

ВПЛИВ УДАРНО-КОЛИВАЛЬНОГО НАВАНТАЖЕННЯ НА ТВЕРДІСТЬ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ Д16ЧАТВ

М. Г. ЧАУСОВ¹, П. О. МАРУЩАК², А. П. ПИЛИПЕНКО¹

¹ Національний університет біоресурсів і природокористування України, Київ;

² Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя

Оцінено вплив ударно-коливального навантаження заданої інтенсивності, зокрема і зі застосуванням нанорозчинів карбиду вольфраму, вуглецю, а також нанорозчинів Al + Cu і Al + Cu + Mg за концентрацій 50:50% та 33:33:33%, відповідно, на твердість поверхневих шарів алюмінієвого сплаву Д16ЧАТВ. Виявлено та описано взаємозв'язок між параметрами динамічних незрівноважених процесів, які змінюють структурно-фазовий стан та механічні властивості сплаву, та твердістю поверхні обробленого матеріалу.

Ключові слова: алюмінієвий сплав Д16ЧАТВ, ударно-коливальне навантаження, зміна структурного і механічного стану, твердість.

The effect of impact-oscillation loading of a given intensity was evaluated, in particular, using nanosolutions of tungsten carbide, carbon, as well as Al + Cu and Al + Cu + Mg nanosolutions at a concentration of 50:50% and 33:33:33%, respectively, on the hardness of the surface layers of the Д16ЧАТВ aluminum alloy. The relationship between the parameters of dynamic non-equilibrium processes (DNP), which change the structural phase state and mechanical properties of the alloy and the surface hardness of the material, was identified and described.

Keywords: aluminum alloy Д16ЧАТВ, impact-oscillation loading, change of structural and mechanical state, hardness.

Вступ. Підвищити втомну довговічність гетерогенних алюмінієвих сплавів – актуальне завдання. На сьогодні є багато досліджень з поліпшення фізико-механічних властивостей матеріалів, їх поверхневих шарів, зокрема імпульсним модифікуванням [1–5]. Доведено, що динамічні незрівноважені процеси (ДНП) в алюмінієвих сплавах Д16ЧАТВ і 2024-T351 під ударно-коливальним навантаженням (УКН) заданої інтенсивності суттєво підвищують втомну довговічність матеріалів за високочастотної (110 Hz) втоми [5–12]. При цьому, одночасно використовуючи УКН і нанотехнології, можна посилювати цей ефект. Виявлено [11, 12] три фізично обґрунтовані механізми, які змінюють втомну довговічність після УКН. По-перше, встановлено, що ДНП формують дисипативні структури в об'ємі листових гетерогенних алюмінієвих сплавів, густина яких менша, ніж основного матеріалу. Це зумовлює мікроекструзії, які є дисипативними структурами на їх поверхні. По-друге, доведено, що фазовий склад досліджуваних сплавів, який, крім твердого розчину на основі алюмінію, містить зміцнювальні фази, зокрема дисперсні наночастинки Al₂Cu (т.зв. Θ-фаза) і CuAl₂Mg (т.зв. S-фаза), змінюється після ДНП різної інтенсивності. Це спричинено тим, що пластична деформація, яка виникає за термодинамічно нерівноважного стану, супроводжується синергетичним структуроутворенням без дислокаційного ковзання. Форму-

ється альтернативний механізм пластичного деформування, який самоорганізує мікроструктуру у вигляді каналів гідродинамічного течіння металу у рідино-подібному стані, що насичені вакансійними дефектами, сприяє розчиненню частинок S-фази і виділенню частинок Θ -фази. За оптимальної інтенсивності ДНП, співвідношення частинок цих фаз у сплаві сягає значень, за яких максимально зростає втомна довговічність. По-третє, виявлено, що твердість поверхневих шарів алюмінієвих сплавів і сталей – дуже чутливий параметр оцінювання впливу ДНП.

Слід зауважити, що рідиноподібна дисипативна структура після УКН [12] нестабільна в механічному полі та кристалізується, і розміри кристалів поступово зростають за інтенсивних циклічних деформацій ϵ (розвиток рекристалізації). Експериментально доведено, що лише у вузькому діапазоні ДНП можливі початкові стадії синергетичного структуроутворення, які є передумовою збільшення втомної довговічності алюмінієвих сплавів (для досліджуваного сплаву – це інтервал 3...4,5%) [9].

Раніше встановлено [13], що однією із типових ознак утворення дисипативних структур в сплавах після УКН є формування ділянок течіння різної протяжності на діаграмах статичного розтягу. Зокрема, за деформацій 3...4,5% такі ділянки лише починають зароджуватися. Їх протяжність для сплаву Д16чАТВ сягає 0,4...0,5%, а за інтенсивності циклічних деформацій 8,39% становить 2%) [13]. Протяжніші ділянки свідчать про інтенсивнішу рекристалізацію за подальших циклічних навантажень, а отже, про меншу втомну довговічність сплаву.

Мета цього дослідження – встановити основні закономірності впливу УКН на твердість поверхневих шарів сплаву Д16чАТВ.

Методи і матеріал. Механічні властивості і хімічний склад сплаву такі: $\sigma_{0,2} = 322$ МПа, $\sigma_B = 452$ МПа, $\delta = 21,5\%$; 0,11 mass% Si, 0,18 Fe, 4,4 Cu, 0,63 Mn, 1,4 Mg, 0,01 Cr, 0,01 Zn, 0,07 Ti.

Інтенсивність ДНП в зразках (рис. 1) контролювали за приростами динамічної деформації ϵ_p , яку вимірювали оптичним методом в діапазоні 3,0...4,5% [11, 12]. База вимірювання за статичного розтягу становила 16 mm.

На поверхню частини зразків наносили нанорозчини карбїду вольфраму і вуглецю, а також нанорозчини Al + Cu і Al + Cu + Mg за концентрацій 50:50% і 33:33:33%, відповідно. Крім нанорозчинів карбїду вольфраму і вуглецю, використовували нанорозчини металів, які містить досліджуваний сплав і які впливають на концентрацію наночастинок Al_2Cu і $CuAl_2Mg$.

Щоб отримати нанорозчини різних матеріалів, застосовували електроерозійне диспергування їх гранул у спиртовому розчині [14]. Використовували тиристорний генератор з ємнісним накопичувачем енергії, формували розрядні імпульси, амплітуду напруги яких регулювали в межах 40...220 V, а струму – від 30 до 1000 A. Ємність C накопичувача енергії генератора регулювали в межах 25...200 μF , частоту розрядних імпульсів – в діапазоні 100...200 Hz. Індуктивність розрядного контуру L не перевищувала 1 μH .

Плоскі поверхні зразків заздалегідь змочували вибраним колоїдним розчином наночастинок [15], які осаджували на поверхні методом сушіння. За УКН ці наночастинок “зачеканювались” внаслідок формування на поверхні мікроекструзій з менш щільних дисипативних структур. Пластична хвиля змінювала стан по-

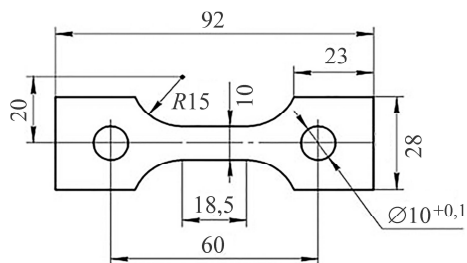


Рис. 1. Зразок для випробувань.

Fig. 1. Specimen for testing.

верхні, зокрема, у напрямі наноструктурування. Контрольовану структуру поверхні сплаву отримували, використовуючи в колоїдних розчинах наночастинки матеріалу заданого розміру та відповідної концентрації.

Твердість поверхневих шарів сплаву оцінювали після УКН. Зразки повністю розвантажували, протирали спиртом і твердоміром НРО-10 за методом Віккерса визначали твердість поверхневого шару в робочій зоні і, для порівняння, – на головках зразків за навантаження на індентор 4,59 N. Для кожної дослідженої ділянки виконували не менше 30 індентувань.

Результати і їх обговорення. Перед випробуваннями серію зразків (15 шт.) сплаву поділили на п'ять частин. Першу, з трьох зразків, статично деформували до $\epsilon = 3,89\%$. Другу, із такою ж кількістю зразків, без нанесених нанорозчинів піддали УКН з інтенсивністю $\epsilon_p = 3,0...4,5\%$. Аналогічно третю, четверту і п'яту частини з нанесеними нанорозчинами карбіду вольфраму, вуглецю, Cu + Mg теж навантажували з такою самою інтенсивністю. Після цього оцінювали твердість поверхневих шарів зразків з близькими значеннями ϵ_p і статично деформованих до $\epsilon = 3,89\%$ (рис. 2). Оскільки навіть недеформований матеріал, з якого виготовили зразки, мав певний розкид значень твердості, попередньо зіставляли твердість його недеформованої (в захоплювачі) і деформованої частин. Встановили, що за статичного деформування 3,89% середнє значення твердості на захопній частині зразка (CP) становить 24,63, а на робочій (WP) – 24,02. Відповідно, різниця між CP і WP була 2,47% (рис. 2a). На зразку після УКН без нанорозчинів ($\epsilon_p = 3,85\%$,) середнє значення твердості на CP дорівнювало 26,85, а на WP – 23,82. Отже, різниця між CP і WP становила 11,28% (рис. 2b).

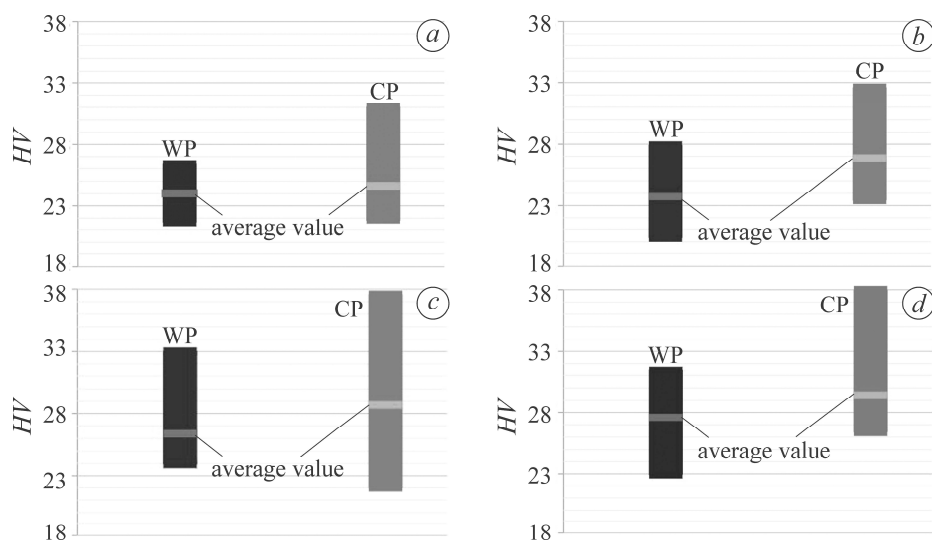


Рис. 2. Твердість поверхневих шарів сплаву Д16чАТВ за одночасного використання УКН і нанорозчинів: *a* – зразок, деформований статичним розтягом ($\epsilon = 3,89\%$); *b* – зразок без нанорозчинів, УКН ($\epsilon_p = 3,85\%$); *c, d* – з нанорозчинами вуглецю та карбіду вольфраму, УКН ($\epsilon_p = 3,84$ і $3,88\%$, відповідно); CP – захопна недеформована частина зразка, WP – робоча.

Fig. 2. Hardness of the surface layers of the Д16чАТВ alloy with the simultaneous use of impact-oscillation loading (IOL) and nanosolutions: *a* – specimen deformed by static tension ($\epsilon_p = 3.89\%$); *b* – specimen without nanosolutions, IOL ($\epsilon_p = 3.85\%$); *c, d* – with nanosolutions of carbide and tungsten carbide, IOL ($\epsilon_p = 3.84$ and 3.88% , respectively); CP is the captured undeformed part of the sample, WP is the working part.

На зразку з нанесеним нанорозчином вуглецю після УКН ($\epsilon_p = 3,84\%$) середнє значення твердості на СР становило 28,7, а на WP – 26,38, відповідно різниця між ними 8,08% (рис. 2c). За використання нанорозчину карбиду вольфраму ($\epsilon_p = 3,88\%$) на СР воно становило 29,42, а на WP – 27,6, різниця між ними 6,19% (рис. 2d).

Виявили, що після УКН твердість поверхневих шарів сплаву знизилась порівняно з отриманою за статичного деформування зразків. Це зумовлено формуванням в поверхневих шарах гібридної структури з м'якими ділянками (дисипативна структура) і осередками основного матеріалу, що підвищує втомну довговічність сплаву. За схеми УКН + нанорозчин значення твердості поверхневих шарів пластично і статично деформованих зразків близькі.

Використавши у нанорозчинах хімічні елементи, що входять до складу сплаву, виявили додаткові закономірності. На рис. 3a подано результати, одержані за схеми випробувань УКН + нанорозчин Al + Cu. За цих умов середнє значення твердості на WP становить 25,95, а на СР – 25,28. Відповідно, різниця між ними дорівнює 2,58%. Тобто за такою схемою, навпаки, твердість сплаву проти недеформованого матеріалу зросла. Щоб підтвердити факт, що за одночасного використання УКН і нанорозчинів металів можна зміцнювати поверхневі шари, виконали додаткову перевірку (рис. 3b). Середнє значення твердості на WP становило 26,65, а на СР – 23,23. Відповідно, різниця між ними була 12,83%.

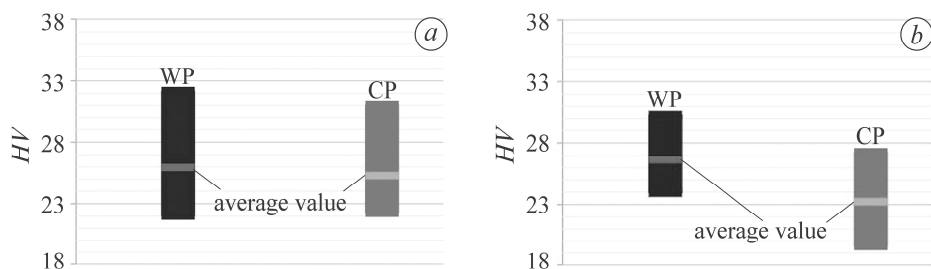


Рис. 3. Твердість поверхневих шарів сплаву Д16чАТВ за одночасного використання УКН і нанорозчинів: а – зразок з нанорозчином Al + Cu, УКН ($\epsilon_p = 4,3\%$); б – з нанорозчином Al + Cu + Mg, УКН ($\epsilon_p = 7,56\%$).

Fig. 3. Hardness of the surface layers of the Д16чАТВ alloy after simultaneous use of IOL and nanosolutions: а – specimen with Al + Cu nanosolution, IOL ($\epsilon_p = 4.3\%$); б – with Al + Cu + Mg nanosolution, IOL ($\epsilon_p = 7.56\%$).

Встановили, що за УКН заданої інтенсивності і схеми УКН + нанорозчин твердість поверхневих шарів сплаву можна як знизити на 11,28%, порівняно з вихідним станом, так і підвищити на 12,83%. Обнадійливими виявились результати, коли застосовували нанорозчини хімічних елементів – складників оброблюваного сплаву. УКН змінює структурно-механічні властивості, а додаткове внесення цих елементів в поверхневі шари і новостворена дисипативна структура в об'ємі сплаву [9], – його механічні властивості після УКН.

Особливістю всіх досліджуваних зразків (крім даних рис. 3a) є розкид значень твердості після УКН, який значно менший, ніж у вихідному стані. Це свідчить про стабільніші механічні властивості поверхневих шарів сплаву. За отриманими результатами можна оптимізувати вибір нанорозчину матеріалу для подальшого використання УКН як технологічного методу підвищення втомної довговічності алюмінієвих сплавів.

ВИСНОВКИ

Запропоновано метод зміни твердості поверхневих шарів листових алюмінієвих сплавів для підвищення їх втомної довговічності після УКН. Встановлено

основні закономірності впливу УКН за деформації $\epsilon_p = 3,0..4,5\%$ на твердість поверхневих шарів деформованого сплаву Д16чАТВ. Доведено, що, застосовуючи нанорозчини різних матеріалів за УКН заданої інтенсивності, можна як зміцнити, так і знеміцнити поверхневі шари сплаву. Апробовано режими, за яких твердість поверхневих шарів знижували на 11,28% та збільшували на 12,83%, порівняно з початковим станом.

1. *Weertman J.* Plastic deformation behind strong shock waves // *Mech. of Mater.* – 1986. – **5**. – P. 13–28.
2. *Ultrahigh strength in nanocrystalline materials under shock loading* / E. M. Bringa, A. Caro, Y. Wang, M. Victoria, J. M. McNaney, B. A. Remington, R. F. Smith, B. R. Torralva, and H. Van Swygenhoven // *Science*. – 2005. – **309**. – P. 1838–1841.
3. *Panin V. E. and Egorushkin V. E.* Nonequilibrium thermodynamics of a deformed solid as a multiscale system. Corpuscular-wave dualism of plastic shear // *Physical Mesomechanics*. – 2008. – **11**, № 3–4. – P. 105–123.
4. *Kestin J.* Thermodynamics of Plastic Deformation / Ed. D. Walgraef // *Patterns, Defects and Microstructures in Nonequilibrium Systems*. NATO ASI Series. – Dordrecht: Springer, 1987. – **121**. https://doi.org/10.1007/978-94-009-3559-4_12
5. *Modeling of plasticity and fracture of metals at shock loading* / A. E. Mayer, K. V. Khishchenko, P. R. Levashov, and P. N. Mayer // *J. Appl. Phys.* – 2013. – **113**. – 193508.
6. *Bellon P. and Martin G.* Cascade effects in a nonequilibrium phase transition with metallurgical relevance // *Phys. Rev.* – 1989. – **B39**. – P. 2403–2410.
7. *Nanofractography of shocked RDX explosive crystals with atomic force microscopy* / J. Sharma, R. W. Armstrong, W. L. Elban, C. S. Coffey, and H. W. Sandusky // *Appl. Phys. Lett.* – 2001. – **78**. – P. 457–459.
8. *Zaretsky E. B.* X-Ray diffraction evidence for the role of stacking faults in plastic deformation of solids under shock loading // *Shock Waves*. – 1992. – **2**. – P. 113–116.
9. *Borodin E. N. and Bratov V.* Non-equilibrium approach to prediction of microstructure evolution for metals undergoing severe plastic deformation // *Mater. Characterization*. – 2018. – **141**. – P. 267–278.
10. *Razumov I. K., Gornostyrev Y. N., and Ermakov A. E.* Scenarios of nonequilibrium phase transformations in alloys depending on the temperature and intensity of plastic deformation // *Phys. Metals Metallogr.* – 2018. – **119**. – P. 1133–1140.
11. *Effect of structure self-organization of aluminum alloy D16ChATW under impact-oscillatory loading on its fatigue life* / M. Chausov, J. Brezinova, E. Zasimchuk, P. Maruschak, O. Khyzhun, A. Pylypenko, P. Bazarnik, and J. Brezina // *J. of Mater. Eng. and Perform.* – 2021. – **30**. – P. 6235–6242.
12. *Influence of impact-oscillatory loading on fatigue life of aluminum alloy 2024-T351* / M. Chausov, E. Zasimchuk, P. Maruschak, O. Khyzhun, A. Pylypenko, O. Prentkovskis, and J. Brezinová // *Iranian J. of Sci. and Technol., Transact. of Mech. Eng.* – 2022. – **46**. – P. 875–884.
13. *Impact of the initial phase composition of alloys on the effects manifested by yield sites that occur on sheet aluminum alloys subjected to impact-oscillatory loading* / M. Chausov, A. Pylypenko, P. Maruschak, V. Zasimchuk, J. Brezinová, J. Brezina, and J. Viňáš // *Materials*. – 2022. – **16**, № 1. – 249. DOI:10.3390/ma16010249.
14. *Influence of acoustic and electromagnetic actions on the properties of aqueous nanoparticle dispersions used as tempering liquids for dental cement* / V. V. Azharonok, N. Kh. Belous, S. P. Rodtsevich, S. V. Goncharik, N. N. Chubrik, V. D. Koshevar, K. G. Lopat'ko, E. G. Aftandilyants, A. N. Veklich, V. F. Boretskii, and A. I. Orlovich // *J. of Eng. Phys. and Thermophys.* – 2016. – **89**, № 3. – P. 702–713.
15. *Патент України № 98493.* Спосіб модифікації механічних властивостей матеріалів / М. Г. Чаусов, В. Г. Каплуненко, М. В. Косінов, К. М. Порохнюк. – Опубл. 25.05.2012; Бюл. № 10.

Одержано 22.12.2022