

PACS numbers: 43.35.+d, 61.72.Ff, 81.40.Ef, 81.40.Lm, 81.40.Pq, 81.65.-b, 83.10.Tv

Еволюція структурного стану та мікротвердості поверхні алюмінійового стопу Д16 внаслідок ультразвукового ударного оброблення в різних атмосферах

М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко*, С. М. Волошко*,
А. П. Бурмак*

*Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Акад. Вернадського, 36,
03680, МСП, Київ, Україна
*НТУУ «Київський політехнічний інститут»,
просп. Перемоги, 37,
03056 Київ, Україна*

Виконано ультразвукове ударне оброблення (УЗУО) алюмінійового стопу Д16 в хемічно активних і нейтральних середовищах за умов квазигідростатичного стиснення зразка, що забезпечило більш ефективне порівняно з термічним обробленням і стандартними схемами УЗУО зміцнення його поверхні. Показано можливість, одночасно з низькотемпературними процесами деформаційного диспергування зернистої структури, синтезувати на поверхні алюмінійового стопу Д16 міцні оксидні покриття товщиною у декілька десятків мікрометрів за допомогою УЗУО на повітрі. Доведено, що збільшення мікротвердості (у 2,5 рази) поверхні стопу Д16 УЗУО в інертному середовищі (аргон, гелій) зумовлюється модифікацією дислокаційної структури, деформаційним формуванням нанокристалічної структури, а також виділенням нанорозмірних преципітатів зміцнювальної S'-фази Al_2CuMg . Показано унікальну можливість збільшення мікротвердості поверхні стопу Д16 (до $\cong 5$ разів) УЗУО в середовищі рідкого азоту (77,4 К), зумовлену синергетичним впливом процесів наноструктуризації і механохемічної взаємодії алюмінію з азотом у ході кріодеформації. Запропоновано модельні уявлення стосовно структурно-фазових механізмів зміцнення поверхні стопу Д16.

Выполнена ультразвуковая ударная обработка (УЗУО) поверхности алюминиевого сплава Д16 в химически активных и нейтральных средах в условиях квазигидростатического сжатия образца, что обеспечило более эффективное по сравнению с термической обработкой и стандартными схемами УЗУО упрочнение его поверхности. Показана возможность, одновременно с низкотемпературными процессами деформационного диспергирования зеренной структуры, синтезировать на поверхности алю-

миниевого сплава Д16 прочные оксидные покрытия толщиной в несколько десятков микрометров с помощью УЗУО на воздухе. Доказано, что увеличение микротвёрдости (в 2,5 раза) поверхности сплава Д16 УЗУО в инертной среде (аргон, гелий) обуславливается модификацией дислокационной структуры, деформационным формированием нанокристаллической структуры, а также выделением наноразмерных преципитатов упрочняющей S'-фазы Al_2CuMg . Показана уникальная возможность увеличения микротвёрдости поверхности сплава Д16 (до $\cong 5$ раз) УЗУО в среде жидкого азота (77,4 К), обусловленного синергетическим влиянием процессов наноструктурирования и механохимического взаимодействия алюминия с азотом в процессе криодеформации. Предложены модельные представления относительно структурно-фазовых механизмов упрочнения поверхности сплава Д16.

The D16 aluminium alloy is treated by ultrasonic impact treatment (UIT) in chemically active and neutral atmospheres under quasi-hydrostatic compression that provides more efficient surface strengthening comparing to the heat treatment and classical UIT schemes. As shown, it is possible to form durable oxide coatings with the thickness of several tens of micrometers on the alloy surface simultaneously with the low-temperature deformation of grain structure dispersion by means of UIT within the air. Increasing D16 surface microhardness (up to 2.5 times) by UIT in the inert atmosphere (Ar, He) is caused by the modification of dislocation structure, nanocrystalline structure formation due to the deformation, and formation of nanoscale precipitates of S'- Al_2CuMg hardening phase. The unique opportunity of surface microhardness increasing (up to $\cong 5$ times) by UIT in a liquid nitrogen (at 77.4 K) due to the influence of synergetic processes of nanostructure formation and mechanochemical interaction of aluminium with nitrogen during cryodeformation is demonstrated. The model of surface strengthening by means of the structure and phase mechanisms is proposed.

Ключові слова: наноструктура, поверхня, квазігідростатичне стиснення, криодеформація, ультразвукове ударне оброблення (УЗУО).

(Отримано 9 вересня 2015 р.)

1. ВСТУП

Створення нових зміцнювальних технологій для виробів і конструкцій з алюмінієвих стопів, які підвищують їх експлуатаційні характеристики, є актуальним завданням сучасної авіаційної та космічної промисловости. В останні роки значна увага приділяється розробленню нетрадиційних атермічних способів зміцнення об'єму і поверхні легких стопів, заснованих на використанні режимів інтенсивної пластичної деформації (ІПД).

Серед методів ІПД поверхневих шарів металевих матеріалів одним з найбільш ефективних є метод ультразвукового ударного оброблення (УЗУО). Зміцнення за допомогою УЗУО має ряд суттєвих

переваг — експресність, висока ефективність, можливість оброблення готових виробів та конструкцій різної геометричної форми. До переваг УЗУО слід віднести також можливість створення поверхневого або об'ємного наклепу для певного класу деталей, а також їх комбінації. Одночасно досягається оптимальний розподіл внутрішніх напружень у металі і такий структурний стан, при якому вдається підвищити в 2–3 рази запас міцності деталей, які працюють за умов знакозмінних навантажень, а також підвищити строк їхньої служби в десятки разів [1].

На відміну від, так званого, методу безабразивного ультразвукового фінішного оброблення (БУФО) [2–5], що використовує безперервні ультразвукові вібрації ультразвукового перетворювача з наконечником з твердого матеріалу (загартованих сталей, вольфрамкобальтових твердих стопів, штучного діаманту і т.п.), який безперервно контактує з оброблюваною поверхнею, в методі УЗУО [6–11] поверхня деформується за рахунок багатократної ударної дії проміжних ударників із загартованої сталі, розташованих між торцем концентратора і оброблюваною поверхнею. Внаслідок обох видів ультразвукового оброблення (БУФО і УЗУО) поверхневий шар інтенсивно деформується, в ньому відбувається істотне подрібнення зернистої структури і перерозподіляються залишкові внутрішні напруження [2–12]. Однак, суттєва різниця полягає в значно вищій інтенсивності оброблення та більшій товщині модифікованого поверхневого шару, характерних для УЗУО, завдяки вищим значенням застосованої кінетичної енергії ударних навантажень.

Значний внесок у розвиток технології УЗУО на повітрі за кімнатної температури внесли вітчизняні та іноземні вчені, в тому числі Є. Ш. Статніков [9, 11, 12], Г. І. Прокопенко [8, 13], Б. М. Мордюк [14–16], І. Г. Полоцький [17], В. Є. Панін [5], С. А. Rodopoulos [18, 19].

Встановлено, що вплив УЗУО на металеві матеріали може призводити до виникнення нерівноважної структури, зародження і руху як точкових (вакансії і міжвузлові атоми), так і лінійних дефектів (дислокації, дисклінації). Це, як правило, супроводжується збільшенням рухливості атомів, в тому числі і домішок, хоча зі збільшенням тривалості УЗУО значення ефективних коефіцієнтів дифузії домішкових атомів виходять на насичення [20].

Крім пришвидшення дифузійних процесів, при УЗУО спостерігається інтенсифікація формування фаз, які можуть істотно відрізнятися від сформованих у рівноважних умовах як за хемічним станом, так і за структурою. Потужні УЗ-коливання є ефективним способом генерації точкових дефектів, що утворюються внаслідок взаємодії дислокацій. А відношення концентрації вакансій до густини дислокацій може бути в декілька разів більшим, ніж при статичній деформації, внаслідок чого УЗУО чинить істотний вплив на дифузійно контрольовані процеси, особливо, на фазові перетворення [20].

Зміна густини дислокацій і концентрації точкових дефектів, пришвидшення дифузії при УЗУО спричиняють зміни характеристик міцності та пластичності металевих матеріалів, що може бути використано в промисловості для зміцнення різних деталей.

З метою подрібнення зерна для підвищення міцності також активно застосовується ППД за умов криогенних температур, яка, як припускається, пригнічує процеси повернення [21]. Значна роль у з'ясуванні впливу температури деформування на ступінь фрагментації структури металу за криогенних температур належить авторам [22–24]. Можна зазначити наступні особливості такого оброблення. При низьких температурах, по-перше, необхідний менший рівень напружень для формування подрібненої субзернистої структури; по-друге, гальмуються дифузійні процеси міграції атомів, а, відповідно, і термічно активовані механізми відновлення деформованої структури [25–27]. Пригнічення процесу динамічної рекристалізації призводить до суттєвого підвищення густини дислокацій. Такий мікроструктурний стан при наступному відпалі забезпечує формування надтонкої зернистої мікроструктури, яка забезпечує більш високу міцність і пластичність як чистих металів, так і сплавів. У випадку криодеформації метал, перенесений в умови кімнатної температури, фактично піддається низькотемпературному відпалу, внаслідок якого і формується кінцева структура, яка визначає характеристики матеріалу [25].

Метою даної роботи є визначення закономірностей змін фазового і хемічного складу, структури та механічних властивостей поверхні алюмінійового стопу Д16 внаслідок ультразвукового ударного оброблення в хемічно активних та нейтральних середовищах.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Зразки циліндричної форми з алюмінійового стопу Д16 (склад (% ваг.): Al — 93,6%, Cu — 3,97%, Mg — 1,43%, Mn — 0,625%, Si — 0,5%) промислового виробництва одержувались шляхом різання з прутків перпендикулярно напрямку прокатування. У вихідному стані стоп Д16 складається з α -твердого розчину на основі алюмінію, T ($Al_{20}Cu_2Mn_3$)- та θ (Al_2Cu)-фаз. Стрижнеподібні дисперсоїди — частинки орторомбічної T-фази мають розмір близько 200 нм, частинки тетрагональної θ -фази — 100 нм. Середній розмір зерен — 3–5 мкм. Матеріал зразка має яскраво виражену аксіальну текстуру, яка не виявляється після УЗУО.

Оброблення здійснювалось за кімнатної температури на повітрі, в середовищі інертних газів — аргону та гелію, а також за криогенних температур (77,4 К). На повітрі оброблення виконувалось за двома схемами: контактено-зсувною (концентратор з 7-ма бойками, в подальшому — схема I) та за умов квазігідростатичного ударного

стиснення після оптимізації системи «бойок-зразок» (схема II). Оброблення в інертних середовищах та рідкому азоті виконувалось тільки за другою схемою. В цьому випадку зразок стопу Д16 розміщувався у спеціальній сталевій оправці, в яку заглиблювався на 2 мм. Таким чином у процесі контактної оброблення зразок весь час знаходився в зоні дії ударника в замкненому об'ємі.

Для виконання оброблення використовувався прилад УЗГ-300, виготовлений в Інституті металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України. Частота ультразвукового генератора складала 21 кГц, потужність — 0,6 кВт, частота удару — 1–2 кГц, час удару — 10^{-3} с, амплітуда торця концентратора — 5–35 мкм, тривалість впливу — 1–260 с, енергія удару становила 6 мДж. Модернізація приладу та УЗУО виконувалась за методикою, детально описаною в [28]. Змінною амплітуди коливань УЗ-концентратора (кінетичної енергії ударника) і тривалості УЗУО забезпечувався ступінь істинної деформації 0,1–5,0 і швидкість деформації — 0,1–1,5 с⁻¹.

Для металографічної аналізи використано мікроскопи: Axiovert 25CA (Carl Zeiss) та Bruker Contour GT-K Series (тривимірне зображення поверхні зразка, аналіза шерсткості). Дюрометричну аналізу виконано за допомогою приладу ПМТ-3М при значеннях навантаження 10–100 г. Рентгенівські дослідження виконувалися з використанням дифрактометра Rigaku Ultima IV (випромінення CuK_α). Знімання виконувалося в інтервалі кутів $2\theta = 20\text{--}140^\circ$ з кроком у $0,02^\circ$ та часом витримки у 2 с.

Величина залишкових макронапружень визначалася методом $\sin^2\psi$ за дифракційним максимумом (422), з кутом нахилу $\psi = 0\text{--}40^\circ$, кроком у $0,02^\circ$ та часом витримки у 2 с. Величина мікронапружень і середній розмір областей когерентного розсіяння (ОКР) визначалися методом апроксимації. Для досліджень мікроструктури використано мікроскопи ПЕМ-125К та JEM 2000 FXII (фірма JEOL) з пришвидшувальною напругою $E = 100$ кВ та 200 кВ відповідно, а також РЕММА-106И з енергодисперсійним аналізатором та JSM-6490LA (роздільча здатність — 3 нм, $E = 30$ кВ). Електронографічні дослідження виконувалися за допомогою приладу ЭМР-100 з $E = 75$ кВ.

Випробування на зносостійкість здійснювалися за умов сухого тертя-ковзання за схемою «циліндр–площина» (контр-тіло циліндричної форми з надтвердого стопу ВК8 діаметром 2–3 мм, амплітуда — 50–500 мкм).

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ І ОБГОВОРЕННЯ

3.1. УЗУО в повітряному середовищі за кімнатної температури

При застосуванні контактної-зсувної схеми УЗУО змінювались у широких межах такі параметри як амплітуда коливання концент-

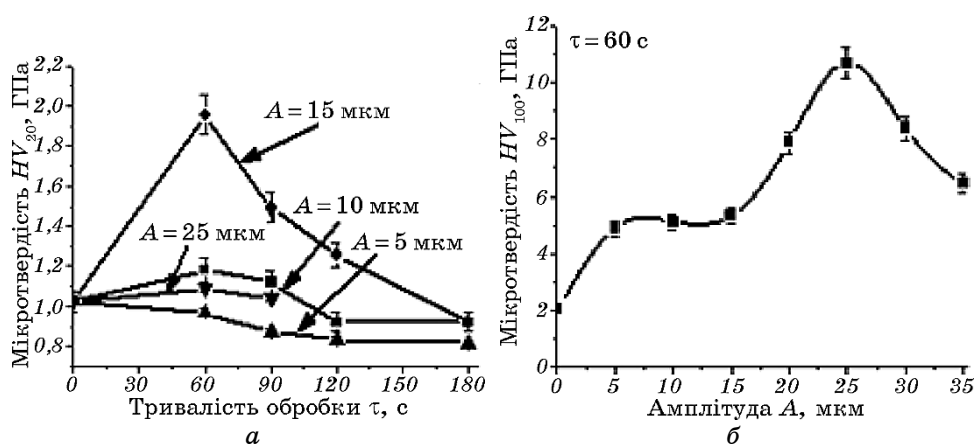


Рис. 1. Циклічний характер змін мікротвердості залежно від амплітуди ультразвукового перетворювача та часу оброблення: схема I (а), схема II (б).

Fig. 1. The cyclic behaviour of microhardness changes depending on the ultrasonic transducer amplitude and treatment time: scheme I (a); scheme II (b).

ратора та тривалість оброблення. Найбільше зростання мікротвердості ($HV_{100} = 1,9$ ГПа) відбувається за амплітуди ультразвукового перетворювача $A = 15$ мкм і тривалості оброблення 60 с, в подальшому цей режим вважався оптимальним (рис. 1, а).

Ефект зміцнення становить $\cong 90\%$. Товщина, так званого, «білого шару» складає близько 2 мкм, хоча зміни хемічного складу та мікротвердості відбуваються до глибини $\cong 75$ мкм від поверхні (за даними мікрорентгеноспектральної аналізи концентрація кисню в приповерхневому шарі при цьому не перевищує $\cong 8$ ат.%). Збільшення тривалості оброблення до 180 с призводить до зниження мікротвердості до вихідного значення.

Оскільки використаний підхід не дозволяє збільшувати ступінь деформації (розташований вище оброблюваної поверхні зразок швидко змінює форму), подальше оброблення здійснювалось за умов, наближених до квазігідростатичного стиснення (схема II). Тривалість УЗУО збільшено до 260 с. Також як і для схеми I, виявлено багатостадійний характер змін мікротвердості, який виявляється в чіткому чергуванні типу стадій — за стадією зміцнення слідує стадія пластифікації (рис. 2). Впродовж оброблення за оптимального значення амплітуди $A = 25$ мкм ефект зміцнення збільшується, а знеміцнення відбувається до практично постійного значення мікротвердості, яке відповідає початковому ($\tau = 30$ с) деформаційному наклепу і вдвічі перевищує значення мікротвердості для вихідного стану. За тривалості оброблення $\tau = 200$ с досягається значення мікротвердості $HV_{100} = 12$ ГПа, ефект зміцнення стано-

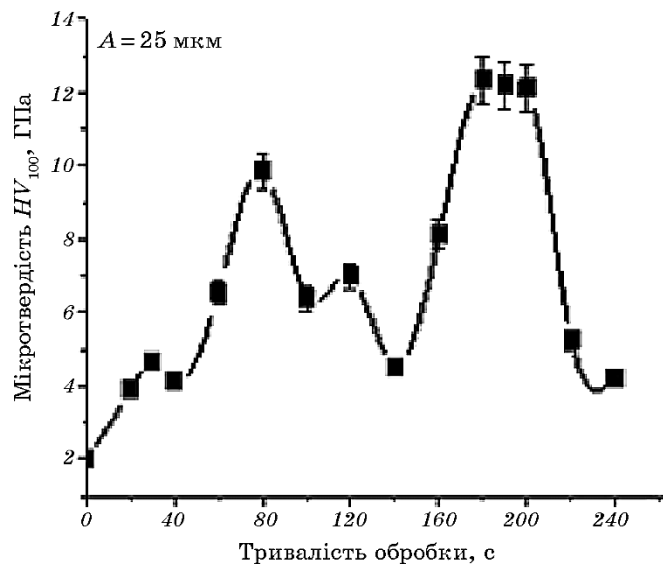


Рис. 2. Зміна мікротвердості поверхні зразка впродовж УЗУО ($A = 25$ мкм, II схема).

Fig. 2. Change of sample surface microhardness during UIT ($A = 25$ μm , scheme II).

вить $\cong 600\%$. Концентрація кисню на поверхні та за глибиною приповерхневого шару зі збільшенням тривалості УЗУО до 80 с наближується до 60 ат.%, електричний опір поверхневого шару поступово зростає.

Таким чином, однією з причин зміцнення поверхні ступу Д16 може бути процес механохімічного окиснення під дією інтенсивної пластичної деформації на повітрі. Ефективність екзотермічної реакції окиснення визначається тривалістю УЗУО. Особливою характеристикою синтезованого оксидного шару є практично однорідний за його товщиною високий вміст атомів кисню. Найбільш ймовірно, що кінетика його зростання має рівномірно-пошаровий характер, не пов'язаний з термодифузійними процесами.

Генерація хімічно активних структурних дефектів під дією УЗУО є рушійною силою інтенсивного механоактивованого окиснення металевої поверхні, яке спричиняє утворення шару оксиду Al_2O_3 (за даними рентгеноструктурної аналізи) товщиною 20–30 мкм.

Слід відмітити, що застосування УЗУО уможливорює зміцнювати поверхневий шар зразків, які вже піддані попередньому термічному обробленню. Ефект такого додаткового зміцнення в декілька разів перевищує ефект штучного старіння.

Максимальна товщина модифікованого шару після УЗУО за II

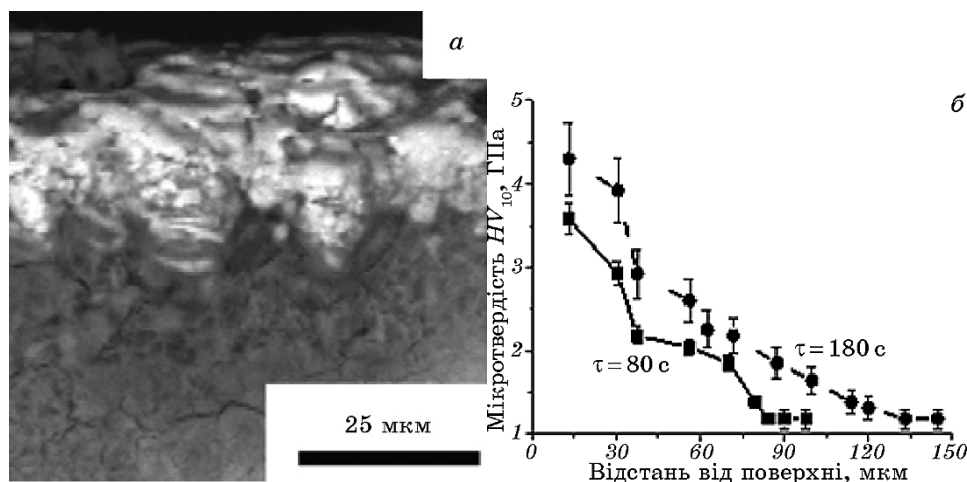


Рис. 3. Мікроструктура (а) та мікротвердість (б) модифікованого шару після УЗУО на повітрі ($A = 25$ мкм, $\tau = 80$ с, II схема).

Fig. 3. Microstructure (a) and microhardness (b) of the modified layer after UIT in the air ($A = 25$ μm , $\tau = 80$ s, scheme II).

схемою досягає ≈ 140 мкм (рис. 3). Товщина модифікованого шару добре узгоджується з кінетичною залежністю змін мікротвердості. Максимальному значенню мікротвердості відповідає найбільша товщина зміцненого шару. Електронно-мікроскопічна аналіза виявила, що під дією УЗУО відбувається формування коміркової структури за дислокаційним механізмом, який є добре відомим для ГЦК-металів з високою енергією дефектів пакування. Розмір комірок не перевищує 1 мкм, що узгоджується з даними [14] для алюмінію.

Наноструктурування поверхневого шару після оптимального режиму оброблення за I схемою не виявлено. У разі II схеми оброблення під окисненим шаром структура подрібнюється до рівновисних зерен розміром 10–20 нм.

Відомо, що для підвищення корозійної стійкості ступу Д16 на його поверхні створюють товстий оксидний шар, наприклад, методом мікродугового окиснення в електроліті. Недоліком такого оксидного покриття є наявність мікропор, які призводять до пітінгової корозії. Виявлені ефекти механохімічного окиснення та наноструктурування поверхневого шару ступу Д16 під дією УЗУО на повітрі за II схемою оброблення відкривають можливість синтезу керамічних оксидних покриттів товщиною декілька десятків мкм.

Після УЗУО спостерігається суттєва локальна неоднорідність фазового складу ступу. Відбувається міграція та фрагментація преципітатів фази Al_2Cu до 30–50 нм. З'являються області з високою об'ємною часткою цієї фази, яка неоднорідно розподілена в матри-

ці. Збільшується густина виділень θ -фази, частинки цієї фази не перерізуються дислокаціями і тому є концентраторами напружень. УЗУО також сприяє виділенню нанорозмірних преципітатів зміцнювальної S' -фази Al_2CuMg , яка когерентна з матрицею. Кількість цієї фази зростає зі збільшенням тривалості оброблення. Наявність S' -фази підтверджується даними електронографії «на просвіт» та рентгенофазової аналізи. За результатами мікрорентгеноспектральної аналізи тонкої фолії після УЗУО відбуваються зміни хемічного складу поверхневих шарів: кількість міді та магнію збільшується від 2,36 ат.% та 3,447 ат.% (у вихідному стані) до 3,82 ат.% та 6,59 ат.% відповідно; кількість Al при цьому зменшується на 4,7 ат.%.

Особливістю оброблення є заміщення хаотичної дислокаційної структури сітчастою (впорядкованою) дислокаційною субструктурою. Незалежно від типу дислокаційної субструктури і фазового складу, більшість зерен містять велике число вигнутих екстинкційних контурів, що є свідченням високого рівня далекосяжних полів напружень у матеріалі.

Таким чином, за умов контактної-зсувної схеми оброблення ефект зміцнення обумовлений формуванням сітчастої коміркової дислокаційної субструктури за наявності далекосяжних полів напружень та високої кривини кристалічної ґратниці, а також нанорозмірних виділень зміцнювальних фаз. За рахунок реалізації таких механізмів ефект зміцнення не перевищує $\cong 90\%$. Для випадку схеми оброблення без зсувного компонента навантаження основним механізмом зміцнення (до 600%) стає процес окиснення наноструктурованого поверхневого шару. Схематичне узагальнення факторів, які обумовлюють зміцнення приповерхневих шарів стопу Д16 в ході УЗУО, наведено на рис. 4.

Що стосується виявлених стадій пластифікації (рис. 2), то принцип циклічності для об'ємної ІПД твердих тіл є відомим. Згідно з уявленнями, розвинутими А. М. Глезером [29], у ході мегапластичної (інтенсивної) об'ємної деформації твердих тіл реалізується принцип циклічності. Завдяки дисипації пружної енергії в процесах низькотемпературного динамічного повернення та динамічної рекристалізації процес пластичної деформації може неодноразово повторюватися, починаючись як би «з чистого аркуша». У даній роботі вперше такий ефект виявлено для поверхневого методу ІПД.

Зменшення середнього розміру ОКР до 40 нм відбувається впродовж 80 с УЗУО, після чого реалізується тенденція до суттєвого збільшення елементів субструктури з ростом ступеня деформації. За оцінками густина дислокацій, яка після 80 с оброблення збільшується на порядок величини (до $5 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$), в подальшому практично не змінюється. Це підтверджує істотну роль релаксаційних процесів.

3.2. УЗУО в інертному газовому середовищі за кімнатної температури

Застосування інертного середовища обумовлено наступним. Процеси окиснення при обробленні на повітрі не дозволяють розділити синергетичний ефект різних механізмів зміцнення — за рахунок зменшення розміру зерна, σ_{SS} — твердорозчинного, σ_{dis} — дислокаційного, дисперсійного, вплив яких для випадку алюмінієвих стопів має адитивний характер (за даними Р. З. Валієва [30], найбільш ефективно зміцнення обумовлюється подрібненням зернової структури). Синергетичний механізм практично не вивчено, тому більш докладне дослідження впливу кожного з факторів, представлених на рис. 4, на процеси зміцнення поверхневих шарів стопу Д16 на різних стадіях деформації може бути здійснено завдяки ультразвуковому ударному обробленню саме в інертному газовому середовищі (аргоні або гелії). Використовувалася II схема оброблення — багатократне ударне стиснення зразка за квазігідростатичних умов при кімнатній температурі.

Циклічний характер змін мікротвердості поверхні стопу Д16 підтверджується і для цього випадку (рис. 5). Окиснення поверхнево-

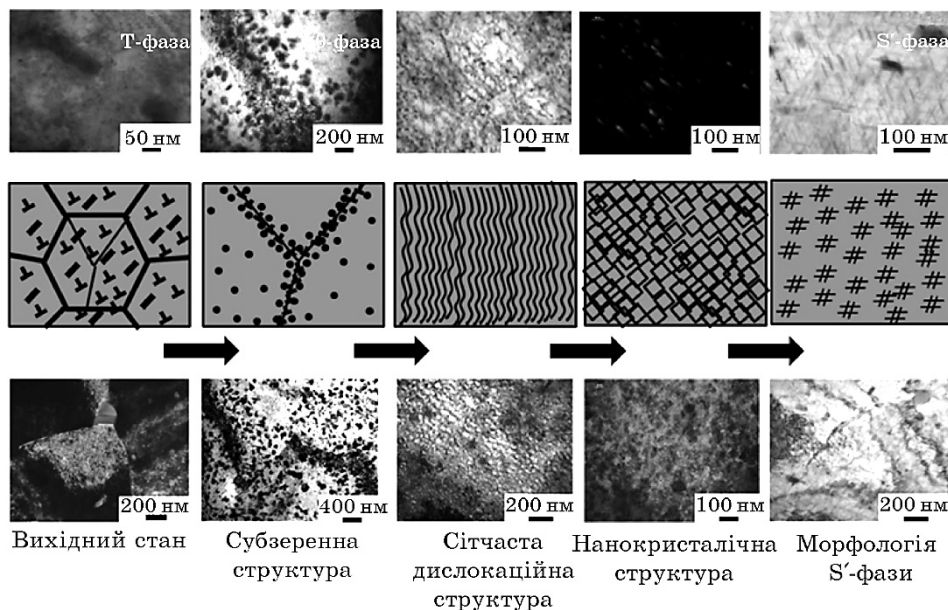


Рис. 4. Модельні уявлення щодо деформаційних структурно-фазових механізмів зміцнення поверхневих шарів стопу Д16 під дією УЗУО.

Fig. 4. The model of structural and phase mechanisms of strengthening of the surface layers of D16 alloy by deformation under UIT.

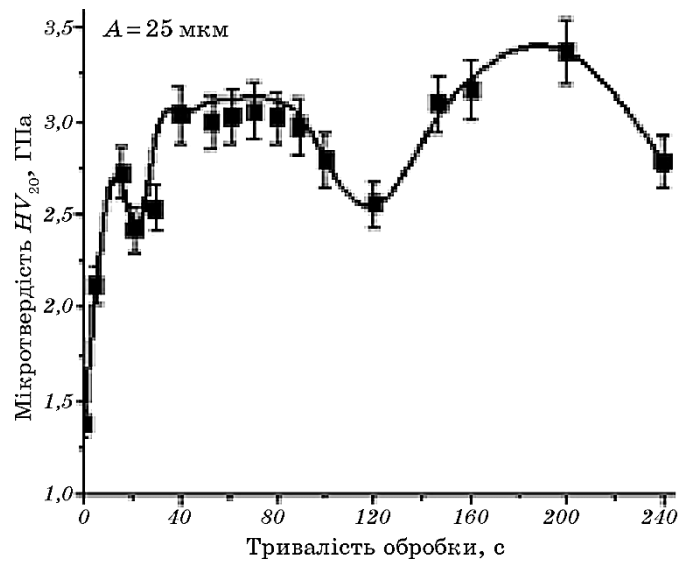


Рис. 5. Залежність мікротвердості ступу Д16 від тривалості УЗУО в інертному середовищі.

Fig. 5. Time dependence of the D16 alloy microhardness on the duration of UIT in the inert atmosphere.

го шару не відбувається. Спостерігаються 3 стадії зміцнення, максимальний ефект складає $\cong 250\%$. Товщина модифікованого шару досягає $\cong 140$ мкм (рис. 6).

Виявлений ефект зміцнення значною мірою обумовлюється еволюцією структури та дефектної підсистеми матеріалу. У поверхневому шарі формується сітчаста дислокаційна субструктура, відбувається ефективно подрібнення зерен до 15–20 нм, з'являються нанорозмірні виділення S' -фази. Тобто реалізуються всі фактори зміцнення, виявлені раніше для УЗУО на повітрі.

Перша стадія зміцнення (до 20 с) обумовлена деформаційним наклепом — відбувається зростання мікронапружень алюмінієвої ґратниці в 2,5 рази, підвищення густини дислокацій в 7 разів. Спостерігаються два типи дислокаційної субструктури — хаотична та сітчаста (впорядкована). Наступна стадія зміцнення (40–80 с) характеризується зменшенням середнього розміру ОКР до 50 нм, сітчаста дислокаційна субструктура заміщує хаотичну.

Щільність сітчастої структури зростає з часом оброблення від 40 с до 80 с, що зумовлює формування наноструктурних ділянок з розміром зерен $u \cong 20$ нм (рис. 7). При цьому мікронапруження досягають сталого значення і в подальшому не змінюються. Після другої стадії зміцнення розмір ОКР починає збільшуватися, густина дислокацій різко зменшується.

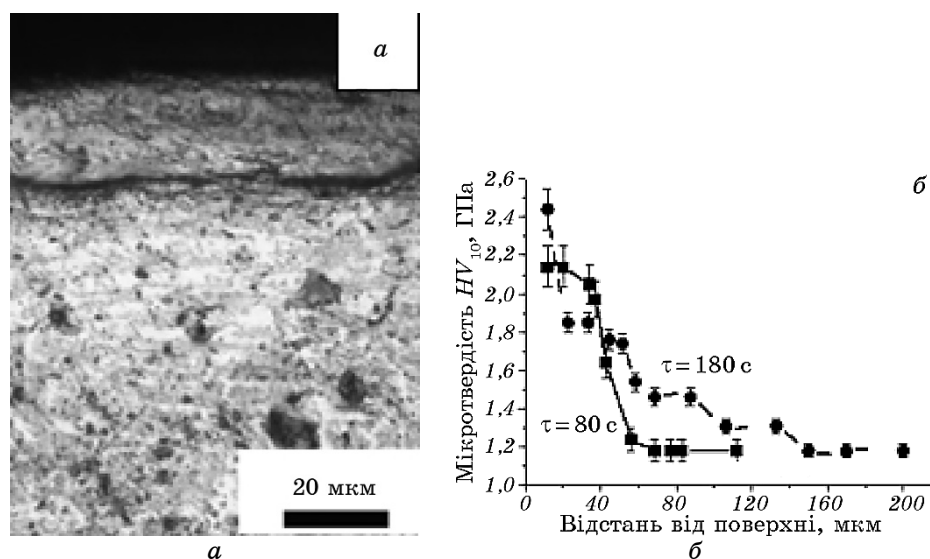


Рис. 6. Мікроструктура поперечного перерізу (а) та зміна мікротвердості (б) за глибиною модифікованого шару після УЗУО в середовищі аргону ($A = 25$ мкм, $\tau = 80$ с).

Fig. 6. The microstructure of cross section (a) and microhardness change (b) with the depth of the modified layer after UIT in argon ($A = 25$ μm , $\tau = 80$ s).

Відсутність істотного деформаційного зміцнення при розвиненій деформації є цікавою властивістю, виявленою раніше для об'ємних методів ПД. Автори [31] зазначають, що механізм інтенсифікованого руху дефектів призводить до того, що припиняється зростання густини дислокацій при збільшенні ступеня деформації за рахунок активного стоку дефектів на межі і розвитку динамічної рекристалізації. Це відрізняє схеми ПД від стандартних схем, де густина дислокацій росте зі збільшенням ступеня деформації аж до руйнування матеріалу.

Додаткове зміцнення на останній стадії (160–200 с) обумовлене в основному фазовими перетвореннями, зокрема, зростанням відносної кількості S' -фази до 5 разів у порівнянні з вихідним станом (густина дислокацій, які є центрами зародження цієї фази, знаходиться на рівні $\approx 10^{14} \text{ м}^{-2}$). Параметр ґратниці при цьому зменшується за рахунок зменшення кількості магнію в твердому розчині на основі алюмінію.

Стадії пластифікації, які знаходяться між описаними стадіями зміцнення за шкалою тривалості УЗУО (ступенів деформації поверхневого шару), характеризуються зменшенням як густини дислокацій, так і виділень преципітатів S' -фази. Величина стискальних залишкових макронапружень зменшується до вихідного значення.

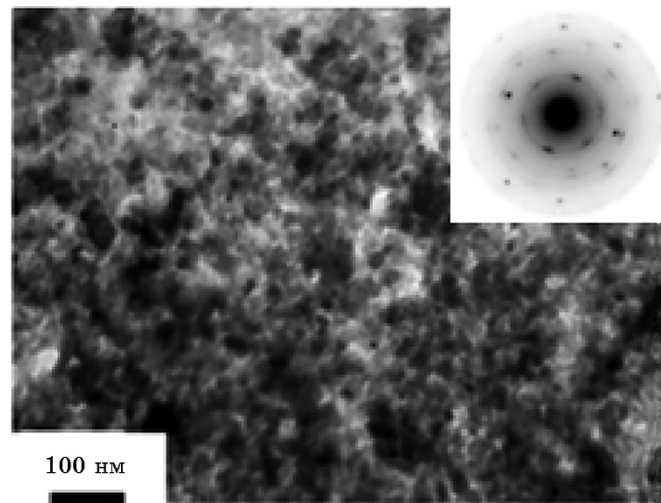


Рис. 7. Структура поверхнього шару ступу Д16 після УЗУО в аргоні ($A = 25 \text{ мкм}$, $\tau = 80 \text{ с}$).

Fig. 7. The surface layer structure of D16 alloy after UIT in argon ($A = 25 \text{ }\mu\text{m}$, $\tau = 80 \text{ s}$).

Таким чином циклічний характер змін мікротвердості поверхневих шарів ступу Д16 реалізується і для випадку УЗУО в інертному середовищі, при цьому спостерігається 3 стадії зміцнення з максимальним ефектом $\cong 250\%$. Домінантним фактором зміцнення на I стадії (до 30 с) є формування сітчастої дислокаційної субструктури; на II стадії (40–80 с) — наноструктурування поверхнього шару (розмір зерен $\cong 20 \text{ нм}$); на останній III стадії (160–200 с) — інтенсифікація процесу старіння ступу Д16: збільшується густина виділень нанорозмірних преципітатів зміцнювальної S' -фази відносно вихідного стану.

3.3. УЗУО в рідкому азоті

Зміцнення поверхні ступу Д16 здійснювалось також шляхом УЗУО за криогенних температур (77,4 К). Передбачалося, що фактор глибокого охолодження забезпечить пригнічення процесів динамічного повернення і ефекту анігіляції дислокацій. Оброблення в рідкому азоті виконувалося за режимами, аналогічними тим, що використовувалися для середовища інертних газів, але циклічного характеру змін мікротвердості в даному випадку не виявлено. Мікротвердість практично монотонно зростає впродовж 160 с УЗУО, після чого виходить на насичення (рис. 8, а). На початкових етапах мікротвердість ступу Д16 збільшується менш інтенсивно, ніж при

обробленні в аргоні, що пов'язано з низькою температурою деформації. Але в подальшому ефект зміцнення в середовищі рідкого азоту зростає і досягає $\cong 500\%$ за тривалості оброблення $\tau = 240$ с. Тріщини навколо відбитку індентора не утворюються за всіх режимів оброблення.

Товщина модифікованого шару після УЗУО в рідкому азоті (250 мкм) значно більша за товщину модифікованого шару після оброблення в інших середовищах (рис. 8, б). Подрібнення вихідної структури до 15–20 нм (рис. 8, в) відбувається після 90 с оброблення, сітчаста дислокаційна структура має найвищу щільність порівняно з іншими середовищами УЗУО. Істотного зростання густини нанорозмірних S' -преципітатів не виявлено.

Із зростанням тривалості оброблення до 140 с рівень мікротреформації ($0,25 \cdot 10^{-3}$) та густина дислокацій ($5 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$) сягають сталих

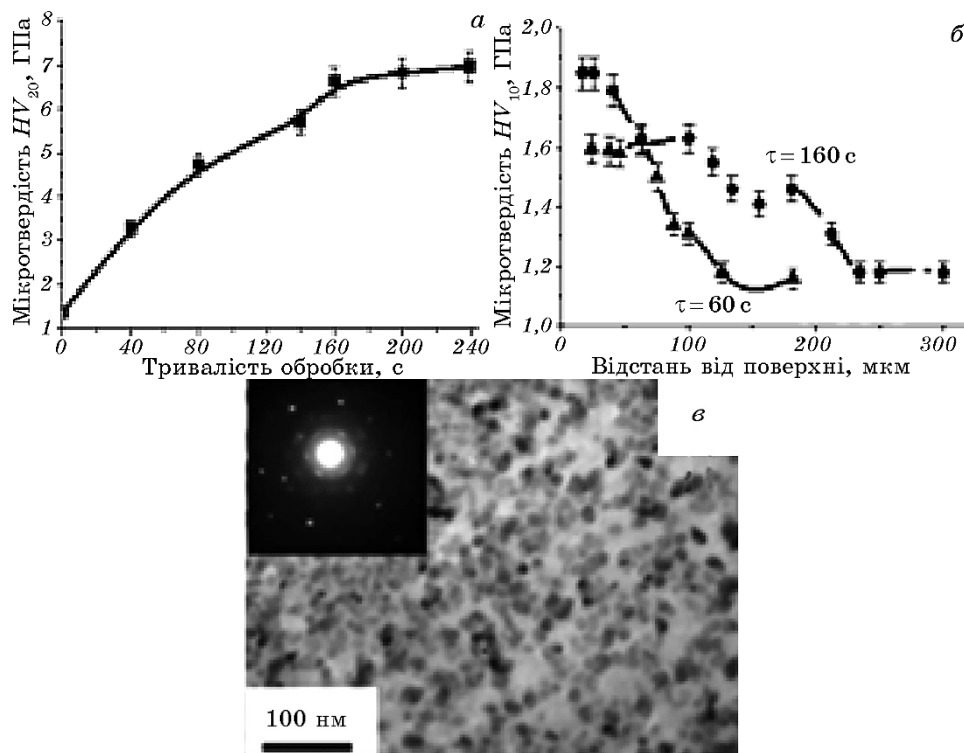


Рис. 8. Зміна мікротвердості на поверхні в залежності від часу обробки (а) та за глибиною модифікованого шару (б) сплаву Д16, а також наноструктура (в) після УЗУО в середовищі рідкого азоту впродовж 90 с, $A = 25$ мкм.

Fig. 8. The surface microhardness change on the treatment time (a) and on the depth of modified layer (b) of D16 alloy, and nanostructure (c) after UIT in liquid nitrogen for 90 s, $A = 25$ μm .

значень і в подальшому не змінюються, середній розмір ОКР дорівнює 50 нм. Надалі розмір ОКР починає збільшуватися, значення мікротвердості знаходиться на постійному рівні 7 ГПа. Після 240 с величина залишкових макронапружень стиснення зменшується практично до нульових значень. Таким чином і в даному випадку перебіг процесів релаксації має місце. На сьогодні вважається, що процес рекристалізації за умов ПД може відбуватися навіть за кімнатної температури. При цьому може бути реалізований бездифузійний механізм динамічної рекристалізації, коли межа зерна діє подібно до ударної хвилі, залучаючи до процесу надшвидкого руху інші структурні дефекти, зокрема і межі інших зерен [33].

Ефект зміцнення на останніх стадіях кріодеформування не може бути пов'язаний з дією виключно тих факторів, які зазначались раніше (рис. 4). Можна зробити припущення, що відбувається формування нітридних сполук у поверхневому шарі за рахунок явища механохімічної реакції між атомами Нітрогену зі зовнішнього середовища (рідкого азоту) та алюмінієм у процесі кріодеформації. Однак це припущення ще потребує додаткових досліджень із застосуванням Рентгенівської фотоелектронної спектроскопії та растрової електронної мікроскопії з енергодисперсійною аналізою, як це було зроблено в роботі [34] при УЗУО в рідкому азоті титанового стопу Ti_6Al_4V .

Порівняно з вихідним станом шерсткість поверхні зменшується у $\cong 2,5$ рази після УЗУО в інертному середовищі та у $\cong 1,2$ рази після оброблення в середовищі рідкого азоту (рис. 9).

Результати трибологічних випробувань деформаційних поверхневих шарів стопу Д16, зміцнених ультразвуковим ударним обробленням із застосуванням різних схем і середовищ навантаження, наведено на рис. 10. Оцінювали коефіцієнт тертя поверхні, а також зносостійкість за площею поперечного перетину треку після зношування та за об'ємною часткою продуктів зношування. Зниження коефіцієнта тертя поверхневих шарів корелює зі зменшенням об'єму зношеного матеріалу.

За однакової довжини пробігу контр-тіла по поверхні зразків площа поперечного перетину треку зношування, що утворюється на поверхні, істотно більша для початкового стану, ніж після усіх видів оброблення. Для зразків після УЗУО в аргоні ($A = 25$ мкм, $\tau = 100$ с), максимальна глибина треку зменшується у 2 рази, площа поперечного перетину треку зношування у $\cong 3$ рази.

За оптимальних режимів УЗУО на повітрі ($A = 25$ мкм, $\tau = 180$ – 210 с) зносостійкість поверхневих шарів зростає у $\cong 2,5$ рази. Аналогічний результат підвищення зносостійкості зі збільшенням мікротвердості покриттів, одержаний в роботі [32] для стопу Д16.

Найменші значення зазначених характеристик зношування мають поверхневі шари сформовані УЗУО в середовищі рідкого азоту

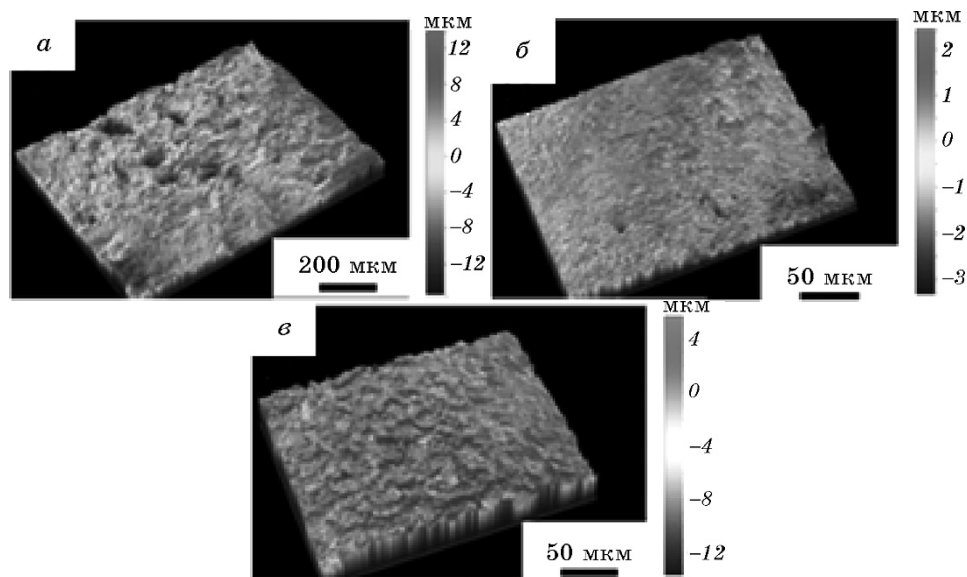


Рис. 9. Шерсткість поверхні у вихідному стані (а), після оброблення в інертній середовищі ($A = 25 \text{ мкм}$, $\tau = 100 \text{ с}$) (б) та в рідкому азоті ($A = 25 \text{ мкм}$, $\tau = 180 \text{ с}$) (в).

Fig. 9. Surface roughness at initial state (a), after treatment in the inert atmosphere ($A = 25 \text{ }\mu\text{m}$, $\tau = 100 \text{ s}$) (b), and in liquid nitrogen ($A = 25 \text{ }\mu\text{m}$, $\tau = 180 \text{ s}$) (c).

($A = 25 \text{ мкм}$, $\tau = 180 \text{ с}$), що корелює зі зміною мікротвердості. Зносостійкість поверхні після оброблення в рідкому азоті зростає більше ніж у 3 рази порівняно з вихідним станом (площа перетину треку зменшується у 4 рази, а об'єм продуктів зношування — у 5 разів). Відомо, що величина зносостійкості прямо пропорційна твердості матеріалу, якщо діє адгезійний механізм зношування [35, 36], що спостерігається в нашому випадку оброблених УЗУО поверхонь зразків стопу Д16. Очевидно, що сформовані при УЗУО оксидні та оксинітридні поверхневі шари міцно зв'язані з більш глибокими шарами зразків. В іншому випадку ми б спостерігали при випробуваннях на тертя зростання зношування за рахунок руйнування поверхневого шару з утворенням окремих твердих частинок і подальшого зношування з залученням абразивного механізму [36]. Абразивне зношування часто спостерігається в композитних матеріалах, які містять керамічні частинки, недостатньо зв'язані з матрицею з алюмінієвих стопів [35].

4. ВИСНОВКИ

1. Запропоновано спосіб ультразвукової ударної модифікації лег-

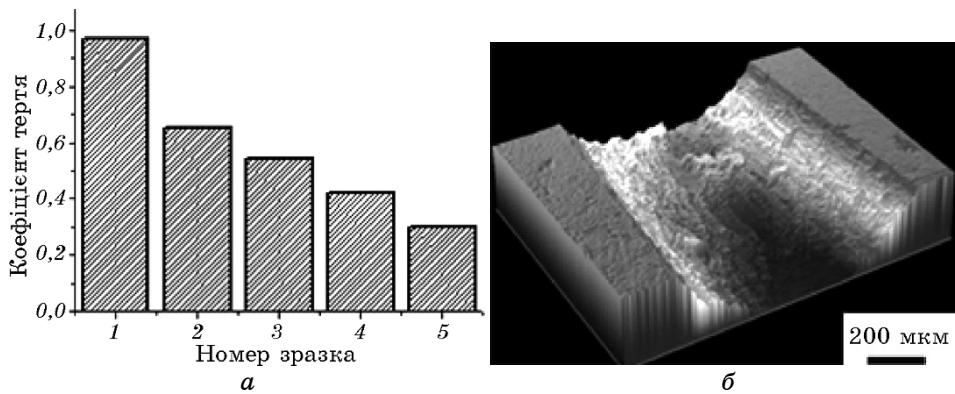


Рис. 10. Коефіцієнт тертя (а) поверхневого шару ступу Д16 у стані поставчання та після УЗУО в різних середовищах за оптимальних режимів: 1 — вихідний стан; 2 — УЗУО на повітрі, схема I; 3 — УЗУО в аргоні; 4 — УЗУО на повітрі, схема II; 5 — УЗУО в рідкому азоті, схема II, та характерний вигляд треку зношування (б).

Fig. 10. The friction coefficient (a) of the surface layer of D16 alloy at initial state and after UIT in different atmospheres at optimal modes: 1—the initial state; 2—UIT in the air, scheme I; 3—UIT in argon; 4—UIT in the air, scheme II; 5—UIT in liquid nitrogen, scheme II, and wear track (b).

ких конструкційних ступів на основі створення умов квазігідростатичного ударного стиснення зразка та варіювання середовища оброблення. На прикладі дисперсійно-зміцнюваного алюмінійового ступу Д16 показано, що запропонований спосіб дозволяє в широких межах змінювати поверхневу мікротвердість ($HV_{100} = 3\text{--}12$ ГПа) та підвищувати рівень зносостійкості до ≈ 3 разів.

2. Циклічний характер змін мікротвердості поверхневих шарів ступу Д16 залежно від амплітуди та тривалості ультразвукового ударного оброблення на повітрі та в інертному середовищі полягає в чергуванні стадій зміцнення, обумовлених структурно-фазовими перетвореннями, та стадій пластифікації за рахунок перебігу дисипативних процесів динамічного повернення та динамічної рекристалізації.

3. З'ясовано, що процес механохімічного окиснення поверхні ступу Д16 під впливом інтенсивної пластичної деформації на повітрі дозволяє одночасно з наноструктуруванням поверхневого шару сформувати на ньому оксидне покриття з мікротвердістю $HV_{100} = 12$ ГПа і товщиною 20–30 мкм.

4. Показано перспективність ультразвукового ударного оброблення в середовищі рідкого азоту (77,4 К) та зроблено припущення, що збільшення мікротвердості поверхні ступу Д16 (до ≈ 5 разів) обумовлюється формуванням нітридних сполук за рахунок явища меха-

нохемічної реакції атомів азоту із зовнішнього середовища з алюмінієм у ході криодеформації.

5. Запропоновано модельні уявлення щодо деформаційних структурно-фазових механізмів зміцнення поверхневих шарів стопу Д16 під дією УЗУО: підвищення мікротвердості реалізується через синергетичний ефект деформаційного зміцнення за рахунок високої густини дислокацій та значень мікродеформації, дисперсійного зміцнення шляхом формування нанорозмірних виділень метастабільної S'-фази (Al₂CuMg), а також подрібнення вихідної структури до наномасштабного рівня.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. А. В. Белоцкий, В. Н. Винниченко, И. М. Муха, *Ультразвуковое упрочнение металлов* (Киев: Техника: 1989).
2. И. И. Муханов, Ю. М. Голубев, *Металловед. термич. обраб. мет.*, № 9: 29 (1969).
3. А. И. Марков, *Применение ультразвука в промышленности* (Москва: Машиностроение: 1975).
4. В. П. Алехин, *Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов* (Москва: Наука: 1983).
5. В. Е. Панин, В. П. Сергеев, А. В. Панин, *Наноструктурирование поверхностных слоев и нанесение наноструктурных покрытий* (Томск: Изд. ТПУ: 2010).
6. А. В. Мордвинцева, *Применение ультразвука в сварочной технике. Труды МВТУ им. Н. Э. Баумана* (Москва: ЦИНТИ Энергомаш: 1959), т. 45, с. 32.
7. Н. А. Крылов, А. М. Полищук, *Физические основы применения ультразвука в промышленности* (Ленинград: ЛДНТП: 1970), т. 1, с. 70.
8. А. А. Казимиров, А. А. Грузд, Г. И. Прокопенко, *Автоматич. сварка*, 7: 38 (1980).
9. E. Sh. Statnikov, O. V. Korolkov, and V. N. Vityazev, *Ultrasonics*, 44: e533 (2006).
10. И. К. Вагапов, *Нелинейные эффекты в ультразвуковой обработке* (Москва: Наука и техника: 1987).
11. E. Statnikov, *Physics and Mechanism of Ultrasonic Impact Treatment* (Alabama: International Institute of Welding: Document XIII-2004-04) (2004).
12. E. Sh. Statnikov and V. O. Muktepavel, *Welding Int.*, 17, Iss. 9: 741 (2003).
13. Г. И. Прокопенко, А. В. Козлов, Б. Н. Мордюк, В. О. Абрамов, *Металлофиз. новейшие технол.*, 20: 30 (1998).
14. Б. М. Мордюк, *Закономірності структуроутворення та кінетика деформаційних процесів у металевих матеріалах при комбінованих впливах із застосуванням ультразвуку* (Автореф. дис. ... д-ра фіз.-мат. наук) (Київ: Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України: 2012).
15. V. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *J. Sound Vibration*, 308: 855 (2007).
16. V. N. Mordyuk, M. O. Iefimov, G. I. Prokopenko, T. V. Golub, and M. I. Danylenko, *Surf. Coat. Technol.*, 204: 1590 (2010).
17. И. Г. Полоцкий, *Металлы, электроны, решётка* (Ред. В. Н. Гриднев) (Ки-

- ев: Наукова думка: 1975), с. 389.
18. C. A. Rodopoulos, A. Th. Kermanidis, and E. Statnikov, *J. Mater. Eng. Perform.*, **16**: 30 (2007).
 19. X. An, C. A. Rodopoulos, E. S. Statnikov, V. N. Vitazev, and O. V. Korolkov, *J. Mater. Eng. Perform.*, **15**: 355 (2006).
 20. В. А. Кузьменко, Ю. М. Голованев, Ю. Г. Безымянный, *Ультразвуковые колебания и их влияние на механические характеристики конструкционных материалов* (Киев: Наукова думка: 1986), с. 186.
 21. Y. Huang and P. Prangnell, *Acta Mater.*, **56**: 1619 (2008).
 22. Y. M. Wang and E. Ma, *Acta Mater.*, **52**: 1699 (2004).
 23. Y. M. Wang, Y. M. Chen, F. Zhou, and E. Ma, *Nature Lett.*, **419**: 912 (2002).
 24. Y. B. Lee, D. H. Shin, K. T. Park, and W. J. Nam, *Scr. Mater.*, **51**: 355 (2004).
 25. П. А. Хаймович, *Вопросы атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение*, **89**: 28 (2006).
 26. И. А. Гиндин, М. Б. Лазарева, В. П. Лебедев, Я. Д. Стародубов, В. М. Мацевитый, В. И. Хоткевич, *Физ. мет. металловед.*, **24**, № 2: 347 (1967).
 27. И. А. Гиндин, Я. Д. Стародубов, В. К. Аксенов, *Металлофизика*, **2**: 49 (1980).
 28. С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **33**, № 12: 1659 (2011).
 29. А. М. Глезер, Л. С. Метлов, *Физика твёрдого тела*, **52**, № 6: 1090 (2010).
 30. Р. З. Валиев, И. В. Александров, *Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией* (Москва: Логос: 2000).
 31. Е. Г. Пашина, Ю. Н. Подрезов, В. В. Столяров, А. В. Завдоев, И. И. Тищенко, *Физика и механика материалов*, **15**: 26 (2012).
 32. Е. Г. Пашина, А. А. Толпа, М. М. Мышляев, В. В. Гришаев, А. В. Завдоев, *Металлы*, № 6: 25 (2011).
 33. E. Pashinska, A. Tolpa, M. Myshlyayev, V. Grishaev, and A. Zavdoveev, *Russian Metallurgy (Metally)*, No. 11: 1045 (2011).
 34. M. A. Vasylyev, S. P. Chenakin, and L. F. Yatsenko, *Acta Mater.*, **60**: 6223 (2012).
 35. R. L. Deuis, C. Subramanian, and J. M. Yellup, *Compos. Sci. Technol.*, **57**: 415 (1997).
 36. В. Н. Мордюк, Г. І. Прокopenko, Ю. V. Milman, М. О. Іefimov, К. Е. Grinkevych, А. V. Sameljuk, and I. V. Tkachenko, *Wear*, **319**: 84 (2014).

REFERENCES

1. A. V. Belotskiy, V. N. Vinnichenko, and I. M. Mukha, *Ul'trazvukovoe Uprochnenie Metallov* [Ultrasonic Hardening of Metals] (Kyiv: Tekhnika: 1989) (in Russian).
2. I. I. Mukhanov and Yu. M. Golubev, *Metalloved. Termich. Obrab. Met.* [Metal Science and Heat Treatment of Metals], No. 9: 29 (1969) (in Russian).
3. А. І. Markov, *Primenenie Ul'trazvuka v Promyshlennosti* [Application of Ultrasound in Industry] (Moscow: Mashinostroenie: 1975) (in Russian).

4. V. P. Alekhin, *Fizika Prochnosti i Plastichnosti Poverkhnostnykh Sloev Materialov* [Physics of Strength and Plasticity of Surface Layers of Materials] (Moscow: Nauka: 1983) (in Russian).
5. V. E. Panin, V. P. Sergeev, and A. V. Panin, *Nanostrukturirovanie Poverkhnostnykh Sloev i Nanesenie Nanostrukturnykh Pokrytiy* [Nanostructuring of Surface Layers and Deposition of Nanostructural Coatings] (Tomsk: Izd. TPU: 2010) (in Russian).
6. A. V. Mordvintseva, *Primenenie Ul'trazvuka v Svarochnoy Tekhnike. Trudy MVTU im. N. E. Baumana* [Application of Ultrasound in Welding Engineering, Transactions of MVTU named after N. E. Bauman] (Moscow: TsINTI Energomash: 1959), vol. **45**, p. 32 (in Russian).
7. N. A. Krylov and A. M. Polishchuk, *Fizicheskie Osnovy Primeneniya Ul'trazvuka v Promyshlennosti* [Physical Foundations of Ultrasonic Application in Industry] (Leningrad: LDNTP: 1970), vol. **1**, p. 70 (in Russian).
8. A. A. Kazimirov, A. A. Gruzd, and G. I. Prokopenko, *Avtomatch. Svarka*, **7**: 38 (1980) (in Russian).
9. E. Sh. Statnikov, O. V. Korolkov, and V. N. Vityazev, *Ultrasonics*, **44**: e533 (2006).
10. I. K. Vagapov, *Nelineynye Effekty v Ul'trazvukovoy Obrabotke* [Nonlinear Effects in Ultrasonic Treatment] (Moscow: Nauka i Tekhnika: 1987) (in Russian).
11. E. Statnikov, *Physics and Mechanism of Ultrasonic Impact Treatment* (Alabama: International Institute of Welding: Document XIII-2004-04) (2004).
12. E. Sh. Statnikov and V. O. Muktepavel, *Welding Int.*, **17**, Iss. 9: 741 (2003).
13. G. I. Prokopenko, A. V. Kozlov, B. N. Mordyuk, and V. O. Abramov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **20**: 30 (1998) (in Russian).
14. B. M. Mordyuk, *Zakonomirnosti Strukturoutvorenniya ta Kinetyka Deformatsiynykh Protseviv u Metalevykh Materialakh pry Kombinovanykh Vplyvakh iz Zastosuvannyam Ul'trazvuku* [Regularities of Structural Formation and Kinetics of Deformation Processes at Combine Ultrasonic Effects] (Autoref. Dis. ... for Dr. Phys.-Math. Sci.) (Kyiv: G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.U.: 2012) (in Ukrainian).
15. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *J. Sound Vibration*, **308**: 855 (2007).
16. B. N. Mordyuk, M. O. Iefimov, G. I. Prokopenko, T. V. Golub, and M. I. Danylenko, *Surf. Coat. Technol.*, **204**: 1590 (2010).
17. I. G. Polotskiy, *Metally, Elektrony, Reshetka* [Metals, Electrons, Lattice] (Ed. V. N. Gridnev) (Kyiv: Naukova Dumka: 1975), p. 389 (in Russian).
18. C. A. Rodopoulos, A. Th. Kermanidis, and E. Statnikov, *J. Mater. Eng. Perform.*, **16**: 30 (2007).
19. X. An, C. A. Rodopoulos, E. S. Statnikov, V. N. Vitazev, and O. V. Korolkov, *J. Mater. Eng. Perform.*, **15**: 355 (2006).
20. V. A. Kuz'menko, Yu. M. Golovanev, and Yu. G. Bezmyanny, *Ul'trazvukovye Kolebaniya i Ikh Vliyanie na Mekhanicheskie Kharakteristiki Konstruktsionnykh Materialov* [Ultrasonic Vibrations and their Effects on Mechanical Properties of Construction Materials] (Kyiv: Naukova Dumka: 1986), p. 186 (in Russian).
21. Y. Huang and P. Prangnell, *Acta Mater.*, **56**: 1619 (2008).
22. Y. M. Wang and E. Ma, *Acta Mater.*, **52**: 1699 (2004).
23. Y. M. Wang, Y. M. Chen, F. Zhou, and E. Ma, *Nature Lett.*, **419**: 912 (2002).

24. Y. B. Lee, D. H. Shin, K. T. Park, and W. J. Nam, *Scr. Mater.*, **51**: 355 (2004).
25. P. A. Khaymovich, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki. Ser. Fizika Radiatsionnykh Povrezhdeniy i Radiatsionnoe Materialovedenie* [Problems of Atomic Science and Technology. Ser. Physics of Radiation Effects and Radiation Materials Science], **89**: 28 (2006) (in Russian).
26. I. A. Gindin, M. B. Lazareva, V. P. Lebedev, Ya. D. Starodubov, V. M. Matsevityy, and V. I. Khotkevich, *Fiz. Met. Metalloved.*, **24**, No. 2: 347 (1967) (in Russian).
27. I. A. Gindin, Ya. D. Starodubov, and V. K. Aksenov, *Metallofizika*, **2**: 49 (1980) (in Russian).
28. S. I. Sydorenko, S. M. Voloshko, I. E. Kotenko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **33**, No. 12: 1659 (2011) (in Ukrainian).
29. A. M. Glezer and L. S. Metlov, *Fizika Tverdogo Tela*, **52**, No. 6: 1090 (2010) (in Russian).
30. R. Z. Valiev and I. V. Aleksandrov, *Nanostrukturnye Materialy, Poluchennyye Intensivnoy Plasticheskoy Deformatsiey* [Nanostructural Materials Fabricated by Severe Plastic Deformation] (Moscow: Logos: 2000) (in Russian).
31. E. G. Pashinskaya, Yu. N. Podrezov, V. V. Stolyarov, A. V. Zavdoveev, and I. I. Tishchenko, *Fizika i Mekhanika Materialov*, **15**: 26 (2012) (in Russian).
32. E. G. Pashinskaya, A. A. Tolpa, M. M. Myshlyayev, V. V. Grishaev, and A. V. Zavdoveev, *Metally*, No. 11: 25 (2011) (in Russian).
33. E. Pashinska, A. Tolpa, M. Myshlyayev, V. Grishaev, and A. Zavdoveev, *Russian Metallurgy (Metally)*, No. 11: 1045 (2011).
34. M. A. Vasylyev, S. P. Chenakin, and L. F. Yatsenko, *Acta Mater.*, **60**: 6223 (2012).
35. R. L. Deuis, C. Subramanian, and J. M. Yellup, *Compos. Sci. Technol.*, **57**: 415 (1997).
36. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, Yu. V. Milman, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevych, A. V. Sameljuk, and I. V. Tkachenko, *Wear*, **319**: 84 (2014).