

PACS numbers: 43.35.+d, 61.72.Ff, 81.65.-b, 83.10.Tv, 85.40.-e

Зміцнення поверхні ступу VT6 механічними високочастотними ударами

А. П. Бурмак*, С. М. Волошко*, Б. М. Мордюк*, **, Т. А. Красовський***,
В. І. Закієв*, ****, І. А. Владимирський*, М. О. Васильєв**

**Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»,
просп. Перемоги, 37,
03056 Київ, Україна*

***Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна*

****Київський академічний університет НАН та МОН України,
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна*

*****Національний авіаційний університет,
просп. Любомира Гузара, 1,
03058 Київ, Україна*

Проведене порівняння впливу високочастотного зміцнення кульками (ВЧЗК) та локального високочастотного ударного оброблення (ВЧУО) ударним елементом на мікромеханічні характеристики та структурно-фазовий стан поверхні ступу VT6 (Ti6Al4V). ВЧЗК поверхні зразків про-

Corresponding author: Andriy Petrovych Burmak
E-mail: abyrmak@gmail.com

**National Technical University of Ukraine 'Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute',
37 Peremohy Ave., UA-03056 Kyiv, Ukraine*

***G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, NAS of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv*

****Kyiv Academic University, N.A.S. and M.E.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

*****National Aviation University,
1 Lyubomyr Huzar Ave., UA-03058 Kyiv, Ukraine*

Citation: A. P. Burmak, S. M. Voloshko, B. M. Mordyuk, T. A. Krasovskiy, V. I. Zakiev, I. A. Vladymyrskiy, and M. A. Vasylyev, Surface Hardening of Ti6Al4V Alloy Using High-Frequency Mechanical Impacts, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 11: 1453–1474 (2022) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.44.11.1453](https://doi.org/10.15407/mfint.44.11.1453)

водилось на повітрі упродовж 30–240 с крицевими кульками діаметром 2 мм, рух яких задавався ультразвуковим сонотродом, що коливався з частотою $\cong 20$ кГц. Результати порівнювались з ВЧУО крицевим циліндричним бойком діаметром 5 мм за співставних часових режимів. За даними інструментального інденування визначено механічні характеристики, а рентгеноструктурної аналізи — структурні параметри та наявність оксидних фаз на поверхні. Встановлені особливості змін мікротвердості та визначених за рентгенівськими даними макронапружень, розміру кристалітів та структурно-фазового складу після оброблення високочастотними механічними ударами, спричиненими різним ультразвуковим збудженням.

Ключові слова: високочастотне зміцнення кульками, високочастотне механічне ударне оброблення, поверхня, залишкові напруження, мікротвердість, фазовий склад.

A comparison of the effects of high-frequency hardening by balls (SMAT) and local high-frequency mechanical impact (HFMI) treatment by an impact element on the micromechanical characteristics and microstructure-phase state of the surface of the Ti6Al4V (BT6) alloy is carried out. The SMAT processing of the sample surface is carried out in the air for 30–240 s with steel balls of 2 mm in diameter, the movement of which was induced by an ultrasonic sonotrode oscillating at a frequency of $\cong 20$ kHz. The results are compared with the HFMI processing by cylindrical steel striker of 5 mm in diameter under comparable time regimes. The mechanical characteristics are determined based on the instrumental indentation data, and the microstructure parameters and the presence of the oxide phases on the surface are determined by x-ray diffraction analysis. The features of the microhardness changes and XRD based data regarding the macrostresses, crystallite size, and microstructure-phase state after high-frequency impact treatments of various ultrasonic excitations are established.

Key words: surface mechanical attrition treatment, high-frequency mechanical impact, surface, residual stress, microhardness, phase composition.

(Отримано 15 серпня 2022 р.; остаточн. варіант — 12 вересня 2022 р.)

1. ВСТУП

Одним з найбільш широко використовуваних конструкційних матеріалів є титан і титанові стопи [1], які широко застосовуються в аерокосмічній [2], автомобільній [3], кораблебудівній [4, 5] та біомедичній інженерії [6, 7] завдяки своїм характеристикам, таким як: висока питома міцність та корозійна стійкість, біологічна сумісність та відносно низький модуль пружності [8]. Проте добре відомо, що титан і титанові стопи мають відносно низьку твердість та зносостійкість, що обмежує їх впровадження та застосування, особливо в парах тертя [9–11]. Наприклад, низький опір зношуванню

титану та його стопів зменшує термін служби біологічних імплантатів [12]. А для підвищення опору втомному руйнуванню відбувається в умовах циклічного змінного навантаження, наприклад, лопаток та дисків компресора авіаційних газотурбінних двигунів під час їх роботи, рекомендована модифікація поверхні, у тому числі деформаційними методами [13–15]. Крім того, титан та його стопи мають високу хемічну активність, що може привести до адгезійного формування крихких хемічних сполук, які можуть сприяти руйнуванню поверхні матеріалу за рахунок утворення дефектів і тріщин [16, 17].

Тому підвищення трибологічних та інших характеристик міцності титану та його стопів за допомогою різних метод модифікації поверхні є актуальним завданням сучасного матеріалознавства та машинобудування [18]. При цьому значний інтерес представляють технології оброблення металевих поверхонь, засновані на формуванні нанокристалічної структури в поверхневих шарах шляхом інтенсивної пластичної деформації (ІПД). На сьогодні існує цілий ряд метод модифікації об'єму (кручення під високим тиском [19], стиснення під прямим кутом [20] та ін.) і поверхні (поверхнєве механічне оброблення тертям (SMAT) [12, 21–26], дробоструменеве оброблення (shot peening — SP [13, 14]) високочастотне оброблення різними ударними елементами та ін. [15, 27, 28]) конструкційних матеріалів.

Найбільш високими технологічними можливостями володіють методи ІПД, які засновані на використанні ультразвукових коливань [11]. Зазначимо кілька вдалих прикладів модифікації поверхні комерційно чистого титану та титанового стопу ВТ6 (Grade 5 — Ti6Al4V). Комбіноване оброблення, яка поєднує локальний нагрів та ультразвукову модифікацію поверхні (УМП) на повітрі за кімнатної температури застосовано в [27]. Локальне нагрівання стопу проводилося до температур 400°C, 600°C, 800°C і дав змогу підвищити його мікротвердість на 32%, 38%, і 52% відповідно. Подальше застосування УМП дало змогу додатково підвищити мікротвердість з 500 HV до 620 HV, з 540 HV до 900 HV і з 700 HV до 940 HV відповідно. Зносостійкість зразків при цьому зростає на 69–78% порівняно із застосуванням лише локального нагріву. Це пов'язано зі зменшенням розміру зерен α -фази під час УМП з 9,9 мкм до 1,2 мкм, а β -фази — з 3,8 мкм до 0,8 мкм (для чистого титану — з 35,5 мкм до 200 нм) [28]. За даними цієї роботи мікротвердість чистого титану зростає з 146 HV до 193 HV, а стопу ВТ6 — з 328 HV до 379 HV, величина макропружень в поверхневому шарі становить 1279,4 МПа і 1142,7 МПа відповідно. Ширина доріжок тертя, після випробувань на зносостійкість, зменшується з 680 мкм та 520 мкм у вихідному стані до 630 мкм і 480 мкм після УМП чистого титану та стопу Ti6Al4V відповідно.

Аналогічний результат стосовно зростання мікротвердості стопу ВТ6 в результаті застосування УМП одержаний в [29]. Зазначається, що ефект зміцнення спостерігається на відстані до 400 мкм від поверхні, мікротвердість зростає з 310 HV до 380 HV. Величина стискувальних напружень в поверхневому шарі після оброблення становить $\cong 544$ МПа, а втомна міцність зростає на $\cong 11\%$.

Більш значний ефект зміцнення до 5,7 ГПа досягається ультразвуковим ударним обробленням поверхні стопу ВТ6 на повітрі [30] за рахунок подрібнення структурних елементів α - і β -фаз до наномасштабного рівня 40–60 нм, появи значних мікродеформацій та високої густини дислокацій на границі блоків. Після оброблення в модифікованому шарі товщиною $\cong 11$ мкм залишкові макронапруження стиснення досягають -1575 МПа. Значно покращується зносостійкість, зокрема, коефіцієнт тертя зменшується у 1,5 рази.

Однією з перспективних метод одержання нанокристалічної структури (30–100 нм) різних металевих матеріалів є технологія ВЧЗК (SMAT — surface mechanical attrition treatment) [31].

Суть такого оброблення полягає в наступному [32, 33]. У вакуумній камері, оснащній вібраційним генератором, розташовуються оброблюваний зразок і крицеві кульки (зазвичай із неіржавійної криці або ZrO_2 , $WC + Co$) з гладкою поверхнею. Кульки мають розміри в діапазоні 1–10 мм залежно від оброблюваного матеріалу. Частота вібрації вакуумної камери може змінюватись в межах від 20 Гц до 20 кГц. В процесі оброблення кульки резонують і вдаряються об поверхню зразка впродовж дуже короткого проміжку часу. Швидкість польоту кульок залежить від частоти генератора, відстані до поверхні зразка, а також їх розміру (маси), і може змінюватись від 1 м/с до 20 м/с. Напрями ударів кульок об поверхню є випадковими, оскільки напрями їх польоту у вібраційній камері також мають випадковий характер. Як наслідок, багатократні удари під різними кутами до поверхні, зумовлюють інтенсивну пластичну деформацію, подрібнення мікрокристалічних зерен до нанометрового розміру в поверхневому шарі певної товщини. Може відбуватися і нагрів цього шару до температур від 50°C до 100°C залежно від інтенсивності ударів і властивостей оброблюваного матеріалу. Залежно від частоти вібрації робочої камери існують два варіанти високочастотного зміцнення кульками (ВЧЗК): з низькою (до 50 Гц) і високою (до 20 кГц) частотою відповідно. Надалі розглянемо деякі результати такого оброблення титану та стопу ВТ6.

Для підвищення трибологічних характеристик чистого комерційного титану технологію ВЧЗК використано в [34]. Застосовано постійну частоту 6 Гц, розмір кульок — 5 мм, загальна кількість кульок — 201 і тривалість експерименту — 3, 5, 10, 12 і 22 хв. Лист СР-Ті (клас 2) товщиною 0,5 мм із середньою зернистістю 70 мкм використовувався в даній роботі. В процесі оброблення відбувається

зменшення розміру кристалітів до 12 нм, підвищення твердості у 2,8 рази, зменшення коефіцієнту тертя на 66%. Товщина модифікованого шару — від 55 мкм до 200 мкм. Збільшення поверхневої твердості та створення деформованого шару сприяє зменшенню швидкості зношування на $\cong 60\%$. Шерсткість поверхні після ВЧЗК зростає майже в 6 разів внаслідок утворення западин і виступів.

У роботі [35] процес ВЧЗК стопу ВТ6 проводили у вакуумі (0,1 МПа) крицевими кульками SAE 52100 (ШХ15) діаметром 5 мм упродовж 30 та 60 хвилин за частоти вібрації 50 Гц. Мікротвердість після 30 та 60 хвилин оброблення зростає до 5,8 ГПа та 7 ГПа, макронапруження — до -679 МПа та -706 МПа, а розмір зерен зменшується до 148 нм та 115 нм відповідно. Але після більш тривалого оброблення спостерігаються значні пошкодження поверхні з великою кількістю глибших мікротріщин, що негативно впливає на втомні характеристики.

Подібний ефект характерний для багатьох матеріалів і навіть зазначається [36], що за довший час оброблення втомний термін служби знижується. Ще одним негативним ефектом є забруднення поверхні оброблюваного стопу матеріалом кульок [37]. Підтвердженням цього є результати [38]. Як вихідний матеріал в даному експерименті використовувався листовий прокат Ti-6Al-4V товщиною 2 мм виробництва Baotі Group. SMAT проводили в камері з атмосферою аргону за допомогою електромагнетного вібратора кулями з твердостопної криці YG8 (основний компонент — WC) діаметром 10 мм. Частота віброплатформи — 20 Гц, амплітуда віброплатформи — 5 мм, відстань між зразками та віброплатформою — 13 мм. Час оброблення становив 1, 2, 3 та 4 години відповідно. Вміст WC на поверхні зразка після години оброблення складає 0,46% мас., після 2 годин швидко збільшується до 3,52% мас. і досягає максимуму — 4,72% мас. після 3 годин оброблення. Для запобігання масопереносу та внесенню забруднень у деяких роботах використовуються кульки з стопу ВТ6 (діаметром 10 мм) так, як, наприклад, в [39] і зменшується час впливу (120 хвилин).

У роботі [40] оброблення стопу ВТ6 проведено за допомогою 500 кульок з оксиду цирконію діаметром 2,5 мм упродовж 480 с, 960 с і 1920 с. Мікротвердість $HV_{0,025}$ оброблених зразків досягає максимальних значень 437 ГПа, 449 ГПа та 468 ГПа (у вихідному стані — 372 ГПа) відповідно, а глибина модифікованого шару — приблизно 290 мкм, 330 мкм та 390 мкм. Максимальна мікротвердість за тривалості оброблення 1920 с є більш ніж на 25% вищою, ніж для необробленого зразка за рахунок подрібнення зерен, високої густини дислокацій та залишкових напружень стиснення (-653 МПа, -741 МПа і -875 МПа відповідно). Цікавий ефект одержаний стосовно корозійної стійкості у розчині NaCl — найкращий результат одержаний для 480 с, зі збільшенням часу оброблення опір корозії зменшується.

Результати [41] свідчать, що оброблення кульками із криці 100Cr6 діаметром 3 мм упродовж 30 хвилин з використанням високочастотного (20 кГц) ультразвукового генератора значно покращує механічні властивості готових виробів зі стопу ВТ6 навіть за потужності генератора 30%. Визначено вплив попередньої термічного оброблення за температури 400°C упродовж 2 годин. Зразок після термооброблення має дещо вищу мікротвердість (370 HV_{0,2}) порівняно із вихідним станом (345 HV_{0,2}). Для зразків, що зазнали обох оброблень (термічного та ВЧЗК), мікротвердість збільшується до значення близько 420 HV_{0,2}, що приблизно на 15% вище, ніж у необробленого зразка. ВЧЗК створює значні залишкові напруження стиснення до -300 МПа, на рівень яких не впливає попереднє термооброблення.

Результати [42] підтверджують те, що ВЧЗК значно покращує стійкість до втоми стопу Ti6Al4V. Оброблення проводили сферичними кульками (неіржавійна криця 304 + ZrO₂) діаметром 3 мм з ультразвуковою частотою (20 кГц) упродовж години. Гранична втомна міцність зразків після ВЧЗК досягає 580 МПа, що вдвічі більше ніж для зразків, виготовлених селективним лазерним нагріванням (290 МПа) і на 57% вище ніж для зразків, виготовлених ізостатичним пресуванням (370 МПа). Для інших технологій оброблення поверхні, таких як механічне полірування і дробоструменеве оброблення за порівнянних умов випробувань одержані значення 350 МПа та 370 МПа відповідно.

Інтерес представляють також результати [43] стосовно порівняння ефективності дробоструменевого оброблення (ДО) та ВЧЗК. Основні відмінності полягають у розмірі дробу (від 0,25 мм до 1 мм — для ДО і від 1 мм до 8 мм — для ВЧЗК) і швидкості (від 20 м/с до 150 м/с — для ДО і від 3 м/с до 20 м/с — для ВЧЗК), а також різній формі елементів, що обробляють поверхню, оскільки для ВЧЗК це жорсткі сфери правильної форми. Крім того, ВЧЗК проводиться у закритій камері з частотою коливань 20 кГц. Перевірялися різні умови для обох метод: з коефіцієнтом покриття 125% (ВЧЗК 1) та понад 3000% (ВЧЗК 2). У вихідному стані мікротвердість становила 323,7 HV (навантаження 1 кг), а після оброблення — 368,4 HV (ВЧЗК 1), 374,6 HV (ВЧЗК 2) та дробоструменевого — 374,2 HV (ВЧЗК 1) та 374,3 HV (ВЧЗК 2). Так, максимальне зростання мікротвердості відбувається в $\approx 1,16$ разів. Максимальні напруження -1000 МПа виявлені на глибині 50 мкм для ДО та 100–125 мкм для ВЧЗК. Тобто радіус кульок та дробу впливає на глибину шару з максимальним значенням стискувальних залишкових напружень і ця глибина більша для ВЧЗК. Звичайне дробоструменеве оброблення, на відміну від ВЧЗК, створює більш шерстку поверхню, яка виявляється пошкодженою і потребує подальшого інтенсивного полірування.

Таким чином, у порівнянні з іншими технологіями оброблення

поверхні ВЧЗК демонструє чудове пониження втоми, забезпечує кращу якість поверхні та підходить для оброблення деталей складної форми. У порівнянні з методою дробоструменевого оброблення, ВЧЗК забезпечує більш точний контроль параметрів оброблення та відповідно підходить для оброблення складних конструкцій. В цілому ВЧЗК вважається перспективною методою для підвищення, в першу чергу, втомної міцності матеріалів. Наноструктурний поверхневий шар може поліпшити опір великоциклової втоми зразка за рахунок підвищення механічної міцності та залишкових напружень стиснення в поверхневому шарі [44].

Відомо, що високу ефективність щодо зміцнення та підвищення втомних характеристик металевих матеріалів демонструє також технологія високочастотного ударного оброблення (ВЧУО) [15, 45]. Тому, інтерес представляє порівняння ефективності високочастотного ВЧЗК крицевими кульками та високочастотного ударного оброблення — ВЧУО крицевим циліндричним бойком для зміцнення поверхні титанових стопів на прикладі VT6. Аналіза літератури свідчить, що збільшення часу оброблення понад певну критичну величину може несприятливим чином впливати на мікротвердість, корозійну та зносостійкість, оскільки викликає значні пошкодження поверхні з утворенням глибоких тріщин і високої шерсткості, а також масопереносу матеріялу ударних елементів. Сформований за рахунок механохімічних реакцій окисний шар може також піддаватися згодом окрихченню та руйнуванню. Тому у даній роботі зосереджено увагу на початкових стадіях оброблення, час яких співставний зі стандартними режимами ВЧУО крицевим бойком, що вже апробовані для стопу VT6 [30]. Проведене порівняння еволюції мікротвердості, залишкових макронапружень та структурно-фазових характеристик поверхні титанового стопу VT6 після ВЧУО [30] та ВЧЗК за допомогою спеціально виготовленого для цього пристрою на основі високотехнологічного цифрового ультразвукового обладнання. Завдяки можливості встановлення стабільної амплітуди механічних коливань в широких межах та підтримування резонансної частоти з відхиленням $\leq 0,2$ Гц, з автоматичним налаштуванням, вдалося підвищити якість і відтворюваність одержаних результатів.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Використовувались зразки титанового стопу VT6 (система Grade 5: Ti-6Al-4V) з наступним хемічним складом (% ваг.): Ti — 85,21, Al — 6,18, V — 4,28. Для досліджень використовувались зразки у вигляді пластин діаметром 20 мм і товщиною 3 мм ($\pm 0,5$ мм), одержані різанням прутків перпендикулярно напрямку прокатки. Перед обробленням зразки відпалювались у вакуумі ($P = 10^{-3}$ Па) за тем-

ТАБЛИЦЯ 1. Механічні властивості стопу ВТ6 [46].

TABLE 1. Mechanical properties of the Ti6Al4V alloy [46].

Межа плинності, МПа	950
Межа міцності на розрив, МПа	1020
Мікротвердість за Віккерсом, НV	311
Модуль Юнга, ГПа	110
Густина, кг/м ³	4400
Коефіцієнт Пуассона	0,34

ператури 700°C впродовж 2 годин і охолоджувалися разом з піччю. У вихідному стані титановий стоп ВТ6 складається із α (ГЦП)-фази та β (ОЦК)-фази.

Високочастотна ударна обробка поверхні кульками з нержавіючої сталі діаметром 2 мм проводилася на повітрі за допомогою пристрою [21], який складається з цифрового електронного генератора [47], ультразвукової коливної системи (рис. 1, а) та камери для оброблення зразків (рис. 1, б). Амплітуда ультразвукових механічних коливань (peak-to-peak) складала $2A = 50$ мкм, тривалість оброблення — від 30 с до 240 с, відстань до зразка — 10 мм, кількість кульок — 35. До складу ультразвукової коливальної системи входять: ультразвуковий п'єзокерамічний перетворювач, трансформатор коливальної швидкості (бустер) і концентратор (сонотрод).

Перетворювач з високим коефіцієнтом ефективності конвертує височастотну електричну енергію в потужні ультразвукові меха-

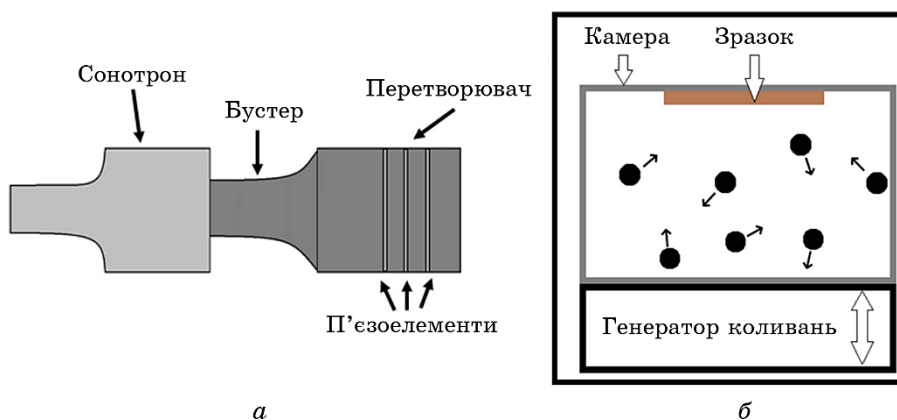


Рис. 1. Схематичне зображення ВЧЗК пристрою [48].

Fig. 1. Schematic image of the SMAT device [48].

нічні коливання частотою близько 20 кГц, які передаються через бустер і підсилюються сонотродом. Енергія ультразвукових коливань через торець сонотрода передається металевим кулькам і стимулює їх рух у обмеженому об'ємі повітряного середовища дослідної камери та високочастотні удари по поверхні зразка. Для пониження дисипативних втрат під час вібрацій сонотрод пристрою виготовлено з титану ВТ22.

Електронний генератор, з повністю цифровим керуванням, здійснює живлення п'єзокерамічного перетворювача. В схемі генератора використано сучасні мікропроцесорні технології: DDS-синтез частоти, цифрове фазове автопідстроювання резонансного режиму з автоматичним налаштуванням на ту чи іншу акустичну систему (для ВЧЗК або ВЧУО). Генератор має можливість регулювання та стабілізації амплітуди ультразвукових механічних коливань в межах від 5 до 100% (60 мкм) та встановлення часу роботи за допомогою цифрового таймера від 0,01 с до 30,0 хв. Напруга живлення генератора — 220 В, а вихідна потужність — до 2000 Вт [47].

ВЧУО на повітрі упродовж 120 с проводилася за методикою [30]. Використовувався бойок циліндричної форми діаметром 5 мм із загартованої криці ШХ15, який коливався у високочастотному діапазоні (1–3 кГц). Зразок знаходився у зоні дії бойка за умов, наближених до квазігідростатичного стиснення.

Вимірювання мікротвердості проводилось на приладі ПМТ-3 за методом Віккерса із навантаженням 100 г та за методом неперервного вдавлювання індентора (інструментального індентування) з використанням універсального мікро/нано твердоміра «Micron-Gamma» [49–51]. Випробування проводились з навантаженням 50 сН зі швидкістю навантаження 5 сН/с. На кожному зразку здійснювалось не менше 6 вимірювань з кроком 50 мкм між відбитками індентора. Корекція експериментальних діаграм індентування здійснювалась згідно методики, що описана у роботі [52]. Аналіза і оброблення зареєстрованих діаграм індентування для визначення твердості, контактного модулю пружності та коефіцієнта пластичності [53] проводились за допомогою програмного забезпечення приладу.

Рентгеноструктурну фазову аналізу проведено з використанням дифрактометра Rigaku Ultima IV, з графітовим монохроматором, у мідному випромінюванні ($\lambda(\text{CuK}\alpha) = 0,15418$ нм) з використанням схеми фокусування за Бреґгом–Брентано. Умови проведення досліджень: інтервал кутів $2\Theta = 20^\circ\text{--}120^\circ$, крок реєстрації — $0,04^\circ$, час витримки в точці — 2 с, тривалість реєстрації дифрактограми одного зразка — 90 хв.

Аналіза одержаних рентгенівських спектрів та проведення кількісної та якісної фазової аналізу здійснено з використанням програмного забезпечення PDXL, міжнародної бази даних дифракції

ICDD (PDF-2) та відкритої бази кристалографічних даних COD. Розрахунок розміру областей когерентного розсіяння (ОКР) та ступеня деформації кристалічної ґратки проведено за методом Холдера–Вагнера. Кількісна фазова аналіза проведена методом RIR (Reference Intensity Ratio), яка полягає у порівнянні відношення інтенсивностей найбільш сильних рефлексів фази і корунду в їх суміші з масовими частками.

Визначення величини напружень 1-го роду проведено методом $\sin^2\psi$ з використанням дифракційного максимуму (102) та значень кутів $\psi = 0^\circ, -10^\circ, -20^\circ, -30^\circ, -40^\circ$. Оброблення одержаних спектрів проведена з використанням програмного забезпечення Rigaku.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

На рисунку 2, *a* наведено відносні зміни мікротвердості для стопу VT6 після ВЧЗК різної тривалості (1) та після ВЧУО за даними [30]. Спостерігається однаковий характер цих залежностей. Мікротвердість максимально збільшується вдвічі після ВЧУО тривалістю 120 с і в 1,4 рази після ВЧЗК тривалістю 150 с. Подальше збільшення часу оброблення приводить до початку релаксаційних процесів, спричинених деформаційним нагріванням поверхні та відповідного зменшення мікротвердості.

Відомо, що ПД, як правило, є циклічним процесом — стадії зміцнення супроводжуються стадіями пластифікації. Уявлення щодо такої циклічності у ході мегапластичної (інтенсивної) об'ємної деформації твердих тіл розвинуті А. М. Глезером [54]. Завдяки дисипації пружної енергії впродовж низькотемпературного динамічного

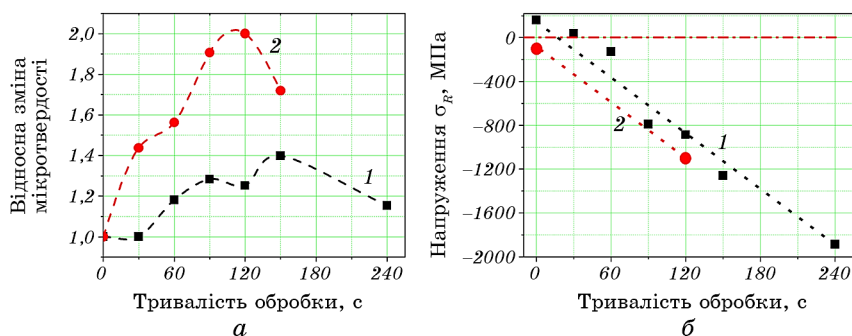


Рис. 2. Відносна зміна мікротвердості (*a*) та рівень залишкових напружень (*б*) в стопі VT6 після ВЧЗК тертям (1) та ВЧУО на повітрі (2) за результатами [30].

Fig. 2. Change of microhardness (*a*) and residual stresses (*б*) of Ti6Al4V alloy samples after SMAT (1) and HFMI (2) treatment for results [30].

ТАБЛИЦЯ 2. Механічні властивості поверхні ступу ВТ6 після ВЧЗК на повітрі за методом інструментального інденування (H_{IT} — середнє значення твердості за Мейером, E — контактний модуль пружности, δ_H — характеристика пластичности).

TABLE 2. Mechanical properties of the surface of the Ti6Al4V alloy after SMAT in air by the method of instrumental indentation (H_{IT} —average value of Meyer hardness, E —contact modulus of elasticity, δ_H —plasticity characteristic).

Характеристика	Тривалість ВЧЗК, с					
	0	30	60	90	120	150
H_{IT} , ГПа	4,27	5,05	5,48	5,35	5,978	6,096
H_{IT} , %	1,9	6	4,4	6,2	8,4	2,8
E , ГПа	125,73	125,16	115,85	121,76	120,02	117,52
E , %	3,1	5,5	4,1	4,2	8,8	4,7
δ_H	0,86	0,83	0,816	0,827	0,808	0,811
δ_H , %	0,4	1,4	3	1,6	3,2	0,6

повернення та динамічної рекристалізації накопичення та перерозподіл дефектів в процесі пластичної деформації може неодноразово повторюватися, починаючись, наче «з чистого аркуша». Для поверхневої методи ПД вперше такий ефект виявлений для алюмінійового ступу Д16 [55] і згодом підтверджений для ступу ВТ6 [30]. Можна бачити, що і для випадку ВЧЗК спостерігається аналогічний ефект, але процес деформації відбувається з меншою інтенсивністю, ніж під час ВЧУО, і повільніше (час досягнення максимального значення мікротвердості збільшується на 30 с). Це цілком узгоджується з літературними даними, наведеними вище. Як правило, ефект зміцнення поверхні ступу ВТ6 під час ВЧЗК не перевищує 15–25% навіть для значно більшого часу оброблення. Наприклад, у [56] це 25% після оброблення тривалістю 900 с за співставних умов.

В таблиці 2 наведено механічні характеристики за результатами наноінденування з використанням індентора Берковича поверхні зразків ступу ВТ6 у вихідному стані та після ВЧЗК різної тривалості (зазначена також похибка вимірювань). Приклад відповідних діаграм інденування наведено на рис. 3.

Результати методи наноінденування задовільно узгоджуються із тими, що одержані за методом Віккерса, і відповідають даним [57]: $H_{IT} = 3,6\text{--}4,5$ ГПа і $E = 125\text{--}129$ ГПа.

Максимальне зростання значення інструментальної твердості H_{IT} в 1,4 рази відбувається після 150 с оброблення і становить $\cong 6$ ГПа (у вихідному стані $\cong 4,3$ ГПа). Значення модулю Юнга зме-

ТАБЛИЦЯ 3. Порівняння впливу ВЧЗК та ВЧУО на розмір ОКР, ступінь мікродеформації (ε), параметер ґратниці (a), макронапруження (σ_R) та фазовий склад.

TABLE 3. Comparison of the effect of SMAT and UIT on the crystallite size, lattice strain (ε), lattice constants (a), residual stress (σ_R) and phase composition.

ВЧЗК крицевими кульками										
τ , с	ОКР, нм		ε , %		Параметер ґратниці a , нм		Склад, % ваг.			σ_R , МПа
	α -Ti	β -Ti	α -Ti	β -Ti	α -Ti	β -Ti	α -Ti	β -Ti	TiO ₂	α -Ti
Вих. стан	157	174	0,16	0,22	0,2918	0,3191	84	15	1	162
30	58	56	0,28	0,21	0,2930	0,3152	80,5	16	3,5	38
60	35	32	0,33	0,63	0,2932	0,3167	80	13	7	-128
90	19	19	0,28	0,38	0,2933	0,3156	85	10	5	-788
120	16	17	0,23	0,32	0,2937	0,3313	80	15	5	-885
150	17	21	0,17	0,21	0,2939	0,3311	81	11,5	7,5	-1259
240	13	22	0,2	0,21	0,2933	0,3013	80	11	9	-1885
ВЧУО крицевим бойком										
120	31	41	0,33	0,12	0,2920	0,3295	81	5	14	-1050

ншується на 8–10 ГПа із збільшенням тривалості оброблення. Оцінки характеристики пластичності свідчать, що процес зміцнення стопу ВТ6 супроводжується пониженням його пластичної податливості.

Як правило, ПД поверхні через зміни в мікроструктурі сприяє формуванню в приповерхневих шарах напружень стиснення високого рівня, що є основною причиною підвищення опору втомі металевих матеріалів. Порівняння напружень стиснення після ВЧУО [30] та ВЧЗК (рис. 2, б) засвідчує практично однаковий характер їх змін зі збільшенням тривалості оброблення із дещо вищими значеннями після ВЧУО. Слід зазначити, що такої істотної різниці значень як для мікротвердості у даному випадку не спостерігається.

Для більш докладного порівняння різних метод оброблення, зразок стопу ВТ6 оброблений ВЧУО аналогічно [30] упродовж 120 с, що відповідає максимальному значенню мікротвердості (рис. 2, а). Результати рентгеноструктурної аналізи наведено в табл. 3. У вихідному стані для стопу ВТ6 характерні напруження розтягу величиною $\cong 162$ МПа. На відміну від змін мікротвердості з тривалістю оброблення, спостерігається монотонне збільшення величини залишкових макроскопічних напружень з часом, при цьому напру-

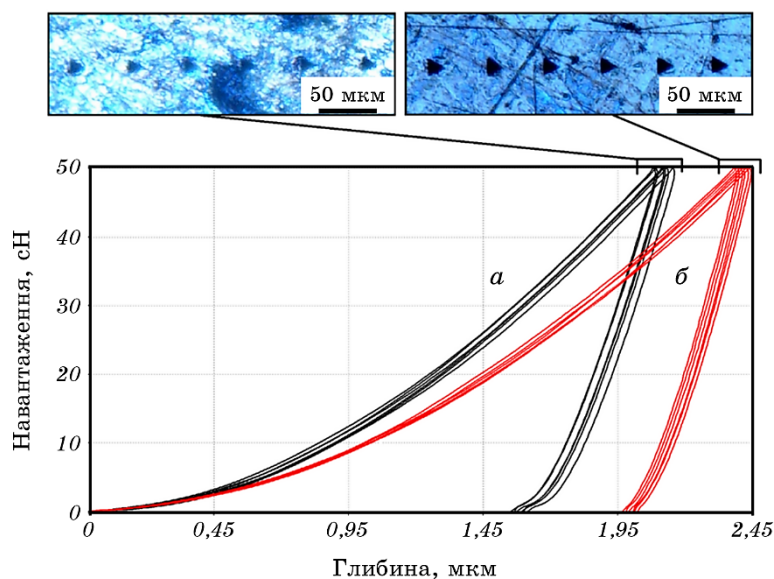


Рис. 3. Зареєстровані діаграми індентування зразків сплаву ВТ6 після ВЧЗК упродовж 150 с (а) та у вихідному стані (б).

Fig. 3. Registered indentation diagrams of Ti6Al4V alloy samples after SMAT for 150 s (a) and in the initial state (b).

ження стають стискувальними. За умов досягнення максимального зміцнення значення напружень стиснення для ВЧЗК навіть перевищує те, що фіксується для ВЧУО: -1259 МПа проти -1050 МПа. За тривалості оброблення ВЧЗК 240 с досягається рекордний рівень напружень стиснення -1885 МПа.

Можна зробити висновок, що формування стискувальних напружень в поверхневому шарі сплаву ВТ6 є одним з важливих факторів зміцнення за умов оброблення як методом ВЧУО, так і ВЧЗК. Було показано, що напруження стиснення є важливим чинником зростання втомних характеристик сплаву ВТ6, одержаного за традиційними [58] і порошковими технологіями [15].

За даними рентгеноструктурної аналізи розраховано також розмір областей когерентного розсіяння, ступінь деформації кристалічної ґратниці, параметри кристалічної ґратниці та визначено кількісний фазовий склад сплаву ВТ6. Результати показали (рис. 4, табл. 3), що у вихідному стані цей сплав є двофазним, з більшою кількістю об'ємної частки α (ГЦП)-фази. Оцінювання співвідношення інтегральних інтенсивностей від α - і β -фаз показало, що об'ємна частка β (ОЦК)-фази у вихідному стані сплаву складає близько 15%. Після ВЧЗК на повітрі об'ємна частка β -фази зменшується до 10–11,5% залежно від тривалості оброблення. Дифракційні лінії зміщуються

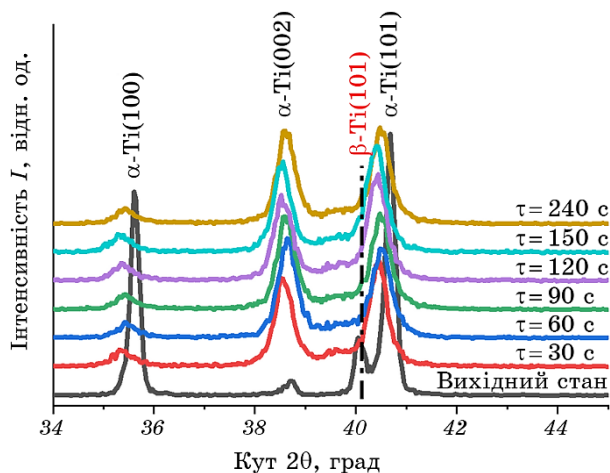


Рис. 4. Зміна положення дифракційних максимумів (100), (002), (101) α -Ti після ВЧЗК різної тривалості.

Fig. 4. Change the position of diffraction peaks (100), (002), (101) α -Ti after SMAT of different durations.

в бік менших кутів (із значним їхнім розширенням) з часом оброблення до 150 с і за тривалості 240 с наближуються до вихідного стану. Виявлений зсув дифракційних максимумів пов'язаний зі збільшенням параметру кристалічної ґратниці α -Ti та макронапруженнями, які виникають внаслідок спричиненої ВЧЗК деформацією. Також видно, що в результаті ВЧЗК знижується висота дифракційного максимуму (101) α -Ti стопу ВТ6, а інтенсивність максимуму (002), навпаки, суттєво зростає по відношенню до інтенсивності інших максимумів. Це корелює з даними [15, 60] щодо формування базисної текстури у поверхневих шарах ГЦУ-металів під дією ПД (ВЧУО) їх поверхні. Причиною розширення ліній є зменшення розміру областей когерентного розсіяння в процесі ВЧЗК α -Ti та β -Ti (рис. 5, а) та збільшення ступеню деформації кристалічної ґратниці (табл. 3).

У вихідному стані розмір ОКР α -Ti та β -Ti становить 150 нм та 174 нм відповідно. Збільшення тривалості оброблення супроводжується зменшенням розміру кристалітів і за тривалості оброблення 120 с цей параметер складає $\cong 16$ –17 нм для обох фаз. Такий розмір кристалітів може пояснити зменшення мікротвердості за рахунок інтенсифікації зерномежового проковзування. Порівнюючи розмір ОКР для різних механічних ВЧ-ударів, можна зазначити, що ВЧЗК сприяє більш швидкому подрібненню елементів структури, ніж ВЧУО (рис. 5, а). Значення ОКР для часу оброблення з максимальною мікротвердістю приблизно вдвічі менше для ВЧЗК

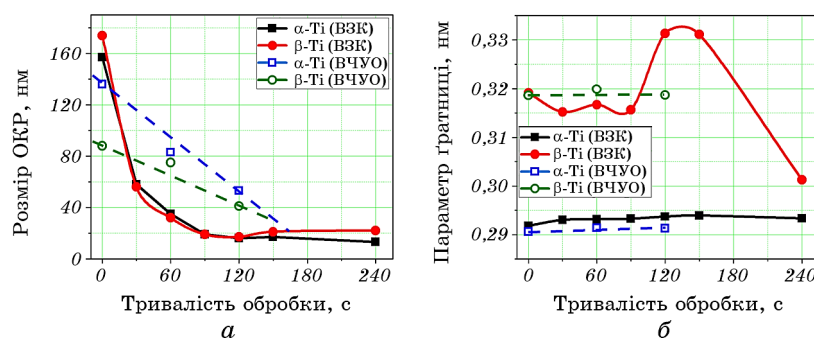


Рис. 5. Розмір областей когерентного розсіяння (а) та параметр кристалічної ґратниці (б) стопу ВТ6 після ВЧЗК (α -Ті (■) та β -Ті (●)) та ВЧУО (α -Ті (□) та β -Ті (○)) [30].

Fig. 5. The crystallite size (а) and the lattice constants (б) of the Ti6Al4V alloy after SMAT (α -Ti (■) and β -Ti (●)) and UIT (α -Ti (□) and β -Ti (○)) [30].

(табл. 3).

Ступінь деформації ε кристалічної ґратниці α -Ті та β -Ті у вихідному стані становить 0,16–0,22% (табл. 3). Зі збільшенням тривалості ВЧЗК до 120 с цей параметр досягає максимальних значень — 0,23% і 0,32% для α -Ті та β -Ті відповідно. Суттєвих відмінностей ε для ВЧУО не спостерігається. Це є додатковим підтвердженням перебігу вище згаданих процесів динамічного повернення–рекристалізації.

Зміна параметрів кристалічної ґратниці α - та β -фаз (рис. 5, б) відбувається ймовірно, за рахунок розчинення атомів Оксигену в ґратниці титану, що також викликає зростання ступеню деформації кристалічної ґратниці. Відомо, що втілений Оксиген може викликати розширення гексагональної ґратниці α -титану і зміщення дифракційних максимумів [30]. Найсильніше цей ефект проявляється в приповерхневих шарах і зменшується зі зростанням глибини проникнення рентгенового променя.

Перебіг механохімічних реакцій окиснення на поверхні стопу ВТ6 під час ІПД є відомим і механізми цього явища докладно обговорюються в роботі [30], у якій після ВЧУО вміст Оксигену на поверхні досягав 65,7 ат.%, що підтверджує формування оксиду титану. Представляє інтерес порівняти інтенсивність окиснення поверхні стопу ВТ6 у процесі ВЧ механічних ударів, спричинених різним ультразвуковим збудженням. Для цього проведена кількісна фазова аналіза (рис. 6) і визначено сумарний вміст оксидів. Встановлено, що в обох випадках (ВЧЗК і ВЧУО) переважає кристалічний діоксид титану — TiO_2 (типу рутил), але його приблизно вдвічі більше на поверхні зразків після ВЧУО порівняно з ВЧЗК (табл. 3).

Слід зазначити, що за тривалості 120–150 с параметр ґратниці

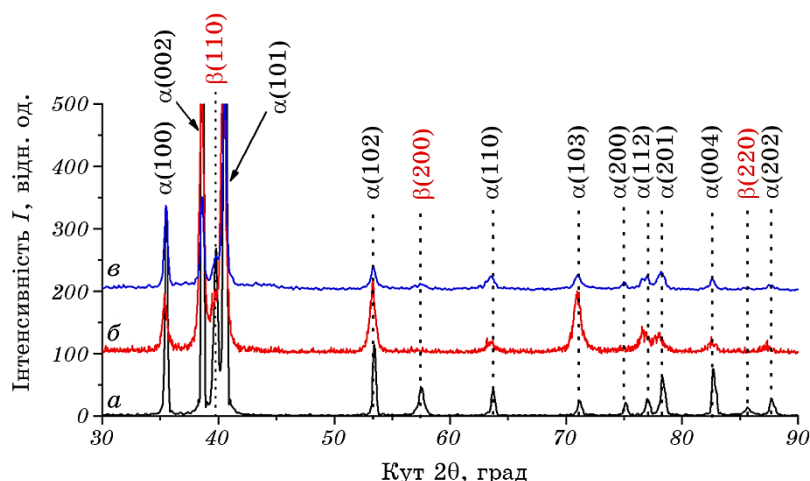


Рис. 6. Дифрактограми титанового ступу ВТ6: вихідний стан (а), після ВЧЗК ($\tau = 120$ с) (б), після ВЧУО на повітрі ($\tau = 150$ с) (в).

Fig. 6. Diffraction patterns of Ti6Al4V titanium alloy: initial state (a), after SMAT ($\tau = 120$ s) (b), after UIT in air ($\tau = 150$ s) (c).

β -фази різко збільшується після ВЧУО, що може зумовлюватись зростанням напружень розтягу саме у цій фазі. У багатьох роботах зазначається, що хоча вміст β -фази невеликий, вона відіграє істотну роль у деформаційній поведінці двофазного матеріалу. Але на сьогодні скоординована деформаційна поведінка α - та β -фаз у процесах нанокристалізації залишається недостатньо зрозумілою і вимагає подальшого вивчення [59].

4. ВИСНОВКИ

1. Показано можливість підвищення мікротвердості поверхневих шарів титанового ступу ВТ6 у 1,4 рази швидкоплинним високочастотним поверхневим механічним обробленням крицевими кульками діаметром 2 мм за кімнатної температури. Максимальне зростання твердості до 6 ГПа фіксується після 150 с оброблення, а напружень стиснення — до значення -1885 МПа після 240 с. Результати вимірювань мікротвердості за Віккерсом якісно корелюють з даними інструментального індентування. Зменшення розміру ОКР до 17–22 нм свідчить про подрібнення елементів мікроструктури в процесі такого оброблення.

2. Проведено порівняння ВЧУО крицевим бойком діаметром 5 мм за умов квазігідростатичного стиснення зразка і ВЧЗК крицевими кульками. ВЧУО дає змогу досягти більш суттєвого зміцнення (у 2

рази) за менший час (120 с) порівняно з ВЧЗК і сприяє інтенсифікації механо-хімічних реакцій окиснення на поверхні — кількість кристалічного діоксиду титану TiO_2 (типу рутил) приблизно вдвічі більша після ВЧУО порівняно з ВЧЗК. Перевагою ВЧЗК є більш швидке подрібнення структури до менших розмірів кристалітів як α -, так і β -фаз, а також досягнення більш високих значень макроскопічних напружень стиснення. Крім того, не відбувається масоперенесення Fe з ударних елементів, тоді як після ВЧУО на повітрі його вміст може складати до 15 ат. % [30].

3. Вибір методи поверхневої ППД слід провадити з урахуванням форми та розміру оброблюваних зразків (виробів), а також необхідного рівня зміцнення та шерсткості поверхні. ВЧЗК забезпечує більш точний контроль параметрів оброблення та відповідно придатний для деталей та конструкцій складної форми та більшої площі, в першу чергу, для підвищення втомної міцності. Наноструктурний поверхневий шар може поліпшити опір втомі зразка за рахунок високого рівня залишкових напружень стиснення. ВЧУО доцільно застосовувати для локального оброблення, наприклад, перехідних зон зварних з'єднань, і більш суттєвого підвищення механічної міцності матеріалу зі згладженим поверхневим рельєфом.

Роботу виконано в рамках держбюджетної теми Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» № 2405ф (0121U109752) «Структурно-фазові механізми керування комплексом поверхневих властивостей конструкційних і функціональних сплавів комбінованими тепловими, іонними та деформаційними впливами» та Державної наукової установи «Київський академічний університет» НАН та МОН України № 5256 (0121U107902) «Розробка промислового технологічного обладнання для ультразвукового зміцнення поверхні механічно відповідальних наноструктурованих металевих деталей та конструкцій за допомогою SMAT технології».

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. R. Liu, S. Yuan, N. M. Lin, Q. F. Zeng, Z. H. Wang, and Y. C. Wu, *J. Mater. Res. Technol.*, **11**: 351 (2021).
2. R. R. Boyer, *Mater. Sci. Eng.*, **213**, Iss. 1–2: 103 (1996).
3. O. Schauerte, *Adv. Eng. Mater.*, **5**, Iss. 6: 411 (2003).
4. R. W. Schutz, C. F. Baxter, P. L. Boster, and F. H. Fores, *JOM*, **53**: 33 (2001).
5. J. Cheng, F. Li, S. G. Zhu, Y. Yu, Z. H. Qiao, and J. Yang, *Tribol. Int.*, **115**: 483 (2017).
6. L. Luo, Z. Y. Jiang, D. B. Wei, and X. F. He, *Adv. Mater. Res.*, **887–888**: 1115 (2014).
7. A. T. Sidambe, *Materials*, **7**, Iss. 12: 8168 (2014).
8. D. Kuroda, M. Niinomi, M. Morinaga, Y. Kato, and T. Yashiro, *Mat. Sci. Eng.*

- A, **243**: 244 (1998).
9. K. G. Budinski, *Wear*, **151**, Iss. 2: 203 (1991).
 10. A. Molinari, G. Straffelini, B. Tesi, and T. Bacci, *Wear*, **208**, Iss. 1–2: 105 (1997).
 11. D. Banerjee and J. C. Williams, *Acta Mater.*, **61**, Iss. 3: 844 (2013).
 12. M. Wen, C. Wen, P. Hodgson, and Y. C. Li, *Colloids and Surfaces B: Biointerfaces*, **116**: 658 (2014).
 13. X. H. Zhang and D. X. Liu, *Int. J. Fatigue*, **31**, Iss. 5: 889 (2009).
 14. L. Wagner, *Mater. Sci. Eng. A*, **263**: 210 (1999).
 15. A. I. Dekhtyar, B. N. Mordyuk, D. G. Savvakina, V. I. Bondarchuk, I. V. Moiseeva, and N. I. Khripta, *Mater. Sci. Eng. A*, **641**: 348 (2015).
 16. L. Benea, E. Mardare-Danaila, and J.-P. Celis, *Tribol. Int.*, **78**: 168 (2014).
 17. M. O. Vasylyev, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and T. Ishikawa, *Usp. Fiz. Met.*, **17**, Iss. 3: 209 (2016).
 18. B. N. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, and V. V. Mohylko, *J. Mater. Eng. Perform.*, **30**: 1780 (2021).
 19. A. P. Zhilyaev and T. G. Langdon, *Progress Mater. Sci.*, **53**: 893 (2008).
 20. R. Z. Valiev and T. G. Langdon, *Progress Mater. Sci.*, **51**: 881 (2006).
 21. H. Chan, *Development of Surface Mechanical Attrition Treatment (SMAT) and Electrodeposition Process for Generating Nanostructured Materials and Study of their Tensile Properties* (Hong Kong: The Hong Kong Polytechnic University: 2010).
 22. H. Glaiter, *Acta Mater.*, **48**: 1 (2000).
 23. А. А. Мазилкин, Б. Б. Страумал, С. Г. Протасова, *Физика твёрдого тела*, **49**: 824 (2007).
 24. K. Lu and J. J. Lu, *Mater. Sci. Technol.*, **15**, Iss. 03: 193 (1999).
 25. K. Lu and J. Lu, *Mater. Sci. Eng. A*, **375–377**: 38 (2004).
 26. Y. S. Zhang, Z. Han, K. Wang, and K. Lu, *Wear*, **260**: 942 (2006).
 27. A. Amanov and Y.-S. Pyun, *Surf. Coat. Technol.*, **326**: 343 (2017).
 28. A. Amanov, I.-S. Cho, D.-E. Kim, and Y.-S. Pyun, *Surf. Coat. Technol.*, **207**: 135 (2012).
 29. X. Y. Cao, P. Zhu, W. Wang, T. G. Liu, Y. H. Lu, and T. Shoji, *Mater. Characterization*, **137**: 77 (2018).
 30. М. О. Васильев, Б. М. Мордюк, Г. І. Прокопенко, С. М. Волошко, Л. Ф. Яценко, Н. І. Хрипта, *Металлофиз. новейшие технол.*, **40**, № 8: 1029 (2018).
 31. N. R. Tao, H. W. Zhang, J. Lu, and K. Lu, *Mater. Trans.*, **44**, Iss. 10: 1919 (2003).
 32. М. О. Васильев, Г. І. Прокопенко, В. С. Філатова, *Успехи физ. мет.*, **5**, № 3: 345 (2004).
 33. С. І. Сидоренко, М. О. Васильев, С. М. Волошко, *Наука про матеріали: досягнення та перспективи* (Ред. Л. М. Лобанов) (Київ: Академперіодика: 2018), т. 1, с. 295.
 34. S. Alikhani Chamgordanis, R. Miresmaeili, and M. Aliofkhaeaei, *Tribology Int.*, **119**: 744 (2018).
 35. S. Anand Kuma, S. Ganesh Sundara Raman, and T. S. N. Sankara Narayanan, *Trans. Indian Inst. Met.*, **67**: 137 (2014).
 36. S. B. Fard and M. Guagliano, *Frattura ed Integrita Strutturale*, **7**: 3 (2009).
 37. J. W. Tian, J. C. Villegas, W. Yuan, D. Fielden, L. Shaw, P. K. Liaw, and D. L. Klarstrom, *Mater. Sci. Eng. A*, **468–470**: 164 (2007).

38. Y. Chen, G. Wang, Y. Liu, L. Zhan, H. Diao, and Y. Wang, *Metals*, **12**, Iss. 1: 94 (2022).
39. Q. Yao, J. Sun, G. Zhang, W. Tong, and H. Zhang, *Vacuum*, **142**: 45 (2017).
40. Q. Zhang, B. B. Duan, Z. Q. Zhang, J. B. Wang, and C. R. Si, *J. Mater. Res. Technol.*, **11**: 1090 (2021).
41. Y. Eyzat, M. Chemkhi, Q. Portella, J. Gardana, J. Remond, and D. Reira, *Procedia CIRP*, **81**: 1225 (2019).
42. X. C. Yan, S. Yin, C. Y. Chen, R. Jenkins, R. Lupoi, R. Bolot, W. Ma, M. Kuang, H. Liao, J. Lu, and M. Liu, *Materials Research Letters*, **7**, Iss. 8: 327 (2019).
43. D. Gallitelli, D. Reira, and E. Rouhaud, *Adv. Mater. Research*, **996**: 964 (2014).
44. Y. G. Chabak, V. I. Fedun, K. Shimizu, V. G. Efremenko, and V. I. Zurnadzy, *Problems of Atomic Science and Technology. Series 'Plasma Electronics and New Acceleration Methods'*, **104**, Iss. 4: 100 (2016).
45. Г. І. Прокопенко, Б. М. Мордюк, М. О. Васильєв, С. М. Волошко, *Фізичні основи ультразвукового ударного зміцнення металевих поверхонь* (Київ: Наукова думка: 2017).
46. R. Boyer, G. Welsch, and E. W. Collings, *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys* (ASM International, Materials Park: 1994).
47. V. I. Prykhodko, M. V. Vysokolyan, V. V. Volochai, G. I. Prokopenko, B. N. Mordyuk, V. T. Cherepin, T. A. Krasovskiy, and T. V. Popova, *Science and Innovation*, **10**: 5 (2014).
48. С. І. Дерев'янюк, В. В. Морозович, Т. А. Красовський, Ю. О. Ляшенко, *Вісник Черкаського університету. Серія Фізико-математичні науки*, **1**: 60 (2019).
49. I. Zakiev, M. Storchak, G. A. Gogotsi, V. Zakiev, and Y. Kokoieva, *Ceramics International*, **47**, Iss. 21: 29638 (2021).
50. I. Zakiev and E. Aznakayev, *J. Association for Laboratory Automation*, **7**: 44 (2002).
51. M. Storchak, I. Zakiev, V. Zakiev, and A. Manokhin, *Measurement*, **191**: 110745 (2022).
52. S. A. Firstov, S. R. Ignatovich, and I. M. Zakiev, *Strength Mater.*, **41**: 147 (2009).
53. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. М. Волошко, В. І. Закієв, А. П. Бурмак, Д. В. Пефті, *Металлофиз. новейшие технол.*, **41**, № 11: 1499 (2019).
54. А. М. Глезер, Л. С. Метлов, *Физика твёрдого тела*, **52**: 1090 (2010).
55. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **37**, № 9: 1269 (2015).
56. S. Jelliti, C. Richard, D. Reira, T. Roland, M. Chemkhi, and C. Demangel, *Surf. Coat. Technol.*, **224**: 82 (2013).
57. V. Tuninetti, A. F. Jaramillo, G. Riu, C. Rojas-Ulloa, A. Znaidi, C. Medina, A. M. Mateo, and J. J. Roa, *Metals*, **11**: 104 (2021).
58. R. K. Nalla, I. Altenberger, U. Noster, G. Y. Liu, B. Scholtes, and R. O. Ritchie, *Mater. Sci. Eng. A*, **355**: 216 (2003).
59. B. N. Mordyuk, A. I. Dekhtyar, D. G. Savvakina, and N. I. Khripta, *J. Mater. Eng. Perform.*, **31**: 5668 (2022).
60. B. N. Mordyuk, O. P. Karasevskaya, G. I. Prokopenko, and N. I. Khripta, *Surf. Coat. Technol.*, **210**: 54 (2012).

61. Y. G. Liu and M. Q. Li, *Mater. Sci. Eng. A*, **745**: 291 (2019).

REFERENCES

1. R. Liu, S. Yuan, N. M. Lin, Q. F. Zeng, Z. H. Wang, and Y. C. Wu, *J. Mater. Res. Technol.*, **11**: 351 (2021).
2. R. R. Boyer, *Mater. Sci. Eng.*, **213**, Iss. 1–2: 103 (1996).
3. O. Schauerte, *Adv. Eng. Mater.*, **5**, Iss. 6: 411 (2003).
4. R. W. Schutz, C. F. Baxter, P. L. Boster, and F. H. Fores, *JOM*, **53**: 33 (2001).
5. J. Cheng, F. Li, S. G. Zhu, Y. Yu, Z. H. Qiao, and J. Yang, *Tribol. Int.*, **115**: 483 (2017).
6. L. Luo, Z. Y. Jiang, D. B. Wei, and X. F. He, *Adv. Mater. Res.*, **887–888**: 1115 (2014).
7. A. T. Sidambe, *Materials*, **7**, Iss. 12: 8168 (2014).
8. D. Kuroda, M. Niinomi, M. Morinaga, Y. Kato, and T. Yashiro, *Mat. Sci. Eng. A*, **243**: 244 (1998).
9. K. G. Budinski, *Wear*, **151**, Iss. 2: 203 (1991).
10. A. Molinari, G. Straffelini, B. Tesi, and T. Bacci, *Wear*, **208**, Iss. 1–2: 105 (1997).
11. D. Banerjee and J. C. Williams, *Acta Mater.*, **61**, Iss. 3: 844 (2013).
12. M. Wen, C. Wen, P. Hodgson, and Y. C. Li, *Colloids and Surfaces B: Biointerfaces*, **116**: 658 (2014).
13. X. H. Zhang and D. X. Liu, *Int. J. Fatigue*, **31**, Iss. 5: 889 (2009).
14. L. Wagner, *Mater. Sci. Eng. A*, **263**: 210 (1999).
15. A. I. Dekhtyar, B. N. Mordyuk, D. G. Savvakina, V. I. Bondarchuk, I. V. Moiseeva, and N. I. Khripta, *Mater. Sci. Eng. A*, **641**: 348 (2015).
16. L. Benea, E. Mardare-Danaila, and J.-P. Celis, *Tribol. Int.*, **78**: 168 (2014).
17. M. O. Vasylyev, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and T. Ishikawa, *Usp. Fiz. Met.*, **17**, Iss. 3: 209 (2016).
18. B. N. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, and V. V. Mohylko, *J. Mater. Eng. Perform.*, **30**: 1780 (2021).
19. A. P. Zhilyaev and T. G. Langdon, *Progress Mater. Sci.*, **53**: 893 (2008).
20. R. Z. Valiev and T. G. Langdon, *Progress Mater. Sci.*, **51**: 881 (2006).
21. H. Chan, *Development of Surface Mechanical Attrition Treatment (SMAT) and Electrodeposition Process for Generating Nanostructured Materials and Study of their Tensile Properties* (Hong Kong: The Hong Kong Polytechnic University: 2010).
22. H. Glaiter, *Acta Mater.*, **48**: 1 (2000).
23. A. A. Mazilkin, B. B. Straumal, and S. G. Protasova, *Fizika Tverdogo Tela*, **49**: 824 (2007) (in Russian).
24. K. Lu and J. J. Lu, *Mater. Sci. Technol.*, **15**, Iss. 03: 193 (1999).
25. K. Lu and J. Lu, *Mater. Sci. Eng. A*, **375–377**: 38 (2004).
26. Y. S. Zhang, Z. Han, K. Wang, and K. Lu, *Wear*, **260**: 942 (2006).
27. A. Amanov and Y.-S. Pyun, *Surf. Coat. Technol.*, **326**: 343 (2017).
28. A. Amanov, I.-S. Cho, D.-E. Kim, and Y.-S. Pyun, *Surf. Coat. Technol.*, **207**: 135 (2012).
29. X. Y. Cao, P. Zhu, W. Wang, T. G. Liu, Y. H. Lu, and T. Shoji, *Mater. Characterization*, **137**: 77 (2018).

30. M. O. Vasyly'yev, B. M. Mordyuk, H. I. Prokopenko, S. M. Voloshko, L. F. Yatsenko, and N. I. Khripta, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 8: 1029 (2018) (in Ukrainian).
31. N. R. Tao, H. W. Zhang, J. Lu, and K. Lu, *Mater. Trans.*, **44**, Iss. 10: 1919 (2003).
32. M. O. Vasiliev, G. I. Prokopenko, and V. S. Filatova, *Usp. Fiz. Met.*, **5**, Iss. 3: 345 (2004) (in Russian).
33. S. I. Sydorenko, M. O. Vasyly'yev, and S. M. Voloshko, *Nauka pro Materialy: Dosyahnennya ta Perspektyvy* [Materials Science: Achievements and Prospects] (Ed. L. M. Lobanov) (Kyiv: Akadempriodyka: 2018), vol. 1, p. 295 (in Ukrainian).
34. S. Alikhani Chamgordanis, R. Miresmaeili, and M. Aliofkhazraei, *Tribology Int.*, **119**: 744 (2018).
35. S. Anand Kuma, S. Ganesh Sundara Raman, and T. S. N. Sankara Narayanan, *Trans. Indian Inst. Met.*, **67**: 137 (2014).
36. S. B. Fard and M. Guagliano, *Frattura ed Integrita Strutturale*, **7**: 3 (2009).
37. J. W. Tian, J. C. Villegas, W. Yuan, D. Fielden, L. Shaw, P. K. Liaw, and D. L. Klarstrom, *Mater. Sci. Eng. A*, **468–470**: 164 (2007).
38. Y. Chen, G. Wang, Y. Liu, L. Zhan, H. Diao, and Y. Wang, *Metals*, **12**, Iss. 1: 94 (2022).
39. Q. Yao, J. Sun, G. Zhang, W. Tong, and H. Zhang, *Vacuum*, **142**: 45 (2017).
40. Q. Zhang, B. B. Duan, Z. Q. Zhang, J. B. Wang, and C. R. Si, *J. Mater. Res. Technol.*, **11**: 1090 (2021).
41. Y. Eyzat, M. Chemkhi, Q. Portella, J. Gardana, J. Remond, and D. Retraint, *Procedia CIRP*, **81**: 1225 (2019).
42. X. C. Yan, S. Yin, C. Y. Chen, R. Jenkins, R. Lupoi, R. Bolot, W. Ma, M. Kuang, H. Liao, J. Lu, and M. Liu, *Materials Research Letters*, **7**, Iss. 8: 327 (2019).
43. D. Gallitelli, D. Retraint, and E. Rouhaud, *Adv. Mater. Research*, **996**: 964 (2014).
44. Y. G. Chabak, V. I. Fedun, K. Shimizu, V. G. Efremenko, and V. I. Zurnadzy, *Problems of Atomic Science and Technology. Series 'Plasma Electronics and New Acceleration Methods'*, **104**, Iss. 4: 100 (2016).
45. H. I. Prokopenko, B. M. Mordyuk, M. O. Vasyly'yev, and S. M. Voloshko, *Fizychni Osnovy Ul'trazvukovoho Udarnoho Zmitsnennya Metalevykh Poverkhon'* [Physical Principles for Ultrasonic Impact Hardening of Metallic Surfaces] (Kyiv: Naukova Dumka: 2017) (in Ukrainian).
46. R. Boyer, G. Welsch, and E. W. Collings, *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys* (ASM International, Materials Park: 1994).
47. V. I. Prykhodko, M. V. Vysokolyan, V. V. Volochai, G. I. Prokopenko, B. N. Mordyuk, V. T. Cherepin, T. A. Krasovskiy, and T. V. Popova, *Science and Innovation*, **10**: 5 (2014).
48. S. I. Derev'yanko, V. V. Morozovych, T. A. Krasovskyy, and Yu. O. Lyashenko, *Visnyk Cherkas'koho Universytetu. Seriya Fizyko-Matematychni Nauky*, **1**: 60 (2019) (in Ukrainian).
49. I. Zakiev, M. Storchak, G. A. Gogotsi, V. Zakiev, and Y. Kokoieva, *Ceramics International*, **47**, Iss. 21: 29638 (2021).
50. I. Zakiev and E. Aznakayev, *J. Association for Laboratory Automation*, **7**: 44 (2002).

51. M. Storchak, I. Zakiev, V. Zakiev, and A. Manokhin, *Measurement*, **191**: 110745 (2022).
52. S. A. Firstov, S. R. Ignatovich, and I. M. Zakiev, *Strength Mater.*, **41**: 147 (2009).
53. M. O. Vasyl'yev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiyev, A. P. Burmak, and D. V. Pefti, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 11: 1499 (2019).
54. A. M. Glezer and L. S. Metlov, *Fizika Tverdogo Tela*, **52**: 1090 (2010) (in Russian).
55. M. O. Vasyl'yev, B. M. Mordyuk, S. I. Sydorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 9: 1269 (2015) (in Ukrainian).
56. S. Jelliti, C. Richard, D. Retraint, T. Roland, M. Chemkhi, and C. Demangel, *Surf. Coat. Technol.*, **224**: 82 (2013).
57. V. Tuninetti, A. F. Jaramillo, G. Riu, C. Rojas-Ulloa, A. Znaidi, C. Medina, A. M. Mateo, and J. J. Roa, *Metals*, **11**: 104 (2021).
58. R. K. Nalla, I. Altenberger, U. Noster, G. Y. Liu, B. Scholtes, and R. O. Ritchie, *Mater. Sci. Eng. A*, **355**: 216 (2003).
59. B. N. Mordyuk, A. I. Dekhtyar, D. G. Savvakina, and N. I. Khripta, *J. Mater. Eng. Perform.*, **31**: 5668 (2022).
60. B. N. Mordyuk, O. P. Karasevskaya, G. I. Prokopenko, and N. I. Khripta, *Surf. Coat. Technol.*, **210**: 54 (2012).
61. Y. G. Liu and M. Q. Li, *Mater. Sci. Eng. A*, **745**: 291 (2019).