , котра для РЗМ є найнижчою та становить для: Y — 615,4, Dy — 567,0, Gd — 594,2, Tb — 569,0 кДж/моль, тоді як для Fe — 759,1,



**Рис. 5.** СЕМ-зображення контактної поверхні АМС зі збільшенням  $\times 1500$ :  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}$  (а),  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$  (б),  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$  (с),  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$  (д),  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Dy}_2$  (д) попередньо витриманих у розчині HF, час травлення 30 с.

**Fig. 5.** SEM-images of contact surface of AMA:  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}$  (a),  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$  (б),  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$  (с),  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$  (д),  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Dy}_2$  (д),  $\times 1500$ , pre-immersed in 37% HF solution, time of treatment is 30 s.

Nb — 663,6 кДж/моль, а для В — 800,6 кДж/моль [21].

#### 4. ВИСНОВКИ

Отже, легування АМС-електродів 2 ат.% РЗМ спричиняє збільшення корозійної тривкості. Стоп легований Gd є корозійнотривкішим серед легованих АМС  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{PZM}_2$  (РЗМ = Y, Gd, Tb, Dy) у 0,05 М водному розчині NaCl. Під час тривалого контакту поверхні АМС з агресивним середовищем в умовах циклічного сканування потенціалу тривкість усіх вихідних аморфних стопів підвищується. Хімічне травлення фторидною кислотою з наступною поляризацією підсилює корозійну тривкість досліджених АМС  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{PZM}_2$  (РЗМ = Y, Gd, Tb, Dy).

#### ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. H. Xia, Q. Chen, and Ch. Wang, *J. Rare Earths*, **35**: 406 (2017).
2. W. J. Botta, J. E. Berger, C. S. Kiminami, V. Roche, R. P. Nogueira, and C. Bolfarini, *J. Alloys Compd.*, **586**: S105 (2013).
3. M. M. Vasić, T. Žák, N. Pizúrová, P. Roupčová, D. M. Minić, and D. M. Minić, *J. Non-Cryst. Solids*, **500**: 326 (2018).
4. D. D. Coimbrão, G. G. Zepon, Y. Koga, F. H. Paes de Almeida, D. A. Godoy Pérez, V. Roche, J.-C. Lepretre, A. M. Jorge Jr., C. S. Kiminami, C. Bolfarini, A. Inoue, and W. J. Botta, *J. Alloys Compd.*, **826**: 154123 (2020).
5. Л. Бойчишин, М.-О. Даниляк, В. Андрусик, *Вісник Львівського університету. Серія хімічна*, **59**: 491 (2018).
6. R. Wang, Y. Wang, J. Yang, J. Sun, and L. Xiong, *J. Non-Cryst. Solids*, **411**: 45 (2015).
7. A. Inoue, *Acta Mater.*, **48**: 279 (2000).
8. A. P. Wang, X. C. Chang, W. L. Hou, and J. Q. Wang, *Corros. Sci.*, **49**: 2628 (2007).
9. J.-L. Gu, Y. Shao, Sh.-F. Zhao, S.-Y. Lu, G.-N. Yang, Sh.-Q. Chen, and K.-Fu. Yao, *J. Alloys Compd.*, **725**: 573 (2017).
10. Sh. Zheng, J. Li, J. Zhang, K. Jiang, X. Liu, Ch. Chang, and X. Wang, *J. Non-Cryst. Solids*, **493**: 33 (2018).
11. G. Y. Koga, R. P. Nogueira, V. Roche, A. R. Yavari, A. K. Melle, J. Gallegod, C. Bolfarini, C. S. Kiminami, and W. J. Botta, *Surf. Coat. Tech.*, **254**: 238 (2014).
12. C. A. C. Souza, M. F. Oliveira, J. E. May, W. J. Botta, N. A. Mariano, S. E. Kuri, and C. S. Kiminami, *J. Non-Cryst. Solids*, **273**: 282 (2000).
13. C. S. Kiminami, C. A. C. Souza, L. F. Bonavina, L. R. P. A. Lima, S. Suricach, M. D. Bary, C. Bolfariniand, and W. J. Botta, *J. Non-Cryst. Solids*, **356**: 2651 (2010).
14. J. Moonand and S. Yi, *Met. Mater. Int.*, **22**: 825 (2016).
15. J.-S. Park, J. Kim, and S.-H. Yi, *Ann. Nucl. Energy*, **109**: 365 (2017).
16. О. Герцик, Л. Бойчишин, М. Ковбуз, Б. Котур, *Вісник Львівського універ-*

- ситету. Серія хімічна*, **54**: 383 (2013).
17. X. H. Zhang, Y. Q. Zeng, L. Yin, J. Q. Jiang, Y. Pan, R. Li, L. Liu, T. Li, and K. C. Chan, *Corros. Sci.*, **141**: 109 (2018).
  18. B. K. Носенко, *Вісник Національної академії наук України*, **4**: 68 (2015).
  19. Zh. Xu, Y. Xu, A. Zhang, J. Wang, and Z. Wang, *J. Mater. Sci. Technol.*, **34**: 1977 (2018).
  20. P. P. Салем, *Теория двойного слоя* (Москва: Физматлит: 2003).
  21. H. C. Ахметов, *Общая и неорганическая химия* (Москва: Высшая школа: 2001).

## REFERENCES

1. H. Xia, Q. Chen, and Ch. Wang, *J. Rare Earths*, **35**: 406 (2017).
2. W. J. Botta, J. E. Berger, C. S. Kiminami, V. Roche, R. P. Nogueira, and C. Bolfarini, *J. Alloys Compd.*, **586**: S105 (2013).
3. M. M. Vasić, T. Žák, N. Pizúrová, P. Roupcová, D. M. Minić, and D. M. Minić, *J. Non-Cryst. Solids*, **500**: 326 (2018).
4. D. D. Coimbrão, G. G. Zepon, Y. Koga, F. H. Paes de Almeida, D. A. Godoy Pérez, V. Roche, J.-C. Lepretre, A. M. Jorge Jr., C. S. Kiminami, C. Bolfarini, A. Inoue, and W. J. Botta, *J. Alloys Compd.*, **826**: 154123 (2020).
5. L. Boychishyn, M.-O. Danylyak, and V. Andrusyk, *Visnyk Lvivskoho Universytetu. Seriya Khimichna*, **59**: 491 (2018) (in Ukrainian).
6. R. Wang, Y. Wang, J. Yang, J. Sun, and L. Xiong , *J. Non-Cryst. Solids*, **411**: 45 (2015).
7. A. Inoue, *Acta Mater.*, **48**: 279 (2000).
8. A. P. Wang, X. C. Chang, W. L. Hou, and J. Q. Wang, *Corros. Sci.*, **49**: 2628 (2007).
9. J.-L. Gu, Y. Shao, Sh.-F. Zhao, S.-Y. Lu, G.-N. Yang, Sh.-Q. Chen, and K.-Fu. Yao, *J. Alloys Compd.*, **725**: 573 (2017).
10. Sh. Zheng, J. Li, J. Zhang, K. Jiang, X. Liu, Ch. Chang, and X. Wang, *J. Non-Cryst. Solids*, **493**: 33 (2018).
11. G. Y. Koga, R. P. Nogueira, V. Roche, A. R. Yavari, A. K. Melle, J. Gallegod, C. Bolfarini, C. S. Kiminami, and W. J. Botta, *Surf. Coat. Tech.*, **254**: 238 (2014).
12. C. A. C. Souza, M. F. Oliveira, J. E. May, W. J. Botta, N. A. Mariano, S. E. Kuri, and C. S. Kiminami, *J. Non-Cryst. Solids*, **273**: 282 (2000).
13. C. S. Kiminami, C. A. C. Souza, L. F. Bonavina, L. R. P. A. Lima, S. Suricach, M. D. Bary, C. Bolfariniand, and W. J. Botta, *J. Non-Cryst. Solids*, **356**: 2651 (2010).
14. J. Moonand and S. Yi, *Met. Mater. Int.*, **22**: 825 (2016).
15. J.-S. Park, J. Kim, and S.-H. Yi, *Ann. Nucl. Energy*, **109**: 365 (2017).
16. O. Hertsyk, L. Boychishyn, M. Kovbuz, and B. Kotur, *Visnyk Lvivskoho Universytetu. Seriya Khimichna*, **54**: 383 (2013) (in Ukrainian).
17. X. H. Zhang, Y. Q. Zeng, L. Yin, J. Q. Jiang, Y. Pan, R. Li, L. Liu, T. Li, and K. C. Chan, *Corros. Sci.*, **141**: 109 (2018).
18. V. K. Nosenko, *Visnyk Natsionalnoi Akademii Nauk Ukrayny*, **4**: 68 (2015)

- (in Ukrainian).
- 19. Zh. Xu, Y. Xu, A. Zhang, J. Wang, and Z. Wang, *J. Mater. Sci. Technol.*, **34**: 1977 (2018).
  - 20. R. R. Salem, *Teoriya Dvoynogo Sloya* [Double Layer Theory] (Moscow: Fizmatlit: 2003) (in Russian).
  - 21. N. S. Akhmetov, *Obshchaya i Neorganicheskaya Khimiya* [General and Inorganic Chemistry] (Moscow: Vysshaya Shkola: 2001) (in Russian).