

ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СТАНУ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ СПЛАВУ Д16 ПІСЛЯ УЛЬТРАЗВУКОВОЇ УДАРНОЇ ОБРОБКИ ЗАЛІЗНИМ БОЙКОМ В РІЗНИХ АТМОСФЕРАХ

д.ф.-м.н., проф. С.М. Волошко, к.т.н. А.П. Бурмак, к.т.н. Н.В. Франчік,
студ. С.С. Кухарик

Національний технічний університет України «КПІ ім. Ігоря Сікорського», Інженерно-фізичний факультет,
кафедра фізики металів, e-mail: aburmak@gmail.com

Досліджено процес зміцнення поверхневих шарів сплаву Д16 та масоперенесення Fe, спричинених ультразвуковою ударною обробкою (УЗУО) бойком з армко-заліза на повітрі та в інертному середовищі. Встановлено, що підвищення мікротвердості поверхневих шарів товщиною до 30 мкм сплаву Д16 після УЗУО досягаються на повітрі (до 9 ГПа), на відміну від інертного середовища (до 4 ГПа), що пов'язане із збільшенням рівня мікродеформації кристалічної ґратки, з механохімічною взаємодією в процесі інтенсивної деформації між Al і Fe, Cu та O, та з формуванням інтерметалідних фаз Fe-Al.

Вступ. Ультразвукова ударна обробка (УЗУО) є одним з найбільш ефективних методів модифікації поверхні [1–3] та формування міцних композиційних покриттів [4, 5] за рахунок збільшення щільності дислокацій та концентрації вакансій і точкових дефектів, а також пришвидшення процесів дифузії.

З огляду на підвищення стійкості алюмінієвих сплавів до зношування та корозії, перспективним є одержання поверхневих шарів, які містять атоми заліза [6–8]. Однак, згідно аналізу досліджень стосовно механічного зварювання тертям із перемішування (ЗТП) алюмінієвих і залізних сплавів, проведеного в роботі [8], поява інтерметалідних частинок може мати і негативні наслідки. Наприклад, міцність отриманих зварних з'єднань різнорідних матеріалів може суттєво погіршуватися за рахунок формування інтерметалідів FeAl різного хімічного складу ($Al_{13}Fe_4$, Al_5Fe_2 , Al_3Fe).

Метою даної роботи є дослідження зміни мікротвердості поверхневих шарів алюмінієвого сплаву Д16 після ультразвукової ударної обробки ударником з армко-заліза в різних середовищах за умов квазігідростатичного стиснення.

Методика експерименту. Зразки циліндричної форми сплаву Д16 (склад (мас. %): Al – 93,6 %, Cu – 3,97 %, Mg – 1,43 %, Mn – 0,625%, Si – 0,5%) промислового виробництва одержувались шляхом різання з прутків перпендикулярно напрямку прокатки. Сплав Д16 у вихідному стані містить α -твердий розчин на основі алюмінію з середнім розміром зерен 3–5 мкм, а також ряду дисперсних фаз різного складу і форми (стрижнеподібні дисперсоїди T -фази ($Al_{20}Cu_2Mn_3$) та частинки θ -фази (Al_2Cu) розміром 200 нм і 100 нм, відповідно).

Ультразвукова ударна обробка здійснювалась на приладі УЗГ-300. Схема вузла навантаження представлена на рис. 1. Частота ультразвукового генератора складала 21 кГц, потужність – 0,6 кВт, частота ударів – 1–2 кГц, енергія удару при обраній амплітуді (25 мкм) становила 15 мДж. Зразок сплаву Д16 розміщувався у спеціальній сталевій оправі, в яку заглиблювався на 2 мм. УЗУО проводилась в середовищі газу аргону та на повітрі. Інертне середовище використовувалось з метою запобігання процесам окиснення поверхні сплаву Д16 підчас УЗУО [2]. Обробка в інертному середовищі проводилась у спеціально створеній герметичній заповненій газом камері, тиск у якій вимірювався манометром.

Вимірювання мікротвердості H_V поверхні та поперечного перерізу зразків алюмінієвого сплаву Д16 проводилось на ПМТ-3М (навантаження – 100 г та 10 г відповідно).

Масоперенесення атомів заліза до поверхневих шарів сплаву Д16 досліджувались методом мікрорентгеноспектрального аналізу за допомогою приладу РЕММА-106И.

Рентгенівські дослідження проводились з використанням дифрактометра Rigaku Ultima IV (випромінювання $\lambda_{\text{CuK}\alpha}$) в інтервалі кутів $2\theta=20-140^\circ$ з кроком $0,02^\circ$ та часом витримки 2 с.

Результати та їх обговорення. Зміна мікротвердості (рис. 2) алюмінієвого сплаву Д16 після УЗУО в обох середовищах має циклічний характер, який проявляється у чергуванні стадій зміцнення та пластифікації. Циклічний характер зміни мікротвердості поверхні сплаву Д16 за умов УЗУО спостерігався в роботі [2] і був пояснений структурно-фазовими перетвореннями на стадіях зміцнення та перебігом процесів динамічного повернення та динамічної рекристалізації на стадіях пластифікації (знеміцнення).

При обробці на повітрі впродовж 100 с, 180 с та 250 с досягаються відповідно значення мікротвердості ~ 5 ГПа, ~ 7 ГПа і ~ 9 ГПа, і ефект зміцнення поверхні на завершальній стадії становить $\sim 500\%$ у порівнянні з вихідним станом. В той же час, на проміжних стадіях знеміцнення H_V знаходиться в інтервалі величин 2,9-4,2 ГПа, що перевищує H_V , яка спостерігалась для деформованого матричного сплаву Д16 в поверхневих композитних шарах ($\sim 1,6$ ГПа), сформованих при УЗУО [4].

Ефект циклічності зміни мікротвердості сплаву Д16 так само проявляється після УЗУО в інертному середовищі, хоча і в меншій мірі. В цьому випадку також слід відзначити менші абсолютні величини мікротвердості: ~ 3 ГПа, $\sim 4,3$ ГПа та 3,8 ГПа. Видно, що максимальне значення, яке досягається за тривалості обробки $\tau = 150$ с, більш ніж вдвічі нижче за величину H_V поверхні сплаву, обробленого УЗУО на повітрі. Мікротвердість на стадіях знеміцнення дещо нижча ніж у попередньому випадку (2,7-3,4 ГПа).



Рис. 2. Зміна мікротвердості поверхні зразка алюмінієвого сплаву Д16 після УЗУО:
1 – обробка на повітрі; 2 – обробка в інертному середовищі.

формуванням композитного шару [4] внаслідок механічного перемішування приповерхневих шарів під час ПД.

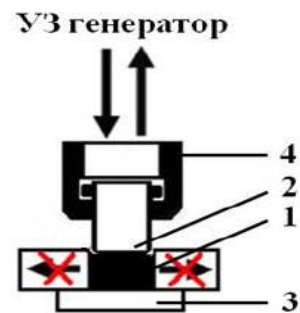
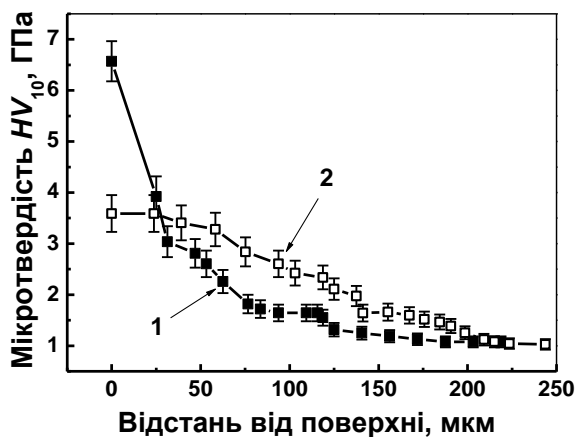


Рис.1. Схема проведення УЗУО:
1 – зразок сплаву Д16; 2 – бойок з армо-Fe; 3 – ковадло;
4 – вібратор з ударною головкою.

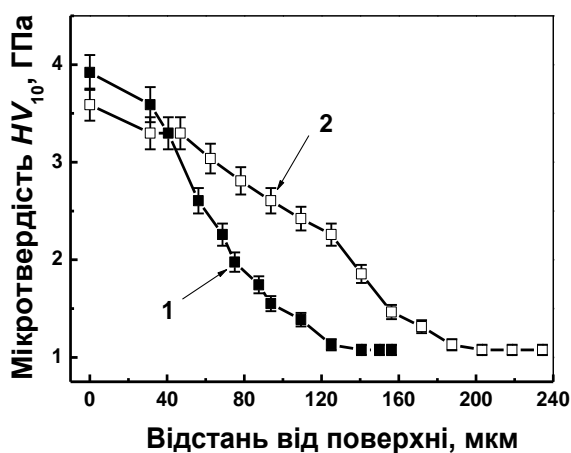
Максимальні значення мікротвердості поверхні сплаву Д16 після УЗУО на повітрі можна пояснити тим, що поглинання деформаційної енергії в цьому випадку супроводжується перебігом різних хімічних реакцій на поверхні оброблюваних матеріалів, в яких беруть участь крім матеріалу залізного бойка і елементи навколишнього середовища. Тобто, відбувається формування шару оксиду алюмінію [2] чи складних оксидів FeAl_2O_4 , AlFeO_3 [9, 10], які можуть в певні проміжки часу руйнуватись з утворенням окремих частинок оксиду, що здатні переміщуватись вглиб з

Значення мікротвердості при віддаленні від обробленої поверхні визначено на поперечних перерізах зразків сплаву Д16 після УЗУО в різних середовищах впродовж 100 с (рис. 3, а) та 250 с (рис. 3, б).

Після УЗУО впродовж 100 с спостерігаються відмінності профілів мікротвердості шарів, оброблених в різних середовищах. По-перше, у тонкому поверхневому шарі товщиною до 25 мкм значення H_V вищі для випадку УЗУО на повітрі, що добре корелює з даними щодо залежності H_V від тривалості УЗУО, наведеними на рис. 2, і пояснюється механохімічними реакціями окиснення. По-друге, загальна товщина модифікованого шару з підвищеними значеннями H_V більша у випадку обробки в інертній атмосфері (~180 мкм) в порівнянні з обробкою на повітрі (~125 мкм).



а)



б)

Рис. 3. Розподіл мікротвердості поперечного перерізу алюмінієвого сплаву Д16 після УЗУО:

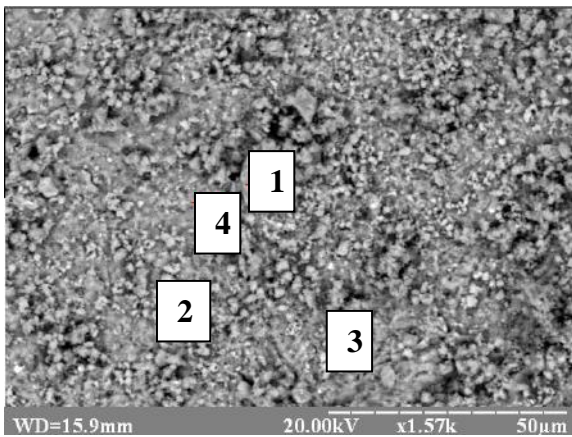
а) $\tau=100$ с, б) $\tau=250$ с, 1 - на повітрі, 2 - в інертному середовищі

УЗУО впродовж 250 с призводить до перерозподілу профілів мікротвердості у модифікованих шарах без суттєвої зміни мікроструктури, особливо у випадку УЗУО на повітрі (рис. 3, б). Найвищі значення H_V , що спостерігаються у тонких поверхневих шарах товщиною до 40 мкм, в обох випадках складають 3,5 – 4 ГПа. Загальна товщина модифікованих шарів залишається майже незмінною у порівнянні з менш тривалою УЗУО (впродовж 100 с).

Крім того, зберігається і різниця у загальній товщині модифікованих шарів, досягнутій після УЗУО в різних середовищах. Тобто спостерігається насичення у зростанні товщини модифікованого шару, а основні зміни твердості відбуваються ближче до оброблюваної поверхні. Це пов'язано із змінами у структурі і хімічному складі поверхні та приповерхневих шарів.

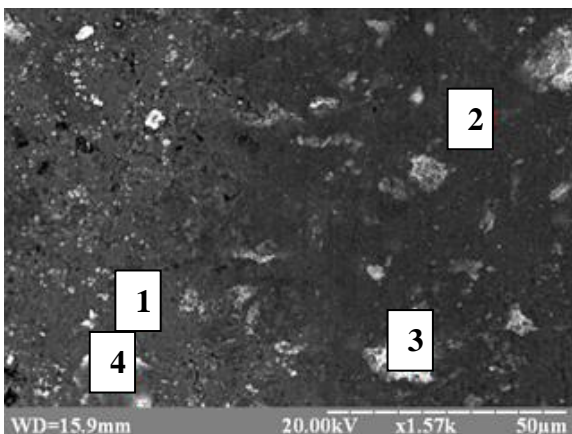
Після УЗУО поверхні сплаву Д16 на повітрі впродовж 90 с на мікроструктурі спостерігається невелика кількість світлих областей розміром до 1 мкм практично чистого Fe (~ 98 ат.%), в інших точках концентрація Fe варіюється в межах від 77 до 84 ат.%. Концентрація Al при цьому складає 13–20 ат.% (рис. 4, а). Із збільшенням тривалості обробки до 180 с хімічний склад поверхні практично вирівнюється

і концентрація Fe становить 85 ат.%, а Al зменшується до 11 ат.%. Значних коливань концентрації Si не виявлено, вона дорівнює 2–3,5 ат.%. При УЗУО в аргоні впродовж 90 с процес легування відбувається значно повільніше і менш рівномірно. Кількість частинок Fe (світлі області) значно збільшується і вони більшого розміру, ніж після обробки на повітрі. При збільшенні часу обробки досягається однорідний склад і поверхня сірого кольору стає гладкою, концентрація Fe та Al практично однакова, що свідчить про формування інтерметаліду FeAl. Але залишаються одиничні частинки чистого Fe великого розміру до 20 мкм (рис. 4, б).



Область дослідження	Концентрація елементів, ат.%		
	Al	Fe	Cu
1	13,59	83,74	2,67
2	1,53	97,87	0,6
3	19,38	77,13	3,49
4	15,82	82,01	2,17

a



Область дослідження	Концентрація елементів, ат.%		
	Al	Fe	Cu
1	94,43	0,43	5,14
2	91,97	2,67	5,36
3	14,32	81,58	4,10
4	45,87	49,24	4,89

б

Рис. 4. Мікроструктура поверхні та відповідний хімічний склад зразка алюмінієвого сплаву Д16 після УЗУО: а – $\tau=90$ с на повітрі; б – $\tau=250$ с в інертному середовищі

Висновки. Таким чином, підтверджено циклічний характер зміцнення поверхневих шарів сплаву Д16 залежно від тривалості УЗУО на повітрі та в інертному середовищі, який полягає у чергуванні стадій зміцнення та пластифікації, обумовлених відповідно структурно-фазовими перетвореннями та процесами динамічного повернення. Встановлено, що деформаційно-індуковане масоперенесення атомів заліза під дією УЗУО дозволяє синтезувати на поверхні сплаву Д16 шар залізовмісного покриття товщиною до 30 мкм із мікротвердістю 9 ГПа, який міцно зв'язаний з деформованим шаром товщиною 180 мкм.

Література:

1. А. П. Бурмак, С. І. Сидоренко, М. О. Васильєв, С. М. Волошко, *Наукові вісті НТУУ «КПІ»*, № 1: 57 (2013).
2. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.* **37**, № 9: 1269 (2015).
3. Г. И. Прокопенко, А. Л. Березина, С. М. Волошко, И. Е. Котенко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.* **32**, № 3: 397 (2010).
4. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, М. В. Кіндрачук, *Металлофиз. новейшие технол.* **38**, № 4: 545 (2016) / DOI: 10.15407/mfint.38.04.0545
5. 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).
6. I.S. Lee, P.W. Kao*, N.J. Ho, *Intermetallics* **16**: 1104 (2008).
7. В.Л. Сироватка, В.Е. Оликер, М.С. Яковлева, *Материаловедение*, № 3: 46 (2013).
8. A. Pisharody, J. Menghani, S.N. Pandiya, Review of Friction Stir Welding of Dissimilar Al-Fe Metals, *Int. J. Adv. Sci. Technol.: Joint Int. Conf.*, Pattaya: 78 (2014).
9. А.В. Голованов, *МуТОМ*, № 6: 42 (2008).
10. М.Н. Enayati, M. Salehi, *J. Mater. Sci.* **40**: 3933 (2005).