

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

PACS numbers: 43.35.+d, 62.20.Qr, 68.35.Dv, 68.35.Gy, 81.20.Hy, 81.65.-b, 83.50.Uv

Особливості деформації, зміцнення та масоперенесення внаслідок УЗУО поверхні ступу Д16 різними бойками

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

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

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

Досліджено особливості процесу зміцнення поверхневих шарів алюмінієвого ступу Д16 після ультразвукового ударного оброблення (УЗУО) різними бойками. Зміна мікротвердості ступу Д16 після УЗУО на повітрі та в інертному середовищі має циклічний характер, незалежно від матеріалу бойка (сталь ШХ15 чи армко-Fe), який проявляється у чергуванні стадій зміцнення та пластифікації. Проаналізовано періодичність цих стадій для різних бойків і визначено інкубаційний період. За умов УЗУО на повітрі максимальні значення мікротвердості досягаються у випадку застосування бойка зі сталі ШХ15. В інертному середовищі більш високі значення мікротвердості ступу Д16 одержано при УЗУО з використанням ударника з армко-Fe за рахунок ударно-фрикційної взаємодії інструменту з поверхнею й активації масоперене-

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

Please cite this article as: M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, and N. V. Franchik, Features of Deformation, Hardening and Mass Transfer After Ultrasonic Impact Surface Treatment of an Aluminium Alloy D16 by Various Strikers, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 8: 1097–1117 (2017) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.39.08.1097.

сення атомів Fe в алюмінії, які забезпечують механічне легування поверхневих шарів. Також розглянуто особливості ударного навантаження різними бойками, які зумовлюють виявлені відмінності у величинах накопиченої деформації та мікротвердості.

Ключові слова: ультразвукове ударне оброблення (УЗУО), бойок, покриття, ступінь деформації, масоперенесення, наноструктура.

Features of the hardening process of the surface layers of an aluminium alloy D16 are investigated after ultrasonic impact treatment (UIT) by means of various strikers. The changes in microhardness of the D16 alloy after the UIT process carried out in the air and in an inert environment, regardless the striker material (steel AISI 52100 or Armco-Fe), have a cyclic nature that manifests themselves as the alternating hardening and softening stages. The periodicity of these stages is analysed for various strikers, and the incubation period is determined. At the air-UIT conditions, the maximum values of microhardness HV are achieved in the case of the use of the AISI 52100 steel striker. In the inert medium, the higher HV values of the D16 alloy are obtained at UIT using the Armco-Fe striker owing to the shock–friction interaction of instrument and surface as well as the activation of the mass transfer of Fe atoms in aluminium that results in the mechanical alloying of the surface layers. Features of the impact loading with various strikers, which determine the observed differences in the accumulated deformation and microhardness, are also considered.

Key words: ultrasonic impact treatment (UIT), striker, cladding, degree of strain, mass transfer, nanostructure.

Исследованы особенности процесса упрочнения поверхностных слоёв алюминиевого сплава Д16 после ультразвуковой ударной обработки (УЗУО) разными бойками. Изменение микротвёрдости сплава Д16 после УЗУО на воздухе и в инертной среде имеет циклический характер, независимо от материала бойка (сталь ШХ15 или армко-Fe), который проявляется в чередовании стадий упрочнения и пластификации. Проанализирована периодичность этих стадий для разных бойков и определён инкубационный период. В условиях УЗУО на воздухе максимальные значения микротвёрдости достигаются в случае применения бойка из стали ШХ15. В инертной среде более высокие значения микротвёрдости сплава Д16 получены при УЗУО с использованием бойка из армко-Fe за счёт ударно-фрикционного взаимодействия инструмента с поверхностью и активации массопереноса атомов Fe в алюминии, которые обеспечивают механическое легирование поверхностных слоёв. Также рассмотрены особенности ударной нагрузки разными бойками, которые обуславливают выявленные отличия в величинах накопленной деформации и микротвёрдости.

Ключевые слова: ультразвуковая ударная обработка (УЗУО), боёк, покрытия, степень деформации, массоперенос, наноструктура.

(Отримано 24 червня 2017 р.)

1. ВСТУП

Дослідження нанокомпозитних захисних покриттів з різним хемічним складом і структурою представляють на сьогодні великий інтерес [1]. Розглянуто фізичні закономірності формування таких багатоелементних композиційних покриттів [2], а також ефективні способи вдосконалення їх властивостей шляхом легування елементами перехідних металів [3].

Застосування методів інтенсивної пластичної деформації (ІПД) для формування зносостійких композиційних покриттів на стопах алюмінію дозволяє досягти істотного зміцнення, підвищення опору цих стопів зношуванню та корозії. Найбільш поширеним є метод фрикційного перемішування (МФП) — циліндричний стрижень (індентор) заглиблюється у приповерхневий шар оброблюваного матеріалу, обертається і переміщується вздовж поверхні під певним навантаженням і таким чином здійснюється втілення дисперсних порошків [4–6]. Доволі ефективною та простою альтернативою МФП, який потребує застосування інденторів спеціальної форми, є метода ультразвукового ударного оброблення (УЗУО) поверхні стопів із різною вихідною мікротвердістю [7, 8]. Перевага синтезу покриттів шляхом ІПД поверхневих шарів в порівнянні з традиційним нанесенням покриттів полягає у формуванні плавного переходу мікроструктури і властивостей між зміцненим шаром і об'ємом матеріалу, тобто зникає проблема незадовільної адгезії [9–11]. Механізм зміцнення пов'язаний з нанокристалізацією за допомогою УЗУО не викликає змін хемічного складу в об'ємі матеріалу, а товщина модифікованих поверхневих шарів легких конструкційних стопів, їх корозійна та зносостійкість значно перевищують аналогічні характеристики після традиційних метод оброблення [12]. Зазвичай при проведенні УЗУО використовуються бойки зі сталі ШХ15, мікротвердість якої значно перевищує мікротвердість оброблюваного матеріалу, наприклад алюмінійового стопу Д16. Завдяки цьому забезпечуються значні ступені істинної деформації та високі механічні властивості.

Для створення композиційних покриттів на алюмінійових стопах може бути використаний принципово інший підхід, який полягає у реалізації переваг об'єднання ефекту механічної нанокристалізації і перебігу механохемічних реакцій у приповерхневих шарах оброблених матеріалів після УЗУО в різних середовищах. У роботі [13] для механічного легування поверхневих шарів алюмінійового стопу Д16 атомами Fe в інертному середовищі проведено УЗУО «сандвіча» — зразок стопу Д16/пластина армко-Fe. З'ясовано, що УЗУО сталевим бойком веде до формування залізовмісних шарів невеликої товщини, яка обмежується дисипативними процесами у залізній пластині під час ударних навантажень. Ці дисипативні

процеси значно зменшують інтенсивність деформації та масоперенесення в поверхневому шарі алюмінійового зразка. Крім того, використання залізних пластин не забезпечує однорідності оброблення і не є технологічно перспективним.

Нещодавно реалізовано нову оригінальну ідею відносно синтезу покриттів за рахунок ударно-фрикційної взаємодії інструменту з поверхнею та процесів низькотемпературної механічної наноструктуризації [14]. Для цього використано ударник з армко-Fe, мікротвердість якого менша за мікротвердість оброблюваного матеріалу. Таким чином, забезпечується механічне легування поверхневих шарів завдяки активації масоперенесення атомів Fe в алюміній. Завдяки такому підходу вдалося синтезувати шар залізовмісного покриття товщиною до 30 мкм із мікротвердістю 9 ГПа та суттєво покращити корозійні властивості поверхневих шарів стопу Д16 [15].

Однак особливості дії ударного навантаження для випадку застосування бойків зі сталі ШХ15 та з армко-Fe за однакової амплітуди та тривалості УЗУО поверхні стопу Д16 у цих роботах не розглядалися.

Метою даної роботи є порівняльна аналіза особливостей хемічного та фазового складу приповерхневих шарів алюмінійового стопу Д16, ступеня їх зміцнення та інтенсивності процесів масоперенесення Fe в алюміній внаслідок УЗУО за різних умов ударного навантаження.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

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

У вихідному стані стоп Д16 складається з α -твердого розчину на основі алюмінію, $T(Al_{20}Cu_2Mn_3)$ - та $\theta(Al_2Cu)$ -фаз. Стрижнеподібні дисперсоїди — частинки орторомбічної T -фази мають розмір близько 200 нм, частинки тетрагональної θ -фази — 100 нм. Середній розмір зерен 3–5 мкм. В таблиці 1 наведено режими термічного оброблення та механічні властивості зразків стопу Д16 і бойків, виготовлених з армко-Fe та сталі ШХ15 (AISI 52100).

Ультразвукове ударне оброблення виконувалося на приладі УЗГ-300, що виготовлений в Інституті металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України. Частота ультразвукового генератора складала 21 кГц, потужність — 0,6 кВт, частота ударів — 1–2 кГц, енергія удару становила 15 мДж. Зразки розміщувались у спеціальній сталевій оправі, в яку заглиблювались на 2 мм. В процесі контактного оброблення зразок весь час знаходився в зоні дії ударника (бойка) у

ТАБЛИЦЯ 1. Механічні властивості зразків стопу Д16 і використаних бойків [16].**TABLE 1.** Mechanical properties of samples of alloy D16 and used strikers [16].

Матері- ял	Термооброблення	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	ψ , %	HV , МПа	C_V , кДж/кг·К
Д16	Гартування від 500°C + + природне старіння	320	440	16	420	0,922
ШХ15 (AISI 52100)	Гартування від 840°C в маслі + відпуск при 300°C	1700	2260	25	1070	0,462
Армко- залізо	Відпал 900°C	176	294	70	750	0,444

замкненому об'ємі, тобто в умовах, наближених до гідростатичного стиснення. В процесі оброблення бойок розміщувався у проміжку між хвилеводом і зразком та притискався до нього з певним зусиллям, створюваним пружиною. Під час генерації ультразвукових механічних коливань торця хвилеводу бойок за рахунок ударної взаємодії з хвилеводом одержував від нього імпульс сили і кінетичну енергію, яка витрачалася на деформування зразка і пружній відскік.

Використовували циліндричні бойки зі сталі ШХ15 [7, 17] та армко-Fe [14, 15]. Зміною амплітуди коливань хвилеводу та тривалости УЗУО можна забезпечувати різні ступені істинної деформації в межах 0,1–5,0 і швидкості деформації 0,1–1,5 с⁻¹.

В даній роботі амплітуда коливань ультразвукового хвилеводу становила 25 мкм (визначалася за результатами [13]). Оброблення проводилося в середовищі газу аргону та на повітрі впродовж 90–250 с. В якості інертного середовища використовували газ аргон, що заповнював спеціально створену герметичну камеру, тиск у якій вимірювався манометром.

Мірювання мікротвердості виконувалося на приладі ПМТ-ЗМ при навантаженні у 100 г як для поверхні різних ударників, так і для стопу Д16, які безпосередньо контактували між собою в процесі УЗУО, а також визначалася мікротвердість поперечного перерізу зразків стопу Д16 із навантаженням 10 г.

Глибину модифікованого шару та концентрацію атомів Fe, що дифундують, в Al досліджували методом мікрорентгеноспектральної аналізи за допомогою приладу РЕММА-106И.

Рентгенівські дослідження проводилися з використанням дифрактометра Rigaku Ultima IV (випромінювання λ_{Cu} -Cu). Зйомка проводилася в інтервалі кутів $2\theta = 20^\circ$ – 140° з кроком $0,02^\circ$ та часом ви-

тримки 2 с.

3 РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

3.1. Зміна мікротвердості з часом і за глибиною поверхневого шару

Результати міряння мікротвердості поверхневих шарів ступу Д16 після УЗУО бойком зі сталі ШХ15 та бойком із армко-Fe на повітрі та в інертному середовищі за амплітуди ультразвукового перетворювача $A = 25$ мкм представлено на рис. 1 та в табл. 2.

Зміна мікротвердості ступу Д16 після УЗУО в різних середовищах як бойком зі сталі ШХ15, так і бойком з армко-Fe має циклічний характер, який проявляється у чергуванні стадій зміцнення та пластифікації. Впродовж оброблення на повітрі максимальні значення мікротвердості поступово зростають на кожній наступній стадії оброблення, а мікротвердість на стадіях пластифікації практично не змінюється та відповідає початковому деформаційному наклепу. Такий циклічний характер змін мікротвердості зумовлений структурно-фазовими перетвореннями на стадіях зміцнення та перебігом процесів динамічного повернення та динамічної рекристалізації на стадіях пластифікації (знеміцнення) [7].

Порівняльна аналіза змін мікротвердості HV ступу Д16 після УЗУО з застосуванням різних ударників свідчить, що в повітряному середовищі мікротвердість вища у випадку застосування сталевих

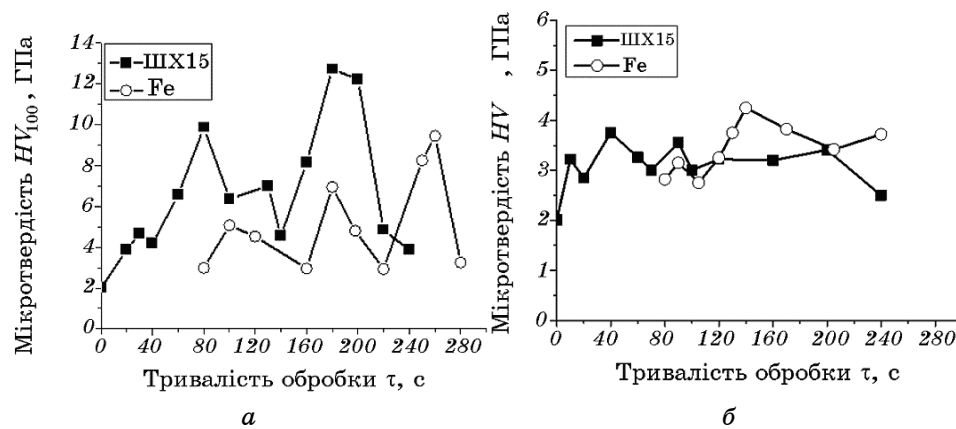


Рис. 1. Зміни мікротвердості ступу Д16 після УЗУО на повітрі (а) та в інертному середовищі (б) бойком зі сталі ШХ15 та з армко-Fe.

Fig. 1. Changes in the microhardness of the D16 alloy after UIT in the air (a) and in inert environment (b) with the strikers from AISI 52100 steel and Armco-Fe.

ТАБЛИЦЯ 2. Стадії зміцнення та пластифікації поверхневих шарів ступу Д16 після УЗУО на повітрі (а) та в інертному середовищі (б) різними бойками.

TABLE 2. Stages of hardening and plasticization of surface layers of D16 alloy after UIT in air (a) and in inert environment (b) with various strikers.

Тип бойка	Стадії зміцнення					Стадії пластифікації			
	1	2	3	4	Δt^*	1	2	3	Δt^*
УЗУО на повітрі									
ШХ15	30 с	80 с	130 с	180 с	50 с	40 с	140 с	240 с	100 с
Fe	100 с	180 с	260 с	–	80 с	160 с	220 с	280 с	60 с
Δt^*	70 с	100 с	130 с	–	30 с	120 с	80 с	40 с	40 с
УЗУО в інертному середовищі									
ШХ15	10 с	40 с	–	–	30 с	20 с	100 с	–	80 с
Fe	90 с	140 с	–	–	50 с	110 с	210 с	–	100 с
Δt^*	80 с	100 с	–	–	20 с	90 с	110 с	–	20 с

* Δt — інкубаційний період, Δt — періодичність стадій.

вого бойка, а в інертному середовищі — бойка з армо-Fe. Після УЗУО на повітрі при використанні бойка зі сталі ШХ15 максимальне значення мікротвердості у 12,7 ГПа досягається за тривалості оброблення $\tau = 180$ с. Максимальне значення мікротвердості після УЗУО бойком із армо-Fe в інертному середовищі становить $\cong 4,3$ ГПа за тривалості оброблення $\tau = 140$ с.

Розглянемо більш докладно стадії зміцнення внаслідок УЗУО на повітрі. Перша стадія зміцнення для сталевого бойка спостерігається після 30 с оброблення і HV становить $\cong 4,5$ ГПа, що зумовлюється початковим деформаційним зміцненням. Для залізного бойка значення мікротвердості $\cong 5$ ГПа спостерігається після 100 с оброблення, тобто інкубаційний період $\Delta t = 70$ с.

Другий максимум HV на рівні 10 ГПа для сталевого бойка досягається за 80 с, а для залізного бойка $HV = 7$ ГПа — за 180 с оброблення ($\Delta t = 100$ с). Різниця у значеннях HV складає $\cong 3$ ГПа. Нарешті, час третьої стадії зміцнення для сталевого бойка — 130 с і 260 с для залізного бойка ($\Delta t = 130$ с). Різниця HV знову складає $\cong 3$ ГПа. Однакове значення $\cong 7$ ГПа досягається за 120 с оброблення сталевим бойком і за 180 с залізним бойком, при цьому $\Delta t = 60$ с. Стадії пластифікації спостерігаються для випадку сталевого бойка при 40 с, 140 с, 240 с оброблення ($\Delta t = 100$ с), а для випадку залізного бойка — при 160 с, 220 с, 280 с ($\Delta t = 60$ с). Таким чином, для випадку залізного бойка інтервал між стадіями пластифікації зменшується на 40 с. На стадіях пластифікації у випадку залізного бойка спостері-

гаються менші значення $HV \cong 3$ ГПа, ніж для сталевого бойка $HV \cong 4$ ГПа.

Зовсім інші особливості спостерігаються при обробленні в інертному середовищі (рис. 1, б). Початкова стадія зміцнення для сталевого і залізного бойків складає 10 с і 90 с відповідно ($\Delta\tau = 80$ с), друга стадія зміцнення — 40 с та 140 с ($\Delta\tau = 100$ с); стадії пластифікації — 20 с та 100 с ($\Delta\tau = 80$ с) для сталевого, 110 с та 210 с — для залізного бойка ($\Delta\tau = 100$ с). Прискорення появи стадій пластифікацій не спостерігається. Звертає увагу, що максимальне значення мікротвердості при використанні залізного бойка $\cong 4,3$ ГПа навіть вище, ніж для сталевого бойка $\cong 3,6$ ГПа.

Для зразків стопу Д16 після УЗУО різними бойками на повітрі та в інертному середовищі визначено зміну мікротвердості за глибиною модифікованого шару (рис. 2, 3). Обрано таку тривалість УЗУО, за якої спостерігаються стадії зміцнення: на повітрі — 80 с та 180 с, в інертному середовищі — 100 с та 260 с.

При обробленні бойком зі сталі ШХ15 спостерігаються яскраво виражені сходинки на одержаних залежностях, тобто формується градієнтна структура із різною мікротвердістю.

Основна відмінність при використанні бойка з армко-Fe полягає у тому, що із збільшенням часу оброблення досягається плавний розподіл мікротвердості по глибині деформованого шару. Тобто відбувається інтенсивне механічне перемішування поверхневого шару (зміцнені залізовмісні області та частки зруйнованих FeAl фаз переміщуються вглиб шару, а більш пластичний матричний стоп, що поки не зазнав значних деформацій, переміщується з більш

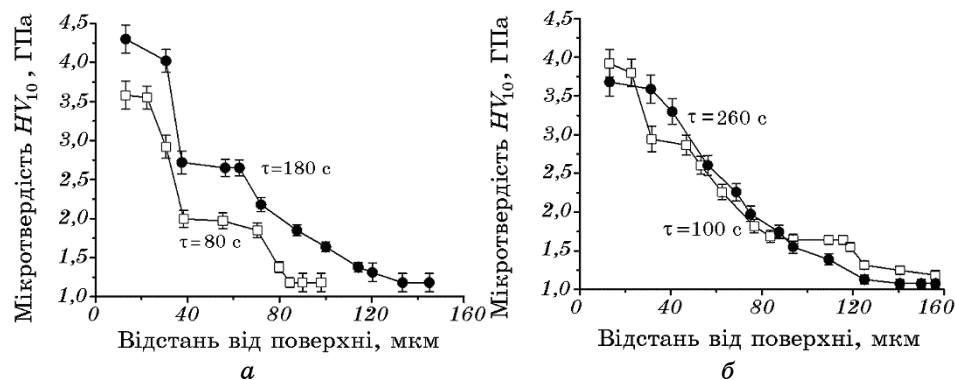


Рис. 2. Мікротвердість за глибиною модифікованого шару після УЗУО на повітрі: бойком зі сталі ШХ15 (а), бойком з армко-Fe (б).

Fig. 2. Microhardness dependence on the depth of modified layer after UIT in the air: (a)—by the strikers from AISI 52100 steel, (b)—by the strikers from Armco-Fe.

глибоких шарів до поверхні). Такий процес можливий за рахунок ротаційних мод інтенсивної пластичної деформації та описаний в літературі [18].

3.2. Особливості змін хемічного складу та мікроструктури

Мікроструктуру та хемічний склад поверхні алюмінійового ступу Д16 після УЗУО на повітрі з використанням бойків зі сталі ШХ15 та армко-Fe впродовж 80 с і 100 с відповідно наведено на рис. 4. Істотних відмінностей хемічного складу та мікроструктури при обробленні в інертному середовищі не спостерігається; тому наведено дані тільки для УЗУО на повітрі.

Після УЗУО бойком з армко-Fe на поверхні ступу Д16 спостерігається невелика кількість світлих областей розміром до 1 мкм практично чистого заліза ($\cong 98$ ат.%), в інших точках концентрація Fe варіюється в межах від 77 до 84 ат.%. Концентрація Al при цьому складає 13–20 ат.% (рис. 4, а).

Після оброблення впродовж $\tau = 80$ с із використанням бойка зі сталі ШХ15 (рис. 4, б) хемічний склад є майже однорідним: вміст алюмінію становить $\cong 92$ –95 ат.%, вміст заліза на поверхні не перевищує $\cong 6$ ат.%. Морфологія поверхні ступу Д16 після оброблення різними бойками істотно відрізняється, що пов'язано із різним ступенем зміцнення та хемічним складом.

Товщина модифікованого поверхневого шару та локальний хемі-

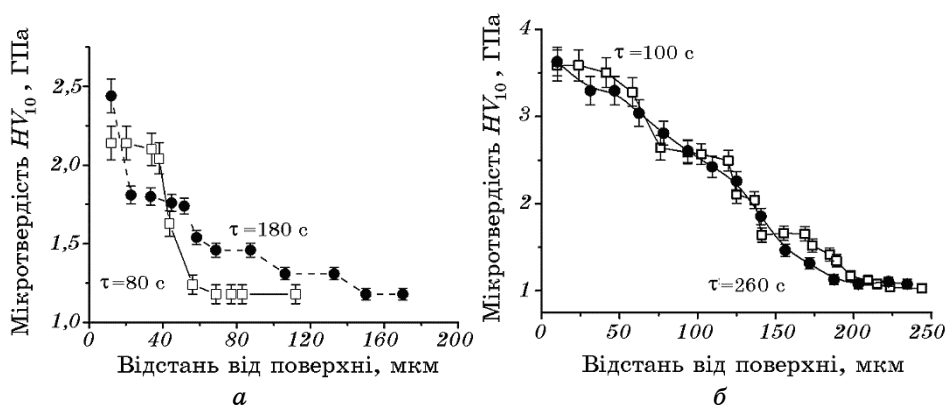


Рис. 3. Мікротвердість за глибиною модифікованого шару після УЗУО в інертному середовищі: бойком зі сталі ШХ15 (а), бойком із армко-Fe (б).

Fig. 3. Microhardness dependence on the depth of modified layer after UIT in inert environment: (a)—strikers from AISI 52100 steel, (b)—strikers from Armco-Fe.

чний склад після УЗУО визначалися за допомогою растрової електронної мікроскопії (РЕМ) (рис. 5). Після УЗУО бойком зі сталі ШХ15 впродовж 80 с товщина модифікованого шару становить $\cong 20$ мкм, після 180 с оброблення — $\cong 40$ мкм. Після УЗУО стопу Д16 бойком із армко-Fe впродовж 100 с товщина модифікованого шару становить $\cong 15$ мкм, після 260 с оброблення — $\cong 25$ мкм.

Можна зазначити, що за даними РЕМ товщина модифікованого шару значно менша, ніж за результатами мірювання мікротвердості за глибиною.

За даними мікрорентгеноспектральної аналізи визначено зміну концентрації атомів Алюмінію та Феруму за глибиною модифікованого шару стопу Д16 при УЗУО на повітрі бойком із армко-Fe протягом 100 с і 260 с (рис. 6).

Збільшення тривалості оброблення зумовлює більш інтенсивне

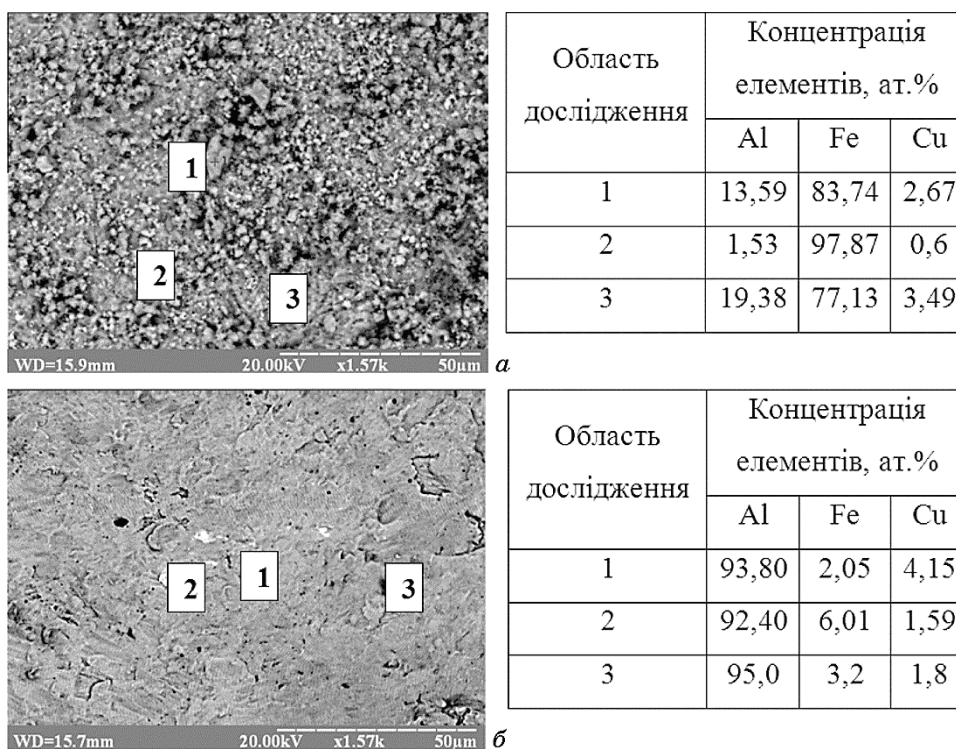


Рис. 4. Мікроструктура та хемічний склад поверхні зразка алюмінійового стопу Д16 після УЗУО на повітрі бойком з армко-Fe впродовж 100 с (а) та бойком зі сталі ШХ15 впродовж 80 с (б).

Fig. 4. Microstructure and chemical composition of the surface of aluminium D16 alloy sample after UIT in air by the strikers from Armco-Fe during 100 s (a) and by the strikers from AISI 52100 steel during 80 s (b).

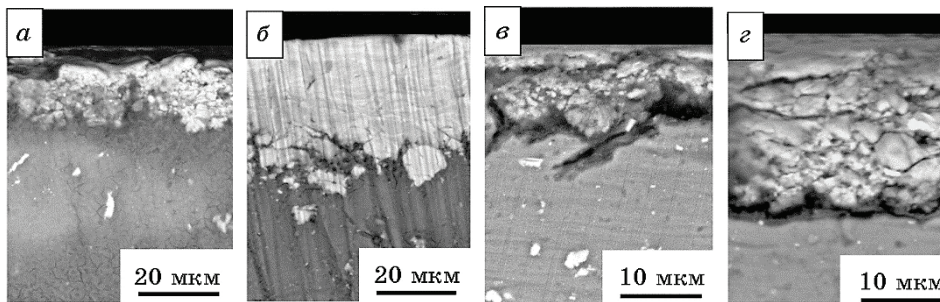


Рис. 5. Мікроструктура поперечного перерізу зразків алюмінійового стопу Д16 після УЗУО на повітрі бойком із ШХ15 (*a*, *б*) впродовж $\tau = 80$ с (*a*) і 180 с (*б*) і бойком із армко-Fe (*в*, *г*) впродовж $\tau = 100$ с (*в*) і 260 с (*г*).

Fig. 5. The microstructure of the cross section of aluminium D16 alloy samples after UIT in the air with strikers from AISI 52100 steel (*a*, *б*) during $\tau = 80$ s (*a*) and 180 s (*б*) and strikers from Armco-Fe (*в*, *г*) during $\tau = 100$ s (*в*) and 260 s (*г*).

масоперенесення атомів Феруму в процесі оброблення, проте максимальна глибина їх проникнення за тривалості оброблення у 100 с і 260 с майже однакова і становить біля 50 мкм.

3.3. Фазовий склад

Результати рентгеноструктурної аналізи зразків стопу Д16 та розрахунків розмірів областей когерентного розсіяння (ОКР), величини мікродеформації кристалічної ґратниці (ϵ) за методом Холдера–Вагнера наведено в табл. 3.

На дифрактограмах зразків стопу Д16 у вихідному стані фіксується виключно α -фаза. Дифракційних максимумів від θ - та S' -фаз не виявлено, що свідчить про малу об'ємну частку їх у вихідних зразках. На рентгенограмах зразків стопу Д16 після УЗУО бойком зі сталі ШХ15, крім рефлексів від α -фази, з'являються рефлекси від зміцнювальних θ - та S' -фаз. Кількість S' -фази зі збільшенням тривалості УЗУО від 80 с до 180 с зростає в 4 рази. Розмір ОКР при тривалості оброблення 180 с зменшується в 3 рази порівняно з вихідним станом. Ступінь деформації кристалічної ґратниці зі збільшенням тривалості оброблення від 80 с до 180 с зростає в 1,5 рази. Збільшення кількості S' -фази, подрібнення зеренної структури та деформаційне нагартування є домінуючими чинниками зміцнення при УЗУО з бойком зі сталі ШХ15.

При обробленні бойком з армко-Fe відбувається формування інтерметалідів алюмінію та заліза (табл. 3). Результати рентгеноструктурної аналізи свідчать про формування при 100 с оброблення в

основному фази FeAl_2 , але згідно з даними мікрорентгеноспектральної аналізи поверхневих шарів і поперечних перерізів зразків в локальних ділянках можна спостерігати і області іншого складу (Fe_3Al , FeAl , Fe_2Al_5). При цьому вдвічі зменшуються розміри ОКР матричного стопу та зростає їх дефектність. Результати кількісної фазової аналізи дають максимальні величини концентрації заліза ($\cong 12\%$) та об'ємної частки інтерметаліду FeAl_2 ($\cong 6\%$) після 100 с УЗУО.

Мікродоформація кристалічної ґратниці алюмінію після оброблення впродовж 260 с в 1,5 рази більша, ніж після 100 с УЗУО. Вміст заліза та інтерметалідної фази Al_2Fe зменшується, що може бути пов'язано з інтенсивним механічним перемішуванням поверхневих шарів з виходом матричного стопу на поверхню. Порівнюючи різні бойки, можна зробити висновок, що розмір ОКР менший, а ступінь деформації кристалічної ґратниці більший за умов використання сталевого бойка.

Поглинання деформаційної енергії супроводжується перебігом різних хемічних реакцій на поверхні оброблюваних матеріалів. За участю елементів навколишнього середовища під час УЗУО на повітрі відбувається формування шару оксиду алюмінію, який може в певні проміжки часу руйнуватися з утворенням окремих частинок оксиду, що здатні переміщуватись вглиб з формуванням композитного шару [7, 19]. За рахунок ударно-фрикційної взаємодії інструменту з поверхнею та активації масоперенесення атомів Феруму в

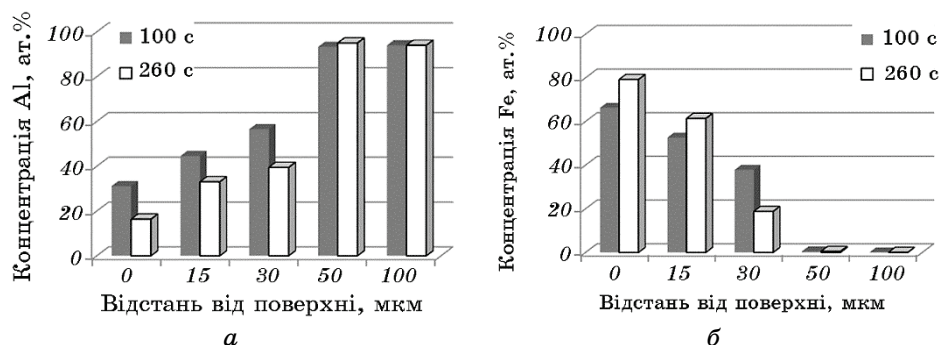


Рис. 6. Зміна концентрацій алюмінію (а) і заліза (б) в поверхневому шарі стопу Д16 після УЗУО на повітрі впродовж 100 с та 260 с згідно з енергодисперсійною аналізою поперечних перерізів зразків у РЕМ після УЗУО бойком з армко-Fe.

Fig. 6. The change in the concentrations of aluminium (a) and iron (b) in the surface layer of the D16 alloy after UIT in the air for 100 s and 260 s in accordance with the energy dissipation analysis of the cross sections of samples in the SEM after the UIT with Armco-Fe.

алюміній при використанні ударника з армко-Fe в інертному середовищі забезпечується механічне легування поверхневих шарів та більші значення мікротвердості, ніж при використанні сталевого бойка.

При обробленні на повітрі інтервал між стадіями зміцнення для бойка ШХ15 складає 50 с, для армко-Fe — 80 с, тобто уповільнюються стадії зміцнення для випадку заліза. В той же час, інтервал між стадіями пластифікації для армко-Fe скорочується з 100 с до 60 с, що може бути пов'язано з окрихченням і руйнуванням інтерметалідного покриття Fe-Al. Відставання стадій зміцнення для бойка з армко-Fe із збільшенням тривалості оброблення зростає: для першої стадії інкубаційний період затримки складає 70 с, для II стадії — 100 с, і нарешті, для III стадії — 130 с (ріжниця між стадіями однакова 30 с). Для стадій пластифікації спостерігається обернена залежність: для I стадії затримка складає 120 с, для II — 80 с, для III — 40 с (ріжниця 40 с).

В інертному середовищі: для I стадії зміцнення Δt для бойка з армко-Fe складає 50 с, що на 20 с менше, ніж при УЗУО на повітрі. Для II стадії Δt збільшується до 100 с, і різниця 20 с відповідає різниці періодичностей стадій. Перша стадія пластифікації для бойка з армко-Fe уповільнюється на 100 с, але різниця періодичностей для обох бойків як стадій пластифікації, так і стадій зміцнення однакова і дорівнює 20 с. Стадії пластифікації обумовлені руйнуванням покриття. Сформоване на повітрі оксидне покриття Al_2O_3 руйнується довше, ніж потрібні сполуки Al-Fe-O. При збільшенні кількості Fe у приповерхневому шарі зі збільшенням часу оброблення твердість цих сполук зменшується, і покриття руйнується шви-

ТАБЛИЦЯ 3. Розмір ОКР та величина деформації кристалічної ґратниці (ϵ).

TABLE 3. Size of coherent scattering region and value of crystal lattice deformation (ϵ).

Вид оброблення	Тривалість оброблення, с	Розмір ОКР, нм	Деформація кристалічної ґратниці ϵ , %	Фазовий склад
Вихідний стан		145	0,02	α -фаза
Бойок ШХ15 (AISI 52100)	80	55	0,25	α -фаза, θ -фаза, S' -фаза
	180	42	0,4	α -фаза, θ -фаза, S' -фаза
Бойок армко-Fe	100	61	0,07	FeAlO ₃ , FeAl ₂ O ₄ , FeAl ₂ , FeAl, Fe ₃ Al, Fe ₂ Al ₅
	260	90	0,23	FeAlO ₃ , FeAl ₂ O ₄ , FeAl ₂ , Al ₂ Fe, FeAl, Fe ₃ Al, Fe ₂ Al ₅

дше, відповідно час появи стадій пластифікації зменшується.

В інертному середовищі при використанні бойка зі сталі ШХ15 зміцнення обумовлене не формуванням оксидів, а іншими механізмами — за рахунок розігрівання формуються зміцнювальні S' - та θ -фази, тобто відбувається розпад твердого розчину. Якщо використовується Fe-бойок, то ступінь розігрівання та деформації менший, розпаду твердого розчину не відбувається, але формуються інтерметаліди системи Fe–Al такого стехіометричного складу, які забезпечують навіть вищу твердість, ніж при обробленні сталевим бойком.

3.4. Особливості ударного навантаження сталевим та залізним бойками

Розглянемо особливості ударного навантаження сталевим та залізним бойками, які зумовлюють виявлені відмінності у значеннях і еволюції мікротвердості, хемічного та фазового складів.

Відомо, що в граничних випадках ударна взаємодія між твердими тілами може мати абсолютно пружній і абсолютно непружній характер. В першому випадку сумарна кінетична енергія системи двох тіл не змінюється після трансформації в пружну деформацію цих тіл під час зіткнення та наступної зворотної трансформації в їх кінетичну енергію. В другому випадку — випадку абсолютно непружного зіткнення відбувається часткова дисипація кінетичної енергії, яка витрачається на пластичну деформацію та нагрівання двох тіл (за певних умов вони можуть продовжити рух як одне ціле, або зупинитися взагалі).

Реальна ударна взаємодія має і пружну, і дисипативну складові. Кінетична енергія рухомого бойка витрачається і на пластичну деформацію (з наступним деформаційним розігріванням), і на пружне відскакування бойка (пружня деформація). Для кількісного описання частки пружної взаємодії прийнято використовувати величину k — коефіцієнт відновлення ($k = 0$ за абсолютно непружного удару, $k = 1$ за абсолютно пружного удару).

Розглянемо з енергетичної точки зору удар рухомого бойка (швидкість v_1) масою m_1 по нерухомому ($v_2 = 0$) зразку масою m_2 , закріпленому в ковадлі ($m_1 \ll m_2$). В наступному розгляді вважаються нескінченно малими і тому не враховуються втрати на внутрішнє тертя та на тертя на поверхні контакту бойка і зразка, що зумовлені їх поперечним розширенням в момент зіткнення.

За абсолютно непружного удару без пружної деформації (без відскоку бойка) швидкість руху після зіткнення з врахуванням закону збереження імпульсу можна записати в наступному вигляді: $v = (m_1 v_1) / (m_1 + m_2)$. Кінетична енергія бойка (в загальному випадку обох тіл) після зіткнення: $E'_k = (m_1 + m_2) v^2 / 2$.

Тобто, враховуючи кінетичну енергію бойка до зіткнення $E_k = m_1 v_1^2 / 2$, можна описати загальну втрату енергії, що дорівнює роботі, витраченій на пружну і пластичну деформацію системи боек-зразок: $\Delta E_k = m_2 m_1 v_1^2 / [2(m_1 + m_2)]$.

Частина цієї енергії, що витрачається на пружну деформацію, знову трансформується в кінетичну енергію бойка, що можна описати, враховуючи коефіцієнт відновлення k , наступним виразом: $E_k'' = k^2 m_2 m_1 v_1^2 / [2(m_1 + m_2)]$.

Тобто втрата енергії на пластичну деформацію за умов частково пружнього зіткнення буде

$$\Delta E_k'' = \Delta E_k - E_k'' = m_2 m_1 v_1^2 (1 - k^2) / [2(m_1 + m_2)]. \quad (1)$$

Коефіцієнт відновлення k при зіткненні бойків, виготовлених з армко-Fe і сталі ШХ15, зі зразком стопу Д16 оцінено експериментально шляхом фіксації процесу вільного падіння з однакової висоти ($h_1 = 180$ мм) та пружнього відскоку бойків після зіткнення зі зразком стопу Д16 за допомогою швидкісної цифрової відеокамери (рис. 7). Якщо k — коефіцієнт відновлення, h_1 — висота, з якої падає боек, h_2 — висота підскоку бойка, то, оскільки швидкість за-

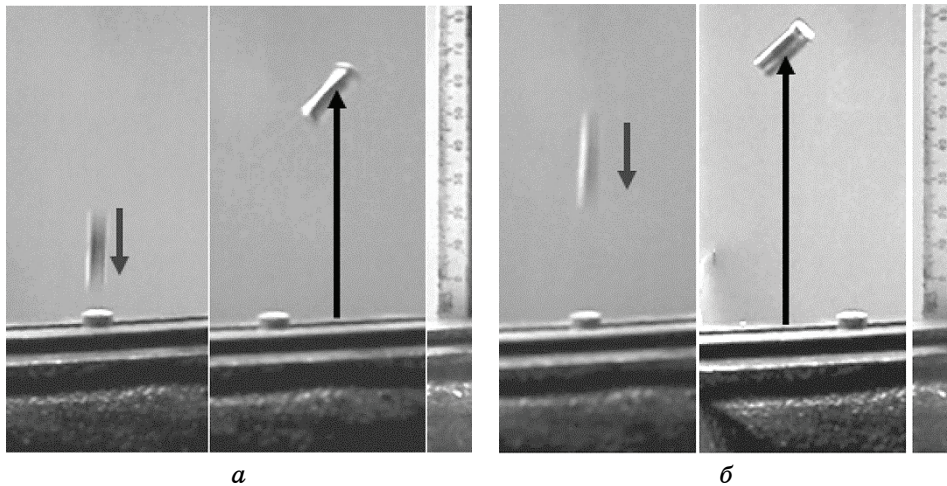


Рис. 7. Експериментальне визначення коефіцієнта відновлення k під час падіння (ліве фото) та відскоку на максимальну висоту (праве фото) після зіткнення бойків із армко-Fe (а) та сталі ШХ15 (б) зі зразком стопу Д16.

Fig. 7. Experimental determination of the recovery factor k during the fall (left photo) and rebound to the maximum height (right photo) after the collision of the strikers from Armco-Fe (a) and AISI 52100 steel (b) with the D16 alloy.

кріпленого в лещатах зразка $v_2 = 0$ і маса бойка значно менша маси зразка в лещатах $m_1 \ll m_2$, то коефіцієнт відновлення буде дорівнювати співвідношенню швидкостей бойка до і після зіткнення, тобто: $k = -v'_1/v_1$, або з врахуванням того, що $v = \sqrt{2gh}$, матимемо рівність k квадратному кореню з відношення висоти відскоку до висоти падіння: $k = \sqrt{2gh_2}/\sqrt{2gh_1} = (h_2/h_1)^{1/2}$.

Згідно з проведеними оцінками на основі усереднення десятих експериментів одержано достатньо близькі значення k для пар «армко-Fe–Д16» ($k \cong 0,41$) та «сталь ШХ15–Д16» ($k \cong 0,47$).

Таким чином, частка енергії $\Delta E_k''$, витрачена на пластичну деформацію, буде дещо вищою у випадку бойка з армко-Fe ($1 - k^2 = 0,83$), ніж зі сталі ШХ15 ($1 - k^2 = 0,78$). Однак в даному випадку також слід враховувати, що навіть за однакової кінетичної енергії рухомих бойків ($E_k = 0,15$ мДж), заданих амплітудою УЗК торця концентратора ($A_{US} = 25$ мкм) та масою бойків ($m = 2,7$ г), дисипація енергії під час удару відбуватиметься по-різному у зв'язку з різним співвідношенням механічних властивостей (межі плинності $\sigma_{0,2}$) сталі ШХ15 ($\sigma_{0,2} = 1700$ МПа) і армко-Fe ($\sigma_{0,2} = 176$ МПа) та зразка стопу Д16 ($\sigma_{0,2} = 320$ МПа) (табл. 1).

Враховуючи вказані механічні властивості зразків Д16 і бойків з армко-Fe та сталі ШХ15, а також діючі напруження ($\sigma_a \cong 150\text{--}400$ МПа), які можуть виникати в них під час удару, очевидно, що у випадку зіткнення зразка стопу Д16 із залізним бойком відбуватиметься пластична деформація обох тіл, що і спостерігається в експерименті. Протягом УЗУО залізний бойок змінює свою форму в місці контакту із зразком (рис. 8, а). При цьому слід також враховувати, що з кожним наступним ударом діюче ударне напруження зменшується за рахунок зростання площі контакту ($\sigma_a = F/S$) деформованого бойка з поверхнею зразка.

Інша ситуація спостерігається у випадку зіткнення сталевого бойка з поверхнею зразка Д16, адже напруження плинності бойка значно перевищує діючі при ударі напруження і вся пластична деформація відбуватиметься саме в зразку, а бойок деформується лише пружньо (рис. 8, б).

Саме за рахунок цієї відмінності поверхневий шар зразка стопу Д16 зазнає більшої пластичної деформації, і ми спостерігатимемо більш істотне зростання HV зразків Д16 за умов застосування сталевих бойків (рис. 2), незважаючи на незмінні задані умови ударного навантаження (амплітуда УЗК $A_{US} = \text{const}$ і тривалість УЗУО $\tau = \text{const}$). Цей результат був також підтверджений оцінками, одержаними в процесі моделювання зіткнення системи бойок–зразок методом скінчених елементів (рис. 9) за допомогою програми DEFORM 2D/3D.

Слід також враховувати ще один чинник — ефект деформаційно-

го розігрівання поверхневого шару зразка ΔT , який може бути оцінений за твердістю (напруженням плинності $\sigma_{0,2} \cong 0,3HV$) і ступенем акумульованої в шарі деформації, що визначають роботу деформації A , яка дорівнює описаній вище виразом (1) втраті кінетичної енергії системи $\Delta E_k''$ з врахуванням фізичних властивостей зразка (густини $\rho = 2,7 \text{ кг/м}^3$ і питомої теплоємності C_V) [20, 21]:

$$\Delta T = \frac{\beta A}{C_V m \rho} = \frac{\beta}{C_V m \rho} \iiint_V \sigma_{0,2} \bar{\epsilon} d\epsilon = \beta \sigma_{0,2} \bar{\epsilon} / (\rho C_V) = \beta H_V \bar{\epsilon} / (3\rho C_V). \quad (2)$$

Враховуючи відмінність величин теплоємності зразка ступу Д16 і використаних бойків (табл. 1), згідно з виразом (2), нагрівання зразка відбуватиметься майже вдвічі швидше.

Оскільки ступінь деформації є більшим у випадку застосування бойка ШХ15 (рис. 9), то саме за оброблення цим бойком матимемо більше деформаційне розігрівання ΔT , ніж за умов УЗУО залізним бойком. Тому, можна очікувати більшого впливу ΔT на швидкість і частоту появи стадій пластифікації (знеміцнення). У випадку залізного бойка накопичення деформації та швидкість зміцнення із зростанням тривалості УЗУО також мають бути меншими в порівнянні зі сталевим бойком, що і спостерігається в експерименті (див.

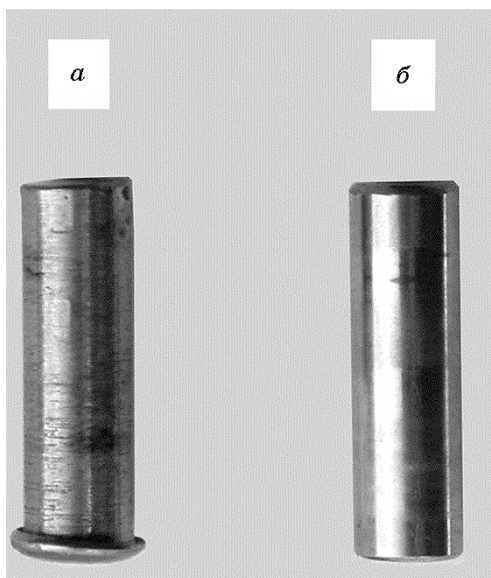


Рис. 8. Зовнішній вигляд бойків з армко-Fe (а) та сталі ШХ15 (б) після УЗУО.

Fig. 8. Exterior view of the strikers from Armco-Fe (a) and AISI 52100 steel (b) after UIT.

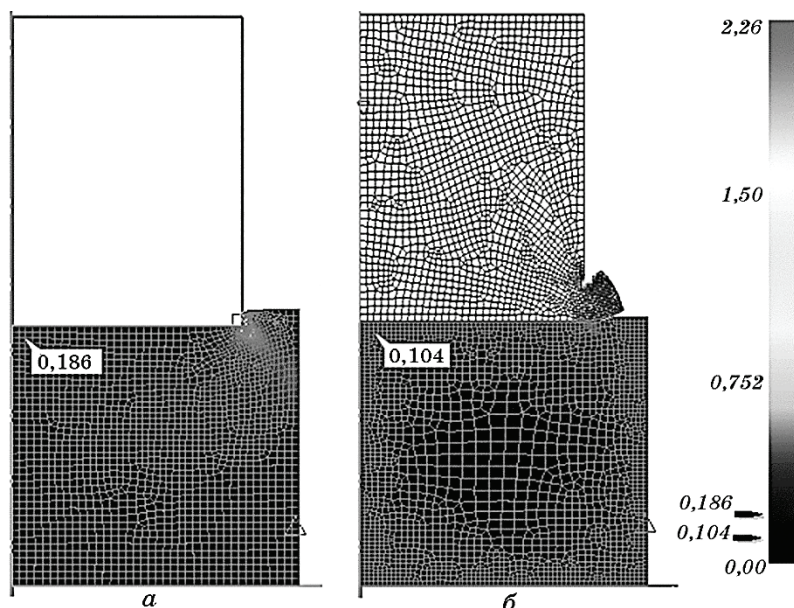


Рис. 9. Порівняння ступенів деформації поверхні зразків стопу Д16 за квазіізостатичних умов УЗУО сталевим (а) та залізним (б) бойками за даними моделювання методом скінчених елементів.

Fig. 9. Comparison of the degrees of deformation of the surface of samples from D16 alloy under quasi-isostatic conditions of the UIT by steel (a) and iron (b) strikers according to the modelling within the finite elements method.

рис. 8, 9).

Таким чином, співвідношення механічних властивостей бойка та оброблюваного зразка впливає на перерозподіл енергії ударного навантаження, який зумовлює той чи інший ступінь деформації, акумульованої у поверхневих шарах зразка, а також величину деформаційного зміцнення. Це може бути однією з причин експериментально спостережуваної різниці в еволюції мікротвердості зразків, оброблених різними бойками, та появи «інкубаційного» періоду зміцнення за оброблення бойком із армко-Fe. Крім того, одночасне деформування поверхонь бойка і зразка сприяє механічному легуванню оброблюваної поверхні [13].

4. ВИСНОВКИ

Зміна мікротвердості поверхні стопу Д16 після УЗУО на повітрі та в інертному середовищі як бойком зі сталі ШХ15, так і бойком з армко-Fe має циклічний характер, який проявляється у чергуванні стадій зміцнення та пластифікації. Загальною закономірністю є

уповільнення стадій зміцнення для ударника з армко-Fe в обох середовищах та менші значення мікротвердості, що обумовлюється меншим ступенем деформації порівняно зі сталевим бойком.

У випадку зіткнення сталевого бойка з поверхнею зразка Д16 відбувається пластична деформація виключно зразка, а бойок деформується лише пружньо. У випадку застосування бойка з армко-Fe відбувається пластична деформація обох тіл, впродовж УЗУО бойок змінює свою форму в місці контакту із зразком і з кожним наступним ударом діюче ударне напруження зменшується за рахунок зростання площі цього контакту.

За умов УЗУО бойком з армко-Fe для досягнення високих значень мікротвердості необхідно підвищувати тривалість або інтенсивність оброблення в порівнянні з обробленням сталевим бойком, що сприятиме як одержанню значних ступенів деформації, так і деформаційно ініційованому механічному легуванню поверхні.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. А. Д. Погребняк, А. А. Багдасарян, А. В. Пшик, К. Дядюра, *Успехи физических наук*, **187**, № 12: 515 (2017).
2. И. Н. Торяник, У. С. Немченко, А. Д. Погребняк, О. В. Соболев, С. С. Гранкин, П. В. Турбин, С. С. Битиманова, *Фізична інженерія поверхні*, **12**, № 1: 100 (2014).
3. K. Gu, H. Zhang, B. Zhao, J. Wang, Y. Zhou, and Z. Li, *Mater. Sci. Eng. A*, **584**: 170 (2013).
4. I. S. Lee, P. W. Kao, and N. J. Ho, *Intermetallics*, **16**: 1104 (2008).
5. A. Pisharody, J. Menghani, and S. N. Pandiya, *Int. J. Adv. Sci. Technol. (Joint Int. Conf., Pattaya, 2014)*, p. 78.
6. В. Л. Сыроватка, В. Е. Оликер, М. С. Яковлева, *Материаловедение*, № 3: 46 (2013).
7. М. О. Васильев, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **37**, № 9: 1269 (2015).
8. X. Yang, X. Wang, X. Ling, and D. Wang, *Results in Physics*, **7**: 1412 (2017).
9. S. Romankov, Y. Hayasaka, E. Kasai, and J. M. Yoon, *Surf. Coat. Technol.*, **205**: 2313 (2010).
10. V. Zadorozhnyy, S. Kaloshkin, E. Kaevitser, and S. Romankov, *J. Alloys Compd.*, **509S**: S507 (2011).
11. J. Gandra, H. Krohn, R. M. Miranda, P. Vilaca, L. Quintino, and J. F. dos Santos, *J. Mater. Process. Technol.*, **214**: 1062 (2014).
12. Yu. N. Petrov, G. I. Prokopenko, B. N. Mordyuk, M. A. Vasylyev, S. M. Voloshko, V. S. Skorodzievski, and V. S. Filatova, *Mater. Sci. Eng. C*, **58**: 1024 (2016).
13. М. О. Васильев, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **37**, № 12: 1603 (2015).
14. М. О. Васильев, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **39**, № 1: 49 (2017).
15. М. А. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and

- A. P. Burmak, *Surf. Eng.* (to be published) (2017).
16. Л. В. Тихонов, В. А. Кононенко, Г. И. Прокопенко, В. А. Рафаловский, *Механические свойства металлов и сплавов* (Киев: Наукова думка: 1986).
 17. С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **33**, № 12: 1659 (2011).
 18. В. В. Рыбин, *Большие пластические деформации и разрушение металлов* (Москва: Металлургия: 1986).
 19. А. П. Бурмак, С. І. Сидоренко, М. О. Васильев, С. М. Волошко, *Наукові вісти НТУУ «КПІ»*, № 1: 57 (2013).
 20. A. Mishra, B. K. Kad, F. Gregori, and M. A. Meyers, *Acta Mater.*, **55**: 13 (2007).
 21. B. N. Mordyuk, O. P. Karasevskaya, and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **559**: 453 (2013).

REFERENCES

1. A. D. Pogrebnjak, A. A. Bagdasaryan, A. V. Pshyk, and K. Dyadyura, *Uspekhi Fizicheskikh Nauk*, **187**, No. 12: 515 (2017) (in Russian).
2. Y. N. Toryanyk, U. S. Nemchenko, A. D. Pohrebnjak, and O. V. Sobol, S. S. Grankin, P. V. Turbin, and S. S. Bitimanova, *Fizychna Inzheneriya Poverkhni*, **12**, No. 1: 100 (2014) (in Russian).
3. K. Gu, H. Zhang, B. Zhao, J. Wang, Y. Zhou, and Z. Li, *Mater. Sci. Eng. A*, **584**: 170 (2013).
4. I. S. Lee, P. W. Kao, and N. J. Ho, *Intermetallics*, **16**: 1104 (2008).
5. A. Pisharody, J. Menghani, and S. N. Pandiya, *Int. J. Adv. Sci. Technol. (Joint Int. Conf., Pattaya, 2014)*, p. 78.
6. V. L. Syrovatka, V. E. Oliker, and M. S. Yakovleva, *Materialovedenie*, No. 3: 46 (2013) (in Russian).
7. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 9, 1269 (2015).
8. X. Yang, X. Wang, X. Ling, and D. Wang, *Results in Physics*, **7**: 1412 (2017).
9. S. Romankov, Y. Hayasaka, E. Kasai, and J. M. Yoon, *Surf. Coat. Technol.*, **205**: 2313 (2010).
10. V. Zadorozhnyy, S. Kaloshkin, E. Kaevitser, and S. Romankov, *J. Alloys Compd.*, **509S**: S507 (2011).
11. J. Gandra, H. Krohn, R. M. Miranda, P. Vilaca, L. Quintino, and J. F. Dos Santos, *J. Mater. Process. Technol.*, **214**: 1062 (2014).
12. Yu. N. Petrov, G. I. Prokopenko, B. N. Mordyuk, M. A. Vasylyev, S. M. Voloshko, V. S. Skorodzievski, and V. S. Filatova, *Mater. Sci. Eng. C*, **58**: 1024 (2016).
13. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 12: 1603 (2015) (in Ukrainian).
14. M. A. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 1: 49 (2017) (in Ukrainian).
15. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Surf. Eng.* (to be published) (2017).

16. L. V. Tikhonov, V. A. Kononenko, G. I. Prokopenko, and V. A. Rafalovsky, *Mekhanicheskie Svoystva Metallov i Splavov* [Mechanical Properties of Metals and Alloys] (Kiev: Naukova Dumka: 1986) (in Russian).
17. S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, I. E. Kotenko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **33**, No. 12: 1659 (2011) (in Ukrainian).
18. V. V. Rybin, *Bolshie Plasticheskie Deformatsii i Razrushenie Metallov* [Large Plastic Deformation and Fracture of Metals] (Moscow: Metallurgiya: 1986) (in Russian).
19. A. P. Burmak, S. I. Sydorenko, M. A. Vasylyev, and S. M. Voloshko, *Science News of NTUU 'KPI'*, No. 1: 57 (2013) (in Ukrainian).
20. A. Mishra, B. K. Kad, F. Gregori, and M. A. Meyers, *Acta Mater.*, **55**: 13 (2007).
21. B. N. Mordyuk, O. P. Karasevskaya, and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **559**: 453 (2013).