

О.М. Герцик, Т.Г. Переверзева, М.О. Ковбуз, Л.М. Бойчишин

ВПЛИВ НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНОЇ ОБРОБКИ НА ВЛАСТИВОСТІ АМОРФНИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА

Львівський національний університет імені Івана Франка
вул. Кирила і Мефодія, 6, Львів, 79005 Україна, E-mail: o_hertsyk@yahoo.com

Електрохімічними методами та рентгеноструктурним аналізом досліджено вплив низькотемпературної обробки ($T = 77\text{ K}$) на структуру та хімічний опір аморфного металевого сплаву $\text{Fe}_{80}\text{Si}_6\text{B}_{14}$ у 0.5 M водному розчині NaCl . Показано, що такі умови модифікації зразків $\text{Fe}_{80}\text{Si}_6\text{B}_{14}$ не викликають змін їх структури, однак сприяють зниженню їх здатності розчинятися в 0.5 M водному розчині NaCl .

Ключові слова: сплави на основі заліза, низькотемпературна обробка, хімічний опір, корозійна стійкість

ВСТУП

Властивості аморфних металевих сплавів (АМС) та можливості їхнього практичного застосування визначаються, в першу чергу, структурою та елементним складом. Так, АМС на основі заліза з близькою до нуля магнітострикцією, високою початковою магнітною проникністю і надзвичайно низьким рівнем її втрат є конструкційними матеріалами для виробів електронної та електричної техніки [1, 2]. Виготовлення пристроїв електронно-променевої техніки з магнітної стрічки дозволяє збільшити їх ефективність з одночасним зменшенням розміру та маси. Розширення сфер використання АМС на базі заліза зумовлює необхідність оцінки впливу різних факторів, зокрема, змінного магнітного поля, високотемпературної та низькотемпературної обробки на їх хімічний опір в агресивних середовищах [3, 4]. Комплексне вивчення хімічної активності базового аморфного сплаву типу Fe-Si-B визначає доцільність його експлуатації в різних областях техніки і є актуальною як науковою, так і прикладною проблемою. З іншого боку, такими зовнішніми впливами можна модифікувати поверхню сплавів і задавати необхідні їй фізико-хімічні властивості.

Важлива особливість, притаманна структурі всіх без винятку аморфних сплавів, полягає у тому, що атомний ансамбль має ближній порядок. Якщо топологічний ближній порядок, який описує ступінь локального

упорядкування за типом кристала, не має аналога в звичайних кристалах, то хімічний (композиційний) ближній порядок, який описує тенденцію атомів оточувати себе атомами визначеного типу, близький до того, який майже завжди є в багатокомпонентних кристалах [5, 6]. Більше того, способи кількісного опису композиційного ближнього порядку в аморфних системах [7] і ближнього порядку в кристалах [8] по суті однакові. Таким чином, складається цікава ситуація: структурний стан, який знаходиться на різних полюсах атомно-кристалічної упорядкованості, можна описати спільними закономірностями і ті уявлення, які характерні для ближнього атомного порядку в упорядкованих кристалах, можуть бути з успіхом застосовані для опису атомної кореляції в неупорядкованих системах [9].

Оскільки всі аморфні сплави є метастабільними при кімнатній температурі, характер міжатомної взаємодії різних компонентів є одним з важливих параметрів системи. В більшості випадків абсолютно хаотичний характер розташування атомів різного сорту не реалізується і хімічний склад навколо атомів кожного з компонентів сплаву відрізняється від середнього. Зрозуміло, в такому випадку система має композиційно ближній порядок [10], що визначає її фізико-хімічні особливості.

Дослідження структури, складу та властивостей аморфних сплавів при

температурах нижче кімнатної зустрічаються дуже рідко. Що стосується структурних та композиційних змін в аморфних металевих сплавах, охолоджених до низьких температур, питання залишається практично відкритим. В роботі [11] було досліджено зміни композиційно-фазового складу поверхні аморфного сплаву $Fe_{73}Cu_1Nb_3Si_{15.8}B_{7.2}$ в процесі динамічного охолодження до температур рідкого азоту та наступного відігріву до кімнатної температури. Отримані результати свідчать, що охолодження до $-155\text{ }^{\circ}\text{C}$ та наступний нагрів до кімнатної температури викликають зміни в поверхневому складі, які пов'язані, головним чином, із сегрегацією компонентів сплаву. При охолодженні сплаву спочатку відбувається поверхнева сегрегація легуючих компонентів (B, Si), яка, досягнувши максимуму приблизно при $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$, змінюється на зростаючу сегрегацію основного компоненту (Fe), що супроводжується відходом бору та кремнію і посиленням збіднення поверхні на ці елементи. Процеси та трансформації, які відбуваються в сплаві із зменшенням температури та приводять до появи кросоверу в поверхневій сегрегації в критичній точці приблизно при $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$, є оборотними і можуть бути пояснені перерозподілом атомів в полі пружної деформації. В процесі відігрівання зразка вони викликають подібні екстремуми у поверхневому вмісті компонентів в діапазоні $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ та майже повне відновлення вихідного поверхневого складу при кімнатній температурі. Охолодження сплаву супроводжується дисоціативною адсорбцією води із залишкової атмосфери з формуванням гідроксидів заліза, кремнію та ніобію. При відігріванні сплаву від $-155\text{ }^{\circ}\text{C}$ до кімнатної температури композиційно-фазовий стан поверхні практично відновлюється.

Аморфні металеві сплави мають високу корозійну стійкість, що в ряді випадків перевищує на декілька порядків таку нержавіючих сталей. Тому сфера їх застосування постійно розширюється: у серійних виробках протипожежної та телевізійної техніки, приладобудуванні, у виробництві магнітних головок та застосуванні їх у звуко- та відеозаписі. Завдяки різним властивостям аморфні металеві сплави є не тільки об'єктами для фундаментальних

наукових досліджень, а й новим класом промислових матеріалів, призначених для застосування в реальних приладах і пристроях сучасної техніки.

Мета нашого дослідження полягала у виявленні впливу низькотемпературної модифікації на антикорозійну тривкість стрічки аморфного металевого сплаву $Fe_{80}Si_6B_{14}$.

ОБ'ЄКТИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Об'єктом дослідження впливу низькотемпературної модифікації АМС обрано аморфний сплав $Fe_{80}Si_6B_{14}$, що не містить металічних елементів окрім Fe. Вихідні зразки отримані методом надшвидкого гартування розплаву (10^6 K/c) на обертовому мідному барабані у вигляді стрічки завширшки 20 мм, завтовшки 35 мкм.

Дослідження впливу низькотемпературної модифікації АМС на величину потенціалу електрода в агресивному середовищі (0.5 М водному розчині NaCl) на певному проміжку часу у відсутності зовнішньої напруги проводилися на потенціостаті ПИ-50-1.

Оцінка зміни корозійної тривкості стрічки АМС у агресивному середовищі 0.5 М водного розчину NaCl проводилась також методом циклічної вольтамперометрії в потенціодинамічному режимі з автоматичною розгорткою в часі заданого потенціалу поверхні металу в межах $-1.5\div 1.0\text{ V}$, який дозволяє не лише реєструвати утворення та нагромадження продуктів електрохімічних процесів, але й також контролювати їхні послідовні перетворення. Вимірювання проводились за три-електродною схемою: робочий електрод – пластинка АМС ($s = 0.15\text{ cm}^2$), хлорсрібний електрод порівняння та допоміжний електрод – платинова пластинка. Використовували потенціостат ПИ-50-1. Параметри електрохімічної корозії: струм корозії ($i_{\text{кор}}$) і потенціал корозії ($E_{\text{кор}}$) визначались на основі напівлогарифмічних вольтамперограм із застосуванням комп'ютерної програми.

Дослідження методом електрохімічної імпедансної спектроскопії проводили з використанням приладу Autolab[®]/PGSTAT-20 з частотним аналізатором та диференціальним електрометричним підсилювачем Eco Chemie B.V. the Netherlands з подальшою обробкою відповідними

комп'ютерними програмами ZView та GamrySoftware. Для розрахунку складових імпедансу використовували схему, складену з двох резисторів та конденсатора ($R_1(Q_{dl}R_2)$), де R_1 – опір електроліту, R_2 – опір перенесення заряду та Q_{dl} – елемент сталої фази, що характеризує ємність подвійного шару.

Дифрактограми зразків АМС знімалися на дифрактометрі ДРОН-3,0М (CuK_{α} -випромінювання; Ni-фільтр) в неперервному режимі $\theta \rightarrow 2\theta$ сканування з відміткою кута через 1 градус.

Криві диференціальної скануючої калориметрії для вихідних аморфних сплавів отримані на калориметрі Perkin-Elmer Pyris 1 із швидкістю нагрівання зразків 10 К/хв. Отримані дані оброблені за допомогою стандартного прикладного програмного забезпечення до приладу.

Низькотемпературна обробка зразків АМС полягала у витримуванні із різною тривалістю (0.5–3.0 год) у рідкому азоті (N_2) при $T = 77$ К.

РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХНЄ ОБГОВОРЕННЯ

Потенціометричне дослідження зразків АМС після попередньої низькотемпературної обробки показало, що така модифікація зумовлює пасивацію поверхні обох боків стрічки, що відображається зсувом значень потенціалів в анодний бік внаслідок перебування зразків при 77 К протягом

0.5–2.0 год (рис. 1, табл. 1). Як контактний, так і зовнішній боки стрічки піддаються найбільш помітній пасивації внаслідок двогодинної експозиції ($\Delta E_k \sim 0.1$ В), при більшій тривалості охолодження кінцеві значення потенціалів мало відрізнялись від значень вихідного зразка ($\Delta E_k \sim 0.01$ В). Необхідно відмітити, що все-таки покращенню корозійної стійкості зовнішнього боку сприяло вже і коротше, наприклад, 0.5 і 1.0 год, перебування при 77 К ($\Delta E_k \sim 0.08$ В). Загалом відносно невеликі коливання потенціалів охолоджених і вихідних зразків в межах 0.08–0.10 В свідчать про стійкість аморфного сплаву $Fe_{80}Si_6B_{14}$ до низькотемпературної обробки.

Характер наведених дифрактограм (рис. 2) свідчить про відсутність помітних змін структури сплаву, зразки залишаються рентгеноаморфними. Очевидно, змін зазнає лише приповерхневий шар, який відповідає за електрохімічну поведінку аморфного сплаву.

Відомо [12], що попередня криогенізація бінарного сплаву $Fe_{83}B_{17}$ підвищує його термічну стабільність на 80 К, а у випадку багатокомпонентних – на 20–40 К. Додавання Si та інших високотемпературних легуючих добавок (Mo, Nb) гальмує дифузію бору, отже і процес кристалізації. Очевидно, переміщення атомів після криогенної термообробки також загальмовані і об'ємні характеристики залишаються незмінними.

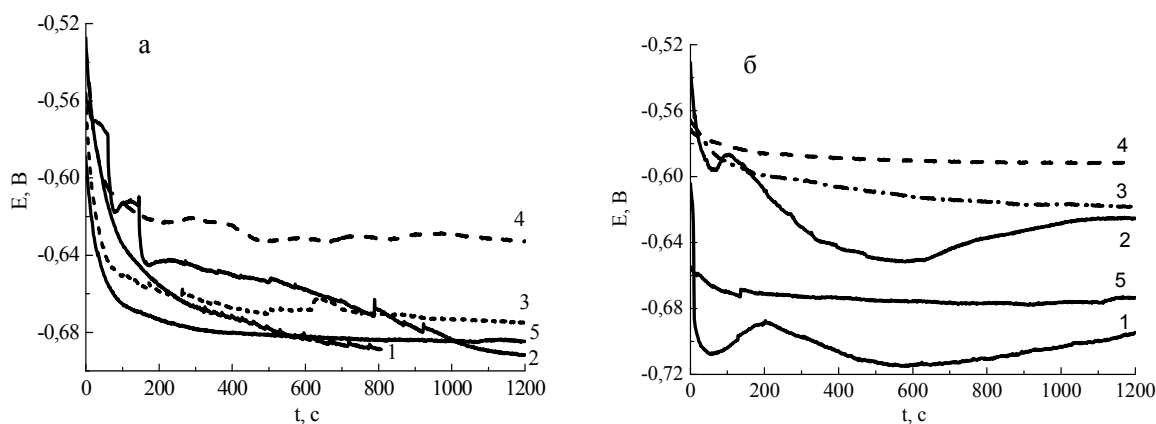


Рис. 1. Кінетика встановлення значення вільного потенціалу контактного (а) та зовнішнього (б) боків стрічки АМС $Fe_{80}Si_6B_{14}$ (1) у 0.5 М водному розчині NaCl, витриманої попередньо при $T = 77$ К протягом 0.5 (2), 1 (3), 2 (4), 3 год (5)

Таблиця 1. Зміна вільного потенціалу контактного та зовнішнього боків стрічки АМС Fe₈₀Si₆B₁₄, попередньо витриманої при T = 77 К у 0.5 М водному розчині NaCl

Тривалість охолодження, год	Бік*	-E ₀ , В	-E _к , В	ΔE, В	v ₆₀ ·10 ⁴ , В/с
–	к	0.56	0.69	0.14	3.1
	з	0.49	0.59	0.09	1.4
0.5	к	0.56	0.68	0.12	1.5
	з	0.57	0.62	0.05	3.3
1.0	к	0.53	0.63	0.09	1.2
	з	0.57	0.59	0.02	1.3
2.0	к	0.56	0.61	0.05	3.5
	з	0.65	0.67	0.01	2.1
3.0	к	0.56	0.69	0.14	3.1
	з	0.49	0.59	0.09	1.4

* к – контактний, з – зовнішній

Оцінка корозійної тривкості сплаву методом циклічної вольтамперометрії (табл. 2) виявила нелінійну залежність корозійних характеристик АМС Fe₈₀Si₆B₁₄, підданих низькотемпературній обробці. Результати вольтамперометричних вимірів узгоджуються з хронопотенціометричними. Багаторазове циклічне сканування потенціалу знижує корозійну опірність поверхні АМС, але збільшення тривалості криогенної обробки не підвищує розчинення металевих складових захищеної поверхні.

У випадку контактного боку зразка триваліше перебування АМС Fe₈₀Si₆B₁₄ при 77 К (2.0 та 3.0 год) викликає пасивацію зразків у агресивному середовищі NaCl, що зумовлює позитивніші значення потенціалів корозії та нижчі струми корозії (рис. 3). Для зовнішнього боку сплаву навпаки триваліше охолодження є згубним для захисних поверхневих шарів, тоді

як тривале перебування (0.5 та 1.0 год) у рідкому азоті знижує струми корозії сплаву і робить його потенціали корозії додатнішими, що свідчить про підвищення корозійної тривкості зразків після низькотемпературної модифікації і, відповідно, гомогенізацію аморфного стану.

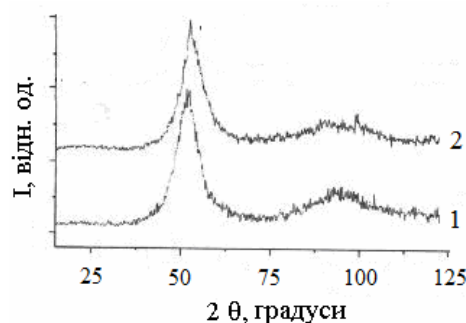


Рис. 2. Дифрактограми АМС Fe₈₀Si₆B₁₄ до (1) і після 3-годинної експозиції при 77 К (2)

Таблиця 2. Електрохімічні параметри корозії контактного та зовнішнього боків стрічки, попередньо охолоджених АМС Fe₈₀Si₆B₁₄ у 0.5 М водному розчині NaCl в залежності від кількості циклів сканування потенціалу

Цикл	Обробка									
	Охолодження T = 77 К									
	–		0.5 год		1.0 год		2.0 год		3.0 год	
	-E _{кор} , В	i _{кор} ·10 ⁴ , А/см ²	-E _{кор} , В	i _{кор} ·10 ⁴ , А/см ²	-E _{кор} , В	i _{кор} ·10 ⁴ , А/см ²	-E _{кор} , В	i _{кор} ·10 ⁴ , А/см ²	-E _{кор} , В	i _{кор} ·10 ⁴ , А/см ²
1	0.60	2.72	1.02	1.91	1.03	1.89	0.64	0.62	0.90	3.21
	0.60	3.34	0.70	0.95	0.68	0.87	0.78	0.80	0.68	1.29
5	0.76	2.45	0.94	2.68	1.07	0.79	0.73	0.55	0.68	0.85
	0.81	3.42	0.72	0.80	0.78	2.89	0.91	0.83	0.69	1.20
10	0.78	3.63	0.76	0.98	1.05	1.39	0.76	0.49	0.72	1.20
	0.81	2.72	0.75	1.22	0.79	0.49	1.00	1.23	0.74	1.09

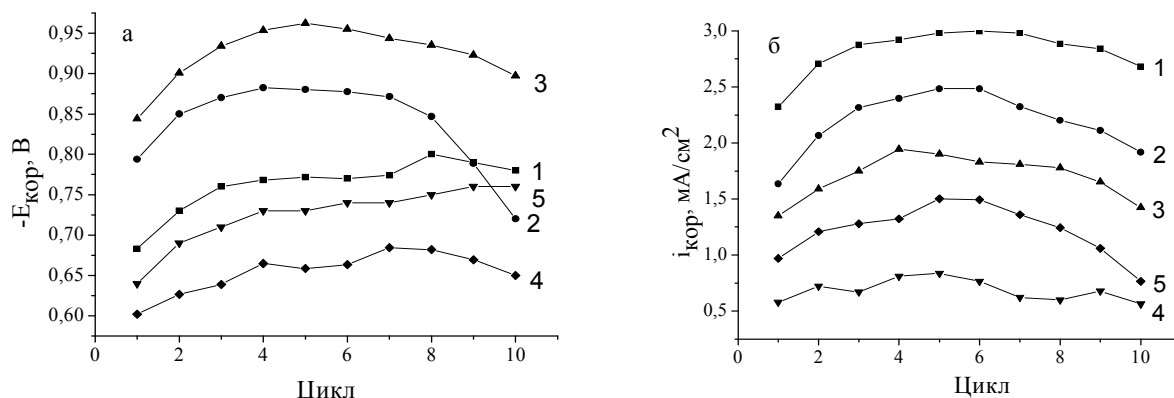


Рис. 3. Зміна потенціалів корозії $E_{кор}$ (а) та струмів корозії $i_{кор}$ (б) у 0.5 М водному розчині NaCl контактного боку стрічки АМС $Fe_{80}Si_6B_{14}$ вихідного (1) та підданого охолодженню протягом 0.5 (2), 1 (3), 2 (4) та 3 год (5) при $T = 77$ К

З метою детальнішого визначення різниці електрохімічних характеристик контактної та зовнішньої поверхонь стрічки АМС використано електрохімічну імпедансну спектроскопію (ЕІС), за допомогою якої визначено опір приелектродного електроліту R_1 , опір перенесення заряду R_2 (Ом на одиницю площі електрода) та ємність подвійного електричного шару $Q_{dl} \cdot 10^{-4}$, Ф·см⁻². Аналіз результатів (табл. 3), отриманих для вихідних та охолоджених зразків сплаву, показав, що найбільший опір поверхневих плівок сплавів спостерігається на контактному боці стрічки.

Одержані результати можна пояснити тим, що проведена криогенна обробка аморфних сплавів приводить до істотного зміщення фазової рівноваги в гетерогенній системі: аморфна матриця – заморожені центри кристалізації. Під час низькотемпературної модифікації аморфних сплавів

відбувається подрібнення попередньо сформованих центрів кристалізації, присутніх у вихідних зразках [12, 13]. Цей ефект також підтверджується підвищенням температури інтенсивної кристалізації зразків, витриманих 2–3 год при 77 К, у порівнянні з вихідними (рис. 4).

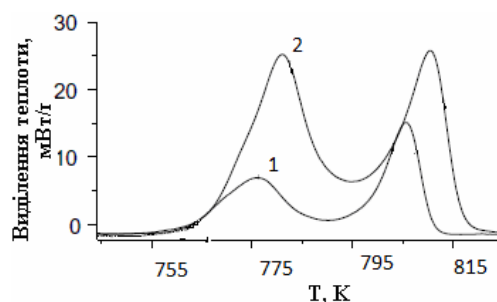


Рис. 4. ДСК криві стадій кристалізації АМС $Fe_{80}Si_6B_{14}$, вихідного (1) та підданого 3-х годинній низькотемпературній обробці (2)

Таблиця 3. Параметри ЕІС АМС $Fe_{80}Si_6B_{14}$, різнотривало охолоджених при $T = 77$ К у 0.5 М водному розчині NaCl

Тривалість охолодження, год	Бік	R_1 , Ом	R_2 , Ом	$Q_{dl} \cdot 10^4$, Ф·см ⁻²	-E, В
–	к	11.12	886	1.97	0.62
	з	14.57	253	0.93	0.59
3	к	16.37	650	3.08	0.60
	з	12.85	940	1.45	0.60
24	к	11.40	739	4.27	0.63
	з	14.95	523	0.96	0.56

ВИСНОВКИ

Після низькотемпературної обробки ($T = 77$ K) зразків АМС $Fe_{80}Si_6B_{14}$ вони залишаються аморфними. Очевидно, змін зазнає лише приповерхневий шар, який відповідає за електрохімічну поведінку аморфного сплаву. Потенціометричне дослідження зразків АМС після попередньої низькотемпературної обробки показало, що така модифікація зумовлює пасивацію поверхні обох боків стрічки у 0.5 М водному розчині NaCl. Багаторазове циклічне сканування потенціалу знижує корозійну опірність

поверхні АМС $Fe_{80}Si_6B_{14}$ у 0.5 М водному розчині NaCl, але збільшення тривалості криогенної обробки не підвищує розчинення металевих складових захищеної поверхні.

Отже, попередня низькотемпературна обробка не викликає змін структури досліджуваних зразків, однак сприяє зниженню їх здатності розчинятися в 0.5 М водному розчині NaCl у зв'язку з ущільненням захисних покривів. Отримані результати підтверджують можливість тривалого використання аморфного сплаву $Fe_{80}Si_6B_{14}$ в екстремальних умовах, таких як космос [14].

Влияние низкотемпературной обработки на свойства аморфных сплавов на основе железа

О.М. Герцик, Т.Г. Переверзева, М.А. Ковбуз, Л.М. Бойчишин

Львовский государственный университет имени Ивана Франко
ул. Кирилла и Мефодия, 6, Львов, 79005, Украина, o_hertsyk@yahoo.com

Электрохимическими методами и рентгеноструктурным анализом исследовано влияние низкотемпературной обработки ($T = 77$ K) на структуру и химическое сопротивление аморфного металлического сплава $Fe_{80}Si_6B_{14}$ в 0.5 М водном растворе NaCl. Продемонстрировано, что такие условия модификации образцов $Fe_{80}Si_6B_{14}$ не вызывают изменения структуры, но снижают их способность к растворению в 0.5 М водном растворе NaCl.

Ключевые слова: сплавы на основе железа, низкотемпературная обработка, химическое сопротивление, коррозионная стойкость

Influence of low-temperature treatment on the properties of the amorphous iron alloys

O.M. Hertsyk, T.G. Pereverzieva, M.A. Kovbuz, L.M. Boichyshyn

Ivan Franko National University of Lviv
6 Kyryla & Meffodiya Str., Lviv, 79005, Ukraine, o_hertsyk@yahoo.com

Amorphous metallic alloys (AMA) have unique physico-chemical properties. Complex investigation of the chemical activity of Fe-Si-B alloy determines the appropriateness of its using in various fields of science and technology. The aim of our investigation is to identify the influence of low-temperature modification on corrosion resistance of the tape amorphous metallic alloy $Fe_{80}Si_6B_{14}$. The influence of low-temperature treatment ($T = 77$ K) on electrochemical parameters of the AMA in the 0.5 M aqueous solution of NaCl tested using potentiostat PI-50-1 and Autolab® / PGSTAT-20. X-ray diffraction of the AMA samples carried out on the diffractometer DRON-3,0M (CuK_{α} -radiation; Ni-filter). The nature of the modified samples diffractograms indicates absence of significant changes in the structure of the samples. Clearly, only near-surface layer is changed, which is responsible for the electrochemical behavior of the amorphous alloy. Potentiometric investigation of the AMA samples after previous low-temperature treatment causes passivation of the both surfaces of the tape, potential values move to anodic side due to staying samples at $T = 77$ K for 0.5–2.0 hours. Multiple cyclic scanning of the potential reduces the corrosion

resistance of the AMA surface, but increasing duration of cryogenic treatment does not cause increasing dissolution of metallic components of the protected surface. Analysis of the electrochemical impedance spectroscopy has shown that the greatest resistance of the surface films can be observed in case of contact side of the tape AMA $Fe_{80}Si_6B_{14}$. Thus, the low-temperature modification of the $Fe_{80}Si_6B_{14}$ samples causes no changes in their structure, but assists reduction of their capability to dissolve in 0.5 M aqueous solution of the NaCl.

Keywords: iron alloys, low-temperature treatment, chemical resistance, corrosion stability

ЛІТЕРАТУРА

1. Гусев А.И. Эффекты нанокристаллического состояния в компактных металлах и соединениях // Успехи физических наук. – 1988. – Т. 168, № 1. – С. 57–81.
2. Cowell E.W., Knutson Chr.C., Wager J.F., Keszler D.A. Amorphous Metal / Oxide Nanolaminate // ACS Applied Materials & interfaces. – 2010. – V. 2, N 7. – P. 1811–1813.
3. Устинова С.В. Низькотемпературна циклічна термообробка сплавів системи РЗМ-залізо-бор // Вісник Запорізького державного у-ту. – 2000. – № 2. – С. 171–173.
4. Volkov D., Timofeev S., Turobanov M. Investigation of nanomaterial for criogenic applications // International Referred Journal of Engeniering and Science. – 2013. – V. 2, N 11. – P. 06–09.
5. Hanada T., Sakamoto T., Ohkubo T. et al. Local atomic structure of amorphous $Nd_{4.5}Fe_{77}B_{18.5}$ alloys formed under differend rates and their relation to the structures in the early stage of crystallization // Mater. Trans. – 2003. – V. 44, N 10. – P. 2042–2047.
6. Глезер А.М. Аморфные и нанокристаллические структуры: сходства, различия, взаимные переходы // Рос. Хим. Ж. – 2002. – Т. XLVI, № 5. – С.57–63.
7. Иверонова В.И., Кацнельсон А.А. Ближний порядок в твердых растворах. – Москва: Наука, 1977. – 256 с.
8. Шпак А.П., Куницкий Ю.А., Самойленко З.А. Самоорганизация структуры в материалах различной природы. – Киев: Академперіодика, 2002. – 167 с.
9. Мудрый С.И., Королишин А.В., Котур Б.Я. та ін. Оцінка об'ємної частки кристалічної фази в аморфних сплавах // Фіз.-хім. мех. матер. – 2005. – Т. 41, № 3. – С. 126–128.
10. Уманский Я.С., Скаков Ю.А. Физика металлов. Атомное строение металлов и сплавов. – Москва: Атомиздат, 1987. – 486 с.
11. Забелин С.Ф., Зеленский В.А. Особенности кинетики нанокристаллизации аморфных металлических материалов при нестационарных режимах термического воздействия // Физика, математика, техника, технология. – 2012. – № 3. – С. 62–72.
12. Brud'ko O.P., Zaichenko S.G., Zakharenko M.I. Influence of low-temperature treatment on thermomagnetic behavior of Fe- and Co-based amorphous alloys // Functional Materials. – 2003. – V. 10, N 3. – С. 493–496.
13. Boll R., Warlimont H. Applications of amorphous magnetic materials in electronics // IEEE Trans. Magn. – 1981. – V. 17, N 6. – P. 3053–3058.
14. Клименко Ю.О., Мамуня С.П., Левченко В.В. та ін. Нові наноконпозиційні матеріали для електромеханічних космічних датчиків // Космічне матеріалознавство. – 2015. – Т. 21, № 1. – С. 59–62.

REFERENCES

1. Gusev A.I. The effects of the nancrystalline state in solids. *Physics-Uspekhi*. 1988. **168**(1): 57. [in Russian].
2. Cowell E.W., Knutson Chr.C., Wager J.F., Keszler D.A. Amorphous Metal / Oxide Nanolaminate. *ACS Appl. Mater. Interfaces*. 2010. **2**(7): 1811.
3. Ustynova S.V. Lowtemperature cyclic treatment of alloys system REM-Fe-B. *Visnyk Zaporiz'kogo universytetu*. 2000. **2**: 171. [in Ukrainian].
4. Volkov D., Timofeev S., Turobanov M. Investigation of nanomaterial for criogenic applications. *International Referred Journal of Engeniering and Science*. 2013. **2**: 06.
5. Hanada T., Sakamoto T., Ohkubo T., Hirotsu Y., Kanekiyo H., Hirosawa S. Local atomic structure of amorphous $Nd_{4.5}Fe_{77}B_{18.5}$ alloys formed under differend rates and their relation to the structures in the early stage of crystallization. *Mater. Trans*. 2003. **44**(10): 2042.
6. Glezer A.M. Amorphous and nanocrystalline structures: similarities, differences, reciprocal conversions. *Ros. Him. Zh*. 2002. **XLVI**(5): 57. [in Russian].

7. Iveronova V.I., Katsnel'son A.A. *Short range order in solid solutions*. (Moscow: Nauka, 1977). [in Russian].
8. Shpak A.P., Kynytskyi Yu.A., Samoilenko Z.A. *Self-organization of structure in materials with different nature*. (Kiev: Akadempriodika, 2002). [in Russian].
9. Mudryi S.I., Korolyshyn A.V., Kotur B.Ya., Bednars'ka L.M., Hertsyk O.M., Kovbuz M.O. Evaluation of the volume fraction of the crystalline phase in amorphous alloys. *Mater. Sci.* 2005. **41**(3): 427.
10. Umanskii Ya.S., Skakov Yu.A. *Physics of metals. Atomic structure of metals and alloys*. (Moscow: Atomizdat, 1987). [in Russian].
11. Zabelin S.F., Zelensky V.A. Kinetics features of nanocrystallization of amorphous metal materials at non-stationary modes of thermal influences. *Physics, mathematics, technics, technology*. 2012. **3**: 62. [in Russian].
12. Brud'ko O.P., Zaichenko S.G., Zakharenko M.I. Influence of low-temperature treatment on thermomagnetic behavior of Fe- and Co-based amorphous alloys. *Functional Materials*. 2003. **10**(3): 493.
13. Boll R., Warlimont H. Applications of amorphous magnetic materials in electronics. *IEEE Trans. Magn.* 1981. **17**(6): 3053.
14. Klymenko Yu.A., Mamunya Ye.P., Levchenko V.V., Semeniv O.V., Prutsko Yu.V., Yatsenko V.A. New nanocomposite materials for electromechanical space sensors. *Kosmichne materialoznavstvo*. 2015. **21**(1): 59. [in Ukrainian].

Надійшла 15.03.2016, прийнята 16.06.2016