Metallophysics and Advanced Technologies
Металофіз. новітні технол.
Metallofiz. Noveishie Tekhnol.
2021, vol. 43, No. 11, pp. 1455–1470
https://doi.org/10.15407/mfint.43.11.1455
Reprints available directly from the publisher

© 2021 G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics,
National Academy of Sciences of Ukraine
Published by license under
the G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics–
N.A.S. of Ukraine Publishers imprint.
Printed in Ukraine.

PACS numbers: 61.05.cp, 62.20.Qp, 64.60.My, 68.35.Gy, 81.40.Pq, 81.65.-b

Синтез композиту евтектичного складу системи Al–Cu/C на поверхні стопу Д16 високочастотною ударною обробкою

М. О. Васильєв, С. М. Волошко[*], В. І. Закієв[**], А. П. Бурмак[*],
Я. І. Матвієнко, О. Д. Рудь

Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна
[*]*Національний технічний університет України*
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»,
просп. Перемоги, 37,
03056 Київ, Україна
[**]*Національний авіаційний університет,*
просп. Любомира Гузара, 1,
03058 Київ, Україна

Проведено високочастотну ударну обробку (ВЧУО) стопу Д16 із доданням у деформаційну зону порошку Al–Cu/C евтектичного складу після помелу впродовж 8 годин. Досліджено та порівняно структуру та механічні властивості поверхневих шарів стопу після ВЧУО на повітрі за кімнатної температури впродовж 50 с без і з доданням порошку. Показано, що максимальний ефект зміцнення (зростання мікротвердості у ~3,5 рази) спостерігається після ВЧУО зразка із порошком. За результатами склерометричних досліджень методом багаторазового дряпання, найменше значення

Corresponding author: Yana Ihorivna Matvienko
E-mail: yanamatv18@gmail.com

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',*
37 Peremohy Ave., UA-03056 Kyiv, Ukraine
[**]*National Aviation University,*
1 Lyubomyr Huzar Ave., UA-03058 Kyiv, Ukraine

Citation: M. A. Vasylyev, S. M. Voloshko, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, Ya. I. Matvienko, and A. D. Rud, Synthesis of Composite with the Eutectic Composition of Al–Cu/C System on the Surface of 2024 Aluminium Alloy by High-Frequency Impact Treatment, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 11: 1455–1470 (2021) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.43.11.1455.

середньої глибини проникнення індентора (від 1,2 мкм після 1-го проходу до 2,3 мкм після 8-го проходу) спостерігалася для зразка після такої самої обробки. Окрім того, вищезгадані результати також підтверджено дослідженням тривимірного рельєфу поверхонь. Так, найвищі значення параметрів шорсткості (R_a = 1,31 мкм, R_z = 4,49 мкм) та збільшення площі (на 12,4%) поверхні стопу спостерігали після ВЧУО з порошком. Методом рентґеноструктурного фазового аналізу показано, що така обробка сприяла формуванню композиту на поверхні стопу Д16, який містить метастабільну Al_4Cu_9 та стабільну Al_2Cu інтерметалеві фази. Розглянуто вплив додавання порошку в процесі ВЧУО на модифікацію структури та рівень фізико-механічних властивостей поверхні стопу Д16.

Ключові слова: високочастотна ударна обробка, стоп Д16, порошки Al–Cu/C, композит, мікротвердість, поверхня.

High-frequency impact treatment (HFIT) of 2024 aluminium alloy with addition of milled for 8 hours eutectic Al–Cu/C powder to the deformation zone is carried out. Structure and mechanical properties of the surface layers of the alloy after HFIT in the air at room temperature for 50 s without and with addition of the powder are studied and compared. As shown, the maximum hardening effect (the increase of microhardness by ~3.5 times) is observed after HFIT of the sample with the powder. According to the results of multipass scratch tests, the lowest value of average indenter penetration depth (from 1.2 μm after the 1st pass to 2.3 μm after the 8th pass) is observed for the sample after the same treatment. Moreover, the above-mentioned results are also confirmed by three-dimensional surfaces topography. Thus, the highest values of roughness parameters (R_a = 1.31 μm, R_z = 4.49 μm) and the percentage increase in the area (by 12.4%) of the surface of the alloy are observed after HFIT with the powder. As shown by means of X-ray diffraction phase analysis, such treatment facilitated the formation of composite on the surface of 2024 aluminium alloy containing metastable Al_4Cu_9 and stable Al_2Cu intermetallic phases. The effect of the powder addition during HFIT on the structure modification and the level of physical-mechanical properties of the alloy is considered.

Key words: high-frequency impact treatment, 2024 aluminium alloy, Al–Cu/C powders, composite, microhardness, surface.

(Отримано 21 вересня 2021 р.)

1. ВСТУП

Алюмінієвий стоп Д16 (зарубіжний аналог Al2024), який належить до стопів з дисперсійним твердінням, широко застосовують для виготовлення конструкційних елементів, переважно в аерокосмічній та автомобільній промисловості, що пов'язано з гарною технологічністю та відносно високою міцністю за низької питомої ваги [1]. Однак ефективність використання даного стопу суттєво обмежується низькою твердістю, зносостійкістю, а також слабкою стійкістю

проти зношування та корозії у процесі довготривалої роботи виробів. У зв'язку з цим останніми роками розвиваються два технологічні напрямки, спрямовані на поліпшення експлуатаційних властивостей алюмінієвих стопів, зокрема і Д16.

Перший напрямок пов'язаний із підвищенням характеристик міцності шляхом утворення об'ємних композиційних алюмінієвих стопів з доданням армувальних дисперсних частинок, наприклад, тяжкостопких, високоміцних і високомодульних частинок карбідів (SiC, TiC, B_4C), оксидів (Al_2O_3), боридів (TiB_2) та інших [2]. Такі композити характеризуються високою жорсткістю, міцністю, тріщиностійкістю, зносостійкістю, електро- та теплопровідністю, технологічністю, а також широким температурним діапазоном роботи (від дуже низьких до високих температур) із збереженням малої питомої ваги та інших властивостей алюмінію [3–7]. Водночас, вони мають низьку пластичність та ударну в'язкість, що пов'язано із наявністю крихких включень керамічної арматури, що обмежує їхнє більш широке використання.

З огляду на малу питому вагу, високе значення модуля Юнга, міцності та пластичності, останніми роками значну увагу приділяють створенню високодисперсних Al–Cu композитів у суттєво нерівноважних умовах [8–11]. Показано, що додаток графіту (5% мас.) до Al–Cu композитів доевтектичного і евтектичного складу, одержаних шляхом механоактиваційного оброблення елементарних порошків Al, Cu і графіту та твердофазного спікання, сприяє зростанню (в ~1,8–2,9 рази) рівня мікротвердості композитів порівняно із виливаними стопами [10]. Причому, більшу мікротвердість до 5,5 ГПа (модуль Юнга до 180 ГПа) із збереженням прийнятного коефіцієнта пластичності до 0,75 мають композити Al–Cu/C евтектичного складу після спікання, які, зважаючи на актуальність даної роботи, є найцікавішими.

Добре відомо, що термін служби металевих деталей машин та конструкцій часто залежить від їхніх поверхневих властивостей, таких як зносостійкість, втомна міцність та корозостійкість. У цьому випадку актуальною для багатьох задач є модифікація виключно приповерхневого шару, водночас об'єм матеріалу зберігає свій вихідний склад, структуру та механічні характеристики. Це другий напрямок поліпшення експлуатаційних властивостей багатьох матеріалів, особливістю якого є необхідність вирішення проблеми адгезії покриття шляхом формування плавного переходу мікроструктури і властивостей між поверхневим шаром і об'ємом матеріалу, як це, наприклад, показано в [12]. Одним із сучасних технологічних шляхів оптимізації структури і властивостей поверхні в рамках цього напрямку є атермічне формування композитів із використанням методів інтенсивної поверхневої пластичної деформації (ІППД), серед яких найефективнішими є атермічні вібраційні

методи ударної дії. Вони засновані на ультра- або високочастотних коливаннях ударного інструменту (ВЧУО) і спочатку призначались для зміцнення та наноструктурування металевих поверхонь [13–16], зокрема стопу Д16 [17]. Останніми роками зазначені методи ІППД ефективно використовують у процесах формування поверхневих композитів для різних металевих стопів, зокрема на основі алюмінію. Дана технологія заснована на вбиванні у поверхневі шари армувальних частинок. Для цього використовують, наприклад, дисперсні порошки карбідів (SiC, B_4C), нітридів (BN), інтерметалідів (Cu–Fe), кераміки (Al_2O_3), вуглецевих матеріалів (вуглецеві нанотрубки) та ін. [18–26]. Однак, механоактивовані порошки системи Al–Cu/C для модифікації структури і властивостей поверхні металевих стопів за допомогою ВЧУО раніше не використовували.

У даній роботі вперше запропоновано використовувати методики високочастотної ударної обробки для формування композиційних покриттів шляхом втілення у поверхневі шари алюмінієвого стопу Д16 дисперсного порошку евтектичного складу після механоактивації із метою підвищення механічних характеристик.

2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Об'єкт дослідження — зразки циліндричної форми зі стопу Д16 промислового виробництва, які одержували шляхом різання з прутків перпендикулярно напрямку гарячої прокатки. Хемічний склад (% мас.): Al–93,6%, Cu–3,97%, Mg–1,43%, Mn–0,625%, Si–0,5%.

У вихідному стані стоп Д16 містить α-твердий розчин на основі алюмінію, $T(Al_{20}Cu_2Mn_3)$- та $\theta(Al_2Cu)$-фаз. Стрижнеподібні дисперсоїди — частинки орторомбічної T-фази мають розмір ~200 нм, частинки тетраґональної θ-фази ~100 нм. Середній розмір зерен становить 3–5 мкм.

Для зміцнення поверхні стопу Д16 використовували порошок Al–Cu/C евтектичного складу після помелу впродовж 8 годин (надалі зразок порошку Al–33Cu/5C), який складався із бімодальної фракції: дрібніші частинки із середніми розмірами ~1–20 мкм і крупніші частинки розміром ~35 мкм [10]. Його синтез здійснювали в атмосфері арґону у високоенергетичному планетарному млині Fritsch «Pulverisette-6» із швидкістю обертання 400 об/хв (у режимі — 10 хв помел/5 хв зупинка) впродовж 8 годин у сталевому стакані зі сталевими кулями діаметром 16 мм у кількості 24 шт. та співвідношенням 8:1 маси куль до маси суміші елементарних порошків Al, Cu та графіту із хемічним складом (% мас.) Al–31% Cu/5% C (або ат.% — $Al_{74}Cu_{14}C_{12}$).

ВЧУО виконували на приладі УЗГ-300, що виготовлений в Інституті металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України. Частота уль-

тразвукового генератора складала 21 кГц, потужність — 0,6 кВт, частота ударів — 1,5 кГц, енергія удару становила 15 мДж. Зразки розміщували у спеціальній стальній оправі, в яку заглиблювалися на 2 мм. У процесі контактної обробки зразок весь час знаходився у зоні дії ударника (бойка) у замкненому об'ємі, тобто в умовах, наближених до гідростатичного стиснення. У процесі обробки бойок розміщували у проміжку між хвилеводом і зразком, і притискали до нього з певним зусиллям, що створювала пружина. Під час генерації ультразвукових механічних коливань торця хвильоводу циліндричний бойок зі сталі ШХ15 за рахунок ударної взаємодії з хвилеводом отримував від нього імпульс сили і кінетичну енергію, яка витрачалась на деформування зразка. Амплітуда коливань ультразвукового хвильоводу становила 25 мкм, тривалість обробки — 50 с на повітрі. Обробляли зразок як без порошку, так із доданням порошку до зони обробки. Більш докладно методику високочастотної ударної обробки для формування композиційних покриттів викладено в [18, 19].

Вимірювання мікротвердості поверхні стопу Д16 виконували на приладі ПМТ-3М за навантаження 50 г.

Рентґеноструктурний фазовий аналіз проведено з використанням дифрактометра Rigaku Ultima IV у мідному випромінюванні ($\lambda_{\mathrm{Cu}K_\alpha}$ = 0,15418 нм). Умови проведення досліджень: інтервал кутів $2\theta = 20–90°$, крок зйомки — 0,04, час витримки в точці — 2 с. Застосовано дві геометрії зйомки — за Бреггом–Брентано та «ковзним променем» з кутом падіння рентґенівського променю 3°.

Аналіз одержаних рентґенівських спектрів та проведення кількісного і якісного фазового аналізу здійснено з використанням програмного забезпечення PDXL, міжнародної бази даних дифракції ICDD (PDF-2) та відкритої бази кристалографічних даних COD.

Дослідження стійкості до зносу та руйнування поверхневого шару зразків Д16 у вихідному стані, після ВЧУО та ВЧУО із застосуванням порошку Al–33Cu/5C проводили методом склерометрії [28] з використанням універсального мікро/нано твердоміра «Micron-Gamma» [29]. Склерометричні дослідження проводили методом багаторазового дряпання (multi-pass scratch test) у статичному режимі випробування з реєстрацією нормального переміщення індентору під час сканування. У даному режимі навантаження на індентор за першу секунду зростає від нуля до певного значення і за постійного значення навантаження індентор продовжує дряпати поверхню зразка на задану довжину. Навантаження на індентор становило 40 гс, довжина траси 327 мкм, а швидкість сканування — 20 мкм/с. Подряпини наносили алмазним індентором Берковича.

Дослідження тривимірного рельєфу поверхонь, сформованого внаслідок інтенсивної пластичної деформації, проводились за допомогою інтерференційного профілометру «Micron-alpha» [30].

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Результати рентґеноструктурного аналізу зразка порошку Al–33Cu/5C наведено на рис. 1. Із рисунку 1 видно, що на дифрактограмі присутні піки (111), (200), (220), (311) і (222) від Al (PDF 04-0787). Як було показано у роботах [10, 27, 31], ці піки є уширеними, що пов'язували із зменшенням середнього розміру кристалітів (D) до 17 нм і зростанням мікроспотворень ґратниці (ε) до 0,77% у результаті помелу порошків впродовж 8 годин. Піки, що спостерігаються за значень 2θ = 44,13°, 64,18° та 81,22° відповідають рефлексам (330), (600) (721) фази із ОЦК-ґратницею, яку пов'язують із Al_4Cu_9 фазою (просторова група $P43m$, a = 0,8707 нм, PDF 24-0003) [32–34]. Слід відмітити, що дана Al_4Cu_9 фаза не відображається на рівноважній фазовій діаграмі системи Al–Cu за заданого евтектичного складу зразків і спостерігається у вигляді метастабільної невпорядкованої фази із ОЦК-ґратницею (структурний тип A2, просторова група $Im3m$, a = 0,2951 нм), у якій атоми Al і Cu невпорядковано розміщені у вузлах ґратниці [32]. Окрім того, спостерігається також ряд піків від ОЦТ-фази θ-Al_2Cu (просторова група $I4/mcm$, a = 0,6064 нм, c = 0,4873 нм, PDF 25-0012). Слід зазначити, що пік (002) від графіту (PDF 41-1487), що у випромінюванні мідного аноду має знаходитись за 2θ = 26,63° (d_{002} = 0,3347 нм), не спостерігається. Це свідчить про те, що кристалічний графіт у процесі помелу зазнав інтенсивного руйнування і перетворився на аморфний. Підтверджені низкою інших методик та детально висвітлені у попередніх роботах [10, 27, 31–34] дані результати наведені для візуалізації фазового складу порошку Al–Cu/C евтектичного складу після

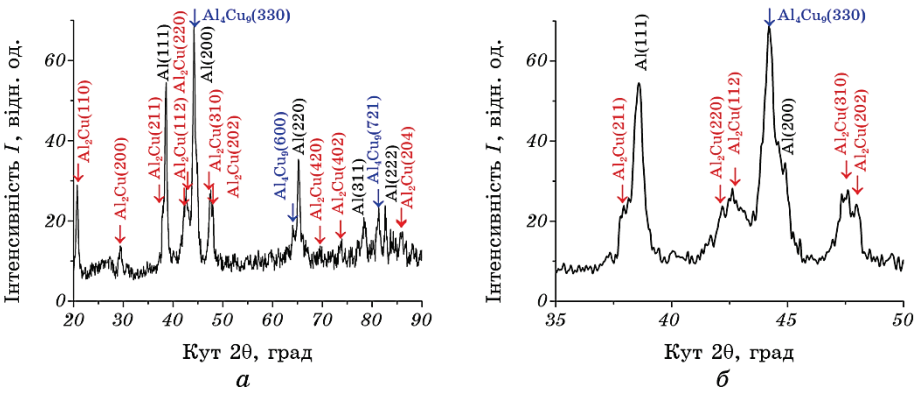

Рис. 1. Рентґенівські дифрактограми (CuK_α-випромінювання) зразка порошку Al–33Cu/5C в інтервалі: *а* — 20–90°, *б* — 35–50° [27].

Fig. 1. X-ray diffraction patterns (CuK_α-radiation) of Al–33Cu/5C powders in range: *a*—20–90°, *б*—35–50° [24].

механоактиваційної обробки впродовж 8 годин, використаного для ВЧУО поверхневого шару зразків стопу Д16.

У вихідному стані та після ВЧУО без порошку на дифрактограмі зразка стопу Д16 наявні рефлекси належать виключно алюмінію (рис. 2, *а*, *б*). Піків від *T*- та θ-фаз виявлено не було, що може свідчити про їх малу об'ємну частку. Після ВЧУО з порошком з'являються чіткі рефлекси від фази Al_2Cu (рис. 2, *в*, *г*). Співставлення дифрактограм зразка порошку Al–33Cu/5C (рис. 1) та стопу Д16 після ВЧУО з порошком (рис. 2, *в*, *г*) також свідчить про присутність піків і від метастабільної невпорядкованої Al_4Cu_9 фази у поверхневому шарі стопу після обробки.

На рисунку 3 представлені результати щодо тривимірного рельєфу поверхонь, сформованого внаслідок інтенсивної пластичної де-

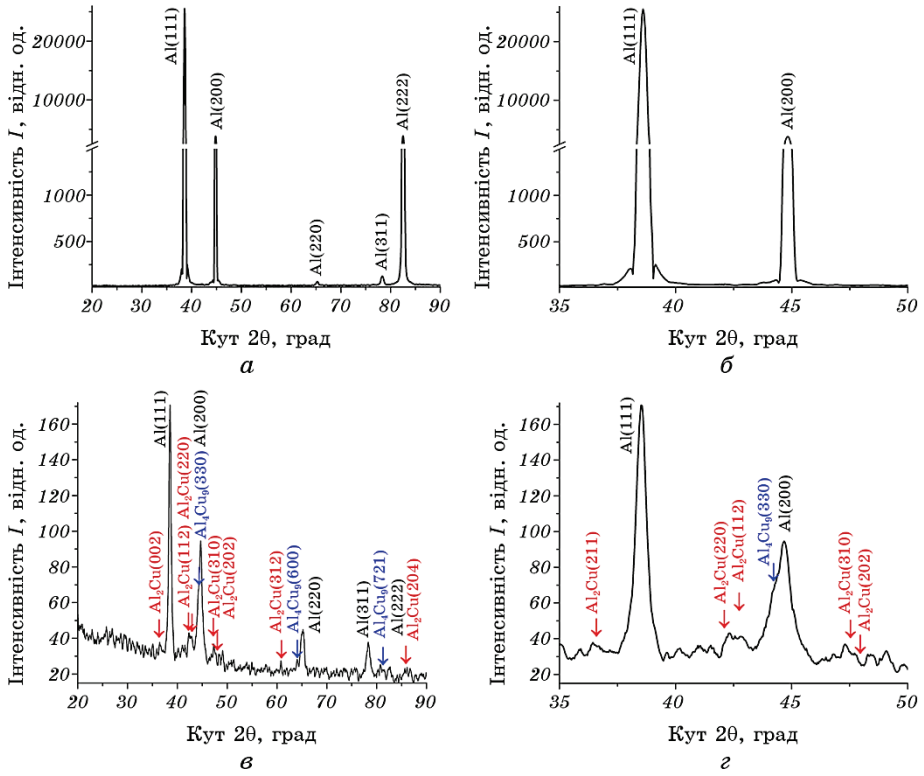

Рис. 2. Рентґенограми стопу Д16 у вихідному стані (*а*) та після ВЧУО з порошком (геометрія ковзного променя) (*в*), а також відповідні їхні частини в інтервалі кутів 35–50° (*б*, *г*).

Fig. 2. X-ray diffraction pattern of the alloy D16 in the initial state (*a*) and after HFIT with powder (geometry of the sliding beam) (*в*), as well as their subsequent parts in 35–50° range (*б*, *г*).

формації зразків стопу Д16 у вихідному стані, після ВЧУО та ВЧУО з додатковим армуванням порошком Al–33Cu/5C.

Для кількісної оцінки рельєфу сформованих поверхонь використовували параметри шорсткості R_a та R_z, площу поверхні S_s та співвідношення площі поверхні до площі зареєстрованої ділянки поверхні S_r. Розрахунок параметрів шорсткості проводили за п'ятьма паралельно розташованими базовими лініями в межах зареєстрованих ділянок. Усереднені значення параметрів шорсткості та геометричні параметри поверхонь наведено в табл. 1.

Мінімальні значення параметрів шорсткості має поверхня у ви-

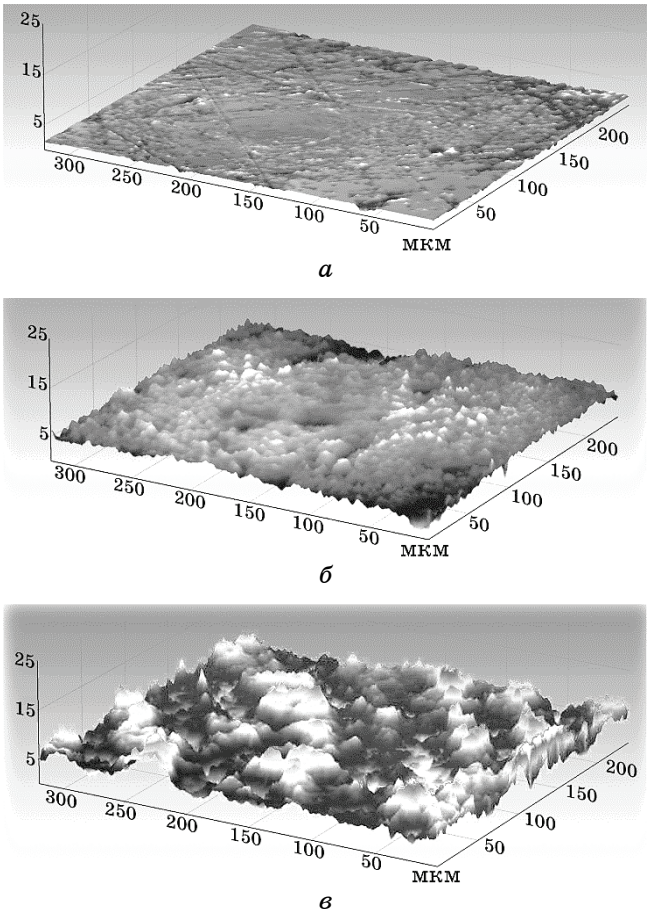

Рис. 3. Тривимірна топографія поверхні зразків: *а* — вихідний стан (після токарної обробки); *б* — ВЧУО; *в* — ВЧУО + порошок.

Fig. 3. Three-dimensional surface topography of the samples: *а*—initial state (after turning); *б*—HFIT; *в*—HFIT + powder.

хідному стані (R_a = 0,13 мкм, R_z = 0,8). Внаслідок пластичної деформації рельєф поверхні суттєво змінюється, найвищі значення параметрів шорсткості відповідають режиму ВЧУО з додаванням порошку (R_a = 1,31 мкм, R_z = 4,49), який частково втілюється до поверхневих шарів дюралюмінію. Параметри шорсткості поверхні після ВЧУО становлять R_a = 0,54 мкм, R_z = 2,62. Пластична деформація обумовлює збільшення площі поверхні зразків на 7,2% після ВЧУО та на 12,4% після ВЧУО з додаванням порошку порівняно з вихідною поверхнею зразка.

Методика склерометричних випробувань базується на контрольованому нанесенні на досліджувану поверхню подряпин з автоматичною реєстрацією глибини проникнення індентора у поверхневий шар зразка та сили опору руху цього індентора [35]. Випробування дозволяють досліджувати поверхню, що має складну геометрію, пористу або неоднорідну структуру, та застосовували раніше під час досліджень полімерних матеріалів, що зміцнені керамічними частинками нітриду кремнію [36], композитних шарів синтезованих на поверхні стопу Ti6Al4V [37] та металевих композитів [38]. Такі випробування дозволяють мінімізувати вплив шорсткості поверхні, оцінити середню міцність (твердість) поверхневого шару вздовж траси сканування, оцінити розкид та неоднорідність міцності (твердості), моделювати елементарні процеси тертя.

До проведення склерометричних досліджень реєстрували вихідний профіль поверхні за мінімального навантаження 0,5 Гс для виключення впливу рельєфу поверхні на результати вимірювань глибини проникнення інтентора до поверхневих шарів матеріалу вздовж траси сканування. Настільки мале навантаження практично не руйнує поверхню і не змінює вихідний профіль, а прилад працює в режимі щупового (контактного) профілометра. Після вимірювання профілю на кожний зразок наносили по 8 подряпин з реєстрацією нормального переміщення індентора. Кожну подряпину наносили після повернення інтентора до початкової позиції, тобто вздовж траси попередньо зареєстрованого профілю поверхні.

На рисунку 4 представлено результати склерометричних випробувань та вихідний профіль поверхні зразків Д16 у вихідному стані (*а*), після ВЧУО (*б*) та після ВЧУО з доданням порошку (*в*). На графіках

ТАБЛИЦЯ 1. Параметри шорсткості поверхонь.

TABLE 1. Surface roughness parameters.

Зразок	R_a, мкм	R_z, мкм	S_s, мкм^2	S_r
Вихідний стан	0,13	0,8	79228,2	1,015
ВЧУО	0,54	2,62	84898,4	1,089
ВЧУО + порошок	1,31	4,49	89060,3	1,14

наведено результати вимірювань глибини проникнення індентора вздовж траси сканування (склерограми) після кожного з восьми проходів індентора (1–8) та вихідний профіль поверхні зразків (0).

Оскільки досліджувані зразки мають різний рельєф поверхні, для виключення його впливу на зареєстровану глибину проникнення індентора під час сканування, від профілю глибини подряпини кожного проходу віднімали зареєстрований профіль вихідної поверхні. Обчислені результати можуть бути інтерпретовані як мікродеформація (руйнування) поверхневого шару матеріалу алмазним

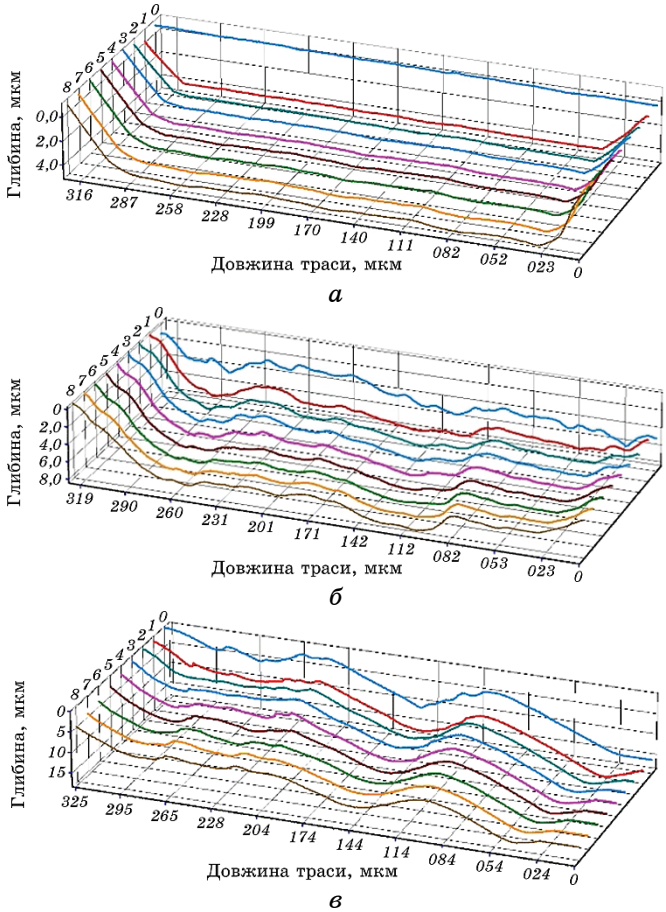

Рис. 4. Результати склерометричних випробувань та вихідний профіль поверхні зразків Д16 у вихідному стані (*а*), після ВЧУО (*б*) та після ВЧУО з доданням порошку (*в*).

Fig. 4. Scratch test results and initial surface profile of samples D16 in the initial state (*a*), after HFIT (*б*) and after HFIT with the addition of powder (*в*).

індентором вздовж траси сканування за умови ідеально гладкої поверхні. Запропонована методика обробки результатів склерометричних випробувань дозволяє оцінювати принципово різну топографію поверхні зразків і виключити вплив вихідного рельєфу. Крім того, у результаті втілення твердих частинок порошку формується армований поверхневий шар стопу Д16 з неоднорідною структурою і принципово різними механічними властивостями. Тому для кількісної оцінки мікродеформації розраховували середню глибину проникнення індентора до поверхні зразка вздовж траси сканування для кожного проходу після виключення впливу вихідного профілю.

На рисунку 5 представлено усереднені значення глибини подряпини для кожного з 8-ми проходів індентора після виключення рельєфу та тренду поверхні для зразків Д16 у вихідному стані (*1*), після ВЧУО (*2*) та після ВЧУО доданням порошку (*3*).

Експериментальні результати свідчать, що найбільший приріст середньої глибини подряпини відповідає 1-му проходу індентора та складає 1,2 мкм після ВЧУО з доданням порошку, 2,32 мкм — після ВЧУО та 3,26 мкм — для вихідного стану.

Під час склерометричних випробувань вихідного зразка середня глибина подряпини практично не змінюється до 3-го проходу, а після 4-го збільшується приблизно на 0,3 мкм з кожним наступним проходом до значення 4,56 мкм на восьмому проході з тенденцією до подальшого збільшення. Для зразка після ВЧУО спостерігається

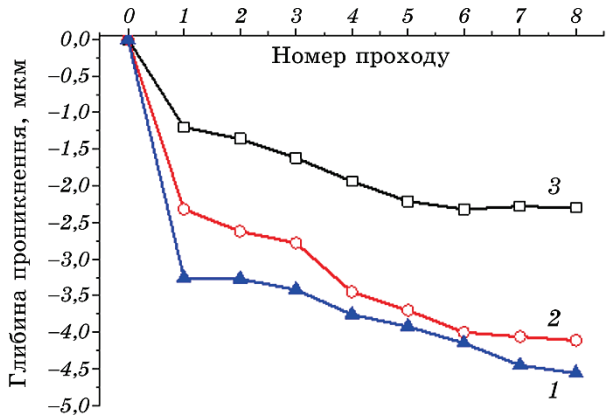

Рис. 5. Усереднені значення глибини проникнення індентора до поверхні зразків Д16 у вихідному стані (*1*), після ВЧУО (*2*) та після ВЧУО з доданням порошку (*3*) для восьми проходів (1–8).

Fig. 5. Average values of indenter penetration depth into samples D16 surface in the initial state (*1*), after HFIT (*2*) and after HFIT with the addition of powder (*3*) for eight passes (1–8).

ТАБЛИЦЯ 2. Значення мікротвердості після різних видів обробки стопу Д16.

TABLE 2. Microhardness values of 2024 aluminium alloy after different treatments.

Стан стопу	Вихідний	ВЧУО без порошку	ВЧУО з порошком
Мікротвердість ($H\mu$), кгс/мм^2	225	516	770

збільшення середньої глибини на 0,3 мкм з кожним наступним проходом до 6-го включно, що пов'язано з мікродеформацією виступів, сформованих під час обробки (рис. 5). Надалі під час руху індентора та наклепу дна подряпини середня глибина збільшується лише на 0,05 мкм з кожним проходом до максимального значення 4,11 мкм після останнього 8-го проходу. Для зразка після ВЧУО з доданням порошку середня глибина проникнення індентора збільшується з кожним наступним проходом на 0,2–0,3 мкм до 5-го проходу включно, а після залишається майже незмінною з максимальним значенням 2,28 мкм.

Мікротвердість ($H\mu$) поверхні стопу Д16 після високочастотної ударної імплантації з доданням порошку Al–33Cu/5C наведено в табл. 2. Після обробки стопу без порошку мікротвердість збільшується вдвічі, а за умов додавання порошку — у 3,5 рази, тобто з точки зору зміцнення поверхні ефективнішим є ВЧУО з порошком.

Ефект зміцнення порівняно з вихідним станом після ВЧУО і ВЧУО + Al–33Cu/5C складають 229% і 342% відповідно.

4. ВИСНОВКИ

Вперше з використанням методики високочастотної ударної обробки синтезоване композиційне покриття шляхом втілення у поверхневі шари алюмінієвого стопу Д16 дисперсних порошків Al–Cu/C евтектичного складу, одержаних механоактиваційною обробкою впродовж 8 годин елементарних порошків Al, Cu та графіту із хемічним складом (% мас.) Al–31% Cu/5% C. Склерометричні випробування показали, що стійкість поверхні стопу Д16 до мікроруйнування та деформації внаслідок дряпання алмазним індентором після ВЧУО зростає. Зменшення середньої глибини подряпин спостерігається для зразків після ВЧУО як після нанесення першої подряпини, так із подальшим малоциклічним дряпанням поверхні. Глибина сформованих подряпин після 1-го проходу складає 1,2 мкм для зразка після ВЧУО з додаванням порошку; 2,32 мкм — після ВЧУО без порошку та 3,26 мкм — для вихідного стану. Глибина сформованих подряпин після 8-ми проходів становить 2,3 мкм для

зразка після ВЧУО з додаванням порошку, 4,11 мкм — після ВЧУО без порошку та 4,56 мкм — для вихідного стану. Також слід відзначити, що після декількох перших проходів алмазного індентора з деформацією мікровиступів, сформованих внаслідок впливу ВЧУО, спостерігається значне зменшення приросту середньої глибини проникнення індентора після 6-го проходу для зразків з модифікованими поверхневими шарами. Найкращий результат спостерігається для зразка після ВЧУО з порошком, після 8-ми проходів глибина проникнення індентора зменшується практично вдвічі порівняно із вихідним станом.

Результати вимірювань мікротвердості підтверджують найбільший ефект зміцнення поверхневих шарів стопу Д16 після ВЧУО із порошком, що зумовлено суттєвою модифікацією їхнього структурно-фазового стану.

ПОДЯКА

Роботу виконано в рамках держбюджетної теми НТУ України «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського» № 2509 (0121U109752) «Структурно-фазові механізми керування комплексом поверхневих властивостей конструкційних і функціональних стопів комбінованими тепловими, йонними та деформаційними впливами», а також теми Інституту металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України «Мікро- та нанокристалічні стани в новітніх прецизійних стопах евтектичного типу» (0120U000133) держбюджетної програми «Підтримка розвитку пріоритетних напрямів наукових досліджень» (КПКВК 6541230).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. J-P. Immarigeon, R. T. Holt, A. K. Koul, L. Zhao, W. Wallace, and J. C. Beddoes, *Mater. Charact.*, **35**, No. 1: 41 (1995).
2. R. Casati and M. Vedani, *Metals*, **4**, No. 1: 65 (2014).
3. I. Borner and J. Eckert, *Mater. Sci. Eng. A*, **54**: 226 (1997).
4. S. M. Zebarjad and S. A. Sajjadi, *Mater. Design.*, **27**: 684 (2006).
5. Hartaj Singh, Sarabjit, Nrip Jit, and Anand K. Tyagi, *J. Engineering Research and Studies*, **2**: 72 (2011).
6. F. Bonollo, A. Moret, S. Gallo, and C. Mus, *La Metallurgia Italiana*, **6**: 49 (2004).
7. Г. А. Косников, В. А. Баранов, С. Ю. Петрович, А. В. Калмыков, *Литейное производство*, **2**: 4 (2012).
8. D. W. Wolla, M. J. Davidson, and A. K. Khanra, *Mater. Design.*, **59**: 151 (2014).
9. K. Kim, D. Kim, K. Park, M. Cho, S. Cho, and H. Kwon, *Materials*, **12**, Iss. 9: 1546 (2019).

10. Ya. I. Matvienko, S. S. Polishchuk, A. D. Rud, T. M. Mika, V. I. Bondarchuk, and S. O. Demchenkov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 8: 981 (2019).
11. P. Wang, L. Deng, K. P. Prashanth, S. Pauly, J. Eckert, and S. Scudino, *J. Alloys Compd.*, **735**: 2263 (2018).
12. V. G. Efremenko, Yu. G. Chabak, A. Lekatou, A. E. Karantzalis, K. Shimizu, V. I. Fedun, A. Yu. Azarkhov, and A. V. Efremenko, *Surface and Coatings Technology*, **304**: 293 (2016).
13. Г. І. Прокопенко, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак, *Наукові вісті НТУУ «КПІ»*, № **3**: 42 (2009).
14. Г. И. Прокопенко, А. Л. Березина, С. М. Волошко, И. Е. Котенко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **32**, № 3: 397 (2010).
15. С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **33**, № 12: 1659 (2011).
16. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Wiley-VCH: 2015), p. 417.
17. M. Castillo-Morales, T. P. Berber-Solano, A. Salas-Zamarripa, O. J. Zapata-Hernandez, J. Hernandez-Sandoval, D. F. Ledezma-Ramarez, J. A. Castillo-Elizondo, and J. A. Aldaco-Castaeda, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **108**: 157 (2020).
18. А. П. Бурмак, Б. М. Мордюк, С. М. Волошко, В. І. Закієв, В. В. Могилко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **42**, № 9: 1245 (2020).
19. Б. М. Мордюк, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, В. В. Могилко, М. М. Ворон, *Металлофиз. новейшие технол.*, **41**, № 8: 1067 (2019).
20. B. N. Mordyuk, Y. V. Milman, M. O. Iefimov, and K. E. Grinkevych, *J. Manufacturing Technol. Res.*, **9**: 121 (2017).
21. B. N. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, and V. V. Mohylko, *J. Mater. Eng. Performance*, **30**: 1780 (2021).
22. A. Shafiei-Zarghani, S. F. Kashani-Bozorg, and A. Zarei-Hanzaki, *Mater. Sci. Eng. A*, **500**: 84 (2009).
23. B. Zahmatkesh and M. H. Enayati, *Mater. Sci. Eng. A*, **527**: 6734 (2010).
24. R. S. Mishra, Z. Y. Ma, and I. Charit, *Mater. Sci. Eng. A*, **341**: 307 (2003).
25. C. Carreno-Gallardo, I. Estrada-Guel, M. A. Neri, and E. Rocha-Rangel, *J. Alloys Compd.*, **483**: 173 (2009).
26. A. Daoud, *Mater. Lett.*, **58**: 3206 (2004).
27. Ya. I. Matvienko, S. S. Polishchuk, A. D. Rud, T. M. Mika, V. I. Bondarchuk, and S. A. Demchenkov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 8: 1035 (2019).
28. S. R. Ignatovich, I. M. Zakiev, and D. I. Borisov, *Strength Mater*, **40**: 334 (2008).
29. I. Zakiev and E. Aznakayev, *JALA—Journal of the Association for Laboratory Automation*, **7**, No. 5: 44 (2002).
30. V. Zakiev, A. Markovsky, E. Aznakayev, I. Zakiev, and E. Gursky, *Proc. SPIE 5959, Medical Imaging (Congress on Optics and Optoelectronics) (23 September 2005)* (Poland, Warsaw: 2005), vol. 595916.
31. Ya. I. Matvienko, S. S. Polishchuk, A. D. Rud, O. Yu Popov, S. A. Demchenkov, and O. M. Fesenko, *Materials Chemistry and Physics*, **254**: 123437 (2020).
32. Y. I. Matvienko, A. D. Rud, N. D. Rud, O. M. Fesenko, A. D. Yaremkevich, and V. V. Trachevski, *Applied Nanoscience*, (2021).
33. R. Besson, M.-N. Avettand-Fenoel, L. Thuinet, J. Kwon, A. Addad, P. Roussel, and A. Legrisa, *Acta Mater.*, **87**: 216 (2015).

34. F. Li, K. N. Ishihara, and P. H. Shingu, *Metall. Mater. Trans. A*, **22**: 2849 (1991).
35. M. Storchak, I. Zakiev, and L. Träris, *J. Mech. Sci. Technol.*, **32**: 315 (2018).
36. O. B. Zgalat-Lozynskyy, O. O. Matviichuk, O. I. Tolochyn, O. V. Ievdokymova, N. O. Zgalat-Lozynska, and V. I. Zakiev, *Powder Metall. Met. Ceram.*, 59: 515 (2021).
37. B. N. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, and V. V. Mohylko, *J. Mater. Eng. Performance*, **30**: 1780 (2021).
38. V. A. Mechnik, N. A. Bondarenko, V. M. Kolodnitskyi, V. I. Zakiev, I. M. Zakiev, S. R. Ignatovich, S. N. Dub, and N. O. Kuzin, *Powder Metall. Met. Ceram.*, **58**, No. 11–12: 679 (2020).

REFERENCES

1. J-P. Immarigeon, R. T. Holt, A. K. Koul, L. Zhao, W. Wallace, and J. C. Beddoes, *Mater. Charact.*, **35**, No. 1: 41 (1995).
2. R. Casati and M. Vedani, *Metals*, **4**, No. 1: 65 (2014).
3. I. Borner and J. Eckert, *Mater. Sci. Eng. A*, **54**: 226 (1997).
4. S. M. Zebarjad and S. A. Sajjadi, *Mater. Design.*, **27**: 684 (2006).
5. Hartaj Singh, Sarabjit, Nrip Jit, and Anand K. Tyagi, *J. Engineering Research and Studies*, **2**: 72 (2011).
6. F. Bonollo, A. Moret, S. Gallo, and C. Mus, *La Metallurgia Italiana*, **6**: 49 (2004).
7. H. A. Kosnikov, V. A. Baranov, S. Yu. Petrovych, and A. V. Kalmykov, *Lyteynoe Proyzvodstvo*, **2**: 4 (2012) (in Russian).
8. D. W. Wolla, M. J. Davidson, and A. K. Khanra, *Mater. Design.*, **59**: 151 (2014).
9. K. Kim, D. Kim, K. Park, M. Cho, S. Cho, and H. Kwon, *Materials*, **12**, Iss. 9: 1546 (2019).
10. Ya. I. Matvienko, S. S. Polishchuk, A. D. Rud, T. M. Mika, V. I. Bondarchuk, and S. O. Demchenkov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 8: 1035 (2019) (in Ukrainian).
11. P. Wang, L. Deng, K. P. Prashanth, S. Pauly, J. Eckert, and S. Scudino, *J. Alloys Compd.*, **735**: 2263 (2018).
12. V. G. Efremenko, Yu. G. Chabak, A. Lekatou, A. E. Karantzalis, K. Shimizu, V. I. Fedun, A. Yu. Azarkhov, and A. V. Efremenko, *Surface and Coatings Technology*, **304**: 293 (2016).
13. H. I. Prokopenko, S. M. Voloshko, I. Ye. Kotenko, and A. P. Burmak, *Naukovi Visti NTUU 'KPI'*, No. 3: 42 (2009) (in Ukrainian).
14. H. Y. Prokopenko, A. L. Berezyna, S. M. Voloshko, Y. E. Kotenko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **32**, No. 3: 397 (2010) (in Russian).
15. S. I. Sydorenko, S. M. Voloshko, I. Ye. Kotenko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **33**, No. 12: 1659 (2011) (in Ukrainian).
16. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Wiley-VCH: 2015), p. 417.
17. M. Castillo-Morales, T. P. Berber-Solano, A. Salas-Zamarripa, O. J. Zapata-Hernández, J. Hernández-Sandoval, D. F. Ledezma-Ramírez, J. A. Castillo-Elizondo, and J. A. Aldaco-Castañeda, *Int. J. Adv. Manuf.*

Technol., **108**: 157 (2020).
18. A. P. Burmak, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiyev, and V. V. Mohylko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 9: 1245 (2020) (in Ukrainian).
19. B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, V. V. Mohylko, and M. M. Voron, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 8: 1067 (2019) (in Ukrainian).
20. B. N. Mordyuk, Y. V. Milman, M. O. Iefimov, and K. E. Grinkevych, *J. Manufacturing Technol. Res.*, **9**: 121 (2017).
21. B. N. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, and V. V. Mohylko, *J. Mater. Eng. Perform.*, **30**: 1780 (2021).
22. A. Shafiei-Zarghani, S. F. Kashani-Bozorg, and A. Zarei-Hanzaki, *Mater. Sci. Eng. A*, **500**: 84 (2009).
23. B. Zahmatkesh and M. H. Enayati, *Mater. Sci. Eng. A*, **527**: 6734 (2010).
24. R. S. Mishra, Z. Y. Ma, and I. Charit, *Mater. Sci. Eng. A*, **341**: 307 (2003).
25. C. Carreno-Gallardo, I. Estrada-Guel, M. A. Neri, and E. Rocha-Rangel, *J. Alloys Compd.*, **483**: 173 (2009).
26. A. Daoud, *Mater. Lett.*, **58**: 3206 (2004).
27. Ya. I. Matvienko, S. S. Polishchuk, A. D. Rud, T. M. Mika, V. I. Bondarchuk, and S. A. Demchenkov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 8: 1035 (2019) (in Ukrainian).
28. S. R. Ignatovich, I. M. Zakiev, and D. I. Borisov, *Strength Mater*, **40**: 334 (2008).
29. I. Zakiev and E. Aznakayev, *JALA—Journal of the Association for Laboratory Automation*, **7**, No. 5: 44 (2002).
30. V. Zakiev, A. Markovsky, E. Aznakayev, I. Zakiev, and E. Gursky, *Proc. SPIE 5959, Medical Imaging (Congress on Optics and Optoelectronics) (23 September 2005)* (Poland, Warsaw: 2005), vol. 595916.
31. Ya. I. Matvienko, S. S. Polishchuk, A. D. Rud, O. Yu Popov, S. A. Demchenkov, and O. M. Fesenko, *Materials Chemistry and Physics*, **254**: 123437 (2020).
32. Ya. I. Matvienko, A. D. Rud, N. D. Rud, O. M. Fesenko, A. D. Yaremkevich, and V. V. Trachevski, *Appl. Nanosci.*, (2021).
33. R. Besson, M.-N. Avettand-Fenoel, L. Thuinet, J. Kwon, A. Addad, P. Roussel, and A. Legrisa, *Acta Mater.*, **87**: 216 (2015).
34. F. Li, K. N. Ishihara, and P. H. Shingu, *Metall. Mater. Trans. A*, **22**: 2849 (1991).
35. M. Storchak, I. Zakiev, and L. Träris, *J. Mech. Sci. Technol.*, **32**: 315 (2018).
36. O. B. Zgalat-Lozynskyy, O. O. Matviichuk, O. I. Tolochyn, O. V. Ievdokymova, N. O. Zgalat-Lozynska, and V. I. Zakiev, *Powder Metall. Met. Ceram.*, **59**: 515 (2021).
37. B. N. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, and V. V. Mohylko, *J. Mater. Eng. Performance*, **30**: 1780 (2021).
38. V. A. Mechnik, N. A. Bondarenko, V. M. Kolodnitskyi, V. I. Zakiev, I. M. Zakiev, S. R. Ignatovich, S. N. Dub, and N. O. Kuzin, *Powder Metall. Met. Ceram.*, **58**, Nos. 11–12: 679 (2020).