Metallophysics and Advanced Technologies
Металофіз. новітні технол.
Metallofiz. Noveishie Tekhnol.
2020, vol. 42, No. 3, pp. 381–400
https://doi.org/10.15407/mfint.42.03.0381
Reprints available directly from the publisher

© 2020 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: 43.35.+d, 62.20.Qp, 81.40.Ef, 81.40.Lm, 81.65.-b, 83.10.Tv, 83.50.Uv

Модифікація поверхневих шарів латуні ЛС59-1 за умов високочастотної ударної деформації на повітрі та в інертному середовищі арґону

М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. М. Волошко*, В. І. Закієв**, А. П. Бурмак*, Д. В. Пефті*

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. Космонавта Комарова, 1,
03058 Київ, Україна

Експериментально досліджено зміни мікрорельєфу поверхні та мікротвердості *HV* поверхневих шарів двофазної латуні ЛС59-1 після високочастотного ударного оброблення за допомогою ультразвуку (ультразвукової ударної обробки — УЗУО) на повітрі та в інертному середовищі. Показано, що УЗУО в середовищі газу арґону веде до суттєвого зниження параметрів шорсткості модифікованої поверхні на відміну від результату УЗУО на повітрі, яка спричиняє утворення більш розвиненого мікрорель-

Corresponding author: Mykhailo Oleksiyovych Vasylyev
E-mail: vasil@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
***National Aviation University,*
1, Cosmonaut Komarov Ave., UA-03058 Kyiv, Ukraine

Citation: M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, and D. V. Pefti, Modification of Surface Layers of Cu–39Zn–1Pb Brass at High-Frequency Impact Deformation in the Air and Argon Inert Environments, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 3: 381–400 (2020) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.42.03.0381.

єфу поверхні. Підвищення мікротвердості поверхневого шару зразків після УЗУО в середовищі газу арґону та на повітрі сягає ≅180% (HV_{100} = 2,24 ГПа) та ≅220% (HV_{100} = 2,76 ГПа) відповідно. В обох випадках зміцнення реєструється на глибині до ≅1 мм. З результатами вимірювань мікротвердості якісно корелюють дані інструментального індентування після УЗУО на повітрі та в арґоні, які свідчать про відповідне зростання твердості (H_{IT} = 3,236 ГПа і H_{IT} = 2,469 ГПа), зниження характеристики пластичності δ_A та модуля пружності E вихідного стану (107 ГПа) до 94 ГПа та 91 ГПа. З врахуванням даних РЕМ і рентґенівського структурно-фазового аналізу визначено основні чинники відмінності ступеня деформаційного зміцнення поверхневих шарів латуні у різних середовищах: зростання кількості α-фази, переорієнтація її зерен та залишкові напруження стиснення.

Ключові слова: латунь, ультразвукова ударна обробка, інертне середовище, зміцнення, інструментальне індентування, шорсткість поверхні, залишкові напруження.

The changes of the surface microrelief and microhardness *HV* of the surface layers of the two-phase Cu–39Zn–1Pb brass are experimentally studied after high-frequency impact treatment induced by ultrasound (ultrasonic impact treatment—UIT) in the air and inert (argon gas) environments. As shown, the argon-UIT leads to the substantial decrease in the roughness parameters of the modified surface. Conversely, the air-UIT results in the formation of more developed surface microrelief. An increase in the surface *HV* of the Cu–39Zn–1Pb brass samples after UIT in argon and in air reaches ≅180% (HV_{100} = 2.24 GPa) and ≅220% (HV_{100} = 2.76 GPa), respectively. In both cases the strengthening is registered on a depth up to ≅1 mm. Instrumental indentation measurements of the samples after UIT in the air and argon show the increased hardness (H_{IT} = 3.236 GPa and H_{IT} = 2.469 GPa) well correlating to the *HV* data, the decreased plasticity characteristic δ_A and Young modulus E decreased from initials states (107 GPa) to 94 GPa and 91 GPa, respectively. Taking into account the SEM data and X-ray structural and phase analysis, the main factors affecting the strain hardening extents of the Cu–39Zn–1Pb brass surface layers in different environments are determined: growth of α-phase amount, reorientation of α-phase grains, and compressive residual stresses.

Key words: brass, ultrasonic impact treatment, inert environment, instrumental indentation, microhardness, surface roughness, residual stress.

Экспериментально исследованы изменения микрорельефа поверхности и микротвёрдости *HV* поверхностных слоёв двухфазной латуни ЛС59-1 после высокочастотной ударной обработки с помощью ультразвука (ультразвуковой ударной обработки — УЗУО) на воздухе и в инертной среде. Показано, что УЗУО в среде газа аргона ведёт к существенному снижению параметров шероховатости модифицированной поверхности в отличие от результата УЗУО на воздухе, которая вызывает образование более развитого микрорельефа поверхности. Повышение микротвёрдости поверхностного слоя образцов после УЗУО в среде газа аргона и на воздухе дости-

гает ≅180 % (HV_{100} = 2,24 ГПа) и ≅220 % (HV_{100} = 2,76 ГПа) соответственно. В обоих случаях упрочнение регистрируется на глубине до ≅1 мм. С результатами измерений микротвёрдости качественно коррелируют данные инструментального индентирования после УЗУО на воздухе и в аргоне, которые свидетельствуют о соответствующем возрастании твёрдости (H_{IT} = 3,236 ГПа и H_{IT} = 2,469 ГПа), снижении характеристики пластичности δ_A и модуля упругости E исходного состояния (107 ГПа) до 94 ГПа и 91 ГПа. С учётом данных РЭМ и рентгеновского структурно-фазового анализа определены основные факторы различия степени деформационного упрочнения поверхностных слоёв латуни в разных средах: рост количества α-фазы, переориентация её зёрен и остаточные напряжения сжатия.

Ключевые слова: латунь, ультразвуковая ударная обработка, инертная среда, упрочнение, инструментальное индентирование, шероховатость поверхности, остаточные напряжения.

(Отримано 2 жовтня 2019 р.)

1. ВСТУП

Формування модифікованих поверхневих шарів металевих матеріалів методами інтенсивної пластичної деформації (ІПД) є актуальним і широко досліджуваним напрямом інженерії поверхні, оскільки руйнування матеріалів суттєво залежить від шорсткості та механічних властивостей поверхні [1].

Цілий ряд методів поверхневої ІПД — дробоструменева обробка (shot peening) [2, 3], механічна обробка тертям (surface mechanical attrition treatment—SMAT) [4], безабразивна ультразвукова фінішна обробка (БУФО) (ultrasonic nanocrystal surface modification—UNSM) [5], високочастотна ударна деформація за допомогою ультразвуку (high-frequency mechanical impact—HFMI; інша застосовувана назва «ультразвукова ударна обробка» — УЗУО або ultrasonic impact treatment—UIT) [2, 3, 6–8] — дозволяють формувати поверхню з пониженою шорсткістю та підвищеними фізико-механічними характеристиками поверхневих шарів традиційних конструкційних матеріалів.

Шорсткість поверхні є одним із основних параметрів, які забезпечують довготривалу експлуатацію деталей і виробів за умови формування понижених параметрів шорсткості, які сприяють підвищеному опору корозії [7] зношуванню [8] та втомі [9].

Значну кількість робіт присвячено дослідженню зміни під дією деформації властивостей і структурно-фазового стану латуней різного складу [10–14]. Це пов'язано з доволі широким застосуванням у промисловості мідних стопів, у тому числі латуні системи Cu–Zn [11, 13, 15], як різноманітних контактів або твердих припоїв для

з'єднання та ущільнення мідних трубопроводів. Наприклад, в стопах системи Cu–Zn досліджено спільний вплив ІПД і легування цинком на пластичність [12]. Легування розглядали як фактор, який впливає на величину енергії дефектів пакування (ЕДП), яка, в свою чергу, визначає залучення тих чи інших механізмів деформації: утворення та перерозподіл дислокацій чи двійникування.

Серед зовнішніх чинників, які суттєво впливають на результат модифікації поверхневих шарів, чи не найважливішими є швидкість деформації $\dot{\varepsilon}$ та температура оброблення T [15–18], вплив яких прийнято виражати із застосуванням параметра Зінера–Холломона ($\ln Z$) [16, 19–21]:

$$\ln Z = \ln \dot{\varepsilon} + Q/(RT), \tag{1}$$

де Q — енергія активації деформації, R — газова стала. На прикладі міді [16] та Cu–32Zn [21] показано, що зростання $\ln Z$ (зростання швидкості деформації або зменшення температури) веде до більшого зміцнення та зменшення розміру сформованих зерен до наномасштабу за рахунок активації механічного двійникування на противагу дислокаційній активності за менших значень $\ln Z$.

Зниження температури до температур рідкого азоту спричиняє зростання параметра $\ln Z$ і впливає на структуроутворення та міцність завдяки гальмуванню динамічної рекристалізації [15, 21]. У той же час, підвищення температури оброблення може або обмежувати мінімальні розміри отриманих зеренних структур, сприяючи динамічній рекристалізації [22], або сприяти більшому подрібненню структури за рахунок перебігу фазових перетворень у метастабільних матеріалах [7, 23], формуючи більш дисперсну гетерофазну структуру поверхневого шару, або навіть викликати надпластичність, обумовлену у випадку $\alpha+\beta$ латуні внутрішньозеренним ковзанням в зернах α-фази [24–26]. Слід, однак, зважати на таку сприятливу умову прояву надпластичності, як зменшення зерна до субмікро- чи нанорозмірів. Зразки латуні, що досліджувались у даних роботах, мали подрібнене зерно після попередньої ІПД рівноканальним кутовим пресуванням [24] або внаслідок інтенсивного тертя, що викликало розігрівання поверхневого шару до температур ≅400°C [25].

Іншим фактором, який веде до зростання параметра $\ln Z$, є підвищення швидкості деформації. Зміну механічних властивостей і мікроструктури стопу Cu–Zn (68% ваг. Cu та 32% ваг. Zn) під дією динамічної пластичної деформації (ДПД) за різних температур досліджено в [13], а за умов піскоструменевої обробки поверхні — в [27]. Відзначено, що важливу роль у зміцненні відіграє наявність деформаційних двійників і смуг зсуву, які сприяють подрібненню зеренної структури.

Високочастотна ударна деформація за допомогою ультразвуку

(тобто УЗУО) є одним із найефективніших методів ІПД модифікації поверхні, що призводять до утворення ультрадисперсних та наномасштабних зеренних структур. Додатковим важливим фактором є середовище оброблення, яке, як відомо, може суттєво впливати на кінцевий фазовий склад і, як наслідок, на властивості поверхні [8, 23, 28]. Проте, обсяг досліджень щодо деформаційного формування поверхневих шарів із градієнтними властивостями на стопах на основі міді досить обмежений.

Метою даної роботи є встановлення закономірностей впливу УЗУО в інертному та повітряному середовищах на характеристики мікрорельєфу поверхні та міцності/пластичності поверхневих шарів латуні ЛС59-1.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Стоп ЛС59-1, хімічний склад якого наведено в табл. 1, після стандартного рекристалізаційного відпалу за температури 500°С має двофазну структуру $\alpha+\beta$ з достатньо високою кількістю β-фази. Співвідношення вмісту α- і β-фаз у вихідному стані становило ≅55:45. Для досліджень використовувались зразки у вигляді циліндрів діаметром 15 мм і висотою 8 мм (±0,5 мм), одержані різанням прутків перпендикулярно напрямку прокатки. Вихідна поверхня зразків після точіння не шліфувалась з метою виявлення ефективності застосованого деформаційного методу оброблення з огляду на зменшення шорсткості модифікованої поверхні.

Високочастотна ударна обробка поверхні зразків проводилась за допомогою ультразвукового приладу УЗГ-300 (рис. 1), який складається з ультразвукового генератора *7* частотою 21 кГц та потужністю 0,6 кВт, вібратора зі ступінчастим концентратором *1*, на якому за допомогою пружин розміщувалась ударна головка [20, 23, 28].

Оброблення проводилось циліндричним бойком *3* діаметром 5 мм та довжиною 18 мм (із загартованої сталі ШХ15), розміщеним в ударній голівці. Інертний газ арґон подавали по каналу *6* у герметичну камеру *2*. Амплітуда торця концентратора складала $A=25$ мкм. За рахунок періодичного контакту бойка з торцем концентратора бойок отримував імпульс сили та кінетичну енергію, яка витра-

ТАБЛИЦЯ 1. Хімічний склад латуні ЛС59-1.

TABLE 1. Chemical composition of Cu–39Zn–1Pb brass.

Масова частка елемента, %								
Cu	Zn	Pb	Mn	Sn	Ni	Fe	Si	Sb
58,9	39,6	1,04	0,03	0,01	0,03	0,05	0,43	0,01

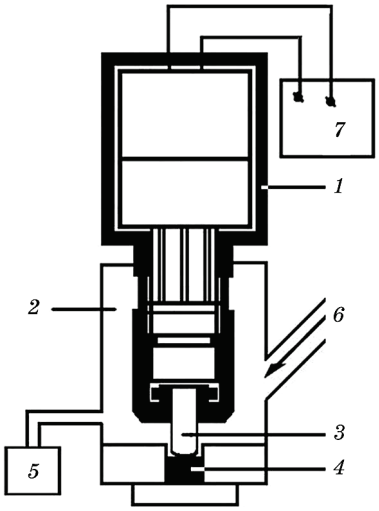


Рис. 1. Схема пристрою для ультразвукової ударної обробки (УЗУО): *1* — вібратор зі ступінчастим концентратором, *2* — герметична камера, *3* — бойок, *4* — зразок, *5* — манометр, *6* — канал для заповнення газом арґоном, *7* — ультразвуковий генератор.

Fig. 1. Scheme of device for ultrasonic impact treatment (UIT): *1* is vibrator with a step-like horn, *2* is sealed chamber, *3* is pin, *4* is sample, *5* is pressure gauge, *6* is the channel for filling the chamber with argon gas, *7* is ultrasonic generator.

чалась на деформування поверхневих шарів зразка, спричинене ударними імпульсами. Тривалість обробки варіювалася від 5 до 200 с. У процесі навантаження зразок отримував 10^4–10^5 ударів.

Зразок розміщували у спеціальній сталевій оправці діаметром 15 мм, в яку заглиблювали на 2 мм. Таким чином, у процесі контактної обробки зразок увесь час знаходився у зоні дії бойка в замкненій ємності, тобто в умовах, наближених до гідростатичного стиснення.

Вимірювання мікротвердості проводили на приладі ПМТ-3 за методом Вікерса на поверхні зразків при навантаженні 100 г, а визначення змін мікротвердості по товщині модифікованого шару на поперечному шліфі — при навантаженні 20 г. Величину навантаження обирали таким чином, щоб внесок у мікротвердість обумовлювався саме зміцненим шаром без впливу матеріалу серцевини.

За значеннями величини мікротвердості HV з урахуванням табличного значення коефіцієнта Пуассона ($\nu = 0{,}35$) та експериментально визначеного модуля Юнга латуні ЛС59-1 (E) розраховано границю плинності $\sigma_{0,2}$ (2) [29], характеристику пластичності δ_H (3) [30, 31] та межу міцності σ_S (4) [30, 31], а також проведено оцінки деформаційного розігрівання тонкого поверхневого шару в процесі

інтенсивної пластичної деформації (5) [6]:

$$0,33HV \approx \sigma_{0,2}\,, \tag{2}$$

$$\delta_H = 1 - 14,3(1 - \nu - 2\nu^2)\,HV/E\,, \tag{3}$$

$$\sigma_S = HV/(0,28 + 0,6\ln[3E/(4+\nu)\sigma_{0,2}])\,, \tag{4}$$

$$\Delta T = \beta A/(\rho C_V) \approx \beta\sigma_{0,2}e/(\rho C_V)\,. \tag{5}$$

Оцінки підвищення температури проведено з урахуванням припущень, що за умов швидкісної деформації відбувається адіабатичне розігрівання поверхневого шару, на яке витрачається приблизно 80–90% ($\beta \cong 0,8$–$0,9$) роботи деформації A, ступеню пластичної деформації поверхневого шару e, а також фізичних властивостей матеріалу зразка (його густини ($\rho = 8252$ кг·м$^{-3}$) та теплоємності ($C_V = 0,394$ кДж·кг$^{-1}$·К$^{-1}$).

Крім того, фізико-механічні властивості поверхні зразків латуні після УЗУО в різних середовищах і у вихідному стані досліджували методом безперервного вдавлювання індентора (інструментального індентування) з використанням універсального мікро/нано твердоміра «Micron-Gamma» [17, 32, 33]. Випробування проводили з навантаженням 50 гс зі швидкістю навантаження 5 гс/с. На кожному зразку проводили по п'ять вимірювань з кроком 50 мкм між відбитками індентора. Корекція експериментальних діаграм індентування здійснювали згідно методики, що описана у роботі [34]. Аналіз і обробка зареєстрованих діаграм індентування для визначення твердості й контактного модуля пружності проводились автоматично за допомогою програмного забезпечення приладу та базувалися на методі Олівера і Фара, прийнятого за міжнародний стандарт.

Твердість H_{IT} і контактний модуль пружності E за інструментального індентування визначали із використанням формул (6) і (7), відповідно:

$$H_{IT} = \frac{P}{a} = \frac{P}{24,5}h_C^2, \tag{6}$$

$$E = \frac{\sqrt{\pi}}{2\beta}\frac{S}{\sqrt{A}}, \tag{7}$$

де P — навантаження індентування, h_C — контактна глибина, $S = dP/dh$ — контактна жорсткість, яка визначається при лінійній апроксимації приблизно 30% кривої розвантаження, починаючи від P, або як похідна до кривої розвантажування в точці h, h — максимальна глибина вдавлювання, $\beta = 1,034$ — поправочний коефіцієнт для індентора Берковича.

Характеристика пластичності δ_A за інструментального інденту-

вання розраховували за співвідношенням роботи, що витрачається на пластичну A_P, пружну A_e та загальну A_t деформацію при вдавлюванні індентора [30, 31]:

$$\delta_A = \frac{A_p}{A_t} = 1 - \frac{A_e}{A_t}. \quad (8)$$

При дослідженні морфології поверхні, її хімічного складу та поперечного перерізу зразків використовували 3*D* інтерференційний профілометр «Micron-alpha» [35], растрові електронні мікроскопи РЕММА-106И з енергодисперсійним аналізатором (ЕДАР) і TESCAN Vega, що обладнаний енергодисперсійним мікроаналізатором OXFORD Instruments X-MAX 50 мм^2.

Рентґенівський аналіз проведено з використанням дифрактометра Rigaku Ultima IV у мідному випромінюванні ($\lambda_{CuK_\alpha} = 0{,}15418$ нм). Для дослідження зразків використано схему фокусування за Бреґґом–Брентано. Умови проведення досліджень: інтервал кутів $2\Theta = 20–120°$, крок реєстрації — 0,04°, час витримки в точці — 2 с, тривалість реєстрації дифракційної картини одного зразка — 90 хв.

Аналіз отриманих рентґенівських спектрів та проведення кількісного та якісного фазового аналізу здійснено з використанням програмного забезпечення PDXL, міжнародної бази даних дифракції ICDD (PDF-2) та відкритої бази кристалографічних даних COD. Розрахунок розміру областей коґерентного розсіяння (ОКР) та ступеня деформації кристалічної ґратниці проведено за методом Холдера–Вагнера. Кількісний фазовий аналіз проведено методом RIR (Reference Intensity Ratio), який полягає у порівнянні відношення інтенсивностей найбільш сильних рефлексів фази і корунду в їх суміші з масовими частками.

3. РЕЗУЛЬТАТИ

Деформаційну модифікацію поверхні зразків багатокомпонентного стопу ЛС59-1 методом УЗУО проводили після їх токарної обробки, тому мікрорельєф поверхні у вихідному стані має періодичний характер з чергуванням виступів та западин, які мають однакові висотні характеристики та симетричні за формою (рис. 2, *а*). Тривимірні топографії поверхні зразків латуні після проведення УЗУО тривалістю 15 с (рис. 2, *б*, *в*) свідчать про суттєву зміну мікрорельєфу поверхні за рахунок інтенсивної деформації незалежно від використаного середовища (газ арґон (рис. 2, *б*) чи повітря (рис. 2, *в*)).

Параметри шорсткості поверхні зразків після УЗУО суттєво змінились порівняно з вихідною поверхнею після токарної обробки (табл. 2). У вихідному стані шорсткість становила $R_a = 4{,}047$ мкм, $R_z = 15{,}45$ мкм, а геометричні параметри $S_s = 1746391$ мкм^2 та

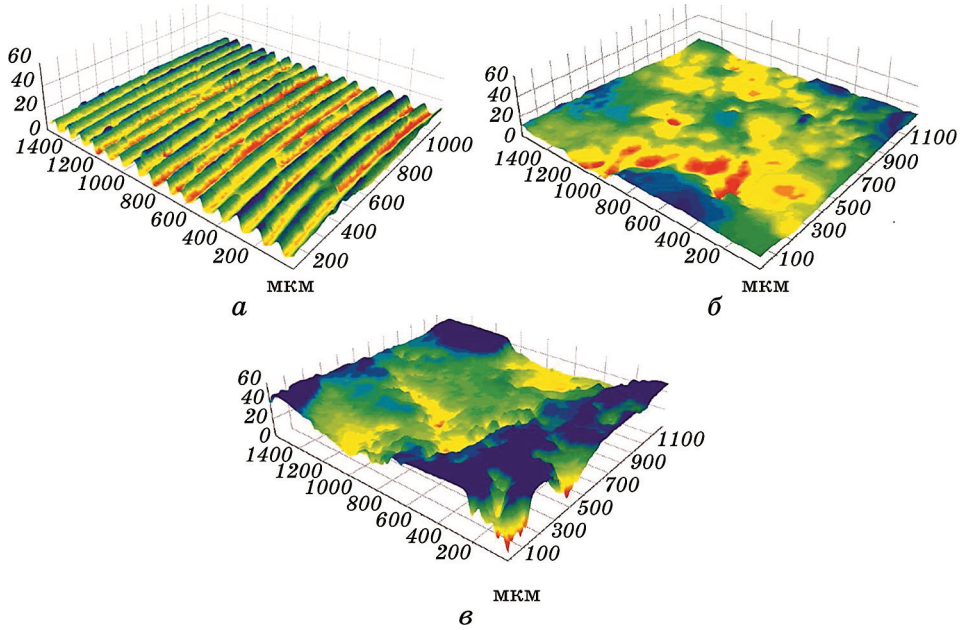


Рис. 2. Тривимірна топографія поверхні зразків латуні ЛС59-1 у вихідному стані (після токарної обробки) (*а*) та після УЗУО впродовж 15 с у середовищі арґону (*б*) та на повітрі (*в*).

Fig. 2. Surface 3*D* topography of the Cu–39Zn–1Pb brass specimens in the initial state (after turning) (*a*) and after UIT during 15 s in the argon (*б*) and in air (*в*) environments.

$S_r = 1{,}06871$ мкм^2. Результати розрахунків геометричних параметрів поверхні та параметрів шорсткості поверхні у вихідному стані та після УЗУО впродовж 15 с також наведено у табл. 2.

Видно, що характер змін параметрів шорсткості після УЗУО в різних середовищах протилежний — УЗУО в арґоні спричиняє суттєве їх зниження (параметри шорсткості R_a і R_z знижуються більш ніж втричі), а УЗУО на повітрі навпаки призводить до деякого зростання розрахованих параметрів шорсткості (R_a і R_z), а також геоме-

ТАБЛИЦЯ 2. Параметри шорсткості поверхні латуні ЛС59-1.

TABLE 2. Surface roughness parameters of Cu–39Zn–1Pb brass.

Зразок	R_a, мкм	R_z, мкм	S_s, мкм^2	S_r, мкм^2
Після УЗУО в повітрі	4,956	13,38	1761822	1,07815
Після УЗУО в арґоні	1,553	4,088	1639363	1,00321
Вихідний стан	4,047	15,45	1746391	1,06871

тричних параметрів поверхні S_s та S_r. Причиною виявлених розбіжностей можуть бути особливості деформаційно ініційованих змін фазового складу поверхні (або зміна співвідношення α- і β-фаз, яке раніше спостерігалось у α + β латуні за умов інтенсивного тертя [25], або можливе формування нових сполук (оксикарбонітридів [36] чи інтерметалідів [37] за рахунок механохімічних реакцій [38]).

На рисунку 3 представлено двовимірні топографії поверхні зразків латуні після УЗУО обробки тривалістю 15 с в арґоні (рис. 3, *а*) та повітрі (рис. 3, *б*) з відповідними профілограмами.

У процесі УЗУО відбувається пластичне деформування вихідних мікронерівностей, виступів, хвиль, їх пластична деформація та заповнення матеріалом впадин. На режимах зміцнення ступень пластичної деформації поверхні (глибина обробки) значно перевищує висоту мікронерівностей вихідної поверхні, відбувається повна модифікація топографії поверхні. Мінімальні значення параметрів шорсткості ($R_a = 1{,}553$ мкм, $R_z = 4{,}088$ мкм) спостерігаються після УЗУО в арґоні. Формується рельєф поверхні, що має досить однорідні заокруглені виступи та западини, при цьому площа поверхні $S_s = 1639363$ мкм^2 та відносна площа $S_r = 1{,}00321$ мкм^2 зменшуються, що свідчить про формування більш гладкої поверхні порівняно з вихідним станом. Після УЗУО на повітрі формується рельєф поверхні зі значними та ступінчастими перепадами висот. При цьому параметр шорсткості $R_a = 1{,}553$, а геометричні параметри збільшуються ($S_s = 1761822$ мкм^2 та $S_r = 1{,}07815$ мкм^2) порівняно з вихідним станом, тобто рельєф стає більш розвиненим.

Сформована в результаті контактної взаємодії поверхня визначає експлуатаційні властивості виробів, що залежать від якості отри-

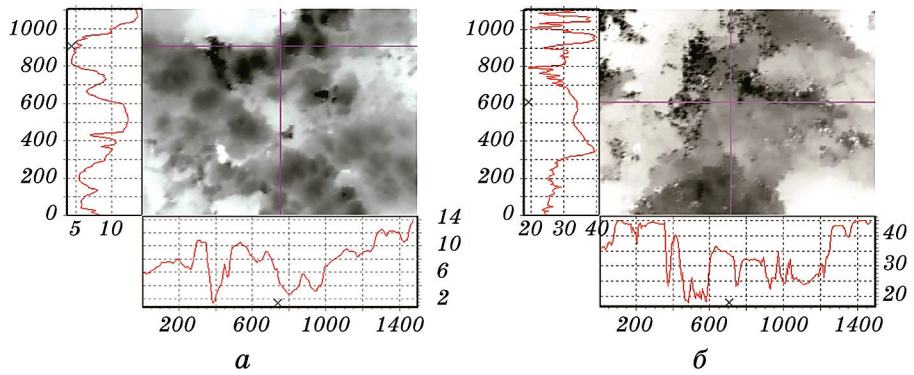
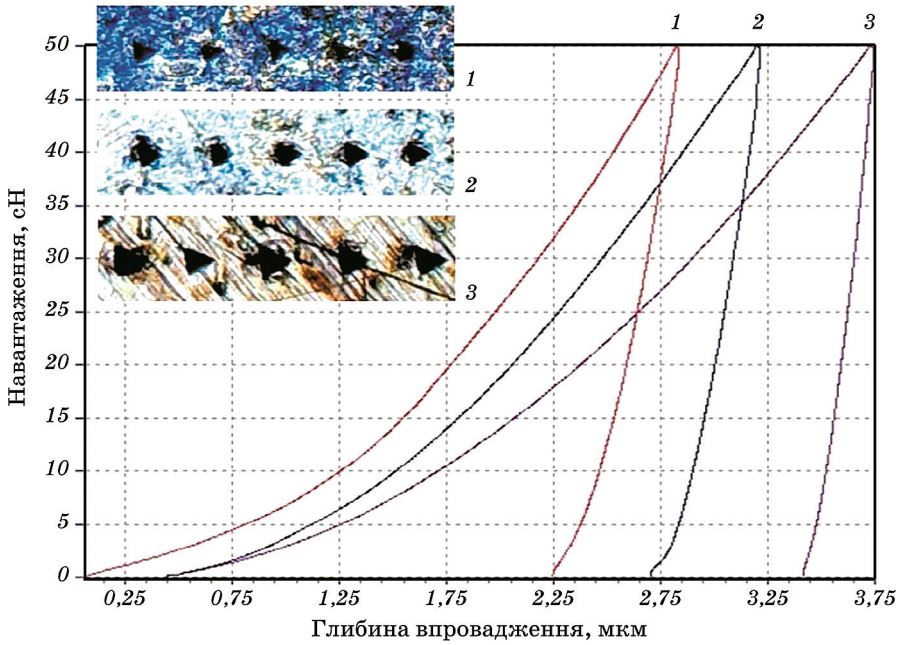


Рис. 3. Двовимірна топографія поверхні зразків латуні після УЗУО обробки тривалістю 15 с в арґоні (*а*) та повітрі (*б*).

Fig. 3. Surface 2*D* topography of Cu–39Zn–1Pb brass after UIT during 15 s in argon (*a*) and in air (*б*).

маної поверхні та фізико-механічних характеристик поверхневого шару. Тому, доцільно проаналізувати вплив атмосфери при УЗУО-обробці на механічні характеристики сформованого поверхневого шару після деформаційного наклепу методом інструментального індентування.

На рисунку 4 наведено зареєстровані типові діаграми інструментального індентування та отримані результати досліджень механічних властивостей (середнє значення твердості H_{IT}, пластичності δ_A, контактного модуля пружності E та розкид значень у %) зразків ла-



а

№	H_{IT}	% H_{IT}	E	% E	δ_A	%δ_A
1	3,236	4,4	94,15	6,0	0,761	1,5
2	2,469	5,3	91	6,5	0,809	0,9
3	1,625	5,8	107,2	5,7	0,879	0,8

б

Рис. 4. Діаграми вдавлювання індентора Берковича (*а*) у поверхню латуні після УЗУО в середовищі повітря (*1*), аргону (*2*) та у вихідному стані (*3*), а також отримані механічні характеристики (*б*).

Fig. 4. Indentation diagrams of Berkovich indenter (*a*) for Cu–39Zn–1Pb brass surfaces after UIT in air (*1*), argon (*2*), and in the initial state (*3*), as well as the obtained mechanical characteristics (*б*).

туні ЛС59-1 після УЗУО ($A = 25$ мкм, $\tau = 15$ с) на повітрі (рис. 4, крива *1*), в арґоні (рис. 4, крива *2*) та у вихідному стані (рис. 4, крива *3*).

Середнє значення твердості H_{IT} після УЗУО в арґоні збільшується в 1,5 рази, а після УЗУО на повітрі — приблизно вдвічі порівняно із вихідним станом (1,625 ГПа). Але середнє значення модуля Юнга після обробки на повітрі зменшується до 94,15 ГПа, тобто не настільки суттєво, як після обробки в арґоні (91 ГПа) порівняно із значенням у вихідному стані, яке для латуні складає 107,2 ГПа. Згідно «моделі композиту» Муграбі зменшення значень модуля Юнга може відбуватися в результаті збільшення об'ємної долі границь зерен та потрійних стиків границь зерен, для яких механічні властивості відрізняються від тіла зерна. Тобто можна очікувати, що під дією УЗУО в приповерхневому шарі відбуваються процеси подрібнення зерен до наномасштабного рівня, на які по-різному впливає атмосфера обробки. Іншою можливою причиною може бути згадана вище деформаційно ініційована зміна фазового складу поверхні (перерозподіл зерен α- і β-фаз із виходом більш пластичних зерен α-фази на поверхню, що викликає зміну співвідношення α- і β-фаз [18, 25], або можливе формування нових сполук [36–38]).

Експериментальні результати (рис. 5) показують, що значення мікротвердості поверхні латуні ЛС59-1 після УЗУО на повітрі та в інертному середовищі за методом Вікерса цілком задовільно узгоджуються із значеннями твердості, отриманими інструментальним індентуванням.

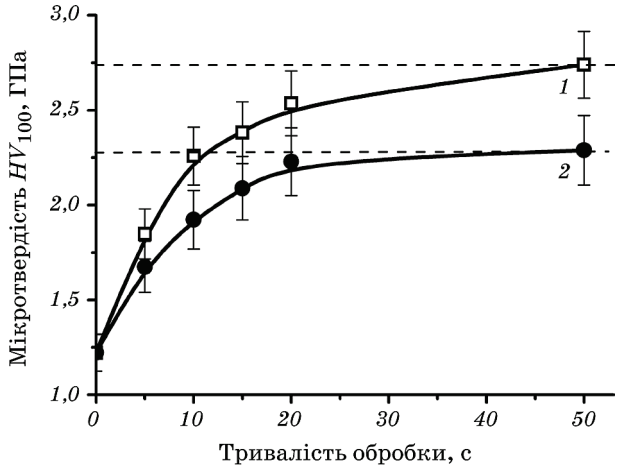


Рис. 5. Залежності мікротвердості поверхні зразків латуні ЛС59-1 від тривалості УЗУО на повітрі (*1*) та в інертному середовищі (*2*).

Fig. 5. Dependences of the surface microhardness of Cu–39Zn–1Pb brass specimens on the UIT duration in air (*1*) and argon (*2*).

За методом Вікерса УЗУО на повітрі дозволяє досягти ефекту зміцнення ≅220% ($HV_{100} = 2{,}75$ ГПа) (рис. 5, крива *1*), а за умов УЗУО в інертному середовищі ≅180% ($HV_{100} = 2{,}25$ ГПа) (рис. 5, крива *2*). При цьому, на відміну від кривої зміни мікротвердості при обробці на повітрі, мікротвердість зразка після УЗУО в інертному середовищі виходить на насичення після 20 с оброблення. У табл. 3 наведено розраховані за значеннями мікротвердості інші механічні характеристики (границю плинності, границю міцності та характеристику пластичності) поверхні зразків латуні ЛС59-1 після УЗУО на повітрі та в інертному середовищі.

Морфологію поперечного перерізу латуні ЛС59-1 після УЗУО наведено на рис. 6, *а* і *б*. Видно, що вона суттєво відрізняється для різних середовищ обробки. В обох випадках пластична деформація сприяє суттєвому зсуву зерен поверхневого шару, що проявляється у нахилі границь зерен по відношенню до перпендикуляра до поверхні. Спостерігається суттєвий градієнт пластичної деформації. Проте, аналіз кутів нахилу границь зерен Θ, а також оцінок зсувної ($\gamma = \mathrm{tg}\Theta$) та еквівалентної ($e = \sqrt{3}\gamma$) деформацій [39] свідчить, що процес пластичної деформації більш інтенсивний у випадку УЗУО на повітрі (рис. 6, *в*). Ширина трьох областей, які можна виділити, дещо відрізняється для поверхневих шарів, деформованих у різних середовищах. Загалом, ширина областей з різними ступенями деформації та зміцнення дещо більша у випадку УЗУО на повітрі (рис. 6, *в*, *г*). Хоча максимально деформовані ($e \cong 2$–$4{,}5$) області мають ширину ≅100 мкм.

Проведені з врахуванням кутів нахилу границь зерен оцінки максимальної еквівалентної деформації поблизу обробленої поверхні після УЗУО в інертному середовищі та на повітрі відповідно дають величини 6,72 і 10,35 (рис. 6, *в*). У нашому випадку величина деформації менша спостережуваної за умов інтенсивного тертя ($e \cong 12$) [25], але глибина впливу УЗУО значно більша. Градієнтний характер зміни ступеню еквівалентної деформації корелює із залежністю мікротвердості від відстані до обробленої поверхні (рис. 6, *г*).

ТАБЛИЦЯ 3. Механічні властивості поверхні латуні ЛС59-1 після УЗУО.

TABLE 3. Mechanical properties of the surface of Cu–39Zn–1Pb brass specimens after UIT.

Середовище УЗУО	Характеристика	Тривалість УЗУО, с					
		0	5	10	15	20	50
Повітря	δ_H	0,94	0,90	0,89	0,89	0,88	0,87
	$\sigma_{0,2}$, ГПа	0,407	0,616	0,753	0,794	0,845	0,913
	σ_B, ГПа	0,468	1,015	1,467	1,615	1,809	2,078

Результати мікрорентґеноспектрального аналізу засвідчують наявність α- та β-фаз, а також включень Pb. Після УЗУО на повітрі (рис. 7, *б*) спостерігається переважно α-фаза, в той час як в інертному середовищі фіксуються, як α- , так і β-фази (рис. 7, *в*). Звертає на себе увагу тенденція до лише незначного збільшення концентрації кисню після обробки на повітрі, тобто процеси окиснення на поверхні в процесі УЗУО майже не відбуваються. За аналогічних режимів обробки титанових [8, 36] та алюмінієвих [28, 37] стопів спостерігалось утворення міцного оксидного шару внаслідок перебігу механо-хімічних процесів під дією ІПД у повітряному середовищі.

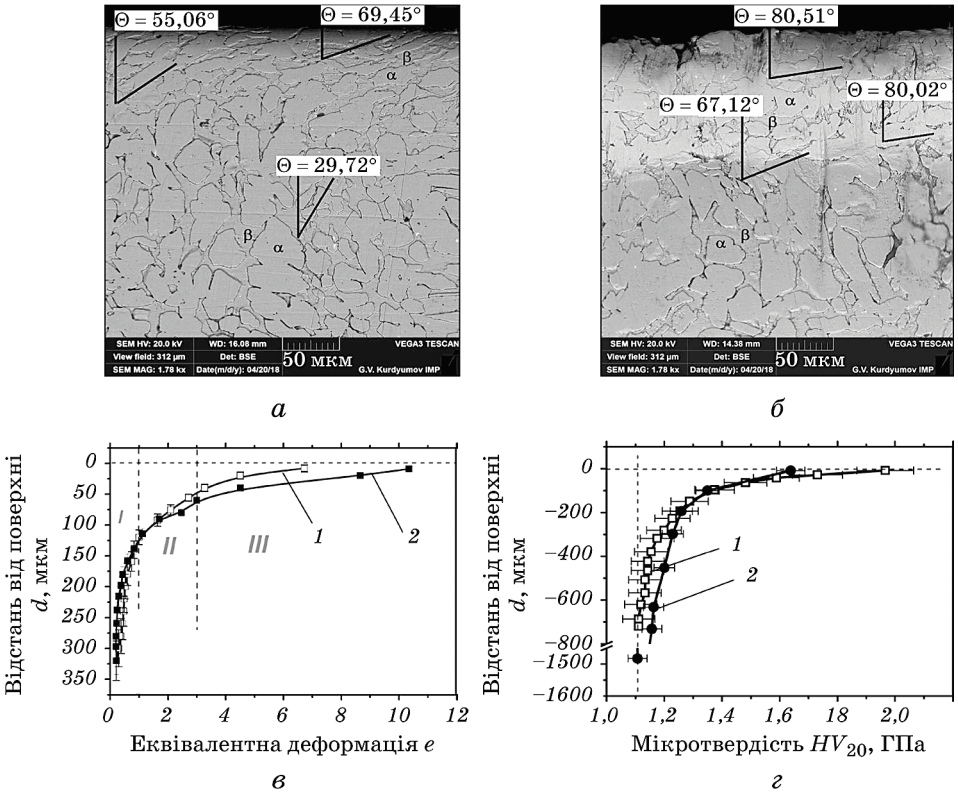


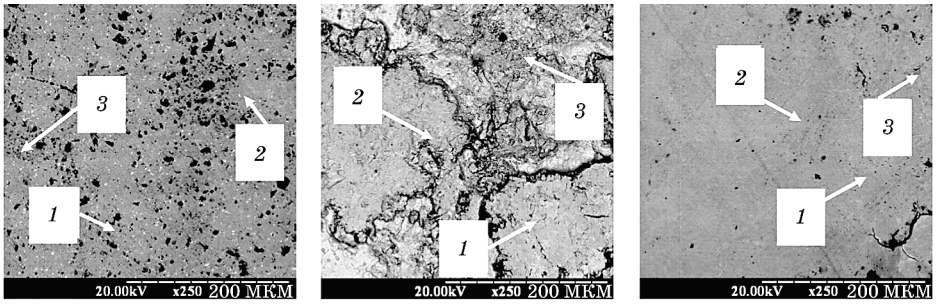
Рис. 6. Морфологія поперечного перерізу (*а*, *б*) та зміна еквівалентної деформації (*в*) та мікротвердості (*г*) латуні ЛС59-1 за глибиною модифікованого шару після УЗУО в арґоні (*а*, криві *1*) та на повітрі (*б*, криві *2*) (Θ — кут нахилу границь зерен, α і β — позначення зерен різних фаз з характерною морфологією поверхні).

Fig. 6. Morphology (*а*, *б*) and changes in equivalent strain (*в*) and microhardness (*г*) of cross-sections of the Cu–39Zn–1Pb brass specimens after UIT in argon (*а*) and in air (*б*) (Θ—inclination angle of grain boundaries, α and β indicate the grains of different phases with peculiar surface morphologies).

4. ОБГОВОРЕННЯ ТА ВИСНОВКИ

Обговорюючи можливі причини зміцнення поверхневих шарів латуні ЛС59-1 за умов УЗУО на повітрі та в середовищі арґону слід враховувати ряд наведених нижче факторів.

У першу чергу, отримані дані та оцінки свідчать, що зразки у двох випадках перебувають у дещо різних умовах у плані температурного режиму, що викликано суттєвим деформаційним розігріванням, з одного боку, та деяким охолодженням поверхні під час подачі струменя холодного газу арґону. Оцінки підвищення температури у деформованому поверхневому шарі латуні ЛС59-1 згідно виразу (4) та з урахуванням експериментально визначених величин твердості (границі плинності) та ступеня деформації, а також табличних значень густини, питомої теплоємності та тепловідведення для випадків УЗУО в арґоні та на повітрі дають $\Delta T \cong 550°C$ і $\cong 370°C$, відповідно. Як наслідок, у поверхневих шарах за умов УЗУО у різних середовищах спостерігається різна ступінь деформації через різні температури поверхневого шару та можливий прояв ефекту надпластичності у випадку суттєвого деформаційного розігрівання на зразок спостережуваного при інтенсивному терті в роботі [25], де розігрівання поверхні $\alpha + \beta$ латуні до температур $> 400°C$ призводило до інтенсивного подрібнення зерен, явища надпластичності та



а

Концентрація елементів, ат. %	Область дослідження		
	1	2	3
O	13,32	2,25	2,37
Cu	7,5	61,12	51,57
Zn	1,65	33,55	43,92
Pb	77,53	–	–

б

Концентрація елементів, ат. %	Область дослідження		
	1	2	3
O	–	4,13	5,19
Cu	1,62	63,12	57,06
Zn	1,24	31,29	36,83
Pb	97,14	1,46	0,92

в

Концентрація елементів, ат. %	Область дослідження		
	1	2	3
O	0,12	1,17	2,49
Cu	8,52	64,76	53,87
Zn	2,13	32,91	43,02
Pb	89,23	1,16	0,62

Рис. 7. Морфологія та результати визначення хімічного складу поверхні латуні ЛС59-1 у вихідному стані та після УЗУО: *а* — вихідний стан; *б* — повітря, $\tau = 50$ с; *в* — арґон, $\tau = 50$ с.

Fig. 7. Morphology and results of chemical composition determination of the surfaces of Cu–39Zn–1Pb brass specimens in the initial state (*a*) and after UIT during 50 s in air (*б*) and in argon (*в*).

зміцнення поверхневого шару. У нашому випадку рентґенівський дифракційний аналіз підтвердив зменшення розмірів областей когерентного розсіяння (з 0,3 мкм до ≅ 30–40 нм) обох фаз у поверхневому шарі зразків латуні ЛС59-1 уже на початкових стадіях УЗУО.

Не можна не розглянути серед можливих причин зміцнення механохімічні реакції окиснення або утворення інтерметалідних сполук типу шпінелей ($Me_xFe_yO_z$), які можуть відбуватися за умов УЗУО на повітрі, що раніше спостерігалось у випадку УЗУО на повітрі титанового стопу ВТ6 [8, 36], або алюмінієвого стопу Д16 залізним бойком [28, 37]. Однак, у нашому випадку результати мікрорентґеноспектрального аналізу засвідчують (рис. 7), що в латуні ЛС59-1 процеси окиснення поверхні майже не відбуваються. Тобто, цей чинник у даному випадку не діє.

Інший можливий фактор, який також пов'язаний із ступенем пластичної деформації поверхневих шарів за різних умов УЗУО, — вплив текстури [18, 40]. Рентґенівський дифракційний аналіз підтвердив, що відбувається певна переорієнтація площин поверхневих зерен. Це також можна спостерігати на РЕМ зображеннях поперечних перерізів деформованих зразків (рис. 6, *а* і *б*). Виникнення переважних орієнтацій зерен у ГЦК-металах за рахунок розвороту площин ковзання {111} перпендикулярно до прикладеної сили показано за умов деформації стисненням [40], в тому числі за багатократного ударного стиснення при УЗУО та кріопрокатки [18]. У даній роботі про це свідчить зростання відношення інтенсивностей $I_{(111)}/I_{(200)}$ рентґенівських максимумів (111)α і (200)α з 3,08 у вихідному стані до 3,3 і 4,0 після УЗУО в арґоні та на повітрі, відповідно.

Ще одним чинником зміцнення може бути зміна співвідношення фазових складових (α- і β-фаз) у поверхневому шарі, на зразок спостережуваного у роботах [18, 25]. Результати рентґенівського фазового аналізу зразків латуні ЛС59-1 після УЗУО в різних середовищах свідчать, що вони залишаються двофазними, як і у вихідному стані (хоча фіксуються і рефлекси свинцю слабкої інтенсивності). Проте, рентґенівські дослідження поверхневого шару з використанням геометрії «ковзаючого променя», показали, що відбувається перерозподіл інтенсивностей рефлексів від α- та β-фаз та зміни кількісного фазового складу, що підтверджує дані РЕМ (рис. 7). Кількість β-фази у поверхневому шарі зразка латуні після УЗУО на повітрі знижується до 7,3% після УЗУО в арґоні до 15,1% у порівнянні на поверхні зразка та з ≅45% у вихідному зразку. Тобто, кількість β-фази в першому випадку зменшується до міжзеренних прошарків в α-фазі (рис. 6, *а* і *б*).

Поява залишкових макронапружень стиснення різної величини (≅470 МПа і 350 МПа у зразках після УЗУО на повітрі та в арґоні, відповідно) також сприяє деякій різниці у зміцнення зразків у

різних середовищах.

Таким чином, зазначені фактори, а саме — зменшення розмірів кристалітів, зміна співвідношення фазових складових, поява макронапружень стиснення та формування текстури, можуть давати внесок у спостережуване зміцнення поверхневого шару латуні ЛС59-1 впродовж УЗУО в різних середовищах. Отримані результати свідчать про те, що домінуючими чинниками значно більшого зростання величини мікротвердості після обробки на повітрі, ніж в інертному середовищі, є зміна співвідношення фазових складових, макронапружень стиснення та формування текстури.

Робота виконана за підтримки МОН України (проект № 0118U000220) та НАН України (проект № 0119U001167).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. А. М. Сулима, М. И. Евстигнеев, Качество поверхностного слоя и усталостная прочность деталей из жаропрочных и титановых сплавов (Москва: Машиностроение: 1974).
2. P. E. Markovs'kyi, V. K. Pishchak, B. M. Mordyuk, and P. N. Okrainets', *Mater. Sci.*, **42**, Iss. 3: 376 (2006).
3. D. A. Lesyk, H. Soyama, B. N. Mordyuk, V. V. Dzhemelinskyi, S. Martinez, N. I. Khripta, and A. Lamikiz, *J. Mater. Eng. Perform.*, **28**, Iss. 9: 5307 (2019).
4. H. W. Zhang, Z. K. Hei, G. Liu, J. Lu, and K. Lu, *Acta Mater.*, **51**, Iss. 7: 1871 (2003).
5. C. Ma, Y. Dong, and C. Ye, *Procedia CIRP*, **45**: 319 (2016).
6. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Ultrasonic Impact Treatment – An Effective Method for Nanostructuring the Surface Layers of Metallic Materials, In: Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Ed. Mahmood Aliofkhazraei) (Wiley-VCH: 2015), ch. 17.
7. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, M. A. Vasylyev, and M. O. Iefimov, *Mater. Sci. Eng., A*, **458**: 253 (2007).
8. М. О. Васильев, Б. М. Мордюк, Г. І. Прокопенко, С. М. Волошко, Л. Ф. Яценко, Н. І. Хріпта, *Металлофиз. новейш. технол.*, **40**, № 8: 1029 (2018).
9. 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).
10. K. Lu, *Science*, **345**, Iss. 6203: 1455 (2014).
11. K. Lu, L. Lu, and S. Suresh, *Science*, **324**, Iss. 5925: 349 (2009).
12. Y. H. Zhao, X. Z. Liao, Z. Horita, T. G. Langdon, and Y. T. Zhu, *Mater. Sci. Eng., A*, **493**, Iss. 1–2: 123 (2008).
13. G. H. Xiao, N. R. Tao, and K. Lu, *Mater. Sci. Eng., A*, **513–514**: 13 (2009).
14. A. M. Hodge, Y. M. Wang, and T. W. Barbee Jr., *Mater. Sci. Eng., A*, **429**, Iss. 1–2: 272 (2008).
15. М. А. Васильев, С. М. Волошко, Л. Ф. Яценко, *Успехи физ. мет.*, **13**, № 3: 303 (2012).
16. Y. S. Li, Y. Zhang, N. R. Tao, and K. Lu, *Acta Mater.*, **57**, Iss. 3: 761 (2009).
17. M. O.Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiyev, A. P. Burmak,

and D. V. Pefti, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 11: 1499 (2019).
18. M. O.Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, and D. V. Pefti, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 12: 1611 (2019).
19. C. Zener and J. H. Hollomon, *J. Appl. Phys.*, **15**, Iss. 1: 22 (1944).
20. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Surf. Coat. Technol.*, **343**: 57 (2018).
21. G. H. Xiao, N. R. Tao, and K. Lu, *Scripta Mater.*, **59**, Iss. 9: 975 (2008).
22. A. M. Glezer and L. S. Metlov, *Phys. Solid State*, **52**, No. 6: 1162 (2010).
23. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, Н. В. Франчік, *Металлофиз. новейшие технол.*, **39**, № 7: 905 (2017).
24. K. Neishi, Z. Horita, and T. G. Langdon, *Scripta Mater.*, **45**, Iss. 8: 965 (2001).
25. A. Moshkovich,V. Perfilyev, I. Lapsker, and L. Rapoport, *Wear*, **320**: 34 (2014).
26. J. Belzunce and M. Suêry, *Scripta Metall.*, **15**, Iss. 8: 895 (1981).
27. Y. N. Petrov, M. A. Vasylyev, L. N. Trofimova, I. N. Makeeva, and V. S. Filatova, *Appl. Surf. Sci.*, **327**: 1 (2015).
28. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **39**, № 1: 49 (2017).
29. L. S. Fomenko, A. V. Rusakova, S. V. Lubenets, and V. A. Moskalenko, *Low Temp. Phys.*, **36**, Iss. 7: 645 (2010).
30. Ю. В. Мильман, С. И. Чугунова, И. В. Гончарова, *Вопросы атомной науки и техники*, **98**, No. 4: 182 (2011).
31. Yu. V. Milman, S. I. Chugunova, I. V. Goncharova, and A. A. Golubenko, *Usp. Fiz. Met.*, **19**, No. 3: 271 (2018).
32. I. Zakiev and E. Aznakayev, *J. Lab. Autom.*, **7**, Iss. 5: 44 (2002).
33. 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).
34. S. A. Firstov, S. R. Ignatovich, and I. M. Zakiev, *Strength Mater.*, **41**, No. 2: 147 (2009).
35. V. Zakiev, A. Markovsky, E. Aznakaev, I. Zakiev, and E. Gursky, *Medical Imaging*, 5959: 595916-1 (2005).
36. M. A. Vasylyev, S. P. Chenakin, and L. F. Yatsenko, *Acta Mater.*, **103**: 761 (2016).
37. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Surf. Eng.*, **34**, Iss. 4: 324 (2018).
38. М. А. Васильев, С. М. Волошко, Л. Ф. Яценко, *Успехи физ. мет.*, **15**, № 2: 79 (2014).
39. А. И. Юркова, А. В. Белоцкий, А. В. Бякова, Ю. В. Мильман, *Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии*, **5**, вып. 2: 555 (2007).
40. И. П. Кудрявцев, *Текстуры в металлах* (Москва: Металлургия: 1965).

REFERENCES

1. A. M. Sulima and M.I. Yevstigneev, *Kachestvo Poverkhnostnogo Sloya i Ustalostnaya Prochnost Detalei iz Zharoprochnykh i Titanovykh Splavov* [Quality of Surface Layer and Fatigue Durability of Details Made from Heatproof and Titanium Alloys] (Moscow: Machinostroenie: 1974) (in Russian).
2. P. E. Markovs'kyi, V. K. Pishchak, B. M. Mordyuk, and P. N. Okrainets', *Mater. Sci.*, **42**, Iss. 3: 376 (2006).

3. D. A. Lesyk, H. Soyama, B. N. Mordyuk, V. V. Dzhemelinskyi, S. Martinez, N. I. Khripta, and A. Lamikiz, *J. Mater. Eng. Perform.*, **28**, Iss. 9: 5307 (2019).
4. H. W. Zhang, Z. K. Hei, G. Liu, J. Lu, and K. Lu, *Acta Mater.*, **51**, Iss. 7: 1871 (2003).
5. C. Ma, Y. Dong, and C. Ye, *Procedia CIRP*, **45**: 319 (2016).
6. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Ultrasonic Impact Treatment – An Effective Method for Nanostructuring the Surface Layers of Metallic Materials, In: Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Ed. Mahmood Aliofkhazraei) (Wiley-VCH: 2015), ch. 17.
7. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, M. A. Vasylyev, and M. O. Iefimov, *Mater. Sci. Eng., A*, **458**, Iss. 1–2: 253 (2007).
8. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, G. I. Prokopenko, S. M. Voloshko, L. F. Yatsenko, and N. I. Khripta, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 8: 1029 (2018) (in Ukrainian).
9. 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).
10. K. Lu, *Science*, **345**, Iss. 6203: 1455 (2014).
11. K. Lu, L. Lu, and S. Suresh, *Science*, **324**, Iss. 5925: 349 (2009).
12. Y. H. Zhao, X. Z. Liao, Z. Horita, T. G. Langdon, and Y. T. Zhu, *Mater. Sci. Eng., A*, **493**, Iss. 1–2: 123 (2008).
13. G. H. Xiao, N. R. Tao, and K. Lu, *Mater. Sci. Eng., A*, **513–514**: 13 (2009).
14. A. M. Hodge, Y. M. Wang, and T. W. Barbee Jr., *Mater. Sci. Eng., A*, **429**, Iss. 1–2: 272 (2008).
15. M. O. Vasiliev, S. M. Voloshko, and L. F. Yatsenko, *Uspehi Fiz. Met.*, **13**, No. 3: 303 (2012) (in Russian).
16. Y. S. Li, Y. Zhang, N. R. Tao, and K. Lu, *Acta Mater.*, **57**, Iss. 3: 761 (2009).
17. M. O.Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiyev, A. P. Burmak, and D. V. Pefti, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 11: 1499 (2019) (in Ukrainian).
18. M. O.Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, and D. V. Pefti, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 12: 1611 (2019) (in Ukrainian).
19. C. Zener and J. H. Hollomon, *J. Appl. Phys.*, **15**, Iss. 1: 22 (1944).
20. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Surf. Coat. Technol.*, **343**: 57 (2018).
21. G. H. Xiao, N. R. Tao, and K. Lu, *Scripta Mater.*, **59**, Iss. 9: 975 (2008).
22. A. M. Glezer and L. S. Metlov, *Phys. Solid State*, **52**, No. 6: 1162 (2010).
23. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. I. Sydorenko, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, and N. V. Franchik, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 7: 905 (2017) (in Ukrainian).
24. K. Neishi, Z. Horita, and T. G. Langdon, *Scripta Mater.*, **45**, Iss. 8: 965 (2001).
25. A. Moshkovich,V. Perfilyev, I. Lapsker, and L. Rapoport, *Wear*, **320**: 34 (2014).
26. J. Belzunce and M. Suêry, *Scripta Metall.*, **15**, Iss. 8: 895 (1981).
27. Y. N. Petrov, M. A. Vasylyev, L. N. Trofimova, I. N. Makeeva, and V. S. Filatova, *Appl. Surf. Sci.*, **327**: 1 (2015).
28. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 1: 49 (2017) (in Ukrainian).
29. L. S. Fomenko, A. V. Rusakova, S. V. Lubenets, and V. A. Moskalenko,

Low Temp. Phys., **36**, Iss. 7: 645 (2010).
30. Yu. V. Milman, S. I. Chugunova, I. V. Goncharova, *Problems Atomic Sci. Technol.*, **98**, No. 4: 182 (2011) (in Russian).
31. Yu. V. Milman, S. I. Chugunova, I. V. Goncharova, and A. A. Golubenko, *Usp. Fiz. Met.*, **19**, No. 3: 271 (2018).
32. I. Zakiev and E. Aznakayev, *J. Lab. Autom.*, **7**, Iss. 5: 44 (2002).
33. 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).
34. S. A. Firstov, S. R. Ignatovich, and I. M. Zakiev, *Strength Mater.*, **41**, No. 2: 147 (2009).
35. V. Zakiev, A. Markovsky, E. Aznakaev, I. Zakiev, and E. Gursky, *Medical Imaging*, 5959: 595916-1 (2005).
36. M. A. Vasylyev, S. P. Chenakin, and L. F. Yatsenko, *Acta Mater.*, **103**: 761 (2016).
37. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Surf. Eng.*, **34**, Iss. 4: 324 (2018).
38. M. O. Vasiliev, S. M. Voloshko and L. F. Yatsenko, *Usp. Fiz. Met.*, **15**, No. 2: 79 (2014) (in Russian).
39. A. I. Yurkova, A. V. Belotsky, A. V. Byakova, and Yu. V. Milman, *Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii*, **5**, Iss. 2: 555 (2007) (in Russian).
40. I. P. Kudryavtsev, *Tekstury v Metallakh* [Textures in Metals] (Mocsow: Metallurgy: 1965) (in Russian).