
УДК 621.762.55

ВИЗНАЧЕННЯ ПАРАМЕТРІВ ЛАЗЕРНОГО ФОРМОУТВОРЕННЯ ВИРОБІВ Зі ЗМІЦНЕННОГО ДУРАЛЮМІНУ

Головко Л.Ф., Лутай А.М., Кагляк О.Д., Гончарук О.О.
КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ, Україна

***Анотація:** Наведено результати експериментальних досліджень впливу швидкості лазерної багатократної обробки сплаву AA2024 – T4 на його структуру та мікротвердість. Мета роботи - визначити діапазон швидкостей лазерної обробки, в якому мікротвердість зони термічного впливу залишається у межах $\pm 10\%$ відносно вихідного значення. Лазерна обробка проводилась на технологічному комплексі «ROFIN DY 044» на основі Nd: YAG лазера з діодним накачуванням. Встановлено, що величини критичних значень швидкостей переміщення лазерного променя (V) залежать від кількості проходів (n) та при $n > 20$ величина V не повинно бути нижчою за $V = 10$ мм/с. Показано, що зменшення мікротвердості при обробці при $V < 10$ мм/с обумовлено збільшенням середньої температури заготовки, що приводило до розчинення фази, що зміцнювала.*

***Ключові слова:** лазерне формоутворення; швидкість обробки; старіння; мікротвердість; залишкові напруження; дислокації.*

Зістарені дуралюміни мають високий рівень питомої міцності і опору втомному руйнуванню. Завдяки цим якостям вони широко використовуються у виробництві найбільш відповідальних деталей авіаційної та космічної техніки. Досить велика їх кількість має форму тонкостінних листових конструкцій, що виготовляються з попередньо термічно зміцнених заготовок. У авіабудуванні це довгомірні панелі обшивки фюзеляжу, крила. Більшість виробів такого типу виготовляються в умовах одиничного та дрібносерійного виробництва. Тому їх формоутворення традиційними методами значно здорожує виробництво. Так, наприклад, трудомісткість виготовлення оснастки інструментального штампу для обробки панелі розміром 1000 × 12000 мм складає приблизно 7500 нормо-годин [1]. Використання більш гнучкого та універсального метода дробно-ударного формоутворення (ДУФ) значно зменшує

трудовитрати на виготовлення подібних деталей [2,3]. Але ДУФ має ряд недоліків найбільш суттєвими з яких є необхідність виконання додаткової операції зачищення для зменшення шорсткості обробленої поверхні, зміна форми деталі при експлуатації в умовах тривалого нагрівання до температури $\approx 100^{\circ}\text{C}$, що є наслідком релаксації залишкових напружень, існування обмежень у виборі ефективних радіусів згинання в залежності від товщини листа [3]. В останні роки інтенсивно досліджується та використовується у виробництві технологія лазерного формоутворення (ЛФ) просторових конструкцій з листових матеріалів [4,5], яка має цілий ряд переваг в порівнянні з ДУФ.

Мета роботи – визначити області параметрів багатократної лазерної обробки сплаву AA2024 – T4, в межах яких забезпечується стабільність його вихідних властивостей, виявити причини зниження міцнісних характеристик у ЗТВ при перевищенні критичних параметрів обробки, дослідити вплив параметрів обробки на величину мінімальної відстані між лазерними доріжками, яка дає відтворювані результати формоутворення.

Матеріал та методики досліджень. Зразки розміром 60×60 мм товщиною $h=1,8$ мм вирізалися з листа сплаву AA2024 – T4 з вихідною мікротвердістю $H_{\mu} = 1030$ МПа. Лазерна обробка проводилася на технологічному комплексі «ROFIN DY 044» на основі Nd:YAG лазера з діодним накачуванням. Діаметр фокальної плями (d) становив 6 мм. Обробка проводилася з часовим проміжком між проходами у 20 секунд при величині потужності лазерного випромінювання $P= 600$ Вт та швидкостях $V= 7,5$ мм/с, $V=10$ мм/с, $V=15$ мм/с, $V=30$ мм/с. Вимірювання мікротвердості проводили на приладі ПМТ- 3 при навантаженнях 10 – 100 г. Рентгеноструктурні дослідження здійснювалися на дифрактометрах ДРОН – 4 у $\text{CuK}\alpha$ випромінюванні та Rigaku Ultima IV у $\text{CuK}\alpha$ випромінюванні. Зйомку проводили у інтервалі кутів $2\theta - 20 - 140^{\circ}$ з кроком $0,02^{\circ}$ і часом накопичення 2с. Величину залишкових напружень (ЗН) визначали $\sin^2 \psi$ - методом за дифракційним максимумом (331) на дифрактометрі ДРОН – 4 та (422) на дифрактометрі Rigaku Ultima IV. Для отримання коректних даних при рентгеноструктурних дослідженнях поверхневий опуклий шар видалявся до отримання плоскої поверхні. Розраховувалася компонента ЗН, що орієнтована впродовж доріжки (σ_{\parallel}). Еквівалентна деформація ($\epsilon_{\text{екв}}$) визначалася з фізичного розширенню лінії 331 (β_{331}) за методикою викладеною у роботі [6]. Температура (t) вимірювалася за допомогою хромель-алюмелевої термопари, яка закріплювалася по центру лазерної доріжки на поверхні протилежній опромінюваній. Наведені нижче значення t фіксувалися через 10 секунд після кожного проходу.

Результати роботи та їх обговорення.

Згідно з даними наведеними у роботах [3,7] при пічному нагріванні у сплаві AA2024 – T4 послідовно проходять наступні структурно-фазові перетворення: вище $t \approx 150^{\circ}\text{C}$ проходить процес повернення, обумовлений розчиненням зон Гінье-Престона, при $t > 350^{\circ}\text{C}$ починається рекристалізація твердого розчину та коагуляція інтерметалідної фази, при перевищенні температури стабільного сольвусу ($t = 510^{\circ}\text{C}$) сплав складається з однорідного твердого розчину заміщення Cu, Mg, Mn у алюмінії (зміни у структурі зміцнювальної фази на даному етапі не розглядаються). Тобто лазерна обробка при P та V , які нагрівають поверхню заготовки до температури близької до температури плавлення сплаву ($t_{\text{пл}}=580^{\circ}\text{C}$) може приводити до формування у ЗТВ трьох субзон. Оскільки перераховані процеси здійснюються дифузійним шляхом їх початок та повнота відповідних перетворень у кожній з субзон залежить від часу перебування нагрітого об'єму сплаву при вказаних температурах. Кінцеві структура та механічні властивості визначаються розмірами субзон і остаточно формуються на етапі охолодження термічного циклу лазерної обробки. У авіабудуванні в числі інших контролюються σ_T , σ_B та H_{μ} . В роботі приводяться результати вимірювання останнього параметру, а критичними вважаються параметри обробки, які приводять до значень ($H_{\mu} \leq 910$ МПа на рис.1-3 позначена як допустиме значення H_{μ}). Оскільки для сплавів

алюмінію виконується пропорційність між величиною твердості та значеннями σ_T та σ_B , всі подальші висновки, що стосуються змін H_{μ} слушні і для характеристик статичної міцності. Обробка при $V_3=15\text{мм/с}$ і $V_4=30\text{мм/с}$ та витримка протягом 6 діб приводить до збільшення як H_{μ} так і $\epsilon_{\text{екв}}$ з зростанням n (рис.2) Зі збільшення величини $\epsilon_{\text{екв}}$ виходить, що у поверхневому шарі на стадії нагрівання термічного циклу проходять процеси пластичного деформування в наслідок релаксації тимчасових термічних напружень. Причому, по впливу на структуру вони еквівалентні прокатуванню із зазначеними на рис. 2 ступенями обтиснення [7].

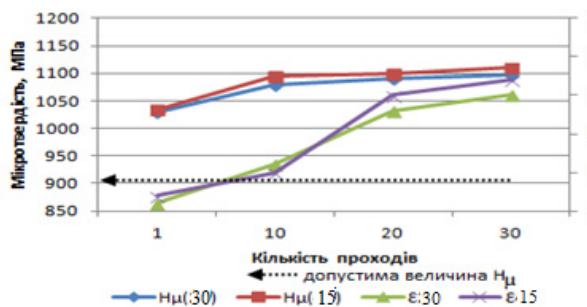


Рис.1. Залежності мікротвердості поверхні ЗТВ та еквівалентної деформації від кількості проходів ($V=30\text{мм/с}$, $V=15\text{мм/с}$)

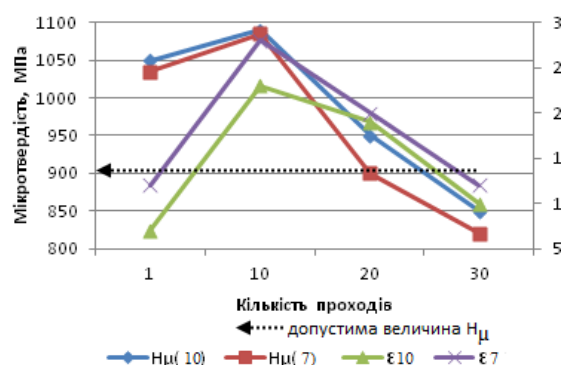


Рис.2. Залежності мікротвердості поверхні ЗТВ та еквівалентної деформації від кількості проходів ($V=10\text{мм/с}$; $V=7,5\text{мм/с}$)

Деформаційне зміцнення приводить до збільшення H_{μ} і є однією з причин зменшення кута згинання, що фіксувалося іншими дослідниками [3,4]. Але якщо при великих n (20;30) збільшення H_{μ} по величині корелює зі зростанням $\epsilon_{\text{екв}}$ ($\approx 5\%$ зростання), то при $n=10$ ця величина майже на порядок вища. Для пояснення вказаної особливості була досліджена часова залежність H_{μ} для даного n , яка свідчить про те, що більша частина зростання H_{μ} обумовлена процесом природного старіння. З результатів, які отримані при традиційній термічній обробці старіючих сплавів відомо, що навіть при значному перенасиченні твердого розчину, його розпад проходить при достатній кількості вакансій та дислокацій, оскільки виділення проміжних фаз проходить саме на дефектах кристалічної будови [6] Тобто зростання $\epsilon_{\text{екв}}$, обумовлене збільшенням щільності дислокацій ініціює додатковий розпад вихідного твердого розчину, що й приводить до збільшення H_{μ} . Підкреслимо, що дані по величині $\epsilon_{\text{екв}}$ дійсні для поверхневого шару, що віддзеркалює 75% енергії первинного рентгенівського променя. В умовах зйомки (максимум (331) на Co випромінюванні) його товщина складає 35мкм. Зменшення V суттєво змінює подібні залежності (рис.3). А саме - при $n \geq 20$ зафіксовані значення H_{μ} нижчі допустимих величин. Як виходить з результатів вимірювання температури (рис.3) її значення перевищує як температуру зони повернення, так і температуру рекристалізації. Останнє пояснює суттєве зменшення $\epsilon_{\text{екв}}$ при вказаних значеннях n (рис.3), що означає зняття приросту H_{μ} обумовлену наклепом. Підкреслимо, що значно більше зменшення H_{μ} обумовлено іншою причиною. А саме, відновлення вихідних властивостей після нагрівання до температури зони повернення можливе при умові отримання пересиченого твердого розчину у результаті охолодження.

Тобто швидкість охолодження повинна перевищувати критичну швидкість гартування сплаву AA2024-T4 ($50 \dots 60^{\circ}\text{C/с}$) Виміряна швидкість охолодження зразка становила $10 \dots 15^{\circ}\text{C/с}$. В шарі розташованому на відстані 1мм від поверхні, що оброблювалася при $V=30\text{мм/с}$ H_{μ} не залежить від n . (рис.3). При $V=15\text{мм/с}$ H_{μ} дещо знижується при великих значеннях n , але залишається у межах допустимої величини. Відсутність ефектів пов'язаних з

пластичним деформуванням у результаті релаксації тимчасових термічних напружень свідчить про те, що їх рівень не перевищує границю текучості сплаву у вказаному шарі. Обробка з $V=7,5\text{мм/с}$, $V = 10\text{мм/с}$ приводить до значного зниження H_{μ} при $n \geq 20$ (рис.3). Пояснення аналогічне тому, що давалося раніше – швидкість охолодження зразка після кінцевої обробки недостатня для фіксації перенасиченого твердого розчину.

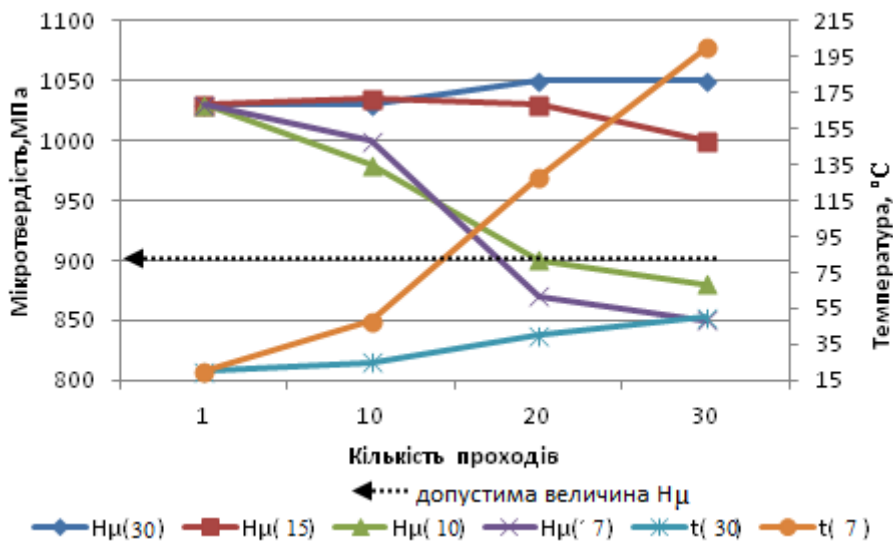


Рис.3. Залежність мікротвердості на відстані 1мм від поверхні ЗТВ та середньої температури зразка від кількості проходів

Висновки.

1. Багаторазова лазерна обробка дозволяє успішно формувати вироби із сплавів алюмінію, однак може приводити до двох негативних змін у властивостях сплаву: зменшення H_{μ} та формуванню значного рівня ЗН у заготовці.
2. Перший недолік проявляється при $V < 10\text{мм/с}$, та $n \geq 20$, другий виникає при $V > 15\text{мм/с}$.
3. Зниження H_{μ} при перевищенні вказаного параметру обумовлено збільшенням середньої температури заготовки та низькою швидкістю її охолодження після обробки, що приводило до розчинення зміцнювальної фази.
4. Вплив вказаних негативних змін на процес ЛФ можна значно зменшити охолодженням заготовки у процесі обробки.

Список літератури:

1. Lupkin, B. V. and Lagutin A. I (2006), "Formoobrazovanie drob'ju kak metod obrabotki krupnogabaritnyh detalej slozhnoj krivizny v samoletostroenii", *Aviacionno-kosmicheskaja tehnika i tehnologija.*, № 2. pp.. 17–20
2. Malashenko, A.Ju. (2014), *Efficiency of the technological combination of bending and rolling and fracture-shaping of long-length obobodobrazuyuschih details dissertation: [Jeffektivnost' tehnologicheskogo sochetanija gibki-prokatki i drobeudarnogo formoobrazovanija dlinnomernyh obvodoobrazujushih detalej: dis. kand. teh. nauk]*, Moskva, 154 p.
3. Lupkin, B. V. . Mladinov, A. I. Lagutin, V. A. and Nikitenko, V. A (2007) *Primenenie drobeudarnoj obrabotki v aviacionnoj promyshlennosti Cbornik nauchnyh trudov «Otkrytye informacionnye i komp'juternye integrirovannye tehnologii»*, № 36. pp.20-28.
4. Geiger, M. and [Merklein](#), M., (2014) "[Pitz](#) Laser and forming technology—an idea and the way of implementation" *Journal of Materials Processing Technology, Vol. 151*, pp.. 3–11.
5. Kahlyak, O.D. (2012), *The shape of spatial metal structures local laser heating: dissertation [Formoutvorenniya prostorovykh metalevykh konstruksiy lokal'nyh lazernym nahrivannyam : dys. kand. tekhn. nauk]* Kyiv, 149 s
6. Watkins K.G. and Edwardson, S.P., (2001) " Laser Forming of Aerospace Alloys" *Aerospace Manufacturing Technologi Conference: Proceedings, 9 Seattle, Washington, USA 10-14 September 2001*, pp.12-19.
7. [Joost, R. and Duflou](#), U. F., (2012) ." Bending properties of locally laser heat treated AA2024-T3 aluminium alloy", *Physics Procedia ,Vol. 39*, pp. 257-264.