

УДК 541.543

*Оксана Герцик, Мирослава КОВБУЗ, Лідія БЕДНАРСЬКА,
Неля КАВЧАК, Богдан КОТУР*

ЕЛЕКТРОХЕМІЧНА ІДЕНТИФІКАЦІЯ МЕХАНІЗМУ ОКИСНЕННЯ Al В АМОРФНОМУ СПЛАВІ $Al_{87.0}Y_{5.0}Ni_{8.0}$

Львівський національний університет імені Івана Франка

Під час анодної поляризації з різною швидкістю сканування потенціалу ідентифіковано окремі елементарні стадії процесу окиснення Al в аморфному сплаві $Al_{87.0}Ni_{8.0}Y_{5.0}$. У результаті попередньої термообробки сплаву формується кристалічна фаза з вищою реакційною здатністю.

Розвиток методів обробки металів тиском, які дають змогу виконувати суттєві пластичні деформації, спонукав до пошуку відповідних для цього металевих матеріалів. Такі пластичні властивості володіють аморфні металеві сплави (АМС) на основі алюмінію з нанокристалічною структурою [1–5], які утворюють нанофазові композити з ікосаедричною фазою, покритою тонким шаром алюмінію. Такі структури найчастіше утворюються в отриманих моментальним гартуванням розплавів Al-Ni-Ln (Ln = Ce, Y, La). Товщина обволікаючих шарів алюмінію досягає 10 нм і сприяє рівномірному розподілові інтерметалідів Al_3Ni і $Al_{11}(Ce, La)_3$, що зумовлює їх високі механічні характеристики їх [1].

Умови використання аморфних сплавів на основі алюмінію вимагають детального вивчення фізико-хімічних особливостей поверхневих шарів АМС, особливо процесів корозії. Для дослідження корозії електрохімічними методами важливим є вибір умов проведення експерименту, що допоможе не тільки оцінити загалом стійкість сплаву, а й виділити та проаналізувати окремі стадії процесу розчинення поверхні.

ТЕОРЕТИЧНА ЧАСТИНА

Особливістю алюмінієвих аморфних сплавів (Al-АМС) є те, що вони перебувають у метастабільному стані. При кімнатній температурі аморфна фаза алюмінієвого скла є стабільною до двох років. Якщо їм надати достатню теплову енергію для прискорення структурування, нуклеації та росту часточок, то відбувається кристалізація [6]. Протягом низькотемпературної теплової обробки гомогенна суцільна фаза аморфних сплавів може перетворитись у нанокристалічний композит із залишковою аморфною фазою — матрицею. При подальшому нагріванні аморфно-нанокристалічна композиційна мікроструктура перетворюється в повністю кристалічний стан з утворенням проміжних чи кінцевих рівноважних фаз. Цікаво, що

алюмінієві аморфні сплави та нанокристалічні композити мають покращені механічні властивості. Межа міцності для алюмінієвих сплавів в аморфному стані становить приблизно 800 МПа, а в частково закристалізованому стані після ізотермічної теплової обробки — 1500 МПа. Межа міцності чистого кристалічного Al (99.99%) становить 45 МПа.

На відміну від плавлення та інших змін у твердому тілі, кристалізація аморфних сплавів відбувається не за виявленою наперед заданою температурою. При кожній температурі протягом певного часу може відбуватися девітрифікація, хоч температурно-часова залежність кристалізації для більшості аморфних сплавів класифікує їх як безмежно стійкі при температурі $T=298$ К.

Для аморфних сплавів $T_{\text{крист}}$ може коливатися від низької температурної межі, як 398 К для деяких простих аморфних сплавів, до температур > 1273 К для сплавів на основі тугоплавких металів. Відомі спроби пов'язати відносну термічну стабільність різних аморфних сплавів з термодинамічними, кристалографічними й електронними факторами. Серед ранніх спроб варто згадати праці Чена зі співробітниками [7], які довели, що в багатьох потрійних системах типу метал – металоїд найстабільніші аморфні сплави, в яких компоненти – перехідні метали, мають, по-перше, різні атомні радіуси; по-друге, наявна сильна взаємодія з атомами металоїдів і; по-третє, існують інтерметалічні зв'язки з різними структурами, які відповідають кожному з металоїдів.

Гомогенна кристалізація в аморфних сплавах пов'язана з процесами локальної структурної та концентраційної перебудови системи. Обидва ці процеси мають дифузійний характер і визначаються температурною залежністю коефіцієнта дифузії [8].

З'ясовано, що додавання високотемпературних легуючих домішок до “базових” аморфних систем дає змогу підвищити температурний інтервал термічної стабільності досліджуваних сплавів на (100 – 150) К порівняно з базовими сплавами, а також температуру повної кристалізації на 100 К. Цей факт можна пояснити утворенням сполук базових металів з легуючими домішками у вигляді дрібнодисперсних кристалів, які гальмують дифузюю в багатокомпонентних системах.

Враховуючи те, що при нагріванні область існування аморфної структури обмежена певним значенням температури фазового переходу в кристалічний стан, треба вивчати загальні закономірності зміни атомного розподілу в цілому температурному інтервалі й особливо в околі фазового переходу [9].

Аморфні алюмінієві сплави з активними легуючими додатками мають високу корозійну стійкість. Отже, механізми покращення корозійної стійкості металічного скла пов'язані не тільки з аморфною структурою, а й з природою легуючих додатків у перенасиченому твердому розчині. Гомота гетерофазові межі зерен у кристалічних сплавах є місцями високих локальних напружень, сегрегації домішок, осадження та нанохімічної гетерогенності, що сприяє утворенню пітингів. Аморфна структура виключає мікроструктурні гетерогенності, які є місцями локального ініціювання корозії. Однак легуючі додатки збільшують також стійкість до локальної корозії завдяки утворенню пасивної плівки з ліпшими характеристиками і змінюють кінетику розчинення металу, особливо в агресивних середови-

цах (наприклад, сольових розчинах). Плівка з кращими захисними властивостями утворюється на аморфному матеріалі, який збагачений окисненим елементом, що може перешкоджати міграції Cl⁻ йонів крізь плівку. Легуючі добавки також зменшують здатність пітингів розчинятися з достатньою швидкістю [10].

Той факт, що нанокристалічний стан Al-ПМ-РЗМ (ПМ — метали змінної валентності, РЗМ — рідкісноземельні метали) сплавів зберігає корозійну стійкість їхніх аморфних аналогів, є надзвичайно перспективним для потенційного майбутнього застосування цих високоміцних матеріалів. У випадку кристалічних матеріалів покращення корозійної стійкості часто супроводжується зниженням їхньої механічної міцності. Аморфна структура сплавів виключає межі зерен і частинки вторинної фази, що є місцями ініціювання пітингу. Присутність ПМ чи РЗМ покращує стійкість до локальної корозії, збагачуючи пасивну плівку, гальмує розчинення пітингів і сприяє утворенню нерозчинних сполук, які дестабілізують ріст пітингу.

Якщо говорити про ініціювання і ріст пітингу на високоміцних нанокристалічних сплавах, то можна впевнено твердити, що утворення пітингів ініціюється швидше на збагачених алюмінієм нанокристалах, тобто з невеликим вмістом ПМ чи РЗМ. Внаслідок градієнта розчиненої речовини в твердому розчині на поверхні поділу нанокристалічна/аморфна матриця може відбутися інгібування росту пітингу. Очевидно, у випадку виникнення і росту нанопітингів аморфних сплавів потрібні значно вищі прикладені потенціали, ніж для чистого Al.

Кристалічні сплави характеризуються нижчими антикорозійними властивостями, ніж чистий полікристалічний Al. Чистий Al, без ПМ чи РЗМ, не зберігає стійкості до локальної корозії, що характерна для твердого розчину аморфної матриці. Межі зерен і інтерметалічні фази є чутливими місцями ініціювання корозії, оскільки корисних легуючих добавок немає у твердому розчині і зібрані в утворених інтерметалічних сполуках, то росту пітингу більше не перешкоджають наявні у вихідному сплаві ПМ і РЗМ.

Полікристалічний Al високої чистоти помітно стійкіший, ніж кристалічні алюмінієві сплави, в яких є більша кількість меж зерен і присутність інтерметалічних фаз. Розмір зерен кристалічного Al₉₀Fe₅Gd₅ є у понад 1000 разів менший, ніж у полікристалічному Al високої чистоти. Враховуючи те, що межі зерен часто є критичними дефектами, можна пояснити їхню нижчу антикорозійну стійкість порівняно з чистим Al. Інтерметалічні фази також можуть знижувати стійкість кристалічних сплавів до пітингоутворення, оскільки вони здатні ініціювати пітинги.

Висока корозійна стійкість аморфних сплавів є також результатом зміни електронної будови атомів при їх переході від кристалічного до аморфного стану. Процес аморфізації супроводжується локалізацією валентних електронів, що призводить до підвищення електрохімічної активності чистої поверхні в окисдно-відновних процесах і забезпечує високі захисні властивості оксидних шарів [9].

Відомо, що алюмінієві сплави швидко покриваються оксидними пасивуючими плівками. Самочинно утворені оксидні плівки дуже часто бувають неякісними, мають пористу структуру, нещільно покривають поверх-

ню сплаву [7]. Проникнення води та йонів з агресивного середовища під пасивуючі плівки провокує утворення пітингів.

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ

Послідовні реакції корозійного процесу відбуваються з різними швидкостями і не завжди реєструються вольтамперними вимірюваннями при традиційних швидкостях розгортки потенціалу в межах 20–50 мВ/с. У такому інтервалі швидкостей сканування потенціалу добре реєструються досить повільні реакції, тобто такі, які відбуваються з середніми швидкостями для електрохімічних процесів.

Вольтамперометричні дослідження електрохімічної корозії аморфного сплаву $Al_{87.0}Ni_{8.0}Y_{5.0}$ та для порівняння чистого алюмінію $Al_{99.5}$ проводили в термостатованій комірці при температурі (290–330) К за допомогою приладу Jaissle Potentiostat/Galvanostat IMP 88PC-R з частотою фіксування 20 точок/с в елементі типу: АМС-електрод | 0.5 М водний NaCl | Hg / Hg_2Cl_2 / KCl. Поляризаційні криві розчинення АМС – електрода знімали в (0.06–0.50) М натрій хлориді зі швидкістю сканування потенціалу (5–100) мВ/с.

Ізотермічну обробку зразків аморфного сплаву протягом 2 год в інтервалі 373 – 673 К проводили у муфельній печі типу СНОП – 16.2, 5.1/9 – Н5в.

Мікрофотографії поверхні стрічки АМС одержували за допомогою електронного мікроскопа WDX – 125, збільшуючи у 2000 разів.

Для одержання дифрактограм використовували порошок дифрактометр ДРОН-3.0. Дифрактограми знімали на FeK_{α} -випромінюванні в неперервному режимі θ – 2 θ сканування (при руху лічильника 1 град/хв) з відміткою кута через 1 градус. Швидкість руху стрічки 720 мм/год.

РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Попередні дослідження були спрямовані на з'ясування оптимальної швидкості розгортки (V) потенціалу з метою дослідження послідовних процесів іонізації АМС-електродів, які відбуваються з різною швидкістю, та контролю нарощування захисних оксидних плівок.

До моменту зовнішньої примусової поляризації електрода проводили потенціометричне дослідження АМС-електрода у 0.5 М водному розчині NaCl за відсутності зовнішнього електричного кола протягом 300 с (рис. 1). На $E-t$ кривих, які знімали перед кожною поляризацією електрода, після 300 с потенціал зсувається в анодний бік приблизно на 80–85 мВ, що описує поступову пасивацію поверхні. Ці дані узгоджуються з результатами аналізу аналогічних $i-t$ залежностей. Видно, що через 200 с відбувається деяке гальмування поверхневих реакцій. Амплітуда коливання струмів знижується з $\Delta i=0.19$ mA до $\Delta i=0.08$ mA.

Початкові та кінцеві значення потенціометричних характеристик після зняття вольтамперних кривих засвідчують активування поверхні АМС-електрода і, як видно з рис. 2, стаціонарні потенціали електродів зсуваються в катодний бік, що зумовлено зміною структури подвійного електричного шару та зміною заряду іонів на межі електрод-розчин.

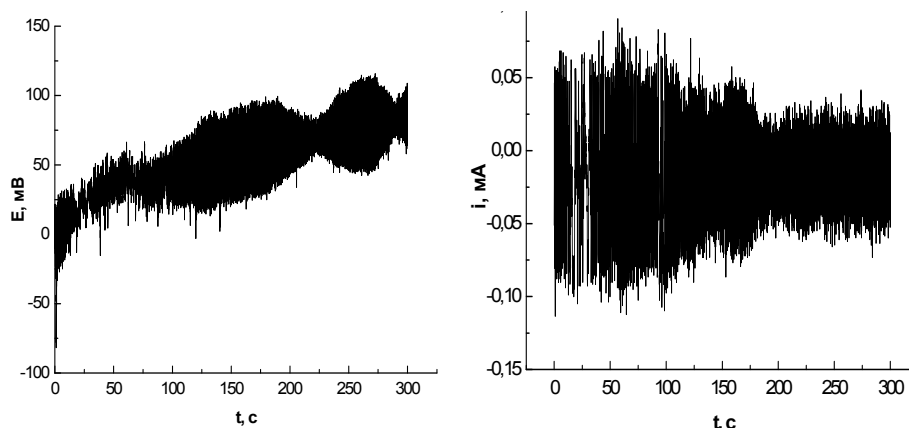


Рис. 1. Потенціометричні залежності $E=f(t)$ та $i=f(t)$ АМС $Al_{87}Ni_8Y_5$ у 0.5 М водному розчині натрій хлориду за відсутності зовнішнього потенціалу з частотою запису 100/с електрохімічних сигналів.

У табл. 1 подано електрохімічні параметри розчинення аморфного $Al_{87}Ni_8Y_5$ електрода в 0.5 М водному розчині NaCl при різних швидкостях сканування потенціалу. Видно, що повторна п'ятиразова анодна поляризація АМС-електродів при досліджуваних швидкостях сканування (крім $V = 10$ мВ/с) у межах потенціалів -1000 мВ $+400$ мВ призводить до зсуву потенціалу корозії в анодний бік від -465 мВ до -415 мВ. Густина струмів корозії зі збільшенням кількості процесів одностороннього сканування потенціалу (5 анодних вольтамперних кривих) зростає, за винятком вимірів, які проводили при $V = 50$ мВ/с. Варто зауважити, що при швидкості сканування 50 мВ/с потенціали та струми меж основи максимуму практично не змінюються та становлять -146.4 мВ і 0.75 мА/см² відповідно.

Вольтамперні криві (див. рис. 3) при усіх швидкостях розгортки потенціалу характеризуються великими пасивними ділянками ($\Delta E \approx 540$ мВ) та максимумами, які реєструються в межах потенціалів $(-400-90)$ мВ.

У результаті вольтамперометричного дослідження АМС $Al_{87}Ni_8Y_5$ при різних швидкостях сканування потенціалу зафіксовано початкові стадії процесу розчинення. Наприклад, при швидкостях розгортки від 5 до 50 мВ/с на вольтамперних кривих не простежуються максимуми в інтервалі $(-400-500)$ мВ (рис. 3). При вищих швидкостях розгортки фіксується чіткий пік при $-500... -400$ мВ, який відповідає процесу утворення сполук Al нижчого ступеня окиснення. Посилаючись на дані, опубліковані в [11–17], можна стверджувати про існування на поверхні електрода адсорбованих Al^+ , Al^{2+} , Al^{3+} .

За вольтамперними кривими визначили потенціали та струми основного максимуму, який відповідає процесу окиснення Al^{m+} до Al^{3+} . З'ясовано, що найменша кількість іонів Al^{3+} утворюється при швидкості сканування 100 мВ/с і пропорційна числовому значенню висоти максимуму.

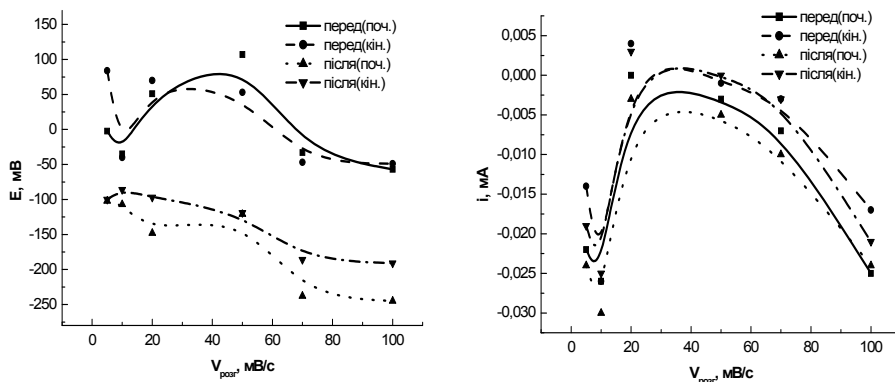


Рис. 2. Початкові та кінцеві значення потенціалів (E) і струмів (i) $Al_{87}Ni_8Y_5$ -електродів у 0.5 М водному розчині NaCl після зняття вольтанограм.

Таблиця 1

Електрохімічні параметри розчинення АМС $Al_{87}Ni_8Y_5$ у 0.5 М водному розчині NaCl при різних швидкостях сканування потенціалу

V_s , мВ/с	№ цикла	$E_{осн}$, мВ	$I_{осн}$, мА/см ²	$E_{піку}$, мВ	$I_{піку}$, мА/см ²	$E_{кор}$, мВ	$I_{кор}$, мА/см ²
5	2	-70.85	1.34	105.88	32.87	-465	0.004
	3	-59.68	2.50	108.86	40.82	-465	0.004
	4	-53.36	4.01	104.39	42.14	-400	0.009
	5	-59.68	3.51	102.53	47.14	-415	0.02
10	2	-105.07	1.10	110.35	37.75	-340	0.07
	3	-90.93	1.91	122.63	47.73	-370	0.05
	4	-81.26	2.34	114.44	43.55	-385	0.06
	5	-99.49	1.41	124.86	43.82	-400	0.07
20	2	-128.14	0.95	107.37	35.39	-330	0.07
	3	-130.37	0.71	126.72	39.91	-310	0.19
	4	-128.80	1.18	113.70	39.75	-310	0.26
	5	-128.89	1.18	121.88	38.25	-330	0.17
50	2	-146.37	0.75	99.56	25.09	-380	0.23
	3	-146.37	0.75	130.44	28.92	-380	0.16
	4	-146.37	1.76	112.21	27.69	-405	0.18
	5	-146.37	0.75	143.46	28.23	-345	0.10
70	2	-213.35	-0.34	129.70	36.69	-565	0.047
	3	-164.08	0.43	111.09	37.09	-380	0.003
	4	-182.65	0.56	135.28	32.86	-395	0.029
	5	-131.58	1.96	141.38	33.72	-405	0.028
100	2	-195.86	-0.24	97.70	21.58	-395	0.13
	3	-132.23	0.41	131.93	21.67	-330	0.028
	4	-160.88	0.15	128.95	22.18	-370	0.28
	5	-96.48	0.19	151.19	18.90	-395	0.18

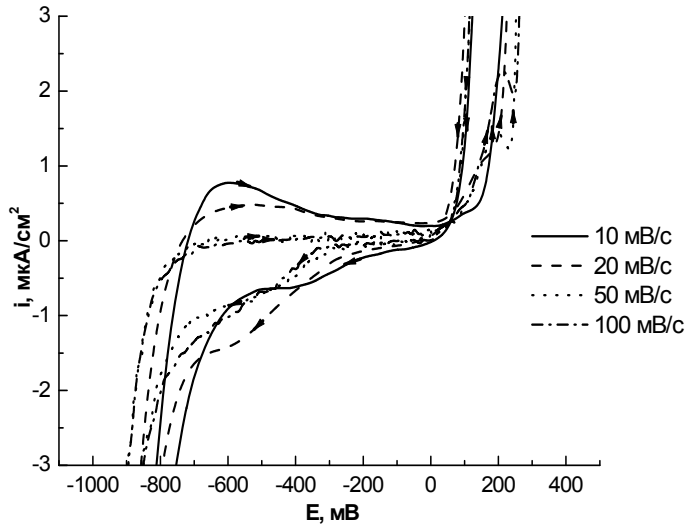


Рис. 3. Вольтамперні криві АМС $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{Y}_5$ в 0.5 М водному розчині натрій хлориду при різних швидкостях розгортки потенціалу.

Зсув потенціалу піка в анодний бік свідчить про утруднення процесів доокислення $\text{Al}^{m+} \rightarrow \text{Al}^{3+}$. Відповідно, зі збільшенням швидкості сканування зменшується концентрація Al^{3+} в розчині.

Протягом низькотемпературної обробки така гомогенна суцільна фаза аморфних сплавів може перетворитись у нанокристалічний композит із залишковою аморфною фазою як матрицею. При подальшому нагріванні ця аморфно-нанокристалічна композиційна мікроструктура перетворюється в повністю кристалічний стан з утворенням проміжних чи рівноважних фаз.

Відомо [10, 18], що структурні перетворення у поверхневих шарах аморфних металевих сплавів під час нагрівання суттєво змінюють їхні фізико-хімічні властивості. Щоб керувати цими властивостями, важливо вивчити процес кристалізації аморфного сплаву залежно від його складу та умов одержання [19–21]. АМС на основі алюмінію з додатками ітрію та нікелю характеризуються високою термічною стабільністю [1]. Рентгеноструктурний аналіз зразків сплаву $\text{Al}_{87.0}\text{Y}_{5.0}\text{Ni}_{8.0}$, які попередньо піддали термообробці при температурі понад 573 К (рис. 4), виявив утворення кристалічної фази.

Аналіз мікрофотографій поверхні сплаву до та після термообробки (рис. 4) ще раз підтвердив, що підвищення температури сприяє утворенню кристалічної фази. Очевидно, такі зміни будуть впливати і на електрохімічні характеристики розчинення сплавів. Як бачимо (рис. 5), для зразків $\text{Al}_{87.0}\text{Y}_{5.0}\text{Ni}_{8.0}$, попередньо підданих термообробці, змінюється форма вольтамперограм і, відповідно, основні електрохімічні параметри. Потенціал корозії зсувається в катодний бік і дещо наближається до величини потенціалу корозії чистого алюмінію в цих умовах, а струми корозії

зменшуються (табл. 2, рис. 5), очевидно, за рахунок швидкого утворення щільнішого оксидного шару.

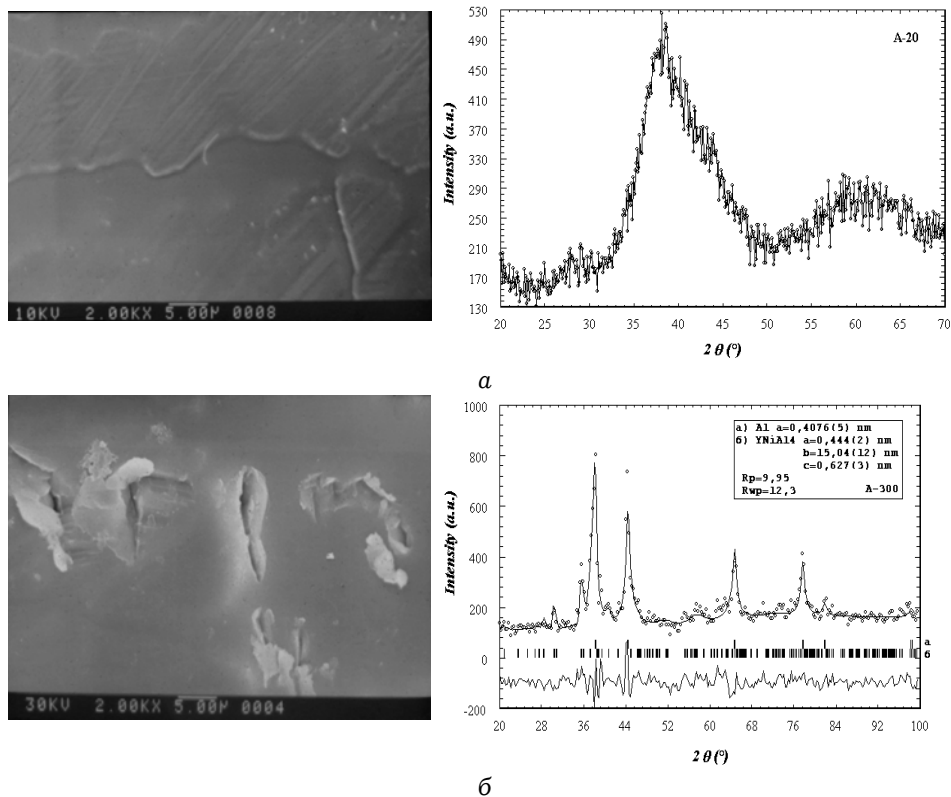


Рис. 4. Мікрофотографії та дифрактограми поверхні сплаву $\text{Al}_{87.0}\text{Y}_{5.0}\text{Ni}_{8.0}$: до відпалювання (а); відпаленого при температурі 573 K (б).

Отже, результати електрохімічних досліджень зразків $\text{AMC-Al}_{87.0}\text{Y}_{5.0}\text{Ni}_{8.0}$ після відпалювання підтверджують той факт, що поява кристалічної фази зменшує антикорозійну стійкість зразків. Потенціали корозії зсуваються в катодний бік.

ВИСНОВКИ

Під час анодної поляризації з різною швидкістю сканування потенціалу у випадку аморфних металевих сплавів на основі Al в агресивному середовищі ідентифікуються окремі елементарні стадії процесу їхнього окислення. При низьких швидкостях розгортки (до 50 мВ/с) фіксуються процеси утворення сполук алюмінію (III), а при вищих — процеси утворення сполук алюмінію нижчого ступеня окиснення.

Таблиця 2

Потенціали корозії ($E_{кор}$, В) Al та його АМС сплавів у водних розчинах з різними концентраціями NaCl

Сплави	Концентрація розчину NaCl			
	0.50 М	0.25 М	0.125 М	0.06 М
1. $Al_{87,0}Ni_{8,0}Y_{5,0}$	-0.051	-0.052	-0.052	-0.038
2. $Al_{87,0}Ni_{8,0}Y_{5,0}$ (відп.)	-0.208	-0.131	-0.098	-0.096
3. $Al_{99,50}$	-0.847	-0.837	-0.829	-0.824

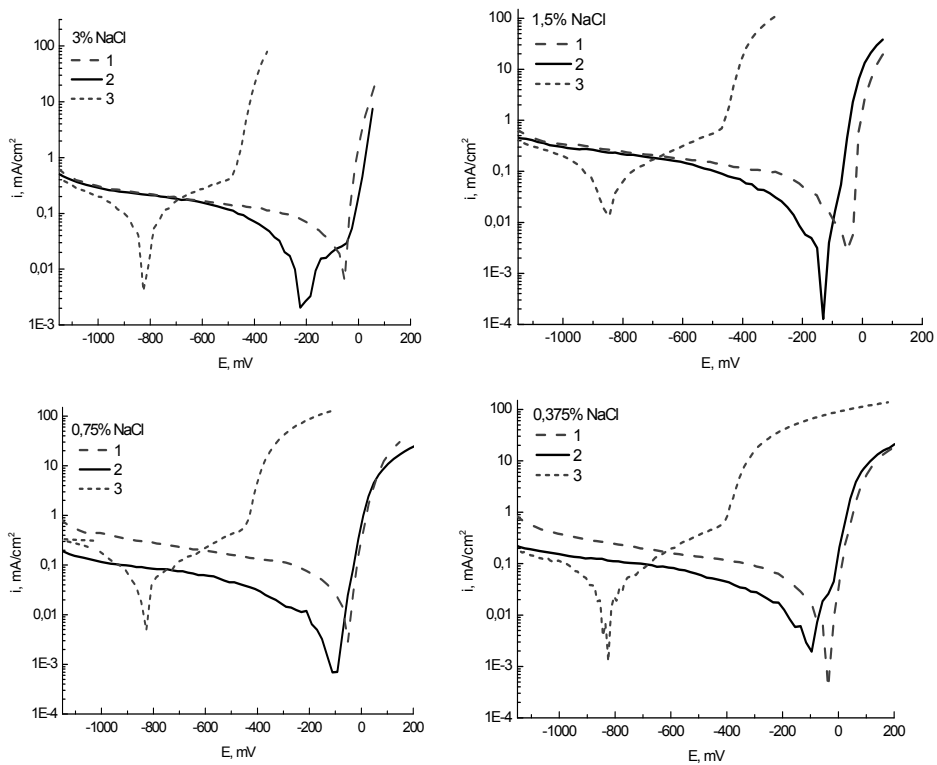


Рис. 5. Вольтамперограми аморфних сплавів: $Al_{87,0}Ni_{8,0}Y_{5,0}$ (1), відпаленого при 573 К (2) та $Al_{99,50}$ (3) у водних розчинах натрій хлориду різної концентрації.

Високі швидкості сканування потенціалу обмежують тривалість повільніших стадій перетворення і змінюють склад кінцевих продуктів процесу електрохімічного окиснення сплаву.

Попередня термообробка (>573К) аморфного металевого сплаву $Al_{87,0}Y_{5,0}Ni_{8,0}$ сприяє утворенню кристалічної фази, яка знижує антикорозійну стійкість зразків.

ЛІТЕРАТУРА

1. *Inoue A.* New aluminium base alloys / In: *Advances in Physical Metallurgy*, Gordon & Breach Publishers, Amsterdam, 1996, — P. 127–134.
2. *Azzam N., Mansour and Carlos A. Melendres.* A Study of the structure and the morphology of oxide films on amorphous Al – Fe – Ce alloys by XPS and SEM. // *J. Elektrochem. Soc.* — 1995. — Vol. 142. — №. 6, P. 1961 – 1967.
3. *Беляев А.И., Фирсанова Л.А.* Одновалентный алюминий в металлургических процессах. — М., 1959.
4. *Феттер К.* Электродиффузионная кинетика. — М., 1967.
5. *Kovbuz M.O., Hertsyk O.M., Bednarska L.M.* The peculiarity of adsorption of inorganic and organic nitrogen containing compounds on amorphous metal surfaces // *Adsorption Science and Technology.* — 1999. — Vol. 17. — № 7. — P. 565 – 574.
6. *Манохин А.И., Митин Б.С., Васильев В.А., Ревякин А.В.* Аморфные сплавы. — М., 1984.
7. *Физико-химия аморфных (стеклообразных) металлических материалов /* Под ред. *Ковнеристого Ю.К.* — М., 1987.
8. *Inoue A.* Fabrication and novel properties of nanostructured Al base alloys // *Mater. Sci. Eng.* — 1994. — A179/A180. — P. 57–61.
9. *Сафанов В.А.* Импедансная спектроскопия для изучения и мониторинга коррозионных явлений // *Электрохимия.* — 1993. — Т. 29, №1. — С. 152–160.
10. *Шмырева Т.П., Береза Е.Ю.* Быстроохлажденные эвтектические сплавы. — К.: Техника, 1990.
11. *Seruga M. and Hasena D.* Electrochemical and surface properties of aluminium acid solutions // *Journal of Applied Electrochemistry.* — 2001. — Vol. 31. — P. 961 – 967.
12. *Benedetti A.V., Cabot P.L., Garrido J.A. and Moreira A.H.* Influence of iron addition on the microstructure and the electrochemical corrosion of Al – Zn – Mg alloys // *Journal of Applied Electrochemistry.* — 2001. — Vol. 31. — P. 293 – 300.
13. *Inoue A.* Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys // *Acta mater.* — 2000. — Vol. 48. — P. 279 – 306.
14. *E. Van Gheem, J. Vereecken and C. Le Pen* Influence of different anions on the behaviour of aluminium in aqueous solutions // *Journal of Applied Electrochemistry.* — 2002. — Vol. 32. — P. 1193 – 1200.
15. *Monticelli C., Zucchi F., Brunoro G. and Trabanelli G.* Corrosion and corrosion inhibition of alumina particulate/aluminium alloys metal matrix composites in neutral chloride Solutions // *Journal of Applied Electrochemistry.* — 1997. — Vol. 27. — P. 325 – 334.
16. *Aung N.N. and Zhou W.* Effect of heat treatment on corrosion and electrochemical behaviour of AZ91D magnesium alloy // *Journal of Applied Electrochemistry.* — 2002. — Vol. 32. — P. 1397 – 1401.

17. *Mazhar A.A., Arab S.T. and Noor E.A.* The role of chloride ions and pH in the corrosion and pitting of Al – Si alloys // *Journal of Applied Electrochemistry*. — 2001. — Vol. 31. — P. 1131 – 1140.
18. *Bednarska L., Galadzhun Ya., Gorelenko Yu, Kovbuz M., Kotur B.* Influence of annealing on the physical and chemical properties of Fe–Si–B–Me amorphous alloys // *Journal of alloys and compounds*. — 2004. — Vol. 367. — P. 270 – 273.
19. *Zhong Z.C., Jiang X.Y., Greer A.L.* Microstructure and hardening of Al-based nanophase composites // *Mater. Sci. Eng.* — 1997. — Vol. A226 – 228. — P. 531 – 535.
20. *Беднарська Л.М., Ковбуз М.О., Герцик О.М., Горбачевська Х.Р.* Термодинамічна оцінка процесів корозії аморфних металевих сплавів в середовищах з різною кислотністю. // *Фіз.-хім. мех. матер. Спец. вип.* — 2000. — № 1. — С. 159 – 163.
21. *Беднарська Л.М., Ковбуз М.О., Герцик О.М.* Вплив відпалу на фазові перетворення та корозійну стійкість аморфних сплавів // *Фіз.-хім. мех. матер.* — 1999. — Т. 35, № 1. — С. 116 – 117.

SUMMARY

**Oksana HERTSYK, Myroslava KOVBUZ, Lidia BEDNARSKA,
Nelia KAVCHAK, Bogdan KOTUR**

ELECTROCHEMICAL IDENTIFICATION OF THE OXIDATION MECHANISM OF Al IN Al_{87,0}Y_{5,0}Ni_{8,0} AMORPHOUS ALLOY

Ivan Franko National University of Lviv

During the anodic polarization with different potential scanning rate consecutive elementary stages of oxidation process of Al in Al_{87,0}Y_{5,0}Ni_{8,0} amorphous alloy composition were identified. As a result of previous annealing of the alloy the crystalline phase with increase reaction ability is formed.