

УДК 621.762.55

DOI: <http://dx.doi.org/10.20535/0203-3771352018128844>

Ю. В. Ключников¹, к.ф.-м.н., доцент, А. М. Лутай², старший викладач,
В. В. Синюченко³, студент

ВИЗНАЧЕННЯ ПАРАМЕТРІВ ЛАЗЕРНОГО ФОРМОУТВОРЕННЯ ВИРОБІВ ІЗ ЗМІЦНЕННОГО ДУРАЛЮМІНУ

En

Purpose. The purpose of the article is to identify the areas of repeated laser treatment options of AA2024-T4 alloy and the impact to the stability of its initial properties, and to indicate the causes reduction in the strength characteristics of GR in excess of critical processing parameter.

Design/methodology/approach Laser treatment was conducted on the technological complex «ROFIN DY 044" based on Nd: YAG diode pumping laser. Focal spot diameter (d) is 6mm. Treatment was carried out with the 20 seconds time interval at processing speeds $V = 7,5; 10; 15; 30$ mm/s. Due to the thermal zone modern methods of materials science such as X-ray diffraction, micro durometric, metallographic and other physic-methods are studied.

Findings. It is established that the critical values of processing speeds depend on the number of passes and in large quantities they should not be less $V = 10$ mm/s. It is shown that microhardness reduction in processing at $V < 10$ mm/s. is caused by an increase in the average temperature of the workpiece, leading to the dissolution phase strengthening.

Originality/value. It is proved that in certain modes of the multiple laser processing it is possible to obtain high quality products with aged duralumin.

Ru

Приведены результаты экспериментальных исследований влияния скорости лазерной многократной обработки сплава AA2024 – T4 на его структуру та микротвердость. Цель работы – определить диапазон скоростей лазерной обработки, в котором микротвердость зоны термического влияния остается в пределах % относительно выходного значения. Лазерная обработка проводилась на технологическом комплексе «ROFIN DY 044» на основе Nd:YAG лазера с диодным накачиванием. Установлено, что величины критических значений скоростей перемещения лазерного луча (V) зависят от количества проходов (n), а при $n > 20$ величина V не должна быть ниже $V = 10$ мм/с. Показано, что уменьшение микротвердости при обработке при < 10 мм/с обусловлено

¹ НТУУ «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського», кафедра лазерної техніки та фізико-

² НТУУ «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського», кафедра лазерної техніки та фізико-технічних технологій

³ НТУУ «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського», механіко-машинобудівний інститут

увеличением средней температуры заготовки, что приводит к растворению твердой фазы. Предложенная технология лазерной обработки, исключает эффект уменьшения твердости сплава. Выявлена зона большой протяженности с значительными остаточными напряжениями при обработке с малым количеством проходов. Полученные результаты применяются при лазерном формообразовании пространственных конструкций из старых листовых сплавов.

Вступ

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 із попередньо термічно зміцнених заготовок. У авіабудуванні це довгомірні панелі обшивки фюзеляжу, крила. Більшість виробів такого типу виготовляються за умов 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 дробо-ударного формоутворення (ДУФ) значно зменшує трудовитрати на виготовлення подібних деталей [2, 3]. Але ДУФ має ряд недоліків найбільш суттєвими із яких є необхідність виконання додаткової операції зачищення для зменшення шорсткості обробленої поверхні, зміна форми деталі у разі 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 у залежності від товщини листа [3]. За останні роки інтенсивно досліджується та використовується у виробництві технологія лазерного формоутворення (ЛФ) просторових конструкцій із листових матеріалів [4, 5], яка має цілий ряд переваг у порівнянні із ДУФ. А саме – лазерна обробка дозволяє значно простіше автоматизувати технологію формоутворення, легко змінювати густину потужності лазерного випромінювання та швидкість переміщування променя, можливість його транспортування на значні відстані і підведення у важкодоступні місця, а також відсутність механічного силового впливу на оброблювану поверхню. На відміну від ДУФ деталі, що виготовлені методом ЛФ не потребують додаткової обробки поверхні і практично не мають обмежень на радіус кривизни згинання оскільки лазерний промінь може бути сфокусований до десятих часток міліметра. Досить широко досліджується ЛФ виробів зі сплавів, що використовуються у аерокосмічній промисловості [6–9]. *K. G. Watkins, S. P. Edwardson* та інші [6] по вказаній технології виготовили ряд конструкцій із сплаву AA 2024 – T3. Зокрема показано, що частина циліндричної

поверхні радіусом 900 мм, яка сформована із листа сплаву за розмірами $450 \times 25 \times 0,8$ мм мала високу геометричну точність, відтворюваність форми та низьку шорсткість поверхні, але підкреслюється, що вихідні властивості сплаву зберігаються у зоні термічного впливу (ЗТВ) у разі густини енергії лазерного випромінювання (W_E) CO_2 – лазера $W_E < 25$ Дж/мм² (значення швидкості обробки не приводиться). У разі більш високих значень W_E , на думку авторів, у ЗТВ проходила рекристалізація твердого розчину, а за $W_E \geq 133$ Дж/мм² спостерігалось його частково підплавлення. Зазначимо, що навіть за $W_E \leq 25$ Дж/мм² автори зафіксували коливання рівня мікротвердості у ЗТВ. Недостатня термічна стабільність механічних властивостей зістарених сплавів проявляється і у разі пічного нагрівання, що пов'язують із проходженням у них цілого ряду фазових, структурних та субструктурних перетворень, зокрема розчинення та коагуляції інтерметалідної фази [10]. У разі ЛФ існує дві температурні складові – термічний цикл із високими швидкостями нагрівання та охолодження і середня температура заготовки, що визначається у моменти між черговими проходками (t_c). Їх експериментальні вимірювання та розрахункові значення у різних точках ЗТВ за ЛФ конструкцій із сплавів алюмінію узгоджуються із досить великою точністю у разі різних параметрів лазерного випромінювання під час опромінювання CO_2 – лазером (довжина хвилі $\lambda = 10,6$ мкм) [7] та Nd:YAG-лазером (довжина хвилі $\lambda = 1,06$ мкм) [8, 9]. Дослідження структури та властивостей ЗТВ, навпаки, виявило значні розбіжності. Так у роботі Н. А. Смирнової [11] спостерігалось практично повне розчинення зміцнювальних фаз у центрі ЗТВ сплаву AA2024 – T4 вже після однократного проходження променя, що зменшувала її мікротвердість (H_μ) до мікротвердості загартованого сплаву. У дослідженні сплаву AA 2024 – T3 практично у разі ідентичних параметрів обробки виявлено неоднорідний розподіл мікротвердості по перерізу ЗТВ із зонами, що мають вихідне значення H_μ та областями із зменшеною на 30 % значеннями цього параметру [8]. Ще більш суттєві розбіжності у результатах вивчення структури та механічних властивостей ЗТВ під час багатократного проходження променя за близьких параметрах обробки сплаву AA 2024 – T3. Так у роботах [7, 9], у якості критерію ступеня впливу на структуру та властивості ЗТВ сплаву AA 2024 у разі двовимірною ЛФ запропоновано параметр, який автори назвали накопичена питома густина енергії (*cumulative area energy densities* – CAED):

$$CAED = n \cdot \frac{P}{V \cdot d}, \quad (1)$$

де n – кількість проходів, P – потужність лазерного випромінювання, V – швидкість обробки, d – діаметр лазерного променя.

Але із наведених там же [9] результатів виходить, що у разі значенні $CAED = 300$ Дж/мм² та різних величинах погонної енергії лазерного випромінювання (E) $E = P/V$ значення величин границі міцності (σ_b). границі

текучості (σ_T) та максимального видовження (δ) відрізняються на 20...35 %. Між тим відомо, що провідні літакобудівні підприємства (*EADS*, *AIRBUS*) припускають відхилення у властивостях матеріалу у зоні обробки відносно властивостей базового сплаву не більше за 10 %. Тобто першим етапом розроблення технології ЛФ виробів із літакобудівних сплавів повинно бути всебічне дослідження властивостей ЗТВ після багаторазового проходження лазерного променя (ЛП). Іншою, не менш важливою проблемою, лазерної термічної обробки дуралюмінів, є формування додатних залишкових напружень (ЗН) у ЗТВ за разового проходження променя. [12]. Відомий негативний вплив ЗН вказаного знаку на границю витривалості сплавів. Дослідження еволюції ЗН у разі багатократного проходження ЛП не проводилися. Тобто на даний час немає висновків та залежностей, що однозначно пов'язують параметри кількарізного проходження ЛП із структурою та механічними властивостями ЗТВ зістарених сплавів. Високий рівень додатних ЗН у центрі лазерної доріжки [12] передбачає існування досить протяжної зони, яка має значні від'ємні напруження. Між тим за теоретичних та експериментальних дослідженнях двовимірного ЛФ апіорі передбачається, що у матеріалі відсутні ЗН. Це означає, що під час формоутворення деталі, подібної до отриманої у роботі [6] відтворювані результати можна отримати, якщо відстань між сусідніми лазерними доріжками більша розміру вказаної зони.

Постановка задачі

Мета роботи – визначити області параметрів багатократної лазерної обробки сплаву *AA2024 - T4*, у межах яких забезпечується стабільність його вихідних властивостей, виявити причини зниження міцнісних характеристик у ЗТВ під час перевищення 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 із листа сплаву *AA2024 - T4* із вихідною мікротвердістю $H_\mu = 1030$ МПа. Лазерна обробка проводилась на технологічному комплексі «*ROFIN DY 044*» на основі *Nd: YAG* лазера із діодним накачуванням. Діаметр фокальної плями (d) становив 6 мм. Обробка проводилась із часовим проміжком між проходами у 20 секунд за величину 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 за навантаження 10 - 100 г. Рентгеноструктурні дослідження здійснювалися на дифрактометрах ДРОН – 4 у $Co_{K\alpha}$ випромінюванні та *Rigaku Ultima IV* у $Cu_{K\alpha}$ випроміню-

ванні. Зйомку проводили у інтервалі кутів $2\theta - 20 - 140^\circ$ із кроком $0,02^\circ$ і часом накопичення 2 с. 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 під час рентгеноструктурних досліджень поверхневий опуклий шар видалявся до отримання пласкої поверхні. Розраховувалася компонента ЗН, що орієнтована впродовж доріжки (σ_{11}). Еквівалентна деформація ($\epsilon_{\text{екв}}$) визначалася за фізичного розширенню лінії 331 (β_{331}) за методикою викладеною у роботі [13]. 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

Граничні параметри обробки

Згідно із даними наведеними у роботах [10] під час пічного нагрівання 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, за $t > 350^\circ\text{C}$ починається рекристалізація твердого розчину та коагуляція інтерметалідної фази, у разі перевищення температури стабільного сольвусу ($t = 510^\circ\text{C}$) сплав складається із однорідного твердого розчину заміщення *Cu, Mg, Mn* у алюмінії (зміни у структурі зміцнювальної фази на даному етапі не розглядаються). Тобто лазерна обробка за 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 (рис. 1).

Оскільки перераховані процеси здійснюються дифузійним шляхом їх початок та повнота відповідних перетворень у кожній із субзон залежить від часу перебування нагрітого об'єму сплаву за вказаних температур. Кінцеві структура та механічні властивості визначаються розмірами субзон і остаточно формуються на етапі охолодження термічного циклу лазерної обробки. У авіабудуванні у числі інших контролюються σ_T , σ_B та H_μ .

У роботі приводяться результати вимірювання останнього параметру, а критичними вважаються параметри обробки, які приводять до значень ($H_\mu \leq 910$ МПа на рис. 2 – рис. 4 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.

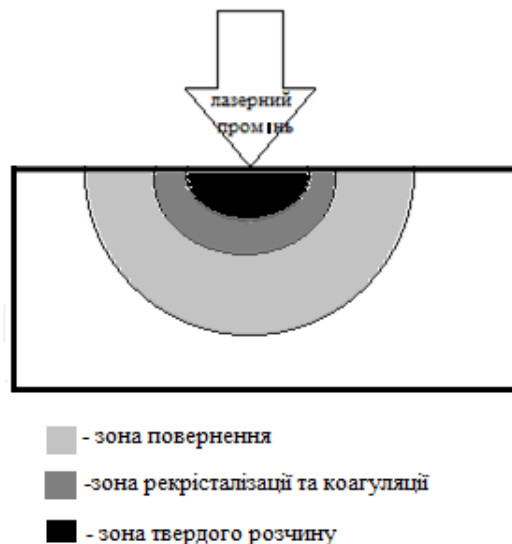


Рис. 1. Структура ЗТВ за максимальної температури термічного циклу лазерної обробки сплаву AA2024 - T4

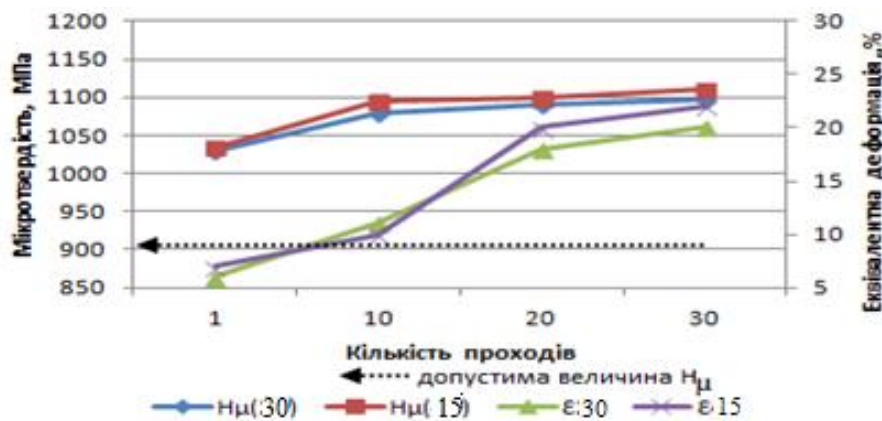


Рис. 2. Залежності мікротвердості поверхні ЗТВ та еквівалентної деформації від кількості проходів ($V=30$ мм/с, $V=15$ мм/с)

Обробка за $V_3=15$ мм/с і $V_4=30$ мм/с та витримка протягом 6 діб приводить до збільшення як H_μ так і $\epsilon_{\text{екв}}$ із зростанням n (рис. 2). Зі збільшення величини $\epsilon_{\text{екв}}$ виходить, що у поверхневому шарі на стадії нагрівання термічного циклу проходять процеси пластичного деформування у наслідок релаксації тимчасових термічних напружень. Тому по впливу на структуру вони еквівалентні прокатуванню із зазначеними на рис. 2 ступенями обтиснення [13]. Деформаційне зміцнення приводить до збільшення H_μ і є однією з причин зменшення кута згинання, що фіксувалося іншими дослідниками [6–9]. Але якщо за великих n (20; 30) збільшення H_μ по величині корелює зі зростанням $\epsilon_{\text{екв}}$ ($\approx 5\%$ зростання), то у разі $n=10$ ця величина майже на порядок вища. Для пояснення вказаної особливості була досліджена часова залежність H_μ для даного n (табл. 1), яка свідчить про те, що більша частина зростання H_μ обумовлена процесом природного старіння.

Таблиця 1.

Залежність мікротвердості від часу витримки після обробки
($V = 15$ мм/с; $n = 10$)

Час витримки, год	Мікротвердість, МПа
1	1040
15	1046
30	1075
48	1080
72	1085

За результатами, які отримані у разі традиційної термічної обробки старіючих сплавів відомо, що навіть за значного перенасичення твердого розчину, його розпад проходить за достатньої кількості вакансій та дислокацій, оскільки виділення проміжних фаз проходить саме на дефектах кристалічної будови [10]. 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 35 мкм. Зменшення V суттєво змінює подібні залежності (рис. 3).

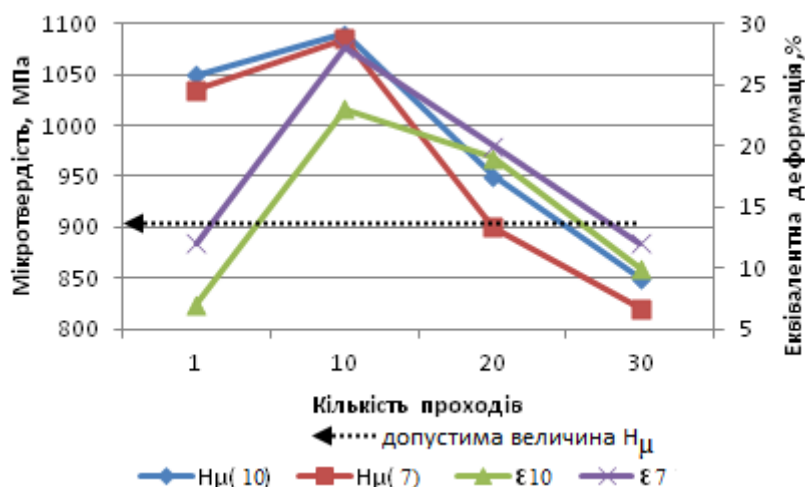


Рис. 3. Залежності мікротвердості поверхні ЗТВ та еквівалентної деформації від кількості проходів ($V = 10$ мм/с; $V = 7,5$ мм/с)

Саме, у разі $n \geq 20$ зафіксовані значення H_{μ} нижчі допустимих величин. Як виходить за результатами вимірювання температури (рис. 4) її значення перевищує як температуру зони повернення, так і температуру рекристалізації (рис. 1). Останнє пояснює суттєве зменшення $\epsilon_{\text{екв}}$ за 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 ... 60 °C/c). Виміряна швидкість охолодження зразка становила 10 ... 15 °C/c. У шарі розташованому на відстані 1 мм від поверхні, що оброблювалася за $V = 30$ мм/с H_{μ} практично не залежить від n (рис. 4). У разі $V = 15$ мм/с H_{μ} дещо знижується при великих значеннях n , але залишається у межах допустимої величини. Відсутність ефектів пов'язаних із пластичним деформуванням у результаті релаксації тимчасових термічних напружень свідчить про те, що їх рівень не перевищує границю текучості сплаву у вказаному шарі. Обробка із $V=7,5$ мм/с, $V = 10$ мм/с приводить до значного зниження H_{μ} у разі $n \geq 20$ (рис. 4). Пояснення аналогічне тому, що давалося раніше – швидкість охолодження зразка після кінцевої обробки недостатня для фіксації перенасиченого твердого розчину.

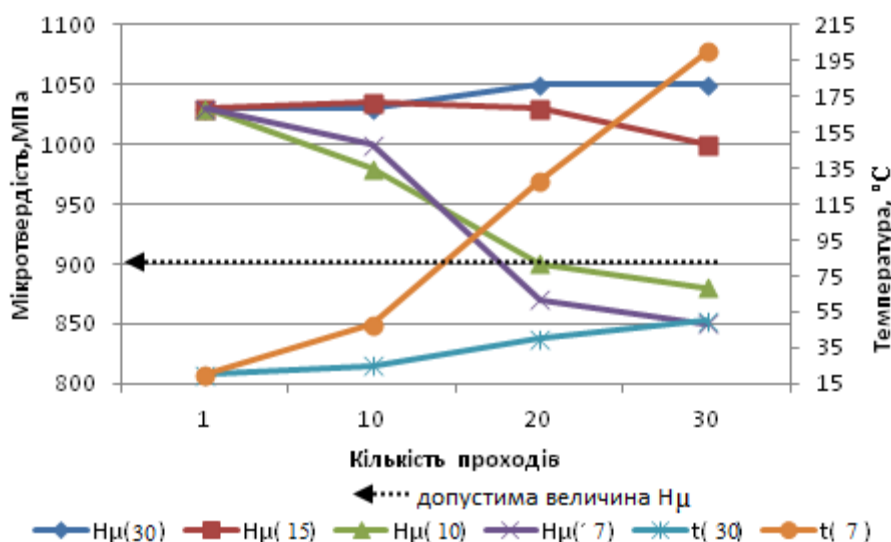


Рис. 4. Залежність мікротвердості на відстані 1 мм від поверхні ЗТВ та середньої температури зразка від кількості проходів

Залишкові напруження

На якісному рівні механізм формування ЗН під час лазерної обробки сплаву, що не має фазових перетворень у діапазоні температур нагрівання полягає у наступному. Вважаємо, що лазерний промінь зміщується по осі Y (рис. 5, a). У ЗТВ по нормалі до поверхні зразка (вісь Z) виникає високий градієнт температури, який повинен змінити розміри ЗТВ у наслідок термічного розширення. Непрогріта частина протидіє розширенню, що приводить до появи у ЗТВ тимчасових від'ємних напружень ($\sigma_{\text{терм}}$) на етапі нагрівання термічного циклу. По мірі збільшення температури їх величина зростає, а σ_T матеріалу ЗТВ зменшується. У момент досягнення величиною $\sigma_{\text{терм}}$ значення σ_T проходить релаксація термічних напружень до рівня ниж-

че границі пружності сплаву. На етапі охолодження ЗТВ повинна зменшувати розміри, чому протидіють холодні об'єми сплаву.

На початковій стадії охолодження проходить компенсація від'ємних $\sigma_{\text{терм}}$ до нуля. Подальше зниження температури приводить до появи додатних напружень і по закінченню охолодження фіксуються ЗН розтягу (рис. 7, б). По такому механізму у сплаві 2024 – Т4 формуються ЗН величиною $\sigma_{\parallel} = +130 \dots 150$ МПа у центрі доріжки після одиничного проходу [12].

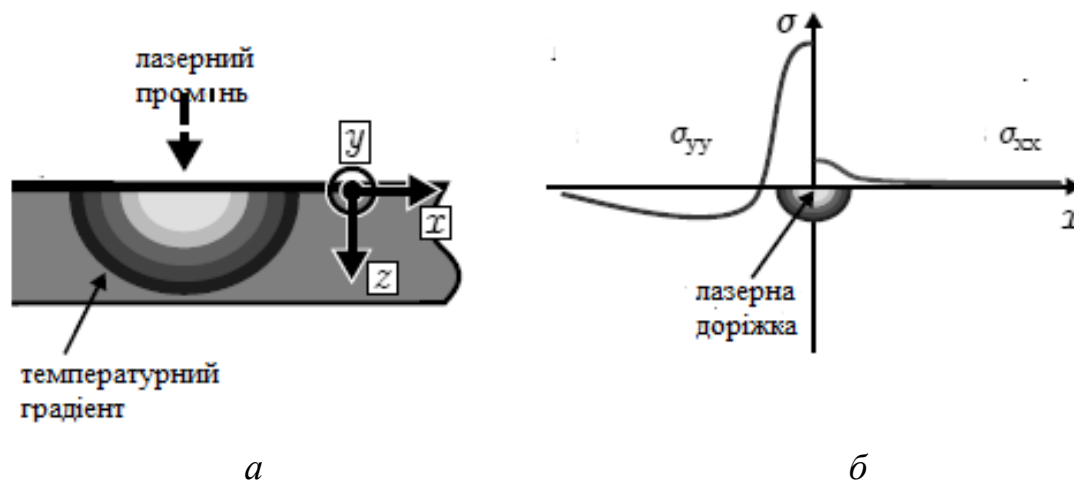


Рис. 5. Схема формування залишкових напружень у разі переміщення лазерного променя по осі Y

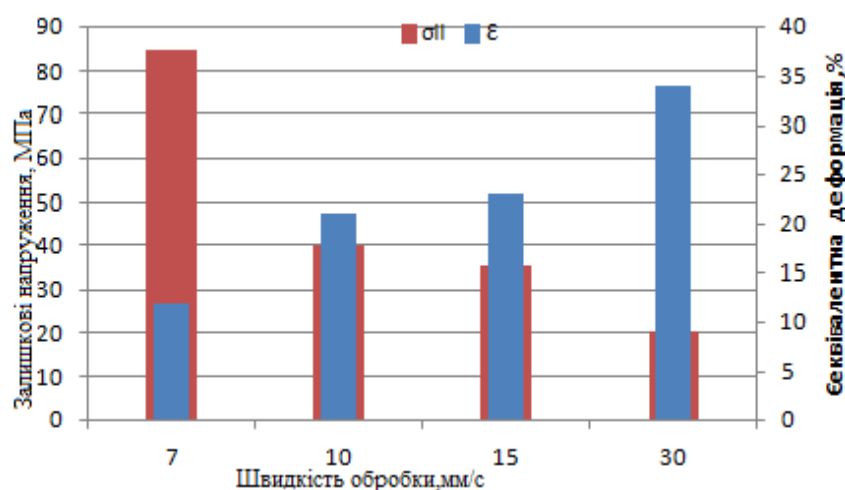


Рис. 6. Залежність величини залишкових напружень у центрі доріжки та еквівалентної деформації від швидкості обробки після 20 проходів

Багатократна обробка суттєво знижує рівень додатних ЗН, причому їх величина зменшується зі зростанням швидкості обробки (рис. 6). Спостерігається кореляція між ступенем зменшення ЗН зі збільшенням V та величиною еквівалентної деформації (рис. 6). Отже можна стверджувати, що

зменшення величини додатних ЗН є результатом збільшення питомої ваги шару, що пластично деформується під час релаксації термічних напружень на етапі нагрівання термічного циклу. Відомо, що неоднорідне зростання питомої ваги приводить до формування від'ємних ЗН у таких шарах, що частково компенсує додатні напруження, які виникли після першого проходу.

За частин епюр залишкових напружень, які побудовані для зразків після 20 кратної обробки (рис. 7) виходить, що координата області із несуттєвим для ЛФ рівнем ЗН за $V = 7,5; 10; 15$ мм/с становить $x \approx 15$ мм. Під час обробки із $V = 30$ мм/с навіть на відстані у 40 мм фіксуються досить високі від'ємні напруження. Тобто прогнозованість та відтворюваність двохвимірному ЛФ деталей із близько розташованими лазерними доріжками у разі вказаної швидкості обробки можна вважати низькою.

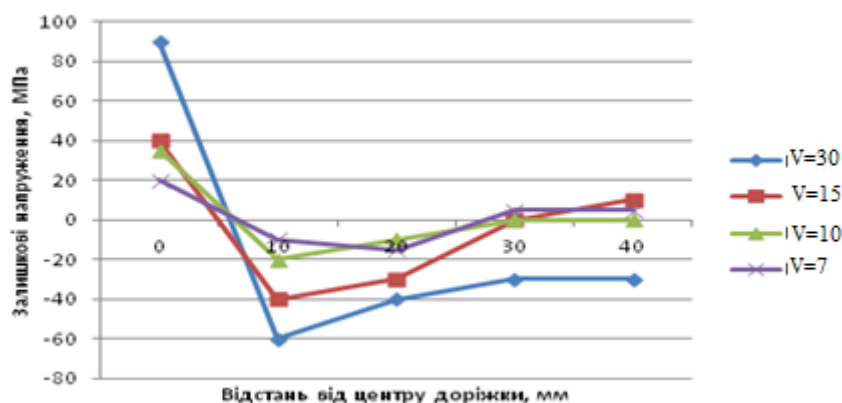


Рис. 7. Залежність величини залишкових напружень від відстані між центром доріжки ($x = 0$) та координатою x центру рентгенівського променя на зразку ($n = 20$)

Висновки

Багаторазова лазерна обробка дозволяє успішно формувати вироби із сплавів алюмінію, однак може приводити до двох негативних змін у властивостях сплаву: зменшення H_u та формуванню значного рівня ЗН у заготовці.

Перший недолік проявляється за $V < 10$ мм/с, та $n \geq 20$, другий виникає за $V > 15$ мм/с.

Зниження H_u у разі перевищення вказаного параметру обумовлено збільшенням середньої температури заготовки та низькою швидкістю її охолодження після обробки, що приводило до розчинення зміцнювальної фази.

Вплив вказаних негативних змін на процес ЛФ можна значно зменшити охолодженням заготовки у процесі обробки.

Список використаної літератури

1. *Lupkin, B. V. and Lagutin A. I.* “Formoobrazovanie drob'ju kak metod obrabotki krupnogabaritnyh detalej slozhnoj krivizny v samoletostroenii”, *Aviacionno-kosmicheskaja tehnika i tehnologija.*, № 2. 2006pp. 17–20.
2. *Malashhenko, A. Ju* 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 obvodoobrazujushhih detalej: dis. kand. teh. nauk, Moskva, 2014.– 154 p.*
3. *Lupkin, B. V., Mladinov, A. I., Lagutin, V. A. and Nikitenko, V. A.* Primenenie drobeudarnoj obrabotki v aviacionnoj promyshlennosti *Cbornik nauchnyh trudov “Otkrytye informacionnye i komp'juternye integrirovannye tehnologii”*, № 36. 2007 – 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 konstruktsiy lokal'nym 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.
8. *Cheng, J. and Yao, Y.* “Miorstructure Integrated Modeling of Multiscan Laser Forming”, *Journal of Manufacturing Science and Engineering.* 2002. Vol. 124; pp. 379-387.
9. *Knupfer, S. M. and Moore, A. J.*() “The effects of laser forming on the mechanical and metallurgical properties of low carbon steel and aluminium alloy samples”, *Material Science and Engineering A*, 2010. Vol. 527, pp. 4347-4359.
10. *Kolachev, B. A. and. Elagin, V. I.* Metallovedenie i termoobrabotka cvetnyh metallov i splavov [Metallurgy and heat treatment of non-ferrous metals and alloys], 1999 Nauka, Moscow, Russia.
11. *Smirnova, N. A.* Development and investigation of the processes of hardening of the surface of aluminum alloys by laser radiation: *dissertation [Razrabotka i issledovanie processov uprochnenija poverhnosti aljuminievyyh splavov izlucheniem lazera: dis. kand.teh. nauk 2009. Moskva. 222 s.*

12. *Schnubel and Huber N* "Retardation of fatigue crack growth in aircraft aluminium alloys via laser heating Numerical prediction of fatigue crack growth" *Computational Materials Science*, 2012. vol. 65, pp. 461–469.
13. *Ber, L. B.* "The practice of using x-ray methods for studying aluminum alloys (review)" ["Praktika ispol'zovaiija rentgenovskih metodov issledovanija aljuminievyh splavov (obzor)"] /*Zavodskaja laboratorija № 7*, vol. 73. 2007.– pp. 29 – 40.