DOI: 10.25140/2411-5363-2025-1(39)-85-97 УДК 621.326

Олексій Дмитрович Кагляк¹, Олексій Козирєв², Юрій Валентинович Ключников³, Катерина Левко⁴, Олександр Савченко⁵, Олена Мельник⁶

¹кандидат технічних наук, доцент кафедри лазерної техніки та фізико-технічних технологій Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського» (Київ, Україна) **E-mail:** <u>kaglyak.olexa@gmail.com</u>. **ORCID:** <u>http://orcid.org/0000-0002-5602-543X</u>

²старший викладач кафедри лазерної техніки та фізико-технічних технологій

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського» (Київ, Україна) **E-mail:** <u>akozyrev@ukr.net.</u> **ORCID:** <u>https://orcid.org/0000-0001-5385-8578</u>

³кандидат технічних наук, доцент кафедри лазерної техніки та фізико-технічних технологій

національний технічних наук, доцент кафедри лазерної техніки та фізико-технічних технологии Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського» (Київ, Україна) E-mail: yu.klyuchnikov@gmail.com. ORCID: https://orcid.org/0000-0002-1970-6340

⁴студентка кафедри лазерної техніки та фізико-технічних технологій

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського» (Київ, Україна) E-mail: k.levko-ml91@lll.kpi.ua. ORCID: https://orcid.org/0009-0008-4933-0912

⁵аспірант кафедри лазерної техніки та фізико-технічних технологій Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського» (Київ, Україна) **E-mail:** <u>o.savchenko-ltft24@lll.kpi.ua</u>. **ORCID:** <u>https://orcid.org/0009-0000-5586-5667</u>

⁶кандидат технічних наук, доцент кафедри технології машинобудування Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського» (Київ, Україна) **E-mail:** <u>melnyk.olena@lll.kpi.ua</u>. **ORCID:** <u>https://orcid.org/0000-0002-8667-4262</u>

ФОРМУВАННЯ ЛИСТОВИХ МАТЕРІАЛІВ ІЗ ВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ ЗА ДОПОМОГОЮ ЛАЗЕРНОГО ЦИКЛІЧНОГО ОПРОМІНЮВАННЯ

У статті представлені результати моделювання теплових процесів під час лазерного формоутворення листових матеріалів. Моделювання проводилося у спеціально розробленому програмному забезпеченні, що базується на трьохмірному нестаціонарному рівнянні теплопровідності. Представлений аналіз перетворень у вуглецевих сталях під час формівних циклів лазерного опромінення. Приведені результати металографічнних досліджень оброблених зразків зі сталі 65Г, де підтверджене протікання мартенситного перетворення. Показана залежність величини деформації від кількості циклів лазерного опромінення та порівняння формування зразків без попередньої термічної обробки та підданих об'ємному гартуванню.

Ключові слова: лазерне формоутворення; залишкові напруження; лазерне опромінення; листовий матеріал. *Рис.: 17. Табл.: 1. Бібл.: 9.*

Актуальність теми дослідження. Формоутворення листових матеріалів класичними технологіями потребує використання металоємного високовартісного штампового обладнання. Крім того, під час формування крихких, пружних чи попередньо зміцнених матеріалів, виникає багато проблем, пов'язаних з утворенням холодних тріщин (рис. 1, a), наявністю зворотного пружного ефекту, обмеженістю величини деформації. Натомість, лазерне формоутворення листових матеріалів є процесом, що не потребує силової дії на матеріал, не потребує високовартісного інструменту, може швидко переналаштовуватися та може мати зворотний зв'язок у процесі обробки, що дозволяє розробляти адаптивні методики обробки та проводити обробку згаданих пружних крихких матеріалів та матеріалів із підвищеною жорсткістю. З огляду на це є необхідність проведення досліджень лазерного формоутворення листових пружних та попередньо зміцнених матеріалів.

Постановка проблеми. Для вибору режимів лазерного формоутворення (Л Φ) листових матеріалів, особливо тих, в яких під час нагрівання-охолодження відбуваються поліморфні перетворення, необхідне розуміння рівня величин температур у матеріалі під час обробки та їх розподіл. Також важливим є розуміння швидкостей нагрівання та охолодження, оскільки вони безпосередньо впливають на структурно-фазові перетворення.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Лазерне формоутворення за рахунок своїх переваг, зокрема, гнучкості [1; 2] швидкій переналаштовуваності, легкій автоматизації [3], знаходить все ширше застосування. Особливістю ЛФ листових матеріалів, порівняно з

[©] О. Кагляк, О. Козирєв, Ю. В. Ключников, К. Левко, О. Савченко, О. Мельник, 2025

процесами формування обробкою тиском, є те що ЛФ здійснюється без силового впливу інструменту на матеріал. Формування відбувається за рахунок створення в матеріалі внутрішніх напружень, під час швидкісного локального лазерного нагрівання та охолодження. Коли рівень внутрішніх напружень перевищує межу текучості матеріалу, вони компенсуються за рахунок пластичної деформації. При повторному опроміненні величина деформації зростає і можливо досягти кутів згинання 90° (рис. 1, б) та більше. Дослідники [4; 5; 6] виокремлюють такі механізми ЛФ: механізм градієнта температур, механізм випинання, механізм зсідання та механізм поліморфних перетворень. У роботах [7; 8] дослідники вивчали питання структурно-фазових перетворень у сталях та композитних матеріалах під час ЛФ та можливість моделювання цих процесів, використовуючи скіченно-елементні моделі. Однак у цих роботах не висвітлено питання формоутворення попередньо-зміцнених матеріалів. Найбільш поширеним є використання режимів формування, які забезпечують дію механізму градієнту температур [6; 7; 8]. Проте при обробці вуглецевих сталей буде діяти також механізм поліморфних перетворень. Причому оскільки мартенситне перетворення викликає локальне збільшення об'єму матеріалу на етапі охолодження [7], коли найбільшу формувальну силу має механізм градієнта температур, то ці процеси будуть конкурувати між собою та протидіяти один одному. Загалом, ЛФ має достатньо високу повторюваність [9], але для кращого передбачення та моделювання результатів формоутворення існує необхідність більш глибокого дослідження впливу поліморфних перетворень на процес лазерного формоутворення та дослідження можливість формоутворення попередньо зміцнених матеріалів.



Рис. 1. Зразки зі сталі 65Г сформовані обробкою тиском (а) та лазерним формоутворенням (б)

Виділення недосліджених частин загальної проблеми. Вироби з листових металів можуть експлуатуватися в різних умовах, зокрема в умовах осьових чи знакозмінних навантажень, в умовах абразивної дії, чи дії агресивних середовищ. З огляду на зазначене потрібно проводити термічну обробку для підвищення експлуатаційних властивостей. Проведення термічної обробки в сформованому стані спричинятиме деформування вже готових виробів та спотворення їхньої геометрії. Формування попепедньозміцнених виробів класичними способами несе ризики тріщиноутворення (рис. 1, a). Подібні ризики присутні і при формуванні твердих пружних матеріалів та матеріалів із підвищеною жорсткістю. Натомість, лазерне формоутворення дозволяє формувати згадані матеріали без утворення тріщин (рис. 1, δ). Отже, необхідно провести дослідження лазерного формоутворення попередньогартованих вуглецевих листових матеріалів.

Метою статті є дослідження лазерного формоутворення попередньогартованих вуглецевих листових матеріалів для виявлення особливостей впливу ефекту накопичення тепла на структуру матеріалу в умовах багаторазових циклів обробки.

Виклад основного матеріалу. З метою прогнозування розподілу температур в зоні обробки та швидкості нагрівання та охолодження і, як наслідок, вибору режиму обробки, було розроблене спеціальне програмне забезпечення. Програмне забезпечення розроблювалося в середовищі візуального програмування Delphi, з використанням OpenGL для відображення графічної інформації та Express Bars Suite для розробки інтерфейсу головного вікна програми.

Зразок представлявся у вигляді пластини з геометричними розмірами L_x , L_y , L_z , на верхній поверхні зразка розташовувалося рухоме джерело тепла – лазерний промінь, рух якого характеризується швидкістю V(t)та напрямком Oy (рис. 2).



Рис. 2. Розрахункова схема процесу лазерного формоутворення

Поверхня зразка перебувала у процесі теплообміну з навколишнім середовищем, температура якого Uc. Розподіл потужності лазера описується своїм законом W(x, y, t), а його дія викликає на поверхнях обробки тепловий потік із розподілами щільності $q^{e}(x, y, t)$.

Теплові процеси та розподіл температур у зразку описується тривимірним нестаціонарним рівнянням теплопровідності:

$$c\rho\frac{\partial U}{\partial t} = \lambda \left(\frac{\partial^2 U}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 U}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 U}{\partial z^2}\right), x \in [0, L_x], y \in [0, L_y], z \in [0, L_z], t \in [0, T_k],$$

c – питома теплоємність;

ρ – густина матеріалу зразка;

λ – коефіцієнт теплопровідності матеріалу;

U(x, y, z, t) – температура матеріалу в точці з координатами (x, y, z) в момент часу t. Початкова умова: U(x, y, z, 0) = Uc.

Крайові умови в зоні дії лазерного випромінювання мають такий вигляд: на верхній поверхні

$$\lambda \frac{\partial U(x,y,0,t)}{\partial z} + q^{\varepsilon}(x,y,t) = 0.$$

на нижній поверхні

$$\lambda \frac{\partial U(x,y,L_z,t)}{\partial z} - q^{H}(x,y,t) = 0.$$

На інших ділянках розрахункової області крайові умови моделюють теплообмін із навколишнім середовищем за законом Ньютона:

$$\pm \lambda \frac{\partial U}{\partial n} = -\alpha (U - U_c).$$

Результати моделювання. При обробці вуглецевих сталей, слід враховувати, що критичні температури A_{c1} та A_{c3} при лазерному нагріванні значно вищі за аналогічні при пічному нагріванні. Важливим є те, що перегрівання α – фази до температури вищої 9100°С приводить до зміни дифузійного механізму перетворення фериту в безвуглецевий аустеніт, з подальшим розчиненням у ньому цементиту, на бездифузійний. Усі перераховані фазові перетворення проходять зі зміною питомої ваги і дають свою складову в тимчасові напруження, що виникають на стадії нагрівання. Залежно від різниці в питомій вазі вихідних та кінцевих фаз ця складова може реалізовувати в зоні термічного впливу

(3TB) напруження стиснення або розтягу. Тимчасові термічні напруження, що обумовлені механізмом градієнту температур, на етапі нагрівання завжди мають від'ємний знак, а їхній максимальний рівень розташовується в зоні максимальних градієнтів температур. Для аналізу процесів, що відбуваються на різних ділянках 3TB, при опроміненні зразка променем з круглим перерізом, розраховувалася зміна температури в різних точках 3TB протягом термічного циклу (рис. 3). Розрахунок проводився за допомогою спеціально розробленого програмного забезпечення, яке базується на трьохмірному нестаціонарному рівнянні теплопровідності з відповідними крайовими умовами.





Якщо отримані температури нагрівання співставити з температурами перлітного перетворення (A_{c1}) та повного розчинення фериту (A_{c3}), для досліджуваних сталей (зокрема, марганцевиста сталь 65Г), то стає очевидним, що фазові перетворення в сталі при нагріванні зменшують термічні напруження, які виникають при дії найпоширенішого механізму лазерного формування – механізму градієнту температур (МГТ). При співпадінні за часом моменту досягнення максимального градієнта температур та температури A_{c3} результуюча величина тимчасових напружень може бути меншою за границю текучості сплаву, що виключить механізм формоутворення.

Враховуючи аналіз розподілу температур, слід зазначити, що зона максимальних напружень стискання, що виникають по механізму градієнта температур збігається з віссю променя, а також, що при визначенні внеску фазових та структурних перетворень у тимчасові напруження, треба враховувати перетворення перліту в аустеніт, яке згідно з дилатометричними дослідженнями проходить зі зменшенням питомої ваги сплаву.

Оскільки коефіцієнт термічного розширення аустеніту значно більший за аналогічний параметр ферито-перлітної структури тієї ж сталі, слід вважати, що максимум термічних напружень стискання припадає на діапазон температур A_{c3}...T_{max}. Враховуючи, що границя текучості аустеніту зменшується з ростом температури, можна стверджувати, що саме на цьому етапі в ЗТВ проходить пластична деформація з релаксацією напружень до рівня границі пружності.

Під час охолодження відбувається згинання зразка, тобто формоутворення проходить саме на цій стадії термічного циклу. Згинання проходить при дії моменту сил, що мають протилежне направлення. Тобто спрощена епюра тимчасових напружень у зразку до початку згинання повинна мати вигляд (рис. 4).



Рис. 4. Вигляд епюри тимчасових напружень у перерізі zy

Розглянемо механізми, що можуть формувати подібну епюру.

1. Механізм градієнту температур спрацьовує у зворотному щодо фази нагрівання напрямку. А саме – інтенсивне тепловідведення з області ЗТВ, у якій на етапі нагрівання пройшла пластична деформація, в «холодну» зону, повинно зменшувати її об'єм. Протидія непрогрітих шарів цьому процесу викличе появу в них від'ємних, а у вказаний області, напружень розтягу. Тобто сформується епюра подібна до зображеній на рис. 4.

2. Фазові перетворення. На цій стадії термічного циклу повинні проходити згідно з термокінетичною діаграмою розпаду переохолодженого аустеніту.

Аналіз подібних залежностей для точок ЗТВ, температура яких перевищала 870 ⁰С, показує, що такі об'єми переохолоджувалися до температури мартенситного перетворення не перетинаючи область дифузійного розпаду переохолодженого аустеніту. Тобто ці об'єми повинні складатися з мартенситу та залишкового аустеніту.

ТЕХНІЧНІ НАУКИ ТА ТЕХНОЛОГІЇ

TECHNICAL SCIENCES AND TECHNOLOGIES

Методика проведення експериментальних досліджень. Відповідно до вищенаведеного, необхідно дослідити зміни, які відбувають зі структурою та властивостями матеріалів, які піддаються багаторазовому циклічному термічному впливу під час лазерного формоутворення. Для цього зразки розміром 100×50×2 мм зі сталі 65Г закріплювалися консольно (рис. 5) паралельно один одному в струбцині та опромінювалися лазерним випромінюванням довжиною хвилі 1.06 мкм за однакового режиму (потужність 2кВт, швидкість 5 м/хв, діаметр фокусування 6 мм). Зразки покривалися графітом для вирівнювання показника поглинання лазерного випромінювання.



Рис. 5. Закріплення зразків та їх позиціонування під обробку

Оброблялися дванадцять пар зразків, які опромінювалися від одного до дванадцяти разів, після чого проводилося дослідження величини деформації та порівняння структури в зразках з різною кількістю опромінень.

Після лазерної обробки, за допомогою електроерозійного різання дротовим електродом, виконувався розріз поперек осі лазерного проходу, після чого виготовлялися мікрошліфи та проводилося дослідження мікроструктури та розподілу мікротвердості в перерізі лазерного проходу в двох взаємоперпендикулярних напрямках (рис. 6).



Рис. 6. Дослідження розподілу мікротвердості в поперечному перерізі лазерного проходу

Результати експериментальних досліджень. Результати вимірювання величини деформації, яка виражалася через кут згинання пластини, демонструють, що як гартовані, так і негартовані зразки сталі деформуються в напрямку на зустріч лазерному променю, величина деформації збільшується зі збільшенням кількості проходів. Слід зазначити, що попередньогартовані зразки демонструють більший кут деформації порівняно з негартованими.

При аналізі результатів після 12 проходів лазерного променя було встановлено, що різниця у деформації між гартованими та негартованими зразками становить 4°18′. Середня різниця між гартованими та негартованими зразками становить 40,02 %. Жодних ознак плавлення, тріщин або інших дефектів не виявлено, що свідчить про ефективність лазерного формоутворення для обробки обох типів сталі. Результати вимірювань величини деформації (кута згинання) зразків представлені в табл. 1.

| , | | | |
|-----------|-----------|--------------|----------------------|
| № проходу | Гартована | Не гартована | Різниця між зразками |
| 1 | 1°20′ | 0°50′ | 37,5 |
| 2 | 2°30′ | 1,38°′ | 44,8 |
| 3 | 3° | 2° | 33,33 |
| 4 | 3°46′ | 2°06′ | 44,23 |
| 5 | 4°80′ | 2°26′ | 54,38 |
| 6 | 5°30′ | 3°36′ | 34,54 |
| 7 | 6°40′ | 3°56′ | 41 |
| 8 | 7°10′ | 4°40′ | 34,84 |
| 9 | 8°18′ | 5°18′ | 36,14 |
| 10 | 9°50′ | 6° | 38,96 |
| 11 | 11°30′ | 6°48′ | 40,87 |
| 12 | 12°28′ | 8°10′ | 34,5 |

Таблиця 1 – Результати формоутворення

Вихідні значення мікротвердості на зразках, що не піддавалися лазерному впливу показані на рис. 7 для попередньо гартованого зразка та рис. 8 для незагартованого зразка. Гартований зразок має достатньо високу твердість на рівні 973,4 HV, з максимальним значенням 1158,2 HV та мінімальним 809,9 HV.



Рис. 7. Розподіл мікротвердості (напрямок х) на зразку гартованої сталі, який не піддавався лазерному опроміненню

Негартована сталь, яка не піддавалася лазерній обробці, має значення твердості, що відповідають твердості матеріалу у стані постачання та становить близько 233 одиниці HV.



Рис. 8. Розподіл мікротвердості (напрямок х) на зразку не гартованої сталі, який не піддавався лазерному опроміненню

Після здійснення першого лазерного проходу, характер розподілу мікротвердості в зоні лазерного проходу набуває наступного вигляду: в центральній частині проходу спостерігається плато високих значень мікротвердості на рівні 870 HV, на периферії проходу спостерігається зона відпуску з мінімальним значенням 485 HV, і подальшим підйомом до вихідного значення (рис. 9).



Рис. 9. Розподіл мікротвердості (напрямок х) на зразку гартованої сталі, який піддавався 1 лазерному опроміненню

Слід зазначити, що мінімальні значення мікротвердості вдвічі вищі ніж твердість матеріалу без термічної обробки. У вертикальному перерізі (рис. 10) подібна картина: пікове значення твердості поблизу поверхні, витримка в межах однорідної зони гартування, після якої спостерігається зона відпуску. За зоною відпуску значення мікротвердості підвищуються, однак в середньому є на 200 одиниць НV нижчими за початкову твердість.



Рис. 10. Розподіл мікротвердості (напрямок у) на зразку гартованої сталі, який піддавався 1 лазерному опроміненню

У випадку негартованого зразка (рис. 11), розподіл мікротвердості також мав плато з високою мікротвердістю (середнє значення 820 HV), що розмірами відповідало ширині лазерного проходу. Однак середнє значення мікротвердості на цьому плато було на 50 одиниць HV нижче, ніж у випадку попередньо гартованого зразка. За межами плато спостерігається достатньо різке зниження мікротвердості до значень що відповідають мікротвердості основного матеріалу. Загалом така картина характерна для умов поверхневого лазерного зміцнення.



Рис. 11. Розподіл мікротвердості (напрямок х) на зразку не гартованої сталі, який піддавався 1 лазерному опроміненню

Розподіл мікротвердості у вертикальному напрямку можна охарактеризувати максимальними значеннями біля поверхні, у зоні лазерного проходу, де вони досягають 884 HV, зниженням у перехідній зоні до значень вихідного матеріалу (рис. 12).



Рис. 12. Розподіл мікротвердості (напрямок у) на зразку не гартованої сталі який піддавався 1 лазерному опроміненню.

Після одиничного проходу й у випадку попередньо гартованої сталі, і у випадку негартованої, структура є характерною для поверхневого лазерного зміцнення, спостерігається зона лазерної обробки (світла зона), вузька перехідна зона та структура вихідного матеріалу (рис. 13).



Рис. 13. Мікроструктура області лазерного проходу, збільшення x100 після одного лазерного опромінення

Зі збільшенням кількості проходів, спостерігається розширення перехідної зони на обох типах зразків (рис. 14 та 15).



Рис. 14. Мікроструктура області лазерного проходу, збільшення ×100 після шести проходів лазерного опромінення, попередньо гартований зразок Сталь 65Г



Рис. 15. Мікроструктура перехідної зони, збільшення ×200 після шести проходів лазерного опромінення, попередньо гартований зразок Сталь 65Г

Через збільшення перехідної зони значення розподілу мікротвердості також змінюються, звужується ширина плато з високими значеннями твердості, стають пологішими схили до максимальних значень мікротвердості (рис. 16 та 17).



Рис. 16. Розподіл мікротвердості (напрямок х) на зразку гартованої сталі, який піддавався 12 лазерним опроміненням



Рис. 17. Розподіл мікротвердості (напрямок х) на зразку не гартованої сталі, який піддавався 12 лазерним опроміненням

Слід зазначити, що після дев'яти циклів опромінення на поверхні зразків обох типів спостерігалося поверхневе оплавлення.

Загалом оплавлення є небажаним явищем під час лазерного формоутворення. Воно є наслідком накопичення тепла, оскільки зразок не встигає охолодитися до початкової температури за час між циклами. Це накопичення тепла також є причиною розширення перехідної зони при збільшенні кількості лазерних проходів. Отже, слід посилювати тепловідведення від зони обробки за рахунок додаткового охолодження.

Висновки.

1. Моделювання дозволяє визначати розподіл температур та швидкості нагрівання в зоні обробки та обирати режими формування для досягнення бажаного результату.

2. Встановлено, що величина кута згинання попередньо гартованих зразків була суттєво (близько 40 %) вищою порівняно зі зразками без попереднього об'ємного гартування.

3. При збільшенні кількості лазерних проходів збільшується величина деформації, але також зростає рівень залишкової температури, яка, після 9 циклів, призводить до поверхневого оплавлення зразків.

4. Зростання залишкової температури призводить до зростання розмірів ЗТВ, втрати однорідності структури в ній та зниженню максимальної твердості на 100 HV.

5. Для стабілізації процесу формування та уникнення небажаних явищ поверхневого оплавлення рекомендується використовувати додаткові засоби охолодження.

Список використаних джерел

1. Thomsen, A. N., Kristiansen, M., Kristiansen, E., & Endelt, B. (2020). Online measurement of the surface during laser forming. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, *107*(3-4), 1569–1579. https://doi.org/10.1007/s00170-020-04950-6.

2. Zhang, X., Niu, W., Zhang, Y., Hu, X., Fang, J., Zuo, L., Yin, Y., & Shah, S. S. A. (2021). Investigation of large area sheet forming with laser shocking spot by spot. *Materials & Design*, *212*, 110279. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.110279.

3. Abazari, H. D., Seyedkashi, S. M. H., Gollo, M. H., & Moon, Y. H. (2017). Evolution of microstructure and mechanical properties of SUS430/C11000/SUS430 composites during the laser-forming process. *Metals and Materials International*, *23*(5), 865–876. https://doi.org/10.1007/s12540-017-7053-6.

4. Vollertsen, F. (1996) Models for Laser Forming Process. Lasaer Assisted Net Shape Engineering. *Proceedings of the LANE'96. 1*, 324-335.

5. Magee, J., Watkins, K. G., & Steen, W. M. (1998). Advances in laser forming. *Journal of Laser Applications*, 10(6), 235–246. https://doi.org/10.2351/1.521859.

6. Bachmann, A. L., Dickey, M. D., & Lazarus, N. (2020). Making light work of metal bending: Laser forming in rapid prototyping. *Quantum Beam Science*, 4(4), 44. https://doi.org/10.3390/qubs4040044.

7. Cheng, J., & Yao, Y. L. (2002). Microstructure integrated modeling of multiscan laser forming. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, *124*(2), 379–388. https://doi.org/10.1115/1.1459088.

8. Abazari, H. D., Seyedkashi, S. M. H., Gollo, M. H., & Moon, Y. H. (2017b). Evolution of microstructure and mechanical properties of SUS430/C11000/SUS430 composites during the laser-forming process. *Metals and Materials International*, *23*(5), 865–876. https://doi.org/10.1007/s12540-017-7053-6.

9. Kaglyak, O., Romanov, B., Romanova, K., Myrgorod, O., Ruban, A., & Shvedun, V. (2021). Repeatability of sheet material formation results and interchangeability of processing modes at multi-pass laser formation. *Materials Science Forum*, *1038*, 15–24. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.1038.15.

References

1. Thomsen, A. N., Kristiansen, M., Kristiansen, E., & Endelt, B. (2020). Online measurement of the surface during laser forming. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, *107*(3-4), 1569–1579. https://doi.org/10.1007/s00170-020-04950-6.

2. Zhang, X., Niu, W., Zhang, Y., Hu, X., Fang, J., Zuo, L., Yin, Y., & Shah, S. S. A. (2021). Investigation of large area sheet forming with laser shocking spot by spot. *Materials & Design*, *212*, 110279. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.110279.

3. Abazari, H. D., Seyedkashi, S. M. H., Gollo, M. H., & Moon, Y. H. (2017). Evolution of microstructure and mechanical properties of SUS430/C11000/SUS430 composites during the laser-forming process. *Metals and Materials International*, *23*(5), 865–876. https://doi.org/10.1007/s12540-017-7053-6.

4. Vollertsen, F. (1996) Models for Laser Forming Process. Lasaer Assisted Net Shape Engineering. *Proceedings of the LANE'96. 1*, 324-335.

5. Magee, J., Watkins, K. G., & Steen, W. M. (1998). Advances in laser forming. *Journal of Laser Applications*, 10(6), 235–246. https://doi.org/10.2351/1.521859.

6. Bachmann, A. L., Dickey, M. D., & Lazarus, N. (2020). Making light work of metal bending: Laser forming in rapid prototyping. *Quantum Beam Science*, 4(4), 44. https://doi.org/10.3390/qubs4040044.

7. Cheng, J., & Yao, Y. L. (2002). Microstructure integrated modeling of multiscan laser forming. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, *124*(2), 379–388. https://doi.org/10.1115/1.1459088.

8. Abazari, H. D., Seyedkashi, S. M. H., Gollo, M. H., & Moon, Y. H. (2017b). Evolution of microstructure and mechanical properties of SUS430/C11000/SUS430 composites during the laser-forming process. *Metals and Materials International*, *23*(5), 865–876. https://doi.org/10.1007/s12540-017-7053-6.

9. Kaglyak, O., Romanov, B., Romanova, K., Myrgorod, O., Ruban, A., & Shvedun, V. (2021). Repeatability of sheet material formation results and interchangeability of processing modes at multi-pass laser formation. *Materials Science Forum*, *1038*, 15–24. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.1038.15.

Отримано 19.04.2025

UDC 621.326

Oleksii Kaglyak¹, Oleksii Kozyrev², Yuriy Klychnykov³, Kateryna Levko⁴, Oleksandr Savchenko⁵, Olena Melnyk⁶

¹PhD in Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Laser Systems and Physical Technologies National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute» (Kyiv, Ukraine) E-mail: <u>kaglyak.olexa@gmail.com</u>. ORCID: <u>http://orcid.org/0000-0002-5602-543X</u>

²Lecturer of the Department of Laser Systems and Physical Technologies National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute» (Kyiv, Ukraine) **E-mail:** <u>akozyrev@ukr.net</u>. **ORCID:** <u>https://orcid.org/0000-0001-5385-8578</u>

³PhD in Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Laser Systems and Physical Technologies National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute» (Kyiv, Ukraine) E-mail: yu.klyuchnikov@gmail.com. ORCID: https://orcid.org/0000-0002-1970-6340

⁴Student of the Department of Laser Systems and Physical Technologies National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute» (Kyiv, Ukraine) E-mail: <u>k.levko-ml91@lll.kpi.ua</u>. ORCID: <u>https://orcid.org/0009-0008-4933-0912</u>

⁵post-graduate student of the Department of Laser Systems and Physical Technologies National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute» (Kyiv, Ukraine) E-mail: <u>o.savchenko-ltft24@lll.kpi.ua</u>. ORCID: <u>https://orcid.org/0009-0000-5586-5667</u>

⁶PhD in Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Mechanical Engineering Technologies National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute» (Kyiv, Ukraine) E-mail: <u>melnyk.olena@lll.kpi.ua</u>. ORCID: <u>https://orcid.org/0000-0002-8667-4262</u>

LASER FORMING OF CARBON STEEL SHEETS BY CICLED LASER IRRADIATION

Laser forming (LF) of sheet material is a progressive treatment process and have some benefits. Laser forming is a flexible process and needs no heavy metal-intensive equipment and tools. Materials with high rigidity, brittle, elastic materials can be treated by laser forming. Therefore, the investigation of LF is important task. An important point to study is repeatability of multipass laser forming of sheet materials and exploring of possibilities of stabilizing process parameters. Actually, this research is aimed at these issues.

Results of heat process modeling during laser forming are shown. The modeling was carried out in specially developed software based on the three-dimensional non-stationary equation of heat conductivity. The analysis of transformations in carbon steels during forming cycles of laser irradiation is presented. The results of metallographic investigation of processed samples of steel 65G are presented, where occurrence of martensitic transformation is confirmed. Dependence of the deformation magnitude on the number of laser irradiation cycles and a comparison of the forming of samples without prior heat treatment and subjected to bulk hardening are shown. It is noted that collected heat during multi pass laser treatment causes expand heat affected zone decrease homogeneity of it and decrease maximal level of micro hardness on 100 HV. I is mentioned that previously hardened samples (by volume hardening) have higher level of bending angle compare to samples without previous heat treatment. Difference between mentioned options was more than 40% after twelve passes. It was recommended to use external cooling source to decrease level of collected heat in case of multipass laser forming process. High level of collected heat could initiate surface melting of treated samples.

Keywords: laser forming; residual stresses; laser treatment; sheet material. *Fig.: 17. Table: 1. References.: 9.*

Кагляк О. Д., Козирєв О., Ключников Ю. В., Левко К., Савченко О., Мельник О. Формування листових матеріалів з вуглецевих сталей за допомогою лазерного циклічного опромінювання. *Технічні науки та технології.* 2025. № 1(39). С. 85-97.