

# Дослідження впливу багатократної лазерної обробки на структуру та властивості зістареного дуралюмінію

Л.Ф. Головка • О.Д. Кагляк • А.М. Лутай

КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ, Україна

Received: 16 June 2017 / Accepted: 15 September 2017

**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. Запропонована технологія лазерної обробки, яка виключає ефект знеміцнення сплаву. Виявлено зону великої протяжності зі значними залишковими напруженнями при обробці з малою кількістю проходів. Отримані в роботі результати можуть бути використані при лазерному формоутворенні просторових конструкцій з зістарених листових сплавів.

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

## Вступ

Дуралюмін AA2024 – T4 має високий рівень питомої міцності і опору втомному руйнуванню. Завдяки цим якостям він 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 × 1200 мм складає приблизно 7500 нормо-годин [1]. Використання більш гнучкого та універсального метода дробоударного 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. А саме – лазерна обробка дозволяє значно простіше автоматизувати технологію формоутворення, легко змінювати густину потужності лазерного випромінювання та швидкість переміщення променя, можливість його транспортування на значні відстані і підведення в 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]. К. G. Watkins, S. P. Edwardson та ін. [6] по вказаній технології виготовили ряд конструкцій з сплаву AA 2024 -T3. Зокрема показано, що частина циліндричної поверхні радіусом 900 мм, яка сформована з листа сплаву з розмірами 450 25×0,8 мм мала

✉ А.М. Лутай  
anat5@i.ua

високі геометричну точність, відтворюваність форми та низьку шорсткість поверхні, але підкреслюється, що вихідні властивості сплаву зберігаються у зоні термічного впливу (ЗТВ) при густині енергії лазерного випромінювання ( $W_E$ )  $\text{CO}_2$  - лазера  $W_E < 25 \text{ Дж/мм}^2$  (значення швидкості обробки не приводиться). При більш високих значеннях  $W_E$ , на думку авторів, у ЗТВ проходила рекристалізація твердого розчину, а при  $W_E \geq 133 \text{ Дж/мм}^2$  спостерігалось його частково підплавлення. Зазначимо, що навіть при  $W_E \leq 25 \text{ Дж/мм}^2$  автори зафіксували коливання рівня мікротвердості у ЗТВ. Недостатня термічна стабільність механічних властивостей зістарених сплавів проявляється і при пічному нагріванні, що пов'язують з проходженням в них цілого ряду фазових, структурних та субструктурних перетворень, зокрема розчинення та коагуляції інтерметалідної фази [10]. При ЛФ існує дві температурні складові – термічний цикл з високими швидкостями нагрівання та охолодження і середня температура заготовки, що визначається у моменти між черговими проходами ( $t_c$ ). Їх експериментальні вимірювання та розрахункові значення в різних точках ЗТВ при ЛФ конструкцій з сплавів алюмінію узгоджуються з досить великою точністю при різних параметрах лазерного випромінювання при опромінюванні  $\text{CO}_2$  – лазером (довжина хвилі  $\lambda = 10,6 \text{ мкм}$ ) [7] та Nd:YAG-лазером (довжина хвилі  $\lambda = 1,06 \text{ мкм}$ ) [8, 9]. Дослідження структури та властивостей ЗТВ, навпаки, виявило значні розбіжності. Так у роботі Н.А. Смирновой [11] спостерігалось практично повне розчинення зміцнювальних фаз у центрі ЗТВ сплаву AA2024 – T4 вже після однократного проходження променя, що зменшувала її мікротвердість ( $H_u$ ) до мікротвердості загартованого сплаву. У дослідженні сплаву AA2024 – T3 практично при ідентичних параметрах обробки виявлено неоднорідний розподіл мікротвердості по перерізу ЗТВ з зонами, що мають вихідне значення  $H_u$  та областями з зменшеною на 30% значеннями цього параметру [8]. Ще більш суттєві розбіжності у результатах вивчення структури та механічних властивостей ЗТВ при багатократному проходженні променя при близьких параметрах обробки сплаву AA2024 – T3. Так у роботах [7, 9] в якості критерію ступеня впливу на структуру та властивості ЗТВ сплаву AA2024 при двовимірному 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 з наведених там же [9] результатів виходить, що при значенні  $CAED = 300 \text{ Дж/мм}^2$  та різних величинах погонної енергії лазерного випромінювання ( $E$ )  $E = P/V$  значення величин границі міцності ( $\sigma_b$ ), границі текучості ( $\sigma_t$ ) та максимального видовження ( $\delta$ ) 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 з 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 при разовому проходженні променя. [12]. Відомий негативний вплив ЗН вказаного знаку на границю витривалості сплавів. Дослідження еволюції ЗН при багатократному проходженні ЛП не проводилися. Тобто на даний час немає висновків та залежностей, що однозначно пов'язують параметри кількарізного проходження ЛП з 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 при теоретичному та експериментальному дослідженні двовимірному ЛФ апіорі передбачається, що у матеріалі відсутні ЗН. Це означає, що при формоутворенні 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, 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  $60 \times 60 \text{ мм}$  товщиною  $h = 1,8 \text{ мм}$  вирізалися з листа сплаву AA2024 – T4 з вихідною мікротвердістю  $H_u = 1030 \text{ МПа}$ . Лазерна обробка проводилась на технологічному комплексі «ROFIN DY 044» на основі Nd:YAG лазера з діодним накачуванням. Діаметр фокальної плями ( $d$ ) становив  $6 \text{ мм}$ . Обробка проводилась з часовим проміжком між проходами у  $20 \text{ секунд}$  при величині потужності лазерного випромінювання  $P = 600 \text{ Вт}$  та швидкостях  $V = 7,5 \text{ мм/с}$ ,  $V = 10 \text{ мм/с}$ ,  $V = 15 \text{ мм/с}$ ,  $V = 30 \text{ мм/с}$ . Вимірювання мікротвердості проводили на приладі ПМТ- 3 при навантаженнях  $10 - 100 \text{ г}$ . Рентгеноструктурні дослідження здійснювалися на дифрактометрах ДРОН – 4 у  $\text{Co}_{K\alpha}$  випромінюванні та Rigaku Ultima IV у  $\text{Cu}_{K\alpha}$  випромінюванні. Зйомку проводили у інтервалі кутів  $2\theta - 20 - 140^\circ$  з кроком  $0,02^\circ$  і часом накопичення  $2 \text{ с}$ . 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 при рентгеноструктурних дослідження поверхневий опуклий

шар видалявся до отримання плоскої поверхні. Розраховувалася компонента ЗН, що орієнтована впродовж доріжки ( $\sigma_{11}$ ). Еквівалентна деформація ( $\epsilon_{\text{екв}}$ ) визначалася з фізичного розширення лінії 331 ( $\beta_{331}$ ) 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.

### 1. Граничні параметри обробки

Згідно з даними наведеними у роботах [10] 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 Гінъс-Престона, при  $t > 350^\circ\text{C}$  починається рекристалізація твердого розчину та коагуляція інтерметалічної 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 (рис.1). 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. Кінцева структура та механічні властивості визначаються розмірами субзон і остаточно формуються на етапі охолодження термічного циклу лазерної обробки. У авіабудуванні в числі інших контролюються  $\sigma_t$ ,  $\sigma_b$  та  $H_\mu$ .

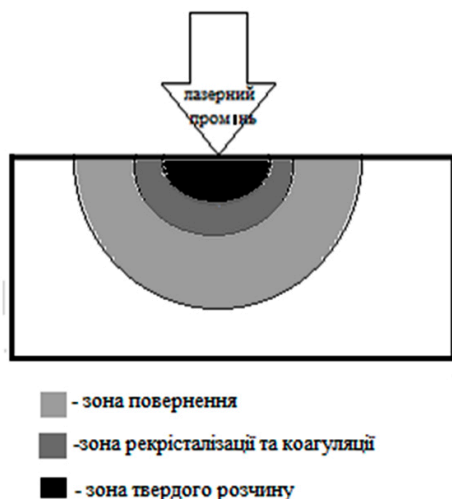


Рис. 1. Структура ЗТВ при максимальній температурі термічного циклу лазерної обробки сплаву AA2024 – T4

В роботі приводяться результати вимірювання останнього параметру, а критичними вважаються параметри обробки, які приводять до значень ( $H_\mu \leq 910 \text{ МПа}$  на

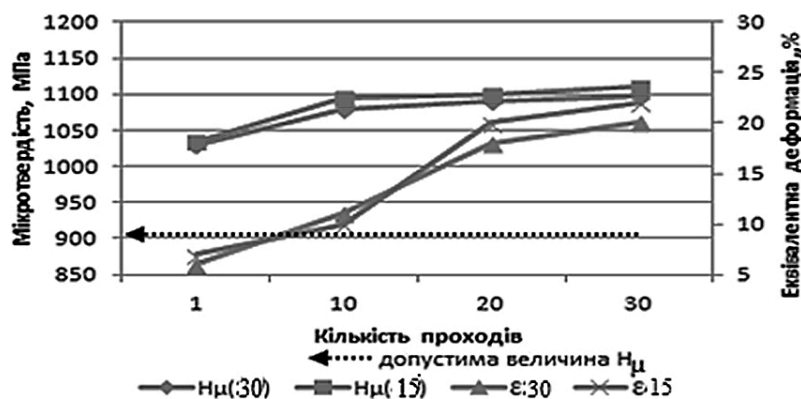


Рис. 2. Залежності мікротвердості поверхні ЗТВ та еквівалентної деформації від кількості проходів ( $V=30 \text{ мм/с}$ ,  $V = 15 \text{ мм/с}$ )

рис.2-4 позначена як допустиме значення  $H_\mu$ ). Оскільки для сплавів алюмінію виконується пропорційність між величиною твердості та значеннями  $\sigma_t$  та  $\sigma_b$ , всі подальші висновки, що стосуються змін  $H_\mu$  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  $H_\mu$  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 [13]. Деформаційне зміцнення приводить до збільшення  $H_\mu$  і  $\epsilon$  однією з причин зменшення кута згинання, що фіксувалося іншими дослідниками [6-9]. Але якщо при великих  $n$  (20;30) збільшення  $H_\mu$  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  $H_\mu$  для даного  $n$  (табл.1), яка свідчить про те, що більша частина зростання  $H_\mu$  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 [10] Тобто зростання  $\epsilon_{\text{скв}}$ , обумовлене збільшенням щільності дислокацій ініціює додатковий розпад вихідного твердого розчину, що й

Таблиця 1

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

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

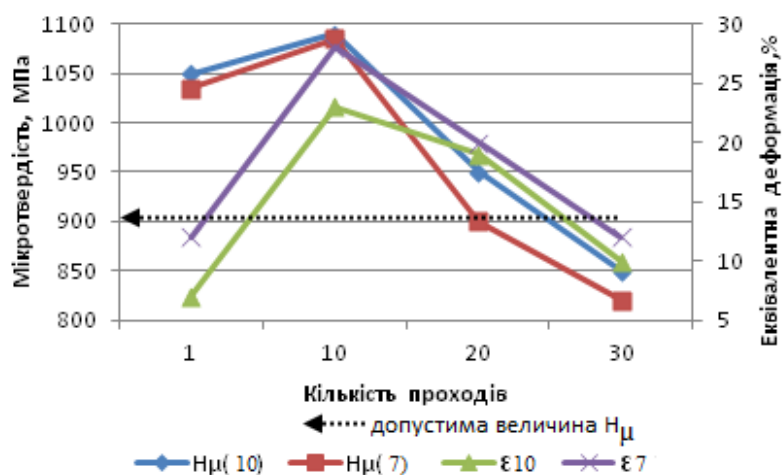
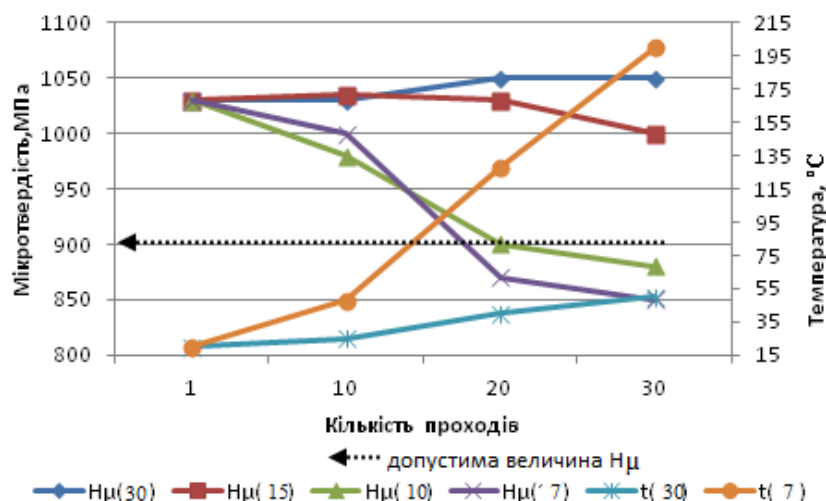
Рис. 3. Залежності мікротвердості поверхні ЗТВ та еквівалентної деформації від кількості проходів ( $V=10\text{мм/с}$ ;  $V = 7,5\text{мм/с}$ )

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

приводить до збільшення  $H_{\mu}$ . Підкреслимо, що дані по величині  $\epsilon_{\text{скв}}$  дійсні для поверхневого шару, що віддзеркалює 75% енергії первинного рентгенівського променя. В умовах зйомки (максимум (331) на  $\text{Co}$  випромінюванні) його товщина складає 35мкм. Зменшення  $V$  суттєво змінює подібні залежності (рис.3). А саме - при  $n \geq 20$  зафіксовані значення  $H_{\mu}$  нижчі допустимих величин. Як виходить з результатів вимірювання

температури (рис.4) її значення перевищує як температуру зони повернення, так і температуру рекристалізації (рис.1). Останнє пояснює суттєве зменшення  $\epsilon_{\text{екв}}$  при вказаних значеннях  $n$  (рис.3), що означає зняття приросту  $H_{\mu}$  обумовлену наклепом. Підкреслимо, що значно більше зменшення  $H_{\mu}$  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 ( $50...60^{\circ}\text{C}/\text{c}$ ). Виміряна швидкість охолодження зразка становила  $10...15^{\circ}\text{C}/\text{c}$ . В шарі розташованому на відстані 1мм від поверхні, що оброблювалася при  $V=30\text{мм}/\text{c}$   $H_{\mu}$  практично не залежить від  $n$ . (рис.4). При  $V=15\text{мм}/\text{c}$   $H_{\mu}$  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  $V=7,5\text{мм}/\text{c}$ ,  $V=10\text{мм}/\text{c}$  приводить до значного зниження  $H_{\mu}$  при  $n \geq 20$  (рис.4). Пояснення аналогічне тому, що давалося раніше – швидкість охолодження зразка після кінцевої обробки недостатня для фіксації перенасиченого твердого розчину.

## 2. Залишкові напруження

На якісному рівні механізм формування ЗН при лазерній обробці сплаву, що не має фазових перетворень у діапазоні температур нагрівання полягає у наступному. Вважаємо, що лазерний промінь зміщується по осі у (рис.5а). У ЗТВ по нормалі до поверхні зразка (вісь  $z$ ) виникає високий градієнт температури який повинен змінити розміри ЗТВ в 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  $\sigma_{\text{т}}$  матеріалу ЗТВ зменшується. У момент досягнення величиною  $\sigma_{\text{терм}}$  значення  $\sigma_{\text{т}}$  проходить релаксація термічних напружень до рівня нижче границі пружності сплаву. На етапі охолодження ЗТВ повинна зменшувати розміри, чому протидіють холодні об'єми сплаву.

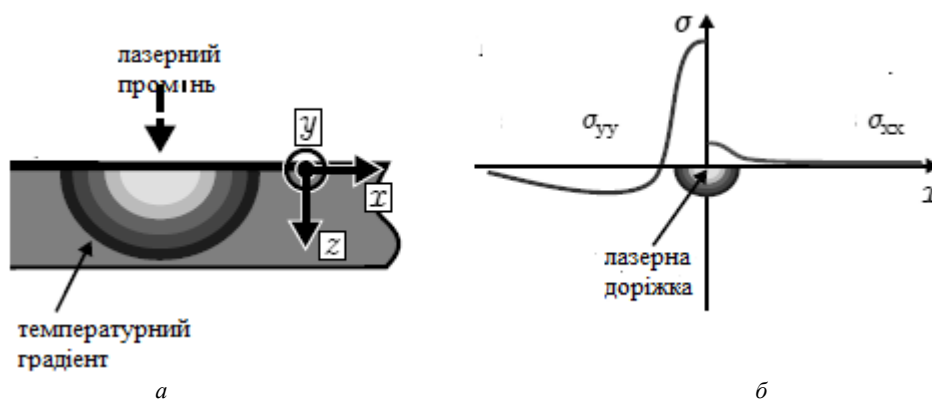


Рис. 5.Схема формування залишкових напружень при переміщенні лазерного променя по осі у

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.7б). По такому механізму у сплаві 2024 – Т4 формуються ЗН величиною  $\sigma_{\parallel} = +130...150\text{МПа}$  у центрі доріжки після одиничного проходу [12]. Багатократна обробка суттєво знижує рівень додатних ЗН, причому їх

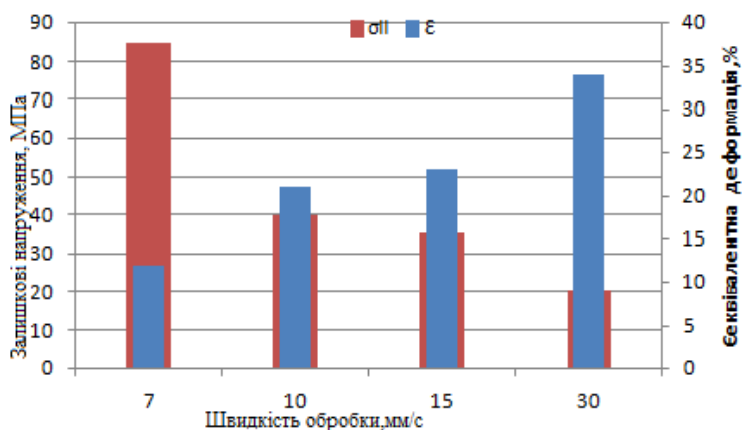


Рис. 6. Залежність величини залишкових напружень у центрі доріжки та еквівалентної деформації від швидкості обробки після 20 проходів

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 при 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. З частин епіюру залишкових напружень, які побудовані

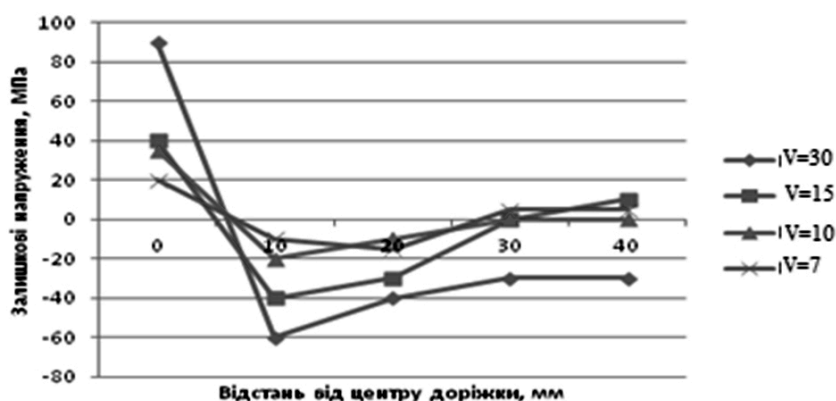


Рис. 7. Залежність величини залишкових напружень від відстані між центром доріжки ( $x=0$ ) та координатою  $x$  центру рентгенівського променя на зразку ( $n=20$ )

для зразків після 20 кратної обробки (рис.7) виходить, що координата області з несуттєвим для ЛФ рівнем ЗН при  $V=7.5; 10; 15$  мм/с становить  $x \approx 15$  мм. При обробці з  $V=30$  мм/с навіть на відстані у 40 мм фіксуються досить високі від'ємні напруження. Тобто прогнозованість та відтворюваність двохвимірною ЛФ деталей з близько розташованими лазерними доріжками при вказаній швидкості обробки можна вважати низькою.

#### Висновки

1. Багаторазова лазерна обробка дозволяє успішно формувати вироби із сплавів алюмінію, однак може приводити до двох негативних змін у властивостях сплаву: зменшення  $H_c$  та формуванню значного рівня ЗН у заготовці.
2. Перший недолік проявляється при  $V < 10$  мм/с, та  $n \geq 20$ , другий виникає при  $V > 15$  мм/с.
3. Зниження  $H_c$  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.

## Исследование влияния многократного лазерной обработки на структуру и свойства состаренного дуралюмина

Л.Ф. Головки, А.Д. Кагляк, А.Н.Лутай

**Аннотация.** Приведены результаты экспериментальных исследований влияния энергетических параметров лазерной многократной обработки сплава AA2024 - T4 на его структуру и микротвердость. Цель работы - определить диапазон скоростей лазерной обработки, в котором микротвердость зоны термического влияния остается в пределах  $\pm 10\%$  относительно исходного значения. Лазерная обработка проводилась на технологическом комплексе «ROFIN DY 044» на основе Nd: YAG лазера с диодной накачкой. Установлено, что величины критических скоростей обработки зависят от количества проходов и при больших их величинах не должны меньше  $V=10$  мм/с. Показано, что уменьшение микротвердости при обработке обусловлено увеличением средней температуры заготовки, что приводило к растворению упрочняющей фазы. Предложена технология лазерной обработки, которая исключает эффект разупрочнения сплава. Обнаружена зона большой протяженности со значительными остаточными напряжениями при обработке с малым количеством проходов. Полученные в работе результаты могут быть использованы при лазерном формообразовании пространственных конструкций.

*Ключевые слова:* лазерное формообразование, скорость обработки, старение, микротвердость, остаточные напряжения, дислокации.

## Study of repeated laser treatment on structure and properties aged duralumin

L. Golovko, O.Kaglyak, A.Lutay

**Abstract. Purpose.** Identify areas of repeated laser treatment options alloy AA2024-T4 within which ensured the stability of its initial properties, identify the causes reduction in the strength characteristics of GR in excess of critical processing parameters

**Design/methodology/approach** Laser treatment was conducted on the technological complex «ROFIN DY 044" based on Nd: YAG laser diode pumped. Focal spot diameter ( $d$ ) was 6mm. Treatment was carried out with a time interval between passes in 20 seconds at processing speeds in terms  $V=7,5;10;15;15:30\text{mm/s.}$ . Resulting in the thermal zone were studied modern methods of materials science: X-ray diffraction, micro durometric, metallographic and other physic-methods

**Findings.** Established that the critical values processing speeds in depend on the number of passes and in large quantities they should not be less  $V=10\text{mm/s.}$  It is shown that microhardness reduction in processing at  $V<10\text{mm/s.}$  due to an increase in the average temperature of the workpiece, leading to the dissolution phase, strengthened.

**Originality/value.** Proved that in certain modes in the multiple laser processing allows to obtain high quality products with aged duralumin.

**Keywords:** laser forming, processing speed, aging, microhardness, residual stresses, dislocations.

### References

- 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*, no 2. pp. 17–20.
- Malashhenko, 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], Moscow, Russia.
- 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'yuternye integrirovannye tehnologii"* no 36, pp.20-28.
- 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.
- 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], Kiev, Ukraine.
- 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.
- 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.
- Cheng, J. and Yao, Y. (2002), "Miorstructure Integrated Modeling of Multiscan Laser Forming", *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. Vol. 124, pp. 379-387.
- Knupfer, S.M. and Moore, A.J.(2010), "The effects of laser forming on the mechanical and metallurgical properties of low carbon steel and aluminium alloy samples", *Material Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 4347-4359.
- Kolachev, B.A. and Elagin, V.I. (1999), *Metallovedenie i termoobrabotka cvetnyh metallov i splavov* [Metallurgy and heat treatment of non-ferrous metals and alloys], Nauka, Moscow, Russia.
- Smirnova, N.A. (2009), Development and investigation of the processes of hardening of the surface of aluminum alloys by laser radiation: *dissertation* [Razrabotka i issledovanie processov uprochnenija poverhnosti aljuminievyh splavov izlucheniem lazera: dis. kand.teh. nauk], Moscow, Russia.
- Schnubel, and Huber, N. (2012), "Retardation of fatigue crack growth in aircraft aluminium alloys via laser heating – Numerical prediction of fatigue crack growth" *Computational Materials Science*, vol. 65, pp. 461–469.
- Ber, L.B., (2007), "The practice of using x-ray methods for studying aluminum alloys (review)" ["Praktika ispol'zovaiija rentgenovskih metodov issledovanija aljuminievyh splavov (obzor)"], *Zavodskaja laboratorija*, no 7, vol. 73. pp. 29 – 40.