

PACS numbers: 43.35.+d, 62.20.Qp, 68.35.Dv, 68.35.Gy, 81.40.Np, 81.65.Kn, 83.10.Tv

Модифікація поверхні ступу АМг6 електроіскровим легуванням Си та ультразвуковою ударною обробкою для підвищення корозійної стійкості

Б. М. Мордюк, С. М. Волошко*, А. П. Бурмак*, Д. С. Малахов*

*Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Акад. Вернадського, 36,
03142, Київ, Україна*
**Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»,
вул. Політехнічна, 35,
03056 Київ, Україна*

Для модифікації поверхневого шару алюмінієвого ступу АМг6 використано комбінований підхід, який включає електроіскрове легування мідним електродом з наступною ультразвуковою ударною обробкою. Електроіскрове легування сприяє зміцненню поверхні за рахунок утворення у приповерхневому шарі товщиною до 25 мкм інтерметалідних фаз — Al_2Cu та $\text{Al}_6\text{Mg}_4\text{Cu}$. Ультразвукова ударна обробка обумовлює диспергування зеренної/субзеренної структури, підвищує мікротвердість на 70–80% та сприяє інтенсифікації масопереносу легуючого елементу. Результатом такої комбінованої обробки є зміцнення та підвищення корозійної стійкості поверхневих шарів ступу АМг6 у порівнянні з відпаленим станом. Обговорено структурні фактори, які сприяють підвищенню корозійної стійкості модифікованої поверхні.

Corresponding author: Bohdan Mykolayovych Mordyuk
E-mail: mordyuk@imp.kiev.ua

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*
**National Technical University of Ukraine 'Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute',
37 Peremohy Ave., UA-03056 Kyiv, Ukraine*

Citation: B. N. Mordyuk, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, and D. S. Malakhov, Surface Modification of Al–6Mg Alloy by Electric Discharge Alloying with Copper and Ultrasonic Impact Treatment for Enhanced Corrosion Resistance, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 7: 997–1013 (2020) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.42.07.0997](https://doi.org/10.15407/mfint.42.07.0997).

Ключові слова: спол AMg6, електроіскрове легування, ультразвукова ударна обробка, масоперенесення, фазовий склад, корозійна стійкість.

To modify a surface layer of the AMg6 aluminium alloy a combined approach comprising electric discharge surface alloying (EDSA) with a copper electrode followed by ultrasonic impact treatment (UIT) is used. The EDSA process promotes surface hardening by forming the surface layer of $\approx 25 \mu\text{m}$ thick containing the Al_2Cu and $\text{Al}_6\text{Mg}_4\text{Cu}$ intermetallic phases. Ultrasonic impact treatment causes the refinement of grain/subgrain structure, increases microhardness by 70–80% and promotes intensification of the mass transfer of the alloying element. The combined treatment results in significant hardening and enhancement in corrosion resistance of the modified surface layers of the Al–6Mg alloy as compared to the annealed state. Structural factors promoting the corrosion resistance enhancement of the modified surface are discussed.

Key words: Al–6Mg alloy, electric spark alloying, ultrasonic impact treatment, mass transfer, phase composition, corrosion resistance.

(Отримано 12 квітня 2020 р.)

1. ВСТУП

У зв'язку з розвитком нових способів зміцнення металів і сполів останніми роками зріс інтерес до досліджень особливостей формування дрібнозернистої структури при інтенсивній пластичній деформації (ІПД) [1]. Порівняно із широко використовуваними технологіями деформаційної обробки матеріалів, методи ІПД дозволяють отримувати об'ємні ультрадрібнозернисті та наноструктурні матеріали з унікальними механічними властивостями. Активно розвиваються також і поверхневі методи ІПД, які надають можливість суттєво підвищувати механічні властивості деталей і конструкцій, такі як циклічна міцність і зносостійкість, а також покращувати корозійну стійкість [2, 3].

Розуміння механізмів структурно-фазових перетворень у процесі ІПД чистих металів і сполів важливе з точки зору прогнозування процесів деградації і подальшого руйнування матеріалів при зовнішньому температурно-силовому впливі, в тому числі в агресивних середовищах. Тому розробка ефективних методів модифікації робочих поверхонь металевих матеріалів є важливим напрямком підвищення їх експлуатаційних властивостей.

Одним з найефективніших методів зміцнення поверхні конструкційних матеріалів є ультразвукова ударна обробка (УЗУО), яка дозволяє значно змінювати дислокаційну структуру матеріалу, подрібнювати зерна і субзерна до нанорозмірів, збільшувати кути дезорієнтації дислокаційних фрагментів, впливати на фізико-хімічні, механічні та інші властивості поверхні металів і сполів [3–6].

Аналіз літературних джерел, присвячених УЗУО алюмінієвих

стопів, свідчить про можливість значного підвищення мікротвердості, зносостійкості та інших механічних характеристик за допомогою даного методу обробки. Однак, для таких матеріалів, як наприклад стоп АМГ6, який широко використовують у різних галузях промисловості завдяки високій пластичності і зварюваності [7], можливості деформаційного зміцнення вельми обмежені.

У роботах [8–10] описано спосіб формування за допомогою ультразвукової ударної обробки деформаційних композиційних покриттів на поверхні алюмінію та стопу АМГ6. Автори відзначають, що УЗУО дозволяє досягти рівномірного розподілу дисперсних зміцнювальних частинок та модифікувати структуру в поверхневому шарі товщиною декілька десятків мікрометрів. Проте, проблема недостатньо високої міцності міжфазних границь поки ще не знайшла свого вирішення.

Не меншу увагу дослідників привертає і такий метод поверхневої обробки, як електроіскрове легування (ЕІЛ), ефективність якого визначають параметри іскрового розряду, склад електродного матеріалу, властивості матеріалу оброблюваної деталі та інші чинники. Внаслідок легування оброблюваної поверхні матеріалом електроду [11–13] у процесі ЕІЛ можна досягти значного зміцнення поверхні за рахунок дифузійного фазоутворення, змін фізичних і хімічних властивостей поверхневого шару, а також його структури. Ефективність такого методу для підвищення мікротвердості, зносостійкості, жаростійкості та інших механічних властивостей сьогодні не викликає сумніву, а сама методика достатньо апробована. Однак до головних недоліків ЕІЛ слід віднести нерівномірність товщини модифікованих поверхневих шарів, їх значну шорсткість і залишкову пористість [14]. Ці недоліки можна подолати шляхом додаткового застосування УЗУО, оскільки такий метод ППД дозволяє, зокрема, одержувати зміцнені поверхневі шари з низькою шорсткістю та зменшує ймовірність виникнення поверхневих тріщин при циклічному навантаженні [15, 16] за рахунок формування значних напружень стиснення. Комбінована обробка — ЕІЛ з наступною УЗУО — може виявитись ефективною для синтезу високоміцних покриттів з покращеними механічними та триботехнічними властивостями. У випадку стопу АМГ6 можна очікувати формування дисперсних зміцнювальних фаз, міцно пов'язаних з матрицею.

Метою даної роботи є дослідження структури та властивостей композиційних покриттів, синтезованих електроіскровим легуванням Купрумом поверхні стопу АМГ6 з подальшою ультразвуковою ударною обробкою.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Досліджували алюмінієвий стоп промислового виробництва —

АМг6, склад якого наведено в табл. 1. Зразки циліндричної форми (висота 10 мм і діаметр 18 мм) одержували шляхом різання прутків перпендикулярно напрямку прокатки. Після відпалу при 320°C зразки охолоджували у печі, витримували за температури 250°C впродовж години, а потім охолоджували до кімнатної температури.

ЕІЛ проводили із застосуванням стандартного промислового обладнання «Елітрон 22А» [12, 13] на повітрі за питомої тривалості обробки поверхні зразка — 1 хв/см². Тривалість, енергія і частота проходження електричних імпульсів становили 200 мкс, 1 Дж і 50 ± 3 Гц відповідно.

Використовували мідний анод у вигляді дроту діаметром 0,5–1 мм. Обраний режим обробки забезпечував товщину леґованого шару в межах 25–50 мкм. Шорсткість поверхні вимірювали на профілографі П-210. Після ЕІЛ вона складала $R_z = 5\text{--}10$ мкм.

Ультразвукову обробку проводили на установці УЗГ-300 з семибойковою ударною голівкою, розміщеною на кінці ступеневого концентратора. Дану методику детально описано в [4–6].

Оптимальним вважався такий режим УЗУО, за якого досягалася мінімальна шорсткість і максимальна мікротвердість поверхні зразків (амплітуда $A = 15$ мкм, час обробки $\tau = 30\text{--}60$ с).

Рентгенівський аналіз проведено з використанням дифрактометра Rigaku Ultima IV у мідному випромінюванні ($\lambda_{\text{CuK}\alpha} = 0,15418$ нм). Умови проведення досліджень: інтервал кутів $2\theta = 20\text{--}120^\circ$, крок зйомки — $0,04^\circ$, час витримки в точці — 2 с, тривалість зйомки одного зразка — 90 хв. Застосовано дві геометрії зйомки за Бреггом–Брентано та «ковзного променя». За використання геометрії «ковзного променя» кут падіння рентгенівського випромінювання становив 3° [17].

Вимірювання мікротвердості на поверхні зразків проводили на приладі ПМТ-3 за методом Вікерса при навантаженні 100 г, визначення змін мікротвердості по товщині модифікованого шару — за навантаження 20 г. Величину навантаження обирали таким чином, щоб внесок у мікротвердість обумовлювався саме зміцненим шаром без впливу матеріалу основи. Після УЗУО та комбінованої обробки УЗУО + ЕІЛ ступінь зміцнення k_{hard} оцінювали за співвідношенням середнього значення мікротвердості модифікованого шару H_μ^{sl} до мікротвердості стопу АМг6 H_μ^{in} за формулою:

ТАБЛИЦЯ 1. Хімічний склад стопу АМг6.

TABLE 1. Chemical composition of Al–6Mg (5056) alloy.

Хімічний склад, % ваг.							
Mg	Mn	Fe	Si	Cu	Zn	Ti	Al
5,8–6,3	0,6	0,4	0,4	0,1	0,2	0,1	Решта

$$k_{\text{hard}} = H_{\mu}^{sl} / H_{\mu}^{in}. \quad (1)$$

Інтенсивність зміцнення у модифікованому шарі розраховано за формулою [2]:

$$I_{\text{hard}} = (H_{\mu}^{sl} - H_{\mu}^{in}) / h_{sl}. \quad (2)$$

Для оцінки інтенсивності зміцнення I_{hard} прийняте значення товщини шару $h_{sl} = 50$ мкм, оскільки в поверхневих шарах саме такої товщини внаслідок УЗУО різних металів і сплавів, зазвичай, спостерігається інтенсивне зменшення розмірів елементів структури з формуванням ультрадисперсних або нанорозмірних зерених структур.

Дослідження мікроструктури і хімічного складу поверхні та поперечного перерізу зразків проводили на сканувальному електронному мікроскопі TESCAN Mira 3 LMU, який обладнано енергодисперсійним мікроаналізатором OXFORD X-MAX 80 мм². У режимі зйомки поверхні зразків прискорювальна напруга становила 30 кВ із збільшенням до 10⁴ разів.

Електронно-мікроскопічний аналіз структури проводили методом тонких фольг за допомогою мікроскопа JEM-100 CX-II (напруга прискорення електронів — 200 кВ). Фольги отримували механічним шліфуванням зразків із зворотного до обробленої поверхні боку до товщини близько 30 мкм. Подальше зменшення товщини одержаних дисків здійснювали за допомогою одностороннього електролітичного полірування в універсальному електроліті з використанням тефлонового пінцету.

Корозійні дослідження властивостей алюмінієвого стопу АМГ6 після електроіскрового легування Купрумом, а також ультразвукової ударної обробки проведено у 3,5% водному розчині NaCl за стандартною трьохелектродною схемою з використанням каломельного та платинових електродів [3, 18].

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Застосування комбінованої обробки ЕІЛ + УЗУО сприяє формуванню поверхневих шарів з підвищеною мікротвердістю (рис. 1). Легування мідним анодом дозволяє сформувати покриття, мікротвердість якого збільшується у ~3,5 рази порівняно з вихідним станом стопу АМГ6. Це зміцнення значно перевищує ефект, викликаний тільки дією УЗУО (рис. 1, крива 1), який полягає у збільшенні мікротвердості поверхневого шару з 70 до 80% (з 0,8 ГПа до 1,42–1,53 ГПа).

У таблиці 2 наведено ступінь зміцнення K_{hard} та інтенсивність зміцнення I_{hard} стопу АМГ6 після УЗУО різної тривалості та комбі-

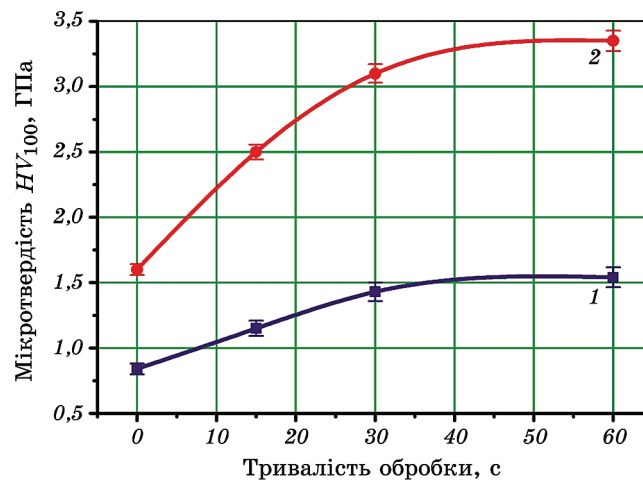


Рис. 1. Залежність мікротвердості від часу УЗУО ступу АМг6 (1) після термічної обробки і після попереднього електроіскрового легування Купрумом (2).

Fig. 1. Dependences of the surface microhardness of Al-6Mg (5056) alloy specimens on the duration of UIT (1) after heat treatment and electric discharge alloying pre-treatment (2).

нованої обробки ЕІЛ + УЗУО. Можна бачити, що K_{hard} і I_{hard} зростають із збільшенням тривалості УЗУО. Попередня електроіскрова обробка значно підвищує значення цих параметрів (більше, ніж у 2 рази) за однакової тривалості УЗУО.

Вважається, що при УЗУО без попередньої ЕІЛ зміцнення поверхневих шарів ступів Al-Mg відбувається за рахунок виділення інтерметалідних зміцнювальних фаз, збільшення густини дислокацій, зростання кількості границь при утворенні субзеренної структури і появи великокутових границь [10, 19]. При цьому сумарне зміцнення за рахунок меж зерен і субзерен, що формуються в про-

ТАБЛИЦЯ 2. Властивості ступу АМг6 після різних обробок.

TABLE 2. Properties of Al-6Mg alloy after different treatments.

Обробка	HV_{100} , ГПа	Ступінь зміцнення K_{hard}	Інтенсивність зміцнення I_{hard} , Па/мкм
Відпал	0,84	1	0
УЗУО, $\tau = 15$ с	1,15	1,37	6,2
УЗУО, $\tau = 30$ с	1,43	1,70	11,8
УЗУО, $\tau = 60$ с	1,52	1,81	13,6
ЕІЛ + УЗУО, $\tau = 30$ с	3,10	3,69	45,2

цесі деформації, може досягати рівня зміцнення, обумовленого Купрумом у твердому розчині і дисперсними виділеннями, які викликають подвійне збільшення межі плинності і твердості [19].

На рисунку 2 наведено ТЕМ-зображення мікроструктури та електронної дифракції після УЗУО ступу АМГ6 (рис. 2, *а*) та після комбінованої обробки ЕІЛ + УЗУО ступу АМГ6 (рис. 2, *б*), а також для порівняння — після УЗУО ступу Д16 (рис. 2, *в*). Очевидно, що типова мікроструктура поверхневого шару деформованого ступу Д16 [20] та деформованого легованого Купрумом ступу АМГ6 має подібний характер.

Після УЗУО поверхні ступу АМГ6 за допомогою ТЕМ зафіксовано утворення фрагментованої структури з дуже високою середньою густиною дислокацій. Водночас, наслідком інтенсивної пластичної деформації, супроводжуваної деформаційним розігріванням у процесі багаторазової ударної дії, є формування бімодальної структури, що складається із суміші ультрадисперсних зерен і крупніших

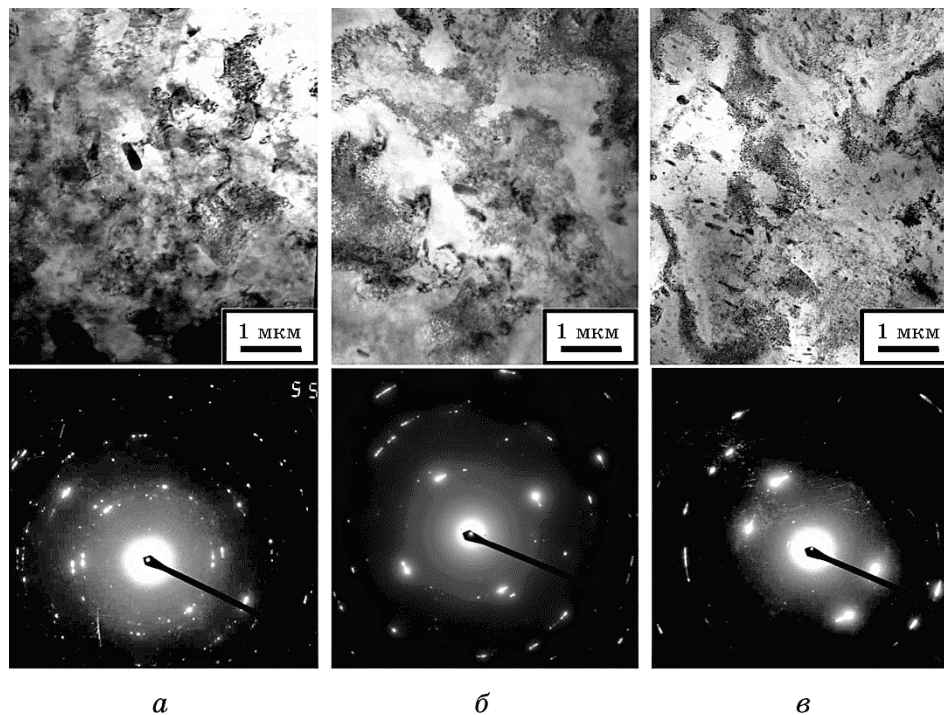


Рис. 2. ТЕМ-зображення мікроструктури алюмінієвих ступів: *а* — АМГ6 після УЗУО, *б* — АМГ6 після ЕІЛ + УЗУО, *в* — Д16 після УЗУО.

Fig. 2. TEM-images of surface layer microstructure of the aluminum alloys: *a*—Al-6Mg alloy after UIT, *б*—Al-6Mg alloy after EDSA + UIT, *в*—2024 alloy after UIT.

субзерен, що містять знижену густину дефектів. Це дозволяє одержати матеріал з достатньо високою міцністю і задовільною пластичністю.

На рисунку 3 представлено поперечний переріз зразка стопу АМг6, легованого Купрумом у процесі ЕІЛ, а також концентраційний розподіл складових стопу — Al, Mg та легуючого елементу — Cu. Мапи розподілу цих елементів у приповерхневому шарі показано на рис. 4 разом із його зображенням у вторинних електронах.

Видно, що товщина шару з великим вмістом Купруму доволі незначна (~5 мкм). Однак і в більш глибоких шарах спостерігається деяка кількість Cu, можливо за рахунок інтерметалідних фаз.

Формування таких інтерметалідних фаз, яке є додатковим чинником зміцнення, підтверджено результатами рентгенівського фазового аналізу поверхневих шарів (рис. 5–7). Відомо, що в результаті ЕІЛ на поверхні оброблюваного зразка протікають процеси масопереносу — елементи матеріалу електроду дифундують у поверхневий шар зразка, утворюючи модифікований шар, що включає дифузійну зону (шар, легований елементами аноду) і зону термічного впливу. За рахунок різкого підвищення температури і локального сумісного оплавлення легуючого електроду і поверхні алюмі-

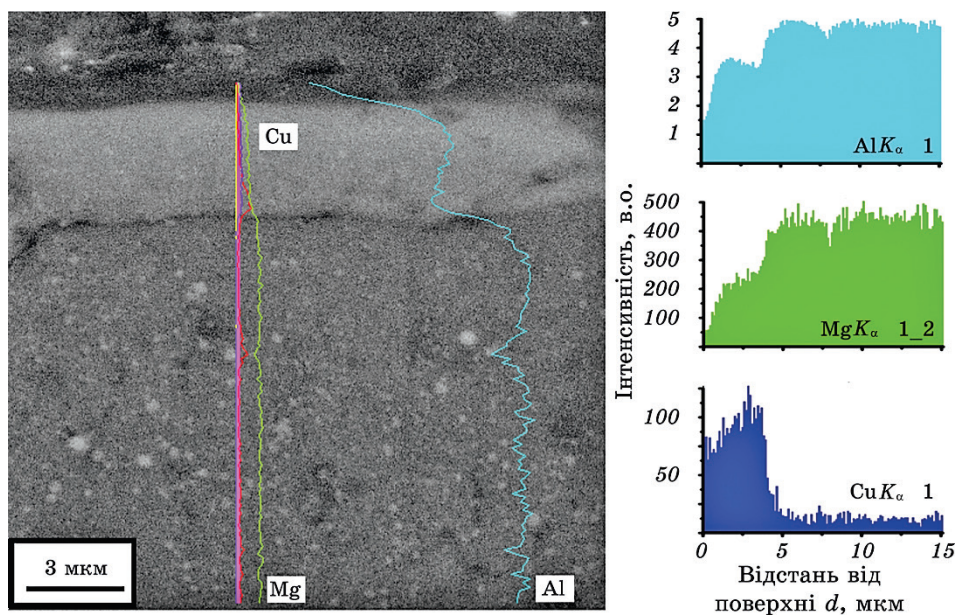


Рис. 3. РЕМ-зображення поперечного перерізу зразка стопу АМг6 після ЕІЛ + УЗУО та концентраційний розподіл компонентів.

Fig. 3. SEM image of the cross section of the Al–6Mg alloy after EDSA + UIT and concentration distribution of components.

нієвого стопу в приповерхневому шарі товщиною близько 10–15 мкм формуються інтерметалідні фази. Оцінка інтегральних інтенсивностей рентгенівських віддзеркалень окремих фаз у цьому шарі свідчить про достатньо високу об'ємну частку зміцнювальних інтерметалідів Купруму (~10%).

Таким чином застосування для ЕІЛ мідного електрода сприяє протіканню інтенсивних фазових перетворень у процесі такої обробки та формуванню в приповерхневих шарах стопу АМГ6 фаз Купруму з Алюмінієм, які дозволяють суттєво підвищити мікротвердість сформованого покриття. Результати рентгенофазового аналізу свідчать про формування фаз CuAl_2 , Al_2CuMg , $\text{Al}_6\text{Mg}_4\text{Cu}$ при істотному вмісті твердого розчину заміщення $\text{Al}-\text{Cu}$ з ГЦК-ґратницею.

Наявність інтерметалідних фаз є непрямим свідченням підвищення концентрації вакансій і деформаційного розігрівання, ініційованих УЗУО. Активізація дифузійних процесів за рахунок зростання кількості вакансій та підвищення температури обумовлюють перебіг фазових перетворень в процесі старіння в модифікованому шарі.

Підвищення вмісту Купруму в поверхневому шарі стопу АМГ6, наближує його хімічний склад до такої групи алюмінієвих стопів,

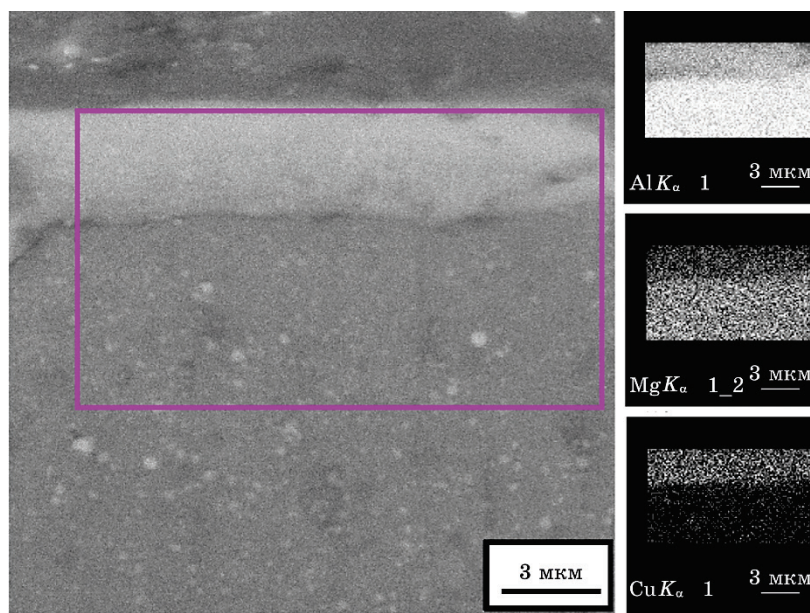


Рис. 4. РЕМ-зображення поперечного перерізу зразка стопу АМГ6 після ЕІЛ + УЗУО та карти розподілу елементів у ньому.

Fig. 4. SEM-image of the cross section of the Al–6Mg alloy after EDSA + UIT and concentration distribution of components.

як дюралюміні. Згідно з рентгенографічними даними, після ЕІЛ + + УЗУО (рис. 7) спостерігається в основному стабільна θ -фаза (CuAl_2), яка є завершенням поетапного перетворення метастабільної θ'' -фази в стабільну θ -фазу. Хоча деяка кількість метастабільної θ' -фази все ж залишається, про що свідчать широкі рефлекси на рентгенограмі.

У стопі АМг6 структура з виділеннями Al_3Mg_2 найменш стабільна порівняно з фазами, утвореними в приповерхневих шарах після ЕІЛ + УЗУО. Поверхневий шар, що містить виділення Al_2Cu і Al_2CuMg , є більш стабільним (якщо розглядати широкий температурний інтервал до 550°C). В реальних умовах діапазон робочих температур не перевищує 350°C навіть з урахуванням розігріву.

Дані рентгенофазового аналізу дозволяють зробити висновок, що фазові перетворення, які проходять у процесі комбінованої ЕІЛ + + УЗУО обробки, сприяють утворенню дисперсних частинок зміцнювальних фаз, які повинні збільшувати релаксаційну стійкість синтезованого покриття.

Іншим чинником, який сприяє деформації кристалічної ґратниці матеріалу основи, є ступінь невідповідності ґратниць стопу і утворених інтерметалідних фаз. Фаза $\text{Al}_6\text{Mg}_4\text{Cu}$, яка має кубічну кристалічну ґратницю, не викликає значної деформації ґратниці матеріалу основи, а має когерентний зв'язок з нею, що сприяє підвищенню мікротвердості (зони Гінґе–Престона). Інші фази, такі як Al_2Cu та Al_2CuMg , що мають тетрагональну та орторомбічну ґратниці відповідно, обумовлюють додаткові спотворення в матричному

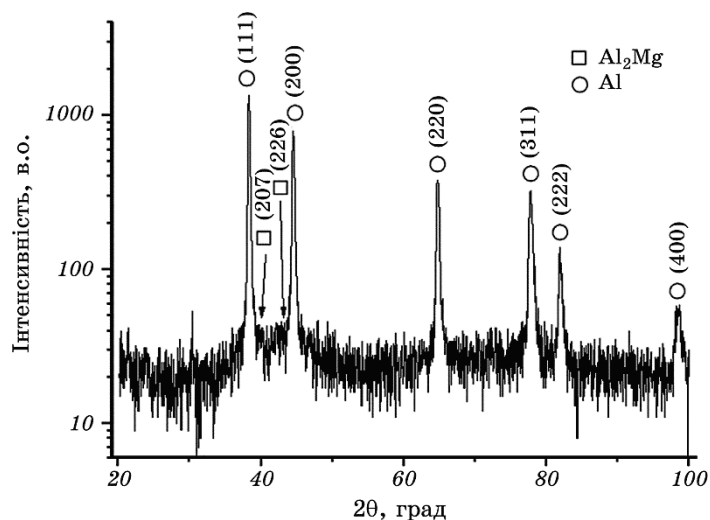


Рис. 5. Рентгенограма стопу АМг6 після УЗУ.

Fig. 5. The diffraction pattern of the Al–6Mg alloy after UIT.

стої, що зменшує стабільність і релаксаційну стійкість сформованого покриття.

З метою виявлення впливу різних обробок на корозійні властивості одержано криві поляризації для зразків стопу АМГ6 у вихідному стані після УЗУО, а також після комбінації ЕІЛ та УЗУО (рис. 8).

Одержані дані переконливо свідчать, що УЗУО сприяє підвищенню корозійної стійкості поверхні стопу АМГ6 порівняно з необробленим зразком (рис. 8, крива 1), оскільки спостерігається зростання потенціалу корозії та зменшення густини струму корозії (рис. 8, крива 2). Комбінований вплив ЕІЛ + УЗУО значно не змінює ці характеристики (рис. 8, крива 3) порівняно з дією виключно УЗУО.

Оброблені зразки демонструють підвищення E_c на ~ 20 мВ по відношенню до вихідного стану (табл. 3). Відомо, що матеріали з більш негативним E_c , зазвичай, більшою мірою піддаються корозійному пошкодженню, тоді як матеріали з позитивним E_c (або менш негативним, як у нашому випадку) характеризуються більш високою корозійною стійкістю [3, 18, 21]. Щільність струму корозії I_c , що характеризує ступінь деградації матеріалу при корозійному впливі, нижче у випадку більшої корозійної стійкості. Величини I_c , які визначають перетином дотичних до кривих анодної та катодної поляризації, значно зменшуються після УЗУО та ЕІЛ + УЗУО до значень, на порядок менших, ніж для вихідного стопу.

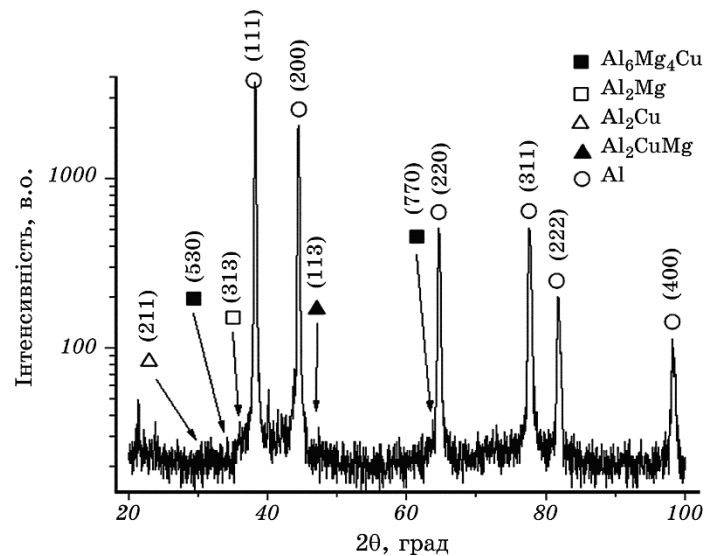


Рис. 6. Рентгенограма стопу АМГ6 після ЕІЛ + УЗУО.

Fig. 6. The diffraction pattern of the Al–6Mg alloy after EDSA + UIT.

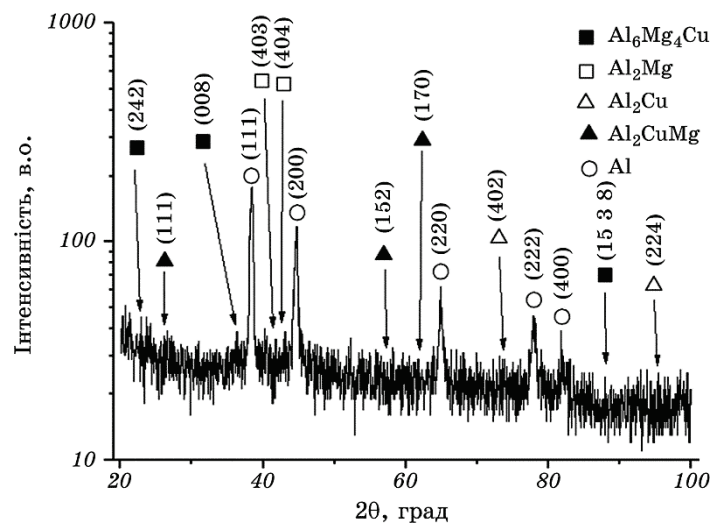


Рис. 7. Рентгенограма стопу АМг6 після ЕІЛ + УЗУО за геометрією ковзного променя.

Fig. 7. GIXRD pattern of the Al-6Mg alloy after EDSA + UIT.

Цікаво також розглянути зміни потенціалу пітінгу E_{pit} та струму пітінгу I_{pit} — величин, що характеризують перегин на поляризаційній кривій, пов'язаний із формуванням точкових корозійних ямок (pits) на досліджуваній поверхні, що кородує. Спостерігається тенденція до зростання E_{pit} та I_{pit} після УЗУО у порівнянні з вихідним станом (рис. 8). Після комбінованого оброблення потенціал пітінгу E_{pit} взагалі не фіксується у дослідженому інтервалі потенціалів. Зростання I_{pit} (інтенсифікація корозії на поверхневих дефектах) може бути пов'язано з утворенням великої кількості дислокаційних скупчень, меж зерен і субзерен. Водночас, легування поверхні зразка Купрумом веде до утворення більш корозійностійких інтерметалідів $\text{Al}_x\text{-Cu}_y$, а також деякого можливого механо-хімічного окиснення під час УЗУО [18, 22], що може запобігати корозії. Потенціал пітінгу після ЕІЛ + УЗУО ($E_{\text{pit}} = -511$ мВ) значно ближчий до потенціалу пітінгу стопу Al-4% Cu ($E_{\text{pit}} = -406$ мВ), ніж матричного стопу АМг6 ($E_{\text{pit}} = -697$ мВ) (табл. 3).

Серед факторів, які можуть послабити або посилити корозію, слід розглянути наступні. Передусім, це наявність різних хімічних елементів на змінній поверхні. Сегрегації атомів Купруму на поверхні стопу додатково до Алюмінію, можуть утворювати гальванічні мікроелементи.

Таким чином, саме атоми Алюмінію, які мають нижчий потенціал електродів ($E_{\text{Al}^{3+}/\text{Al}} = -1,66$ В у порівнянні з $E_{\text{Cu}_2^{+}/\text{Cu}} = +0,34$ В), будуть відігравати роль анодів у цих електролітичних елементах і

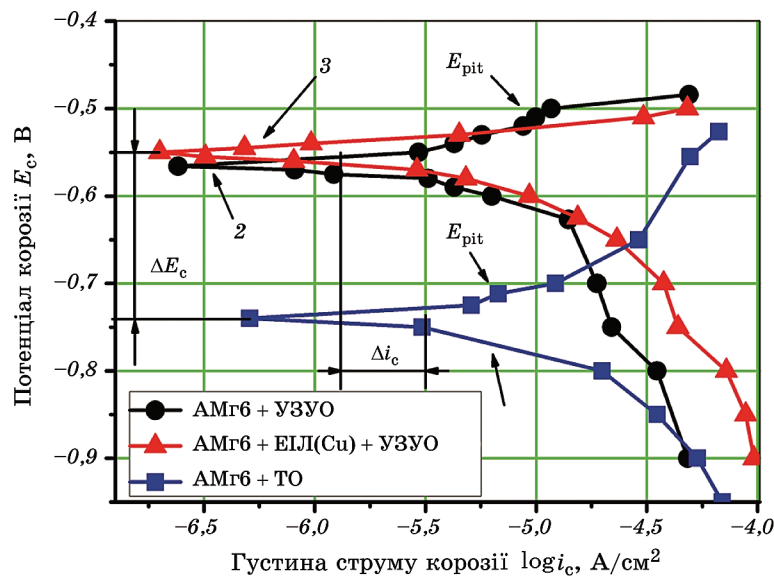


Рис. 8. Залежності потенціалу корозії від густини струму для ступу АМГ6: 1 — після термічної обробки (вихідний стан); 2 — після УЗУО; 3 — після комбінації ЕІЛ та УЗУО.

Fig. 8. Polarization curves of Al-6Mg alloy: 1—after heat treatment (initial state); 2—after UIT; 3—after EDSA + UIT.

найперше зазнають корозії.

Наступний фактор — утворення пор і пошкоджень в оксидній плівці, що покриває металеву поверхню. Коли оксидна плівка втрачає свою неперервність, тоді утворюються гальванічні мікроелементи іншого виду. Частини оксидної плівки будуть катодами в цих гальванічних елементах, а кородуватиме відкрита металева поверхня, що відіграє роль анода.

Деформація (особливо гетерогенна), накопичена в процесі УЗУО, також суттєво впливає на корозійні властивості металевого матеріалу. Дві металеві області, деформовані більшою та меншою мірою, утворюють корозійну комірку ще одного типу, анод якої буде більш деформованою областю металу. Ультрадисперсна структура, що характеризується високою об'ємною часткою меж зерен, утворених внаслідок інтенсивної пластичної деформації, спричиненої УЗУО, також позитивно впливає на корозійну стійкість поверхневих шарів. Це пов'язано з тим, що ультрадисперсні зеренні структури схильні утворювати нові плівки пасивації, що мають високу корозійну стійкість [3, 18, 21].

Нарешті, виділені частинки другої фази та матеріал матриці зазвичай мають різні електрохімічні властивості. У нашому випадку

ТАБЛИЦЯ 3. Електрохімічні характеристики твердих розчинів і фаз, наявних у стопах АМг6 (5056) та Д16Т (2024), у 3,5% водному розчині NaCl.**TABLE 3.** Electrochemical characteristics of solid solutions and phases in Al-6Mg (5056) and D16T (2024) aluminium alloys in 3.5% NaCl water solution.

Матеріал	E_c , мВ (vs SCE)	E_{pit} , мВ (vs SCE)	Джерело
АМг6	-775	-697	Дана робота
АМг6 + УЗУО	-739	-704	
АМг6 + ЕІЛ (Cu)	-566	-518	
АМг6 + ЕІЛ (Cu) + УЗУО	-548	-511	
Д16 (2024-Т4)	-597	-391	[18]
Al-4% Cu	-602	-406	[18], [23]
Al ₂ Cu	-665	-565	
Al ₂ CuMg	-883	80	

модифікована поверхня містить твердий розчин складу Al-4% Cu, а також деяку об'ємну частку двох основних фаз, а саме. S-фаза (Al₂CuMg) і θ -фаза (Al₂Cu). Ці включення та виділення, як і у стопі Д16 є катодами [23], і матриця (твердий розчин Al-4% Cu), що діє як анод, буде розчинятись активніше (див. відповідні значення E_{pit} у табл. 3).

4. ВИСНОВКИ

За допомогою комбінованої електроіскрової та ультразвукової ударної обробки поверхні алюмінієвого стопу АМг6 синтезовано композиційні покриття з підвищеними стійкістю до корозії та механічними властивостями та досліджено перебіг фазових і структурних перетворень.

1. Збільшення мікротвердості поверхневого шару при ЕІЛ відбувається завдяки утворенню твердих розчинів Al-Cu та дисперсних виділень зміцнюючих фаз (Al₂Cu, Al₂CuMg, Al₆Mg₄Cu).
2. Подальша УЗУО модифікованих шарів сприяє формуванню в поверхневому шарі товщиною до 50 мкм високого рівня залишкових напружень стиснення, а також деякому диспергуванню зеренної структури.
3. Результатом комбінованої обробки ЕІЛ + УЗУО стає наявність інтерметалідів і великої кількості дислокаційних скупчень та субграниць, які сприяють підвищенню мікротвердості стопу АМг6 в 3,5 рази у порівнянні з відпаленим станом.
4. Легування поверхні стопу АМг6 Купрумом з наступною УЗУО сприяє суттєвому підвищенню корозійної стійкості у 3,5% водному розчині NaCl, що проявляється у зростанні потенціалу корозії E_c на

~200 мВ і зменшенні густини струму корозії, що свідчить про доцільність використання комбінованої обробки ЕІЛ + УЗУО.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Y. Estrin and A. Vinogradov, *Acta Mater.*, **61**: 782 (2013).
2. А. М. Сулима, М. И. Евстигнеев, *Качество поверхностного слоя и усталостная прочность деталей из жаропрочных и титановых сплавов* (Москва: Машиностроение: 1974).
3. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, M. A. Vasylyev, and M. O. Iefimov, *Mater. Sci. Eng. A*, **458**: 253 (2007).
4. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *J. Sound Vib.*, **308**: 855 (2007).
5. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Ed. M. Aliofkhazraei) (Wiley-VCH: 2015), p. 417.
6. Г. И. Прокопенко, Б. М. Мордюк, М. О. Васильев, С. М. Волошко, *Фізичні основи ультразвукового ударного зміцнення металевих поверхонь* (Київ: Наукова думка: 2017).
7. M. Kryl, T. Tański, P. Snopiński, and B. Tomichek, *J. Therm. Anal. Calorim.*, **127**: 299 (2017).
8. B. N. Mordyuk, V. V. Silbershmidt, G. I. Prokopenko, Yu. V. Nesterenko, and M. O. Iefimov, *Mater. Characterizations*, **61**: 1126 (2010).
9. B. N. Mordyuk, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevich, M. I. Danylenko, and A. V. Samelyuk, *Surf. Coat. Technol.*, **204**: 5278 (2011).
10. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, Yu. V. Milman, M. O. Iefimov, and A. V. Sameljuk, *Mater. Sci. Eng. A*, **563**: 138 (2013).
11. Н. И. Лазаренко, *Электроискровое легирование металлических поверхностей* (Москва: Машиностроение: 1976).
12. Н. М. Чигринова, А. А. Кулешов, В. В. Нелаев, *Электронная обработка материалов*, № 2: 27 (2010).
13. В. Ф. Мазанко, Д. С. Герцрикен, С. А. Бобырь, В. М. Миронов, Д. В. Миронов, *Искровой разряд и диффузионные процессы в металлах* (Киев: Наукова думка: 2014),
14. А. Г. Косенко, Е. С. Данильченко, *Научный вестник ДГМА*, № 1: 106 (2009).
15. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, P. Yu. Volosevych, L. E. Matokhnyuk, A. V. Byalonovich, and T. V. Popova, *Mater. Sci. Eng. A*, **659**: 119 (2016).
16. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, K. E. Grinkevych, N. A. Piskun, and T. V. Popova, *Surf. Coat. Technol.*, **309**: 969 (2017).
17. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, I. O. Kruhlov, and V. I. Zakiev, *Surf. Coat. Technol.*, **361**: 413 (2019).
18. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Surf. Eng.*, **34**, No. 4: 324 (2018).
19. E. L. Huskins, B. Cao, and K. T. Ramesh, *Mater. Sci. Eng. A*, **527**: 1292 (2010).
20. М. О. Васильев, Б. М. Мордюк, С. И. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, Н. В. Франчик, *Металлофиз. новейшие технол.*, **39**, № 8: 1097 (2017).
21. N. I. Khripta, O. P. Karasevska, and B. N. Mordyuk, *J. Mater. Eng. Perform.*,

- 26, No. 11: 5446 (2017).
22. M. A. Vasylyev, S. P. Chenakin, and L. F. Yatsenko, *Acta Mater.*, **103**: 761 (2016).
23. N. Birbilis and R. G. Buchheit, *J. Electrochem. Soc.*, **152**, Iss. 4: B140 (2005).

REFERENCES

1. Y. Estrin and A. Vinogradov, *Acta Mater.*, **61**: 782 (2013).
2. A. M. Sulima and M. I. Evstigneev, *Kachestvo Poverkhnostnogo Sloya i Ustalostnaya Prochnost Detaley iz Zharoprochnykh i Titanovykh Splavov* (Moscow: Mashynostroenie: 1974) (in Russian).
3. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, M. A. Vasylyev, and M. O. Iefimov, *Mater. Sci. Eng. A*, **458**: 253 (2007).
4. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *J. Sound Vib.*, **308**: 855 (2007).
5. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Ed. M. Aliofkhazraei) (Wiley-VCH: 2015), p. 417.
6. H. I. Prokopenko, B. M. Mordyuk, M. O. Vasylyev, and S. M. Voloshko, *Fizychni Osnovy Ultrazvukovoho Udarnoho Zmitsnennya Metalevykh Poverkhon* [Physical Principles for Ultrasonic Impact Hardening of Metal Surfaces] (Kyiv: Naukova Dumka: 2017) (in Ukrainian).
7. M. Kryl, T. Tański, P. Snopiński, and B. Tomichek, *J. Therm. Anal. Calorim.*, **127**: 299 (2017).
8. B. N. Mordyuk, V. V. Silbershmidt, G. I. Prokopenko, Yu. V. Nesterenko, and M. O. Iefimov, *Mater. Characterizations*, **61**: 1126 (2010).
9. B. N. Mordyuk, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevich, M. I. Danylenko, and A. V. Samelyuk, *Surf. Coat. Technol.*, **204**: 5278 (2011).
10. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, Yu. V. Milman, M. O. Iefimov, and A. V. Sameljuk, *Mater. Sci. Eng. A*, **563**: 138 (2013).
11. N. I. Lazarenko, *Elektroiskrovoe Legirovanie Metallicheskih Poverkhnostey* [Electric-Spark Alloying of Metallic Surfaces] (Moscow: Mashynostroenie: 1976) (in Russian).
12. N. M. Chigrinova, A. A. Kuleshov, and V. V. Nelaev, *Elektronnaya Obrabotka Materialov*, No. 2: 27 (2010) (in Russian).
13. V. F. Mazanko, D. S. Gertzriken, S. A. Bobyr, V. M. Mironov, and D. V. Mironov, *Iskrovoy Razryad i Diffuzionnye Protsessy v Metallakh* [Spark Discharge and Diffusion Processes in Metals] (Kyiv: Naukova Dumka: 2014) (in Russian).
14. A. G. Kosenko and E. S. Danilchenko, *Nauchnyy Vestnik DGMA*, No. 1: 106 (2009) (in Russian).
15. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, P. Yu. Volosevych, L. E. Matokhnyuk, A. V. Byalonovich, and T. V. Popova, *Mater. Sci. Eng. A*, **659**: 119 (2016).
16. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, K. E. Grinkevych, N. A. Piskun, and T. V. Popova, *Surf. Coat. Technol.*, **309**: 969 (2017).
17. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, I. O. Kruhlov, and V. I. Zakiev, *Surf. Coat. Technol.*, **361**: 413 (2019).

18. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Surf. Eng.*, **34**, No. 4: 324 (2018).
19. E. L. Huskins, B. Cao, and K. T. Ramesh, *Mater. Sci. Eng. A*, **527**: 1292 (2010).
20. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, and N. V. Franchik, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 8: 1097 (2017) (in Ukrainian).
21. N. I. Khripta, O. P. Karasevska, and B. N. Mordyuk, *J. Mater. Eng. Perform.*, **26**, No. 11: 5446 (2017).
22. M. A. Vasylyev, S. P. Chenakin, and L. F. Yatsenko, *Acta Mater.*, **103**: 761 (2016).
23. N. Birbilis and R. G. Buchheit, *J. Electrochem. Soc.*, **152**, Iss. 4: B140 (2005).