

PACS numbers: 02.70.Ns, 61.72.Ff, 61.72.Hh, 62.20.me, 62.20.Qp, 81.40.Cd, 81.40.Np

Підвищення втомної довговічності ступу алюмінію Д16Т високочастотним ударним модифікуванням поверхні

Б. М. Мордюк^{*,**}, О. С. Гаценко^{*}, Т. В. Турчак^{*}, О. І. Баскова^{*},
О. С. Кушнарьова^{**}

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

^{**}Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України,
вул. Казимира Малевича, 11,
03150 Київ, Україна

Підвищення ресурсу відповідальних компонентів із алюмінієвих ступів за циклічних навантажень за допомогою модифікування поверхні є важливою задачею. У цій роботі досліджено еволюцію мікроструктури та механічні властивості алюмінієвого ступу Д16Т за циклічного навантаження та високочастотного ударного оброблення (ВЧУО) поверхні. Як було виявлено за допомогою рентгенівської дифракції, сканувальної (СЕМ) і трансмісійної (ТЕМ) електронних мікроскопій, мікроструктура зразків складалася з матриці алюмінію та виділень зміцнювальної фази різної дисперсності ($\approx 2,5$ об.%). Встановлено, що інтенсивна пластична деформація під час ВЧУО-модифікування поверхні веде до зростання мікротвердості *HV*100 поверхні на 46% (1,46 ГПа) та опору втомі на 75%

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

^{*}G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine

^{**}E. O. Paton Electric Welding Institute, NAS of Ukraine,
11 Kazymyr Malevych Str., UA-03150 Kyiv, Ukraine

Citation: B. M. Mordyuk, O. S. Gatsenko, T. V. Turchak, O. I. Baskova, and O. S. Kushnarova, Enhancement of the Fatigue Durability of D16T Aluminium Alloy by High-Frequency Mechanical-Impact Surface Modification, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 47, No. 12: 1335–1354 (2025) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.47.12.1335](https://doi.org/10.15407/mfint.47.12.1335)

© Publisher PH “Akadempriodyka” of the NAS of Ukraine, 2025. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

(9,2 10³ циклів за $\sigma_{\max} = 440$ МПа) зразків стопу Д16Т у порівнянні із вихідним станом, що пов'язане із формуванням ультрадисперсних зерен і напружень стиснення у поверхневому шарі. Еволюцію деформаційних дефектів і мікроструктури аналізували на кількох масштабних рівнях дифракційними та мікроскопічними методами, а також моделюванням методом молекулярної динаміки (МД). Скупчення дислокацій і точкових дефектів навколо сферичного включення, відшарування матриці вздовж міжфазних меж із частинками другої фази та смуги ковзання різних систем, виявлені в ґратниці алюмінію під час МД-моделювання пластичної деформації, знайшли свої експериментальні підтвердження на іншому масштабному рівні за прямого ТЕМ-спостереження мікроструктури вихідних і модифікованих ВЧУО зразків після циклічного навантаження. За даними експериментальної аналізи мікроструктури та результатами моделювання можливими механізмами утворення зародкових тріщин є скупчення дислокацій і точкових дефектів навколо частинок другої фази з подальшим відшаруванням вздовж міжфазних меж і утворення смуг ковзання, які можуть виходити на поверхню впродовж циклічного навантаження, а формування напружень стиснення в ультрадисперсному поверхневому шарі є тими чинниками, що запобігають розповсюдженню тріщин і передчасному руйнуванню. Одержані результати свідчать, що ВЧУО-модифікування поверхні за допомогою ультразвукового обладнання може бути ефективно застосоване для підвищення опору втоми стопу Д16Т в умовах малоциклової втоми із максимальними циклічними напруженнями, близькими до межі плинності.

Ключові слова: алюмінійові стопи, малоциклова втома, твердість, дисперсійне зміцнення, лінійні та точкові дефекти, пластична деформація, молекулярна динаміка.

Increasing the service life of critical components of aluminium alloys under cyclic loading by surface modification is an important task. In this work, the evolutions of the microstructure and mechanical properties of the aluminium alloy D16T under cyclic loading and high-frequency mechanical impact (HFMI) modification of the surface are investigated. As revealed by x-ray diffraction, scanning electron microscopy (SEM), and transmission electron microscopy (TEM), the microstructure of the samples consisted of an aluminium matrix and precipitates of strengthening phases with different dispersion levels (2.5 vol.%). As established, severe plastic deformation during HFMI surface modification leads to a 46% increase in surface microhardness *HV*100 (1.46 GPa) and a 75% increase in fatigue resistance (9.2 10³ cycles at $\sigma_{\max} = 440$ MPa) of the D16T-alloy samples compared to the initial state that is associated with the formation of ultrafine grains and compressive stresses in the surface layer. The evolutions of deformation defects and microstructure are analysed at several scale levels using diffraction and microscopic methods, as well as molecular dynamics (MD) modelling. Clusters of dislocations and point defects around spherical inclusions followed by the matrix delamination along the second-phase particles' interfacial boundaries and slip bands of different systems detected in the aluminium lattice during MD modelling of plastic deformation found their experimental confirmation at another scale level by direct TEM observation of the microstructure of the

original and HFMI-modified samples after cyclic loading. According to the experimental microstructure analysis and modelling results, possible mechanisms for the formation of nucleated cracks are the accumulation of dislocations and point defects around the particles of the second phase with subsequent delamination along the interphase boundaries and the formation of slip bands, which can reach the surface during cyclic loading, and the formation of compressive stresses in the ultra-dispersed surface layer are the factors, which prevent crack propagation and premature failure. The results obtained indicate that HFMI modification of the surface using ultrasonic equipment can effectively enhance the fatigue resistance of the D16T alloy under low-cycle fatigue conditions, with maximum cyclic stresses approaching the yield point.

Key words: aluminium alloys, low-cycle fatigue, hardness, dispersion strengthening, linear and point defects, plastic deformation, molecular dynamics.

(Отримано 26 листопада 2025 р.; остаточн. варіант — 28 листопада 2025 р.)

1. ВСТУП

Алюмінійові стопи широко використовуються в аерокосмічній, транспортній та інших галузях завдяки своїй низькій вазі та прийнятній питомій міцності й ударній в'язкості [1–5]. Стопи серії 2xxx (система Al–Cu–Mg), 6xxx (Al–Mg–Si), 7xxx (Al–Zn–Mg–Cu) є термооброблюваними задля дисперсійного зміцнення та мають високу міцність і пластичність. Водночас опір втомі алюмінійових стопів є характеристикою, що потребує поліпшення задля уникнення раннього виникнення поверхневих дефектів і запобігання зародженню втомних тріщин на поверхні [6–11]. Таким чином, актуальним є пошук методів поверхневого зміцнення алюмінійового стопу 2024 (Д16).

Наразі багато методів поверхневого зміцнення нанесенням захисних покриттів [12, 13] або з використанням інтенсивної пластичної деформації, таких як шротоструминне зміцнення [14–16], лазерне ударне зміцнення [14], ультразвукове модифікування поверхні [16] та ультразвукове ударне оброблення (УЗУО) [9, 17–19], також відоме як високочастотне механічне проковування (ВМП) [20], широко використовуються в галузі модифікування поверхні металевих матеріалів. Зазвичай ці методи забезпечують модифікування поверхні, індуковане деформацією, та підвищують властивості обробленого матеріалу завдяки синергетичному впливу зменшення шерсткості поверхні, зменшення розміру зерна до нанорозмірів і залишкових напружень стиснення у поверхневих шарах [9, 10, 14, 16, 20–24].

Загальноприйнято, що, крім зменшення шерсткості поверхні,

що сприяє усуненню поверхневих концентраторів напружень і запобігає зародженню тріщин, та формування залишкових напружень стиснення, що гальмують розповсюдження тріщин, модифікування мікроструктури також є одним із ключових чинників підвищення опору втомі [25–29].

Для зміни мікроструктури поверхні використовують вищезгадані методи поверхневої деформації.

Наприклад, дослідження впливу лазерного зміцнення на втомні властивості показали, що сприятлива еволюція мікроструктури та залишкові стискальні напруження є основними чинниками, що сприяють поліпшенню втомних властивостей алюмінійового стопу 2024-T351 [30].

Збільшення втомної довговічності до 20 разів порівняно з необробленим зразком за рахунок УЗУО поверхні стопу 7075-T651 було досягнуто в [31], а можливість усунення залишкової поруватості за умов УЗУО показано в [32], що є корисним для виробів адитивного виробництва. Ультразвукове модифікування поверхні було застосовано для підвищення втомних характеристик алюмінійового стопу 7075-T651 після перебування в корозійному середовищі [33].

Можна очікувати, що значну перевагу матимуть матеріали з бімодальною мікроструктурою, яка полягатиме в наявності твердого поверхневого шару з ультрадрібнозернистою зерновою структурою, що забезпечуватиме підвищений опір багатоцикловій втомі, та серцевини з основного матеріалу з високою в'язкістю, що сприятиме підвищеній стійкості щодо малоциклової втоми [34, 35].

Метою даної роботи є аналіза особливостей еволюції деформаційних дефектів і мікроструктури на різних масштабних рівнях і втомної довговічності алюмінійового стопу Д16 за умов циклічних навантажень і ВЧУО різної тривалості. Обговорено мікроструктурні чинники зміцнення та підвищення опору втомі.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Хімічний склад досліджуваних зразків зі стопу Д16Т промислового виробництва (гаряче вальцювання, гартування та природне старіння за кімнатної температури) разом із основними механічними властивостями наведено у табл. 1.

Задля зміцнення поверхневого шару зразків їхня робоча частина рівномірно оброблялася за допомогою високочастотного ударного оброблення (ВЧУО) із використанням приладу USTREAT-4.0 шляхом поступового зміщення плаского циліндричного ударника вздовж осі зразка. Детально опис методу ВЧУО наведено у [17, 24]. В даній роботі обрано наступні параметри ВЧУО: амплітуда та частота коливань торця ультразвукового концентратора — 20 мкм і 21,6 кГц відповідно, тривалість оброблення — 30–60 с, частота уда-

ТАБЛИЦЯ 1. Хемічний склад і механічні властивості стопу Д16Т (ваг.%).**TABLE 1.** Chemical composition and mechanical properties of D16T alloy (wt.%).

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Al
Мін.	–	–	3,8	0,30	1,2	–	–	–	–	решта
Макс.	0,50	0,50	4,9	0,90	1,8	0,10	0,25	0,15	–	
HV (ГПа)	$\sigma_{0,2}$ (МПа)		E (ГПа)		σ_S (МПа)	$\sigma_{c0,2}$ (МПа)		δ (%)	K_{1C} (МПа·м ^{1/2})	
1,05	325–345		72		470	460		10,0	135,5	

$\sigma_{0,2}$ — межа плинності, E — модуль Юнга, σ_S — межа міцності, $\sigma_{c0,2}$ — межа циклічної плинності, δ — видовження, K_{1C} — в'язкість руйнування.

рів — $\cong 0,5$ кГц [36, 37].

Циклічне (втомне) навантаження зразків у режимі малоциклової втоми проводили на стандартній установці «INSTRON-8802» в режимі «циклічного розтягу–стиснення» з частотою у 15 Гц і асиметрією циклу $R=0,1$ за максимальних циклічних напружень $\sigma_{\max}=440$ МПа, які більше межі плинності вихідного матеріалу, але менші межі циклічної плинності (табл. 1). Розміри робочої частини плоских зразків для втомних випробувань товщиною у 3 мм складали 20×10 мм².

Мірювання мікротвердості після втомних тестів виконувалося на приладі ПМТ-3М за навантаження у 100 г.

Моделювання деформаційних процесів за циклічного розтягу–стиснення, а саме, формування лінійних і точкових дефектів структури навколо фазових включень у ГЦК-твердому розчині (ґратниці алюмінію), проведено методом молекулярної динаміки (МД) із використанням програмного забезпечення LAMMPS, а візуалізацію й оброблення одержаних даних проведено за допомогою пакету OVITO.

На основі аналізу літератури обрано найбільш перспективні ЕАМ- та МЕАМ-потенціали міжатомової взаємодії [38–41].

Мікроструктура та розподіл фазових складових аналізували в растровому електронному мікроскопі TESCAN Mira 3 LMU із вбудованим енергодисперсійним мікроаналізатором OXFORD X-MAX 80 мм². Зміни мікроструктури в поверхневому шарі зразків після ВЧУО та втомного навантаження досліджували рентгенівською структурно-фазовою аналізою із використанням дифрактометра Rigaku Ultima IV (випромінення CuK_α , реєстрація дифракційних картин в інтервалі кутів $2\theta = 25^\circ\text{--}105^\circ$ із кроком у $0,02^\circ$ та часом витримки у 2 с). Особливості структурно-фазових перебудов у об'ємі зразків поблизу області руйнування аналізували за допомогою трансмісійного електронного мікроскопа JEOL JEM-200CX.

3. РЕЗУЛЬТАТИ Й ОБГОВОРЕННЯ

3.1. Структурно-фазовий стан у вихідному стані

Результати аналізу мікроструктури стопу Д16 у вихідному стані наведено на рис. 1. Згідно з РЕМ-зображенням (рис. 1, а) та рентгенівськими дифракційними картинами (рис. 1, б), він містить α -твердий розчин на основі алюмінію з середнім розміром зерен у 3–5 мкм, а також ряд дисперсних фаз різного складу та форми. На рисунку 1, а добре видно частинки S-фази (Al_2CuMg) розміром у 2–5 мкм). Їхня об'ємна частка складає $\approx 2,5\%$ (див. гістограми рис. 1, в). Стоп також містить стрижнеподібні дисперсоїди T-фази (Al_6FeMn) розміром у 200–500 нм та частинки θ -фази (Al_2Cu) розміром < 100 нм (рис. 1, а), розміри та форму яких визначали за ТЕМ-

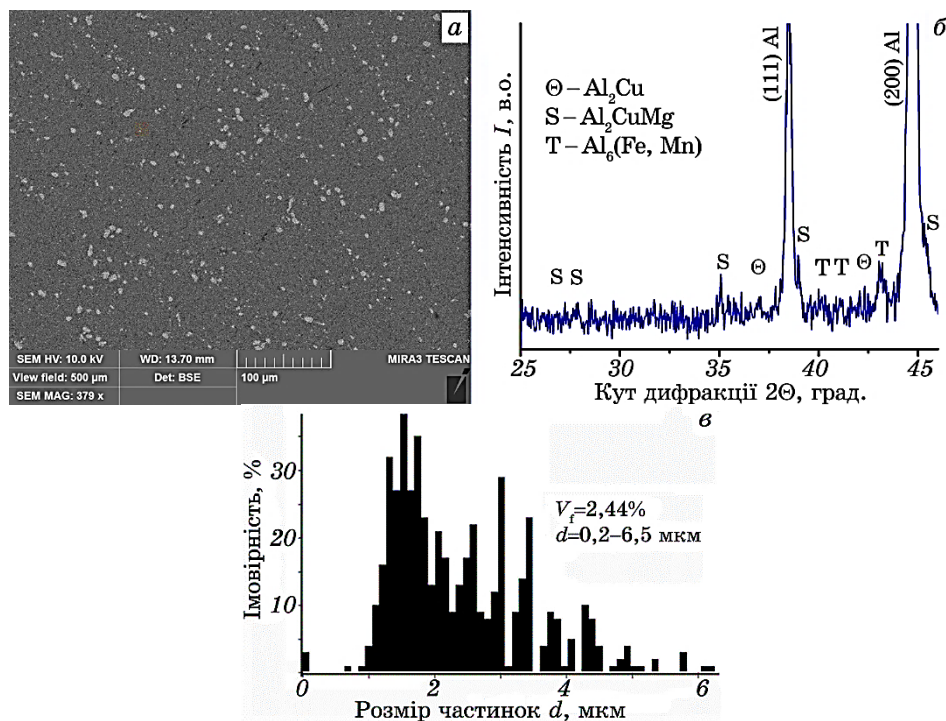


Рис. 1. РЕМ-зображення (а), фрагмент рентгенівського дифракційного спектру (б) мікроструктури вихідного зразка стопу Д16Т і гістограма розмірів та об'ємної частки зміцнювальних частинок (в).

Fig. 1. SEM images (a), fragment of x-ray diffraction pattern (b) of the microstructure of D16T alloy and histogram (c) of the size and volume fraction of strengthening particles.

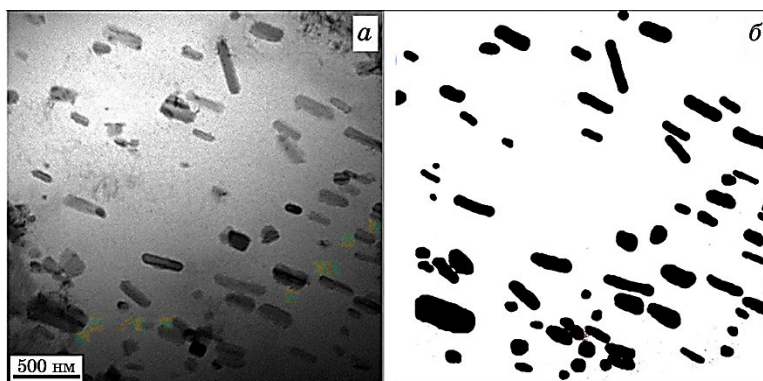


Рис. 2. ТЕМ-зображення мікроструктури стопу Д16Т та її контрастування задля статистичної аналізи розмірів і форми фазових складових за допомогою ImagePro.

Fig. 2. TEM image of the microstructure of the D16T alloy sample and its contrasting for statistical analysis of the size and shape of phase constituents using ImagePro software.

зображеннями мікроструктури зразків (рис. 2, *a*) із застосуванням методу контрастування та статистичної аналізи у програмному пакеті ImagePro (рис. 2, *б*).

Зображення мікроструктури зразків стопу Д16Т, одержані в растровому електронному мікроскопі (рис. 1, *a*), уможливили виявити щонайменше два види дисперсних виділень, а саме, мікро- (6–12 мкм) і субмікрометрових (< 200 нм) розмірів. Фрагмент рентгенівської дифракційної картини (рис. 1, *б*) також підтверджує цей результат, оскільки інтенсивність піків від зміцнювальних фаз Θ (Al_2Cu), S (Al_2CuMg), T ($\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$) доволі низька та майже однакова. Пряме спостереження мікроструктури досліджуваного стопу Д16Т у трансмісійному електронному мікроскопі також свідчить про наявність частинок описаних вище фаз різного розміру та морфології, які мають когерентні межі з матричним твердим розчином на основі алюмінію (рис. 2, *a*).

3.2. Механічні властивості

На рисунку 3 показано експериментальні залежності втомної довговічності (N) та мікротвердості поверхні (HV) зразків стопу Д16Т від тривалості ВЧУО перед втомними випробуваннями. Видно, що модифікування поверхні зразків за допомогою ВЧУО чинить позитивний вплив на їхню довговічність. Разом з тим, за умов зростання тривалості ВЧУО вище 30 с приріст кількості циклів до руйнуван-

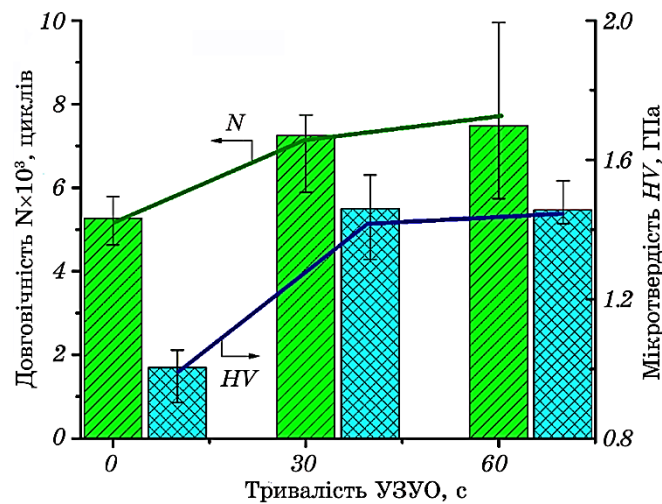


Рис. 3. Залежності втомної довговічності (N) та мікротвердості (HV) зразків ступу Д16Т від тривалості ВЧУО перед втомними випробуваннями.

Fig. 3. Dependences of fatigue life (N , cycles) and microhardness (HV) of the D16T alloy samples on prior HFMI treatment duration.

ня N дещо сповільнюється, а розкид даних зростає. Залежність мікротвердості поверхні зразків поблизу втомного руйнування корелює з одержаними даними щодо їхньої довговічності, істотно зростаючи після ВЧУО впродовж 30 с (у 1,5 рази) і залишаючись на приблизно тому ж рівні зі зростанням тривалості ВЧУО. Таким чином, істотне зміцнення поверхневих шарів ступу Д16Т, яке неодноразово спостерігалось і висвітлювалось у літературі [8–10, 18], може бути дієвим чинником підвищення втомної довговічності в області малоциклової втоми, тобто за максимальних циклічних напружень, порівнянних із межею пластичності ступу. Цей результат розширює раніше одержані дані щодо підвищення втомних характеристик ступу 2024, який є аналогом ступу Д16Т тієї ж системи легування (Al–Cu–Mg) [13, 19].

Важливим чинником, який впливає на втомні характеристики металевих матеріалів, є також залишкові напруження у поверхневих шарах. Відомо, що напруження розтягу є загальним негативним чинником, оскільки вони можуть сприяти розповсюдженню зародкових тріщин і призводити до передчасного втомного руйнування [25]. Для формування сприятливих напружень стиснення, що запобігатимуть розповсюдженню тріщин у деформаційно модифікованому поверхневому шарі, часто застосовують поверхневі деформаційні методи, в тому числі ВЧУО за допомогою ультразвукових інструментів [19–22]. Напруження у досліджуваних в даній роботі

зразках виникають внаслідок як поверхневого оброблення (ВЧУО), так і завдяки циклічним навантаженням під час втомних випробувань. Ґрунтуючись на даних рентгенівської дифракційної аналізи, а саме, спираючись на зареєстровані зсуви рентгенівських максимумів, було оцінено величини залишкових напружень після втомних навантажень до руйнування зразків без попереднього поверхневого модифікування поверхні робочої частини ($\cong 190$ МПа) та після ВЧУО ($\cong 275$ МПа). Отже, сформовані ВЧУО напруження стиснення виконують захисну роль щодо розповсюдження тріщин, незважаючи на можливу їх релаксацію впродовж циклічного навантаження. Це зумовлено еволюцією мікроструктури під час втомних випробувань.

Мікроструктурні зміни в даній роботі вивчали як експериментально дифракційним і мікроскопічними методами, так і за допомогою моделювання методом молекулярної динаміки (МД), що дало змогу дослідити механізми та динаміку утворення дефектних структур у процесі пластичної деформації ГЦК-зразків алюмінію за умов циклічного розтягу–стиснення.

3.3. Моделювання еволюції дефектної структури

Проведено молекулярно-динамічне (МД) моделювання циклічного навантаження стосовно розвитку та ймовірності локалізації дефектної субструктури навколо зміцнювальної частинки (сферичного включення) в монокристалі алюмінію. Для успішного моделювання методом молекулярної динаміки було проведено аналізу наявних потенціалів міжатомової взаємодії й обрано перспективний потенціал за методом зануреного атома — МЗА-потенціал (ЕАМ). Створено модель з урахуванням орієнтації ґратниці алюмінію $\langle 011 \rangle \{011\}$, обрано відповідні періодичні крайові умови. Моделювання здійснювалося впродовж одного циклу навантаження за схемою «розтяг–стиснення». У результаті проведених розрахунків було виявлено, що в околі зміцнювальної частинки виникає зона підвищеної концентрації напружень (рис. 4), яка сприяє розвитку пластичних деформацій та утворенню великої кількості дефектів кристалічної ґратниці, що знижує міцність матеріалу та за умови подальшої локалізації дефектів сприятиме утворенню мікротріщин.

Видно, що впродовж циклу «розтяг–стиснення» в зразках із орієнтацією $\langle 011 \rangle \{011\}$ спостерігаються зміни напружень у всіх кристалографічних напрямках, що мають немонотонний характер. З самого початку комп'ютерного експерименту впродовж напівциклу розтягу напруження в напрямку розтягу (σ_{YY}) стрімко знижуються за рахунок інтенсивного формування точкових дефектів і мають від'ємну величину. Зміни напружень в двох інших напрям-

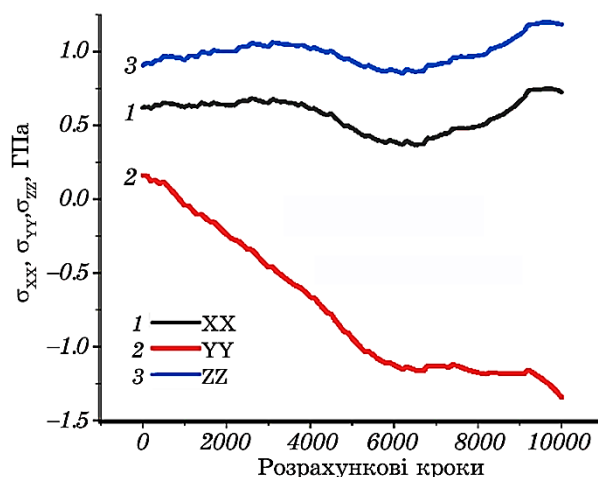


Рис. 4. Залежність напруження у ґратниці модельного зразка Al зі сферичним включенням від ступеня деформації (часу комп'ютерного експерименту) для орієнтації зразка $\langle 011 \rangle \{011\}$.

Fig. 4. Dependence of lattice stress in the model sample of Al with spherical inclusion on strain extent (time of computer experiment) for sample orientation $\langle 011 \rangle \{011\}$.

ках (σ_{xx} , σ_{zz}) впродовж циклу навантаження в 3 рази менші, ніж зміни у напрямку розтягу. Спостережувані зміни корелюють із утворенням і перерозподілом лінійних дефектів за прикладення та зняття навантаження (зміни навантаження з розтягу на стиснення).

Здійснено окрему візуалізацію еволюції розподілу лінійних (рис. 5) і точкових дефектів (рис. 6) в околі сферичного включення впродовж одного періоду навантаження (розтягу–стиснення). Час комп'ютерного експерименту відповідає ступеню деформації зразка: 2 пс — 0,67%, 5 пс — 1,67%, 8 пс — 0,67%, 11 пс — 0,33% відповідно. В процесі дослідження було застосовано кілька методів візуалізації й аналізу дефектних структур, включаючи методи віртуальної реконструкції поверхонь та об'ємів, що уможливило більш детально вивчити просторову організацію й еволюцію дефектів. Проведена якісна та кількісна аналіза утворення лінійних і точкових дефектів навколо включення й еволюції дефектних субструктур дає змогу оцінити їхній вплив на механічні властивості. Встановлено, що за обраної орієнтації ґратниці алюмінію $\langle 011 \rangle \{011\}$ навантаження сприяє утворенню як лінійних дефектів, а саме, дислокацій і смуг ковзання, так і точкових дефектів.

Важливим результатом є те, що вже після першого повного циклу розтягу–стиснення виявлено ознаки локалізації лінійних дефек-

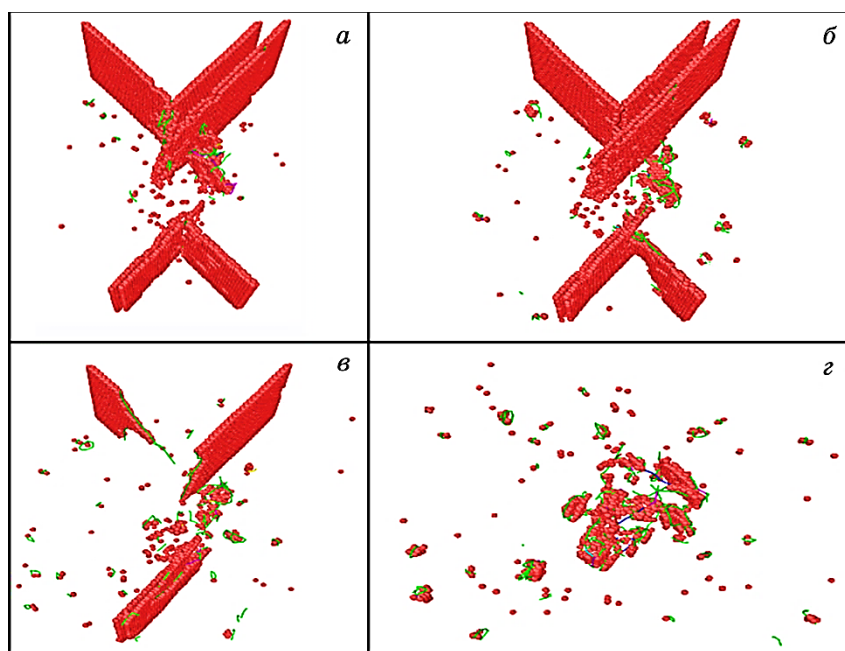


Рис. 5. Візуалізація формування лінійних дефектів за умов комп'ютерного експерименту (МД-моделювання) з циклічного розтягу (а, б) і стиснення (в, з) зразків Al зі сферичним включенням (не показано) для орієнтації $\langle 011 \rangle \{011\}$; час комп'ютерного експерименту — 2 пс (а), 5 пс (б), 8 пс (в), 11 пс (з).

Fig. 5. Visualization of the formation of linear defects during a computer experiment performed by MD simulation on cyclic tension (a, б) and compression (в, з) of an Al samples with a spherical inclusion (not shown) for the sample orientation $\langle 011 \rangle \{011\}$; computer-experiment times are as follow: 2 ps (a), 5 ps (б), 8 ps (в), and 11 ps (з).

тів кристалічної будови в околі включення для розглянутої орієнтації ґратниці (зерна) алюмінію $\langle 011 \rangle \{011\}$ (рис. 5, з), а отже, зростає ймовірність зародження мікротріщини.

Цей результат узгоджується з дислокаційним моделю зародження та росту пор (відшарувань) на міжфазних межах матеріалу з дисперсними частинками, запропонованим Броєком [42]. Згідно з цим моделю пори утворюються на межі поділу «частинка–матриця» за рахунок формування біля частинок дислокаційних скупчень. Утворення пор у [42] описано багатостадійним процесом, а саме: за незначних ступенів деформації навколо частинки формуються дислокаційні петлі; більшість з цих петель відштовхуються від частинки, крім петлі, найближче розташованої до міжфазної межі; далі процес продовжується та на міжфазній межі накопичу-

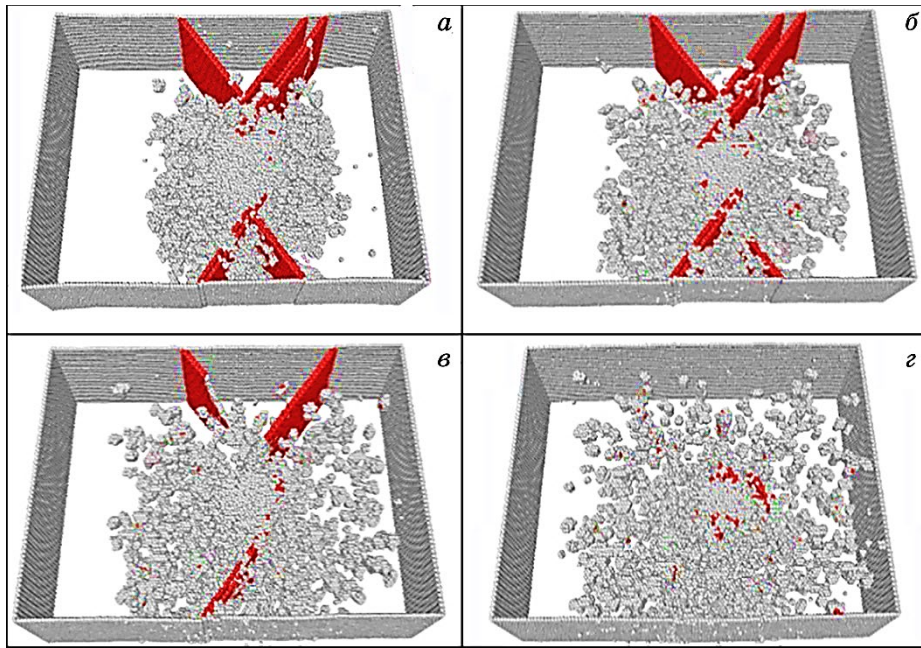


Рис. 6. Візуалізація формування точкових дефектів за умов комп'ютерного експерименту (МД-модельовання) з циклічного розтягу (*а, б*) і стиснення (*в, г*) зразка Al зі сферичним включенням (не показане) для орієнтації $\langle 011 \rangle \{011\}$; час комп'ютерного експерименту — 2 пс (*а*), 5 пс (*б*), 8 пс (*в*), 11 пс (*г*).

Fig. 6. Visualization of the formation of point defects during a computer experiment performed by MD simulation on cyclic tension (*a, б*) and compression (*в, г*) of Al sample with a spherical inclusion (not shown) for the sample orientation $\langle 011 \rangle \{011\}$; computer-experiment times are as follow: 2 ps (*a*), 5 ps (*б*), 8 ps (*в*), and 11 ps (*г*).

ються дислокації, що веде до зростання локальних напружень до критичної величини, яка здатна забезпечити утворення пори (мікротріщини) на міжфазній межі; як наслідок утворення вільної поверхні відбудеться релаксація напружень і подальший вихід великої кількості дислокацій на цю поверхню.

Важливими умовами росту пори (мікротріщини) в цьому моделі є наявність як високих напружень, так і високих деформацій у локальному об'ємі навколо частинки, які можуть бути забезпечені за рахунок множинного формування скупчень дислокацій у кількох площинах ковзання.

Крім того, впродовж циклу навантаження в ґратниці (зерні) алюмінію цієї ж орієнтації формуються точкові дефекти, серед яких є вакансії та зміщені зі звичних положень атоми (рис. 6). За

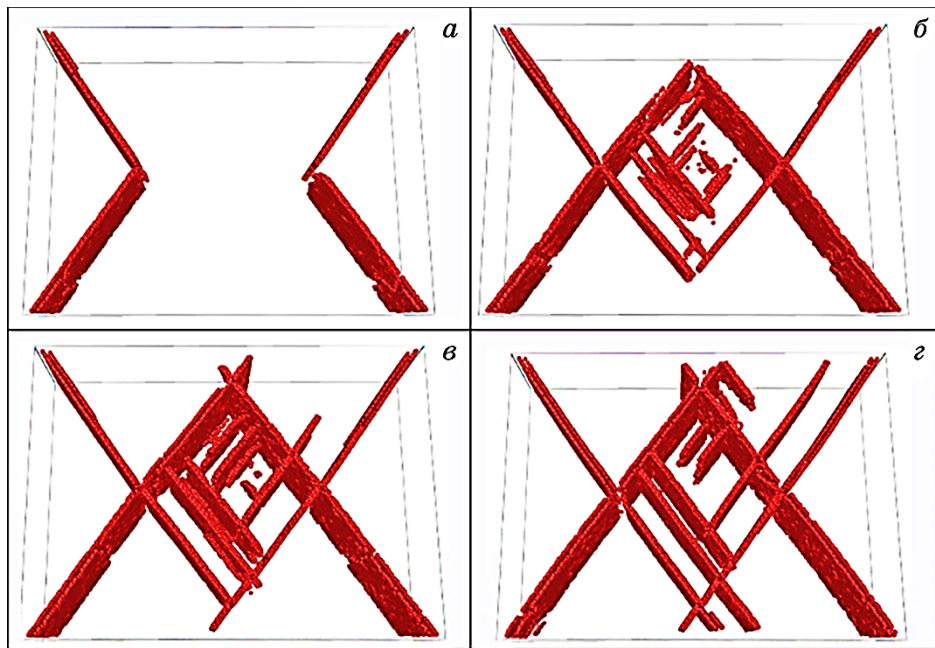


Рис. 7. Візуалізація формування деформаційних смуг ковзання за умов комп'ютерного експерименту (МД-моделювання) з статичного розтягу зразків Al для орієнтації $\langle 011 \rangle \{011\}$; час комп'ютерного експерименту — 4 пс (а), 6 пс (б), 8 пс (в), 10 пс (г).

Fig. 7. Visualization of the formation of deformation slip bands under the conditions of a computer experiment (MD simulation) during static tension of Al samples with the $\langle 011 \rangle \{011\}$ orientation; computer-experiment times: 4 ps (a), 6 ps (б), 8 ps (в), 10 ps (г).

рахунок долучення вакансій до вже сформованої мікротріщини може відбуватись її ріст. Тобто зі збільшенням числа циклів навантаження приріст вакансій сприятиме збільшенню розмірів тріщини, поки вона не досягне критичного розміру, достатнього для подальшого її більш швидкого росту, та в кінці кінців не спричинить втомне руйнування матеріалу.

За умов циклічного навантаження зерен певних орієнтацій у них поступово формуються смуги ковзання, які є відомим з літератури чинником формування поверхневого рельєфу на циклічно навантажених зразках, а також можуть бути причиною зародження втомних тріщин і подальшого руйнування [27, 28].

На рисунку 7 наведено візуалізацію формування деформаційних смуг ковзання за умов комп'ютерного експерименту (МД-моделювання) зі статичного розтягу зразків алюмінію для орієнтації $\langle 011 \rangle \{011\}$.

3.4. Експериментальна аналіза мікроструктури

Додатково утворення скупчень лінійних дефектів (дислокацій), стійких смуг ковзання і зародкових тріщин в околі частинок другої фази, ймовірно, за рахунок залучення точкових дефектів (вакансій), підтверджено прямим спостереженням мікроструктури зразків після втомних випробувань поблизу області формування втомної тріщини за допомогою ТЕМ (рис. 8).

На рисунку 8, *а* продемонстровано особливості скупчень дефектів навколо частинок другої фази у зразках стопу Д16Т, які приводять до часткового відшарування матричного стопу, ймовірно, через коагуляцію вакансій і подальший вихід дислокацій на вільну поверх-

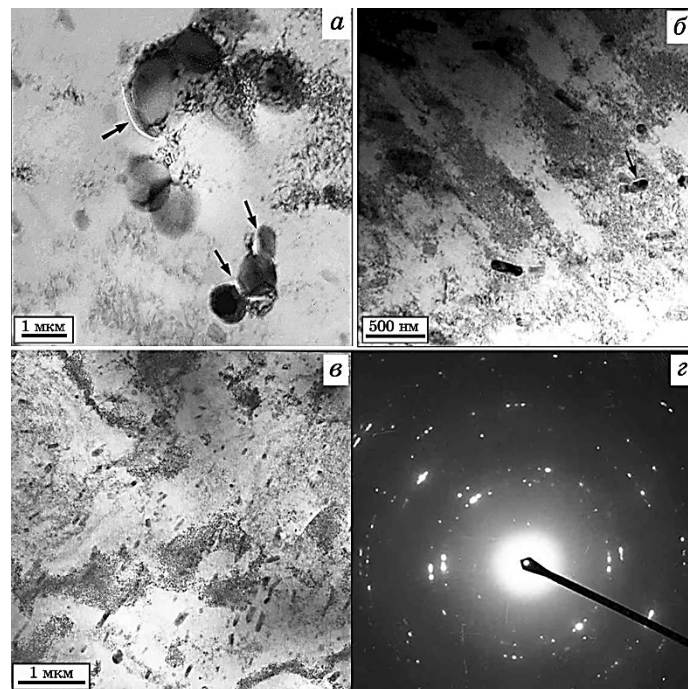


Рис. 8. ТЕМ-зображення мікроструктури в об'ємі зразків стопу Д16Т після втомних випробувань поблизу поверхні руйнування (*а, б*) та мікроструктури (*в*) з картиною електронної дифракції (*г*) поверхневого шару ВЧУО-модифікованого зразка. Стрілки на (*а, б*) вказують на міжфазне відшарування матриці.

Fig. 8. TEM observations of the bulk microstructure of the 2024 alloy specimen after fatigue test near the fracture surface (*a, б*) and microstructure (*в*) with the electron diffraction pattern (*г*) from the surface layer of HFMI-modified specimen. Arrows in (*a, б*) indicate interfacial matrix delaminations.

ню (вказано стрілками на рис. 8, *а*). Мікроструктуру з ознаками формування смуг ковзання із відмінною від навколишніх областей кількістю дефектів кристалічної будови показано на рис. 8, *б*. Для порівняння на рис. 8, *в* показано дрібнодисперсну мікроструктуру поверхневого шару ВЧУО-модифікованого зразка, картина електронної дифракції якої (рис. 8, *г*) містить істотно розсіяні в азимутальному напрямку рефлекси алюмінію, що свідчить про істотну дезорієнтацію сформованих зерен/субзерен субмікро- та наномасштабного розміру.

Таким чином, серед можливих мікроструктурних станів, які можуть сприяти формуванню втомних тріщин, можна відзначити відшарування матричного стопу на міжфазних межах навколо частинок другої фази (рис. 8, *а*) та формування смугоподібних структур (рис. 8, *б*) у разі виходу окремих смуг ковзання на поверхню з подальшим зародженням тріщин. Разом з тим, сформований під час ВЧУО зміцнений поверхневий шар із ультрадисперсною дезорієнтованою структурою може слугувати запобіжником виходу на поверхню утворених в об'ємі смуг ковзання, що уможливорює відтермінувати зародження тріщин. Сформовані під час ВЧУО залишкові напруження стиснення, в свою чергу, можуть запобігати розповсюдженню тріщин, якщо вони все ж утворюються. Це підвищує опір втомному руйнуванню стопу.

Про формування нанорозмірних структур у поверхневих шарах алюмінієвих стопів повідомлено у ряді робіт. Показано, що за рахунок багаторазового та високочастотного ударного навантаження й інтенсивної пластичної деформації поверхні відбувається істотне подрібнення структурних елементів поверхневого шару, яке веде до його зміцнення. Так, автори [21] повідомляють, що за умов ультразвукового ударного оброблення (УЗУО) стопу 2024 мікроструктура його поверхневого шару товщиною $y \cong 10$ мкм містить зерна розміром $y \cong 8\text{--}10$ нм, видовжені мікросмуги шириною $y \cong 10\text{--}15$ нм, а також двійникові структури (рис. 7, *а*). Усі перелічені структурні елементи містять значної густини дислокації. Ці дані корелюють з результатами ТЕМ-спостереження мікроструктури поверхневих шарів стопу Д16 після УЗУО (рис. 6, *б*) [43]. В цій роботі також зафіксовано формування фрагментованої структури з дуже високою середньою густиною дислокацій.

Важливим є також висновок щодо майже сталої об'ємної частки частинок другої фази за умов циклічного навантаження. Цього висновку можна дійти, враховуючи результати статистичної аналізи ТЕМ-зображень мікроструктур зразків після втомних випробувань у вихідному стані без ВЧУО поверхні та після попереднього ВЧУО (рис. 9). Для кожного зразка аналізувалися зображення двадцятьох полів загальною площею $y \cong 200$ мкм². Одержані криві розподілу частинок за розмірами (рис. 9, *а*) та за формою (рис. 9, *б*) свідчать

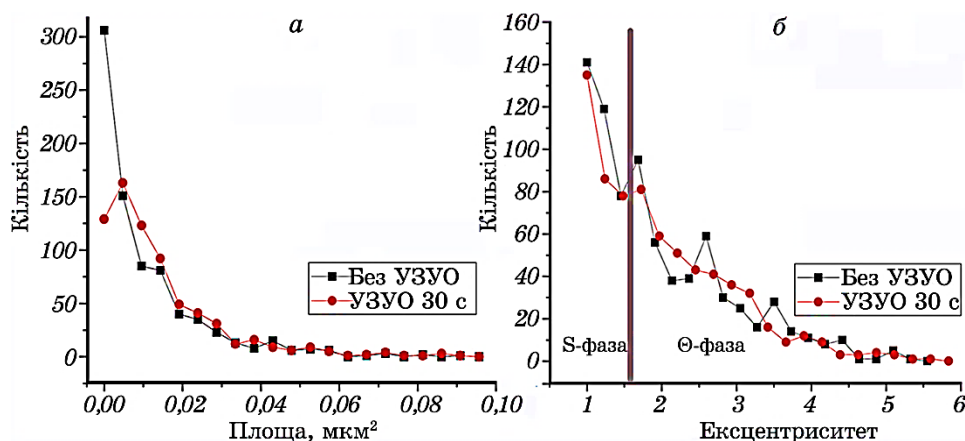


Рис. 9. Розподіл частинок другої фази за розмірами (площею) (а) та за формою (ексцентриситет) (б) у мікроструктурі зразків після втомних випробувань без ВЧУО і з попереднім ВЧУО-модифікуванням їхньої поверхні.

Fig. 9. Distributions of the second phase particles by size (area) (a) and by shape (eccentricity) (b) in the microstructure of the D16T alloy specimens after fatigue test without HFMI and after HFMI surface modification.

про неістотні їхні зміни під дією ВЧУО. На рисунку 9, б з урахуванням форми частинок оцінено частки частинок S-фази (CuAl_2Mg), форма яких вважалася наближеною до сферичної ($a/b = 1-1,5$) та частинок Θ-фази (Al_2Cu), які мають переважно видовжену форму ($a/b > 1,5-1,75$). Проведена статистична аналіза свідчить, що обидва параметри не зазнають істотних змін ні за умов ВЧУО, ані під час циклічного навантаження, тобто не є основним чинником, який міг би впливати на зміну втомних характеристик.

Одержаний результат добре корелює зі спостереженнями мікроструктури стопу Д16Т і його аналога 2024Т, оброблених ВЧУО (УЗУО) та випробуваних на втому, що повідомлялися в літературі [43]. Разом з тим, у стопах алюмінію інших систем упродовж інтенсивної пластичної деформації було зареєстровано розчинення частинок другої фази [44].

Рентгенівські дифракційні спектри зразків у вихідному стані (без попереднього ВЧУО) та після втомних випробувань (відповідно спектри 1, 2 на рис. 10) свідчать, що співвідношення інтенсивності основних дифракційних рефлексів відрізняється від табличних значень для ізотропного стану. Тобто пластична деформація за умов вальцювання веде до формування текстури. Для спектрів, одержаних після попереднього ВЧУО (наприклад, спектр 3 на рис. 10), характерна зміна співвідношення інтенсивності рентгенівських дифракційних максимумів, що свідчить про переорієнтації зерен у

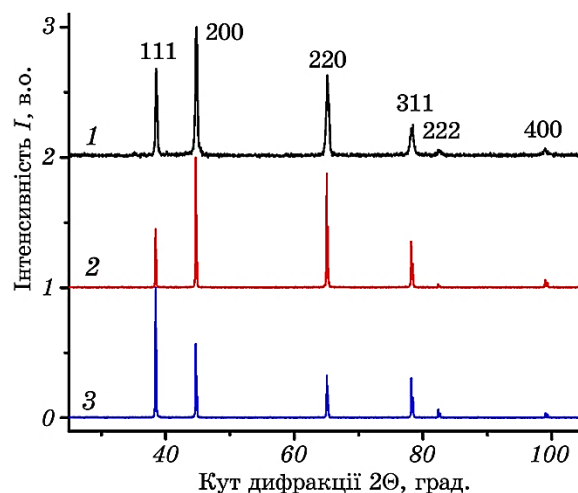


Рис. 10. Фрагменти рентгенівських дифрактограм вихідних (1), випробуваних на втому без ВЧУО (2) і після (3) попереднього ВЧУО зразків стопу Д16Т.

Fig. 10. Fragments of x-ray diffraction patterns of the initial (1), fatigue-tested without HFMI (2) and with (3) prior HFMI of the D16T alloy specimens.

поверхневому шарі за рахунок інтенсивної пластичної деформації під час ВЧУО, — це співвідношення стає узгодженим із табличним.

Таким чином, враховуючи зростаюче фізичне розширення рентгенівських максимумів після ВЧУО, а також дані ТЕМ, можна вважати, що сформована після застосованого ВЧУО мікроструктура з нанорозмірними субзернами/зернами істотно зміцнює тонкий поверхневий шар. Зміцнений ВЧУО поверхневий шар може запобігати утворенню екструзій та інтрузій на поверхні зразка за умов циклічного навантаження за рахунок виходу на поверхню стійких смуг ковзання, які є характерною особливістю структуроутворення у металах за умов циклічного навантаження.

В даному дослідженні кілька систем паралельних екструзій та інтрузій різної висоти/глибини, які перетиналися під певними кутами, спостерігалися лише на поверхні вихідних зразків, які не зазнавали попереднього ВЧУО, тоді як вони були відсутні на поверхні після втомних тестів втомних ВЧУО-модифікованих зразків. Це важливий експериментальний результат, оскільки формування нерівномірного мікрорельєфу через утворення екструзій/інтрузій рівноцінне зростанню шерсткості, яка часто є однією з причин зародження втомних тріщин за сприяння концентрації напружень на западини рельєфу і передчасного руйнування [10–12, 25–29, 45, 46].

4. ВИСНОВКИ

Проведені із застосуванням мікроскопічних, дифракційних методів і молекулярно-динамічного моделювання дослідження впливу циклічного навантаження та високочастотного ударного модифікування поверхні за допомогою ультразвукового обладнання на еволюцію мікроструктури та механічні властивості алюмінійового стопу Д16Т дають змогу зробити наступні висновки.

1. Встановлено, що інтенсивна пластична деформація під час високочастотного ударного модифікування поверхні веде до зростання мікротвердості $HV100$ поверхні на 46% (1,46 ГПа) та опору втомі на 75% ($9,2 \cdot 10^3$ циклів) зразків стопу Д16Т у порівнянні із вихідним станом, що пов'язане із формуванням ультрадисперсних зерен і напружень стиснення в поверхневому шарі, виявлених за даними аналізу розширення та зміщення рентгенівських дифракційних максимумів.

2. Моделювання методом молекулярної динаміки уможливило виявити особливості зародження та перерозподілу точкових дефектів (вакансій або атом-вакансійних комплексів), дислокацій і смуг ковзання за циклічного розтягу–стиснення нанокристалу алюмінію з ГЦК-структурою зі сферичним включенням. Виявлена локалізація дислокацій і точкових дефектів навколо включення другої фази може бути причиною формування зародкових втомних тріщин на міжфазній межі, що узгоджується з теоретичним Броековим моделюванням.

3. Скупчення дислокацій і точкових дефектів навколо сферичного включення, відшарування матриці вздовж міжфазних меж із частинками другої фази та смуги ковзання різних систем, виявлені в ґратниці алюмінію під час МД-моделювання пластичної деформації, знаходять свої експериментальні підтвердження на іншому масштабі рівні за прямого ТЕМ-спостереження мікроструктури вихідних і модифікованих ВЧУО зразків після циклічного навантаження.

4. За даними експериментальної аналізи мікроструктури та результатами моделювання можливими механізмами утворення зародкових тріщин є скупчення дислокацій і точкових дефектів навколо частинок другої фази з подальшим відшаруванням вздовж міжфазних меж і утворення смуг ковзання, які можуть виходити на поверхню впродовж циклічного навантаження, а формування напружень стиснення в ультрадисперсному поверхневому шарі є тими чинниками, що запобігають розповсюдженню тріщин і передчасному руйнуванню.

5. Одержані результати свідчать, що високочастотне ударне модифікування поверхні за допомогою ультразвукового обладнання може бути ефективно застосоване для підвищення опору втомі стопу

Д16Т в умовах малоциклової втоми із максимальними циклічними напруженнями, близькими до межі плинності.

Роботу виконано за підтримки НАН України (№ держ. реєстрації теми 0123U102368).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА–REFERENCES

1. G. B. Burger, A. K. Gupta, P. W. Jeffrey, and D. J. Lloyd, *Mater. Characterization*, **35**: 23 (1995).
2. O. Engler and J. Hirsch, *Mater. Sci. Eng. A*, **336**: 249 (2002).
3. R. Prillhofer, G. Rank, J. Berneder, H. Antrekowitsch, P. J. Uggowitz, and S. Pogatscher, *Materials*, **7**: 5047 (2014).
4. V. Vilamosa, A. H. Clausen, T. Børvik, S. R. Skjervold, and O. S. Hopperstad, *Int. J. Impact Eng.*, **86**: 223 (2015).
5. X. H. Xu, Y. L. Deng, S. Q. Chi, and X. B. Guo, *J. Mater. Res. Technol.*, **9**: 230 (2020).
6. A. Khadimallah, J. Petit, N. Hfaiedh, and A. Znaidi, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **46**, Iss. 10: 3543 (2023).
7. X. S. Wang, X. W. Guo, X. D. Li, and D. Y. Ge, *Materials*, **7**: 3533 (2014).
8. J. Z. Zhou, J. Li, S. Q. Xu, S. Huang, X. K. Meng, J. Sheng, H. F. Zhang, Y. H. Sun, and A. X. Feng, *Surf. Coat. Technol.*, **345**: 31 (2018).
9. C. A. Rodopoulos, A. Th. Kermanidis, E. Statnikov, V. Vityazev, and O. Korolkov, *J. Mater. Eng. Perform.*, **16**: 30 (2007).
10. E. Zasimchuk, L. Markashova, O. Baskova, T. Turchak, N. Chausov, V. Hutsaylyuk, and V. Berezin, *J. Mater. Eng. Perform.*, **22**: 3421 (2013).
11. M. Chausov, J. Brezinova, E. Zasimchuk, P. Maruschak, O. Khyzhun, A. Pylypenko, P. Bazarnik, and J. Brezina, *J. Mater. Eng. Perform.*, **30**: 6235 (2021).
12. B. M. Mordyuk, L. Ya. Rop'yak, V. S. Vytvyts'kyi, N. O. Piskun, and V. Yu. Malinin, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 9: 989 (2025) (in Ukrainian).
13. B. Trembach, I. Trembach, V. Maliuha, S. Knyazev, M. Krbata, O. Kabatskyi, O. Balenko, Y. Zarichniak, M. Brechka, M. Bodak, S. Khabosha, and H. Kniazieva, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **137**: 4685 (2025).
14. Y. K. Gao, *Mater. Sci. Eng. A*, **528**: 3823 (2011).
15. C. A. Rodopoulos, S. A. Curtis, E. R. de los Rios, and J. Solis Romero, *Int. J. Fatigue*, **26**: 849 (2004).
16. Y. Efe, I. Karademir, F. Husem, E. Maleki, R. Karimbaev, A. Amanov, and O. Unal, *Appl. Surf. Sci.*, **528**: 146922 (2020).
17. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, Y. V. Milman, M. O. Iefimov, and A. V. Sameljuk, *Mater. Sci. Eng. A*, **563**: 138 (2013).
18. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Металлофіз. новітні технол.*, **37**, № 9: 1269 (2015); M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 9: 1269 (2015) (in Ukrainian).
19. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Surf. Eng.*, **34**: 324 (2018).

20. V. V. Knysh, S. O. Solovei, L. M. Lobanov, O. L. Mikhodui, P. Yu. Volosevich, D. A. Lesyk, A. P. Burmak, and B. N. Mordyuk, *J. Mater. Eng. Perform.*, **33**: 7537 (2024).
21. X. An, C. A. Rodopoulos, E. S. Statnikov, V. N. Vitazev, and O. V. Korolkov, *J. Mater. Eng. Perform.*, **15**: 355 (2006).
22. X. Ma, R. Gao, S. Xu, K. Sun, X. Z. Hu, M. Wang, and J. Li, *J. Mater. Eng. Perform.*, **34**: 6159 (2024).
23. U. Trdan, M. Skarba, and J. Grum, *Mater. Characterization*, **97**: 57 (2014).
24. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Ed. M. Aliofkhazraei) (Wiley: 2015), p. 417.
25. L. Wagner, *Mater. Sci. Eng. A*, **263**: 210 (1999).
26. T. Ludian and L. Wagner, *Mater. Sci. Eng. A*, **468–470**: 210 (2007).
27. U. Essmann, U. Gösele, and H. Mughrabi, *Phil. Mag. A*, **44**: 405 (1981).
28. J. Polák, *Crystals*, **13**: 220 (2023).
29. E. Zasimchuk, O. Baskova, O. Gatsenko, and T. Turchak, *J. Mater. Eng. Perform.*, **27**: 4183 (2018).
30. J. Z. Zhou, J. Li, S. Q. Xu, S. Huang, X. K. Meng, J. Sheng, H. F. Zhang, Y. H. Sun, and A. X. Feng, *Surf. Coat. Technol.*, **345**: 31 (2018).
31. Y. Yuan, R. Li, X. Bi, M. Yan, J. Cheng, and J. Gu, *J. Mater. Res. Technol.*, **30**: 1319 (2024).
32. B. N. Mordyuk, A. I. Dekhtyar, D. G. Savvakina, and N. I. Khripta, *J. Mater. Eng. Perform.*, **31**: 5668 (2022).
33. R. X. Zhang, W. D. Zhao, H. Zhang, W. J. Yang, G. X. Wang, Y. L. Dong, and C. Ye, *Int. J. Fatigue*, **153**: 106463 (2021).
34. H. Mughrabi, H. W. Höppel, and M. Kautz, *Scr. Mater.*, **51**: 807 (2004).
35. T. Hanlon, Y.-N. Kwon, and S. Suresh, *Scr. Mater.*, **49**: 675 (2003).
36. S. P. Chenakin, B. N. Mordyuk, and N. I. Khripta, *Vacuum*, **210**: 111889 (2023).
37. S. P. Chenakin, B. M. Mordyuk, N. I. Khripta, and V. Yu. Malinin, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 9: 1109 (2023).
38. H. W. Sheng, M. J. Kramer, A. Cadien, T. Fujita, and M. W. Chen, *Phys. Rev. B*, **83**: 134118 (2011).
39. S. M. Foiles, M. I. Baskes, and M. S. Daw, *Phys. Rev. B*, **33**: 7983 (1986).
40. C. Du, Y. Dai, C. Guan, and H. Hu, *Micromachines*, **12**: 848 (2021).
41. B. M. Mordyuk, V. M. Shyvaniuk, G. S. Mogylnyi, V. I. Bondarchuk, and O. S. Gatsenko, *Prog. Phys. Met.*, **26**, No. 2: 327 (2025).
42. D. Broek, *Eng. Fract. Mech.*, **5**: 55 (1913).
43. O. E. Zasimchuk, M. G. Chausov, B. M. Mordyuk, O. I. Baskova, V. I. Zasimchuk, T. V. Turchak, and O. S. Gatsenko, *Prog. Phys. Met.*, **22**: 619 (2021).
44. B. B. Straumal, B. Baretzky, A. A. Mazilkin, F. Phillipp, O. A. Kogtenkova, M. N. Volkov, and R. Z. Valiev, *Acta Mater.*, **52**: 4469 (2004).
45. T. P. Maslak, S. R. Ignatovych, M. V. Karuskevych, O. M. Karuskevych, and T. V. Turchak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**: 649 (2024).
46. 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).