

DOI: <https://doi.org/10.33216/1998-7927-2022-272-2-110-115>

УДК 621.745.55:629.1.01

## ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЛОКАЛЬНОЇ ПОВЕРХНЕВОЇ ЛАЗЕРНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ШВИДКОРІЗАЛЬНИХ ТА ШТАМПОВИХ СТАЛЕЙ

Шевченко О.В.

### STUDY OF THE INFLUENCE OF LOCAL SURFACE LASER TREATMENT ON THE STRUCTURE OF QUICK-CUTTING STEEL AND STAMP STEEL

Shevchenko O.V.

*У статті досліджено вплив параметрів режиму локальної поверхневої лазерної обробки на структуру швидкорізальних та інструментальних сталей. Для оцінювання можливості поверхневого оплавлення інструменту при його лазерному гартуванні запропоновано використовувати комплексний параметр режиму лазерної обробки – критичну щільність потужності лазерного випромінювання. Щільність потужності лазерного випромінювання є комплексним параметром режиму обробки, який пов'язує між собою діаметр лазерного променя, його потужність та швидкість переміщення лазерного променя відносно оброблюваного виробу. Встановлено оптимальні значення щільності потужності лазерного випромінювання, при якій попереджається поверхневе оплавлення оброблюваних матеріалів та водночас досягається максимальна мікротвердість поверхневого зміцненого шару. Експериментально доведено, що саме високотемпературне гартування з твердого стану дає можливість отримати максимальну мікротвердість та дисперсність структури загартованого шару. Обробка з оплавленням поверхні є небажаною внаслідок різкого зменшення мікротвердості загартованого шару через утворення значної кількості залишкового аустеніту. Встановлено, що глибина зміцненого шару залежить від вихідної мікроструктури оброблюваних матеріалів. Максимальна глибина зміцненого шару досягається у тому випадку, коли перед лазерним опромінюванням інструментальні швидкорізальні та штампові сталі піддаються об'ємному гартуванню та відпуску за типовими режимами. Встановлено, що основною причиною збільшення глибини зміцненого шару у цьому випадку є менша теплопровідність загартованих сталей у порівнянні із сталями, що знаходяться у рівноважному стані. Визначено оптимальні значення коефіцієнта перекриття лазерних доріжок, при якому досягається мінімальна ширина зон відпуску.*  
**Ключові слова:** швидкорізальні сталі, інструментальні штампові сталі, мікротвердість, зносостійкість, лазерна обробка.

**Вступ.** Відомо, що структурні перетворення, що відбуваються у швидкорізальних та інструментальних штампових сталях при їхньому поверхне-

вому лазерному зміцненні, залежать не тільки від параметрів режиму лазерної обробки, але й від структури оброблюваного матеріалу [1]. Для розробки технології лазерного зміцнення необхідно отримати дані, що дозволяють з'ясувати закономірності структурних перетворень в оброблюваних матеріалах залежно від потужності лазерного випромінювання, діаметра лазерного променя та швидкості його переміщення відносно оброблюваного виробу.

У цьому контексті дуже важливе значення має оцінка впливу параметрів режиму лазерної обробки а також вихідної структури сталей на розподіл мікротвердості по товщині загартованого шару та на його мікроструктуру. Наявність таких даних дозволить визначити діапазони значень потужності лазерного випромінювання, діаметрів лазерного променя та швидкостей його переміщення відносно оброблюваних виробів, при яких досягається максимальна мікротвердість та максимальна глибина зміцненого шару.

У разі обробки довгомірних та великогабаритних виробів необхідно враховувати коефіцієнт перекриття лазерних доріжок, від якого залежить ширина зон відпуску, в яких спостерігається зменшення мікротвердості.

Відомо [2 - 4], що в високолегованих інструментальних сталях X12, P6M5, P18, P6M5K5 дифузійна рухливість атомів вуглецю є досить невисокою. Внаслідок цього при невисокій енергії лазерного випромінювання процес гомогенізації аустеніту може пройти неповністю. Це призводить до утворення у зміцненому шарі низьколегованого мартенситу із зниженою мікротвердістю та зносостійкістю. При надто високій енергії випромінювання, особливо при локальному поверхневому оплавленні, утворюється загартований шар з дуже великим вмістом (до 80 об. %) залишкового аустеніту, який характеризується невисокою мікротвердістю та здатністю до ін-

тенсивного пластичного деформування у процесі експлуатації інструменту [5].

З вищесказаного витікає, що при локальному поверхневому лазерному зміцненні інструментальних сталей в структурі загартованого шару необхідно отримати високолегований мартенсит та водночас виключити надмірне розчинення карбідів задля мінімізації вмісту залишкового аустеніту.

У зв'язку з цим **метою роботи** є визначення оптимальних параметрів режиму поверхневої зміцнювальної лазерної обробки швидкорізальних та штампових сталей, які дозволяють отримати максимальну мікротвердість та максимальну глибину загартованого шару без оплавлення оброблюваного матеріалу.

#### Завдання дослідження:

1. Визначити діапазони значень потужності лазерного випромінювання, діаметрів лазерного променя та швидкостей його переміщення відносно оброблюваних виробів, при яких досягається максимальна мікротвердість та максимальна глибина зміцненого шару без його оплавлення.

2. Дослідити вплив вихідної структури швидкорізальних та штампових сталей на розподіл мікротвердості по глибині зміцненого шару, що утворюється при поверхневій лазерній обробці.

3. Дослідити вплив коефіцієнта перекриття лазерних доріжок на ширину зон відпуску, в яких відбувається часткове зменшення.

**Основна частина.** Потужність лазерного випромінювання, діаметр лазерного променя та швидкість його переміщення відносно оброблюваного виробу є трьома основними факторами, які безпосередньо впливають на характер нагрівання та охолодження матеріалу, що піддається обробці. Задля можливості узагальненого аналізу цих трьох факторів на процес формування структури загартованого шару скористуємось таким поняттям як щільність потужності лазерного випромінювання [6]. Оскільки вираз для визначення щільності потужності лазерного випромінювання, запропонований в роботі [6], містить водночас і потужність лазерного випромінювання, і діаметр лазерного променя, і швидкість переміщення лазерного променя відносно оброблюваного виробу, при постановці експериментів достатньо варіювати лише один з цих параметрів, а два інші параметри залишити без змін.

**Методика проведення експериментальних досліджень.** Для дослідження були обрані високолеговані інструментальні штампові та швидкорізальні сталі марок Х12М, Р6М5, Р6М5К5, Р18. Сталі піддавались лазерному зміцненню у відпаленому стані (ізотермічний відпал та типовими режимами [7]), а також після гартування та відпуску за відповідними типовими режимами [7] (швидкорізальні сталі піддавались трикратному відпуску [7]).

Лазерна обробка інструментальних сталей здійснювалась на установці «ЛІАТУС - 31» у режимі безперервного випромінювання. Потужність випромінювання становила 1 кВт, діаметр лазерного про-

меня – 2 мм. Ці два параметри режиму обробки залишались незмінними. Щільність потужності лазерного випромінювання змінювалась за рахунок зміни швидкості переміщення лазерного променя відносно оброблюваних зразків в межах 4 - 12 мм/с. В якості оброблюваних зразків використовувались пластини товщиною 10 мм з розміром у плані 50 x 50 мм.

Дослідження мікроструктури проводилося на оптичному мікроскопі МІМ-8М, вимірювання мікротвердості зразків – на мікротвердомір ПМТ-3.

**Результати експериментальних досліджень та їхній аналіз.** Експериментальні зразки з інструментальних сталей Р6М5, Р6М5К5, Р18 та Х12М оброблялись при щільності потужності лазерного випромінювання від  $0,4 \cdot 10^4$  до  $1,4 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup>. На рис. 1 наведено залежність мікротвердості досліджуваних сталей від щільності потужності лазерного випромінювання. Мікротвердість вимірювалась на відстані 0,1 - 0,15 мм від зовнішньої обробленої поверхні зразків. Усі зразки піддавались попередній термічній обробці – об'ємному гартуванню та відпуску за типовими режимами [7]. Метою першої серії експериментів було визначення оптимальної щільності потужності лазерного випромінювання, при якій досягається максимальна мікротвердість загартованого шару та водночас не відбувається його оплавлення.

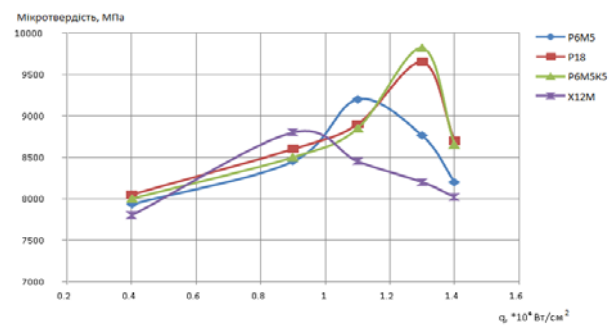


Рис. 1. Вплив щільності потужності лазерного випромінювання на максимальні значення мікротвердості загартованого шару: гартування + відпуск [7]

При лазерній обробці сталі Р6М5 максимальні значення мікротвердості (близько 9195 МПа) досягаються при щільності потужності лазерного випромінювання  $1,1 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup>. При щільності потужності випромінювання  $0,4 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup> мікротвердість складає 7830 МПа, при щільності потужності випромінювання  $0,9 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup> – 8450 МПа. Збільшення щільності потужності випромінювання до  $1,3 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup> призводить до зменшення мікротвердості до 8200 МПа (рис. 1). Подальше збільшення щільності потужності призводить до утворення оплавленого шару з мікротвердістю не вище 7000 МПа.

При лазерній обробці сталей Р6М5К5 та Р18 максимальні значення мікротвердості (9650 - 9820 МПа) досягаються при щільності потужності лазерного випромінювання  $1,3 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup>. При щільності потужності випромінювання  $0,4 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup> мікрот-

вердість складає 8050 МПа, при щільності потужності випромінювання  $0,9 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup> – 8500 МПа, при щільності потужності випромінювання  $1,1 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup> – 8850 МПа (рис. 1). Збільшення щільності потужності випромінювання вище  $1,4 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup> є небажаним, оскільки при цьому утворюється оплавлений шар із значним вмістом залишкового аустеніту та відносно невеликою мікротвердістю (до 7200 МПа).

При лазерній обробці сталі X12M максимальні значення мікротвердості (8800 МПа) досягаються при щільності потужності лазерного випромінювання  $0,9 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup>. При збільшенні щільності потужності лазерного випромінювання до  $1,1 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup> мікротвердість загартованого шару знижується до 8020 - 8100 МПа (рис. 1). При подальшому збільшенні щільності потужності лазерного випромінювання мікротвердість загартованого шару стрімко зменшується внаслідок його оплавлення. Мікротвердість в оплавленій зоні не перевищує 7000 МПа.

Мікроструктура зони оплавлення у всіх досліджуваних сталях має дендритну структуру. Кристали витягнуті у напрямку тепловідведення. Однак, слід зауважити, що дисперсність кристалів мартенситу та залишкового аустеніту вища, ніж після об'ємного гартування. Від основного металу зону зміцнення відокремлює вузька перехідна зона (рис. 2, 3).

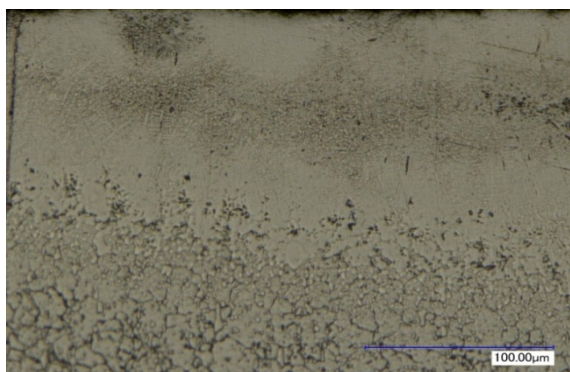


Рис. 2. Мікроструктура сталі P6M5K5 після обробки при щільності потужності лазерного випромінювання  $q = 1,4 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup> (швидкість переміщення лазерного променя  $V = 10$  мм/с): оплавлена зона (зона гартування з рідкого стану; тонка перехідна зона з підвищеною мікротвердістю (зона гартування з твердого стану); основний метал; х600

При обробці без оплавлення у зміцненому шарі утворюється мартенситно-карбідна структура з невеликим вмістом залишкового аустеніту (рис. 4). Мікротвердість загартованого шару залежить від ступеня пересичення мартенситу легуючими елементами. При недостатній щільності потужності лазерного випромінювання утворюється низьколегований мартенсит. При цьому загартований шар містить надмірну кількість надлишкових карбідів, що суттєво знижує його ударну в'язкість. Низьколегований мартенсит доволі легко піддається травленню

у 5 %-му розчині азотної кислоти в етиловому спирті. Високолегований мартенсит практично ніяк не реагує на дію цього хімічного реактиву і утворює суцільне світле поле на мікрошліфі (рис. 4).

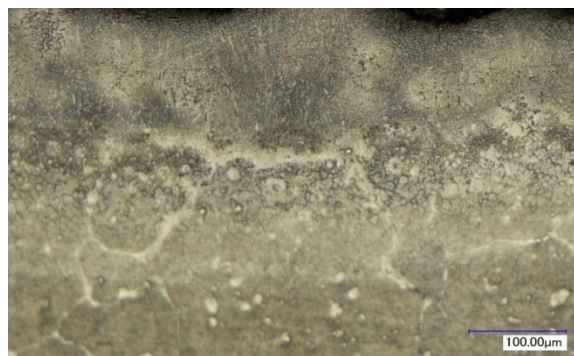


Рис. 3. Мікроструктура сталі P18 після обробки при щільності потужності лазерного випромінювання  $q = 1,4 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup> (швидкість переміщення лазерного променя  $V = 10$  мм/с): оплавлена зона (зона гартування з рідкого стану; тонка перехідна зона з підвищеною мікротвердістю (зона гартування з твердого стану); основний метал; х600



Рис. 4. Мікроструктура сталі P6M5K5 після обробки при щільності потужності лазерного випромінювання  $q = 1,3 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup> (швидкість переміщення лазерного променя  $V = 10$  мм/с): загартований не оплавлений світлий шар; тонка перехідна зона; основний метал; х600

В сталі P6M5 максимальне пересичення мартенситу легуючими елементами без оплавлення поверхневого зміцненого шару досягається при щільності потужності лазерного випромінювання  $q = 1,1 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup>, в сталях P6M5K5 та P18 – при щільності потужності лазерного випромінювання  $q = 1,3 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup>, в сталі X12M – при щільності потужності лазерного випромінювання  $q = 0,9 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup>.

На другому етапі досліджень було встановлено вплив вихідного стану оброблюваних сталей на розподіл мікротвердості по глибині зміцненого шару. При цьому обробка здійснювалася при такій щільності потужності лазерного випромінювання, котра забезпечувала максимальне пересичення мартенситу легуючими елементами без оплавлення поверхневого шару. Розподіл мікротвердості по глибині зміц-

неного шару в сталях Р6М5, Р6М5К5, Р18 та Х12М наведено на рис. 5 - 8. Результати вимірювань мікротвердості показали, що найбільшій глибини загартованого шару (0,5 - 0,6 мм) вдається добитись при лазерній обробці сталей, які попередньо були піддані об'ємному гартуванню та відпуску за типовими режимами [7]. Підвищена глибина загартованого шару у цьому випадку обумовлена насамперед відносно невеликою теплопровідністю інструментальних сталей після їхнього об'ємного гартування. При використанні для обробки відпалених сталей глибина загартованого шару зменшується приблизно вдвічі (рис. 5 - 8). Таким чином, перед лазерним зміцненням швидкорізальних та високолегованих хромистих штампових сталей необхідно провести їхню попередню термічну обробку у вигляді об'ємного гартування та відпуску за типовими режимами [7]. Зазвичай, у виробничих умовах така обробка є обов'язковою, оскільки саме вона забезпечує об'ємну міцність сталей.

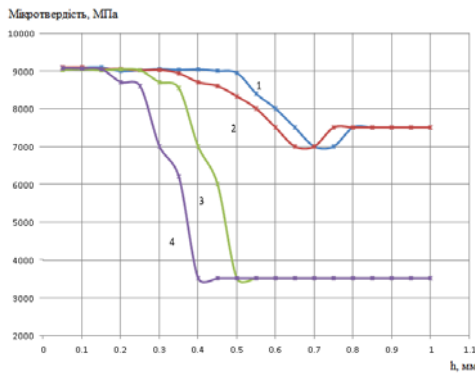


Рис. 5. Вплив попередньої термічної обробки сталі Р6М5 на розподіл мікротвердості по глибині загартованого шару, отриманого подальшою лазерною обробкою:  $q = 1,1 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup>: 1 - гартування + трикратний відпуск,  $V = 8$  мм / с; 2 - гартування + трикратний відпуск,  $V = 10$  мм / с; 3 - відпал,  $V = 8$  мм / с; 4 - відпал,  $V = 10$  мм/с

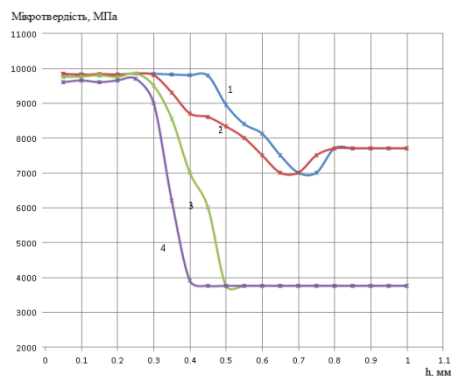


Рис. 6. Вплив попередньої термічної обробки сталі Р6М5К5 на розподіл мікротвердості по глибині загартованого шару, отриманого подальшою лазерною обробкою:  $q = 1,3 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup>: 1 - гартування + трикратний відпуск,  $V = 8$  мм / с; 2 - гартування + трикратний відпуск,  $V = 10$  мм / с; 3 - відпал,  $V = 8$  мм / с; 4 - відпал,  $V = 10$  мм/с

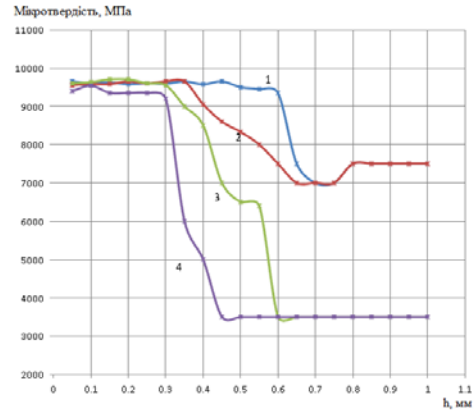


Рис. 7. Вплив попередньої термічної обробки сталі Р18 на розподіл мікротвердості по глибині загартованого шару, отриманого подальшою лазерною обробкою:  $q = 1,3 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup>: 1 - гартування + трикратний відпуск,  $V = 8$  мм / с; 2 - гартування + трикратний відпуск,  $V = 10$  мм / с; 3 - відпал,  $V = 8$  мм / с; 4 - відпал,  $V = 10$  мм/с

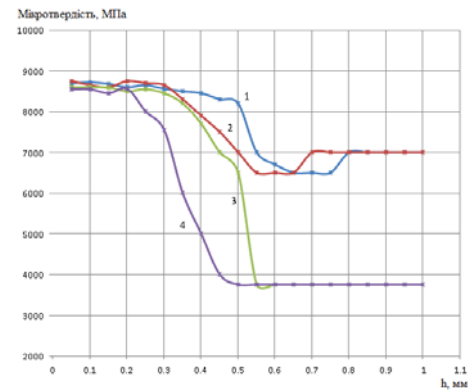


Рис. 8. Вплив попередньої термічної обробки сталі Х12М на розподіл мікротвердості по глибині загартованого шару, отриманого подальшою лазерною обробкою:  $q = 0,9 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup>: 1 - гартування + трикратний відпуск,  $V = 8$  мм / с; 2 - гартування + трикратний відпуск,  $V = 10$  мм / с; 3 - відпал,  $V = 8$  мм / с; 4 - відпал,  $V = 10$  мм/с

При обробці з перекриттям лазерних доріжок відбувається повторне нагрівання та охолодження попередньо оброблених ділянок матеріалу. Та частина зони лазерного впливу, де відбувається нагрівання вище за температуру критичної точки  $A_{c1}$ , за своєю структурою не відрізняється від вихідної структури загартованого матеріалу. Тут відбувається звичайна фазова перекристалізація з наступним гартуванням. У тій частині зони лазерного впливу, де нагрівання відбувається нижче за температуру критичної точки  $A_{c1}$ , відбувається відпуск попередньо сформованої мартенситно-аустенітної структури. Внаслідок цього в даній зоні виникає високодисперсна структура трооститу відпуску із зниженою мікротвердістю.

Для визначення оптимального коефіцієнта перекриття лазерних доріжок з метою забезпечення повного опромінення поверхні та зменшення розмірів зон відпуску було проведено серію експеримен-

тів із варіюванням коефіцієнта перекриття лазерних доріжок ( $K_n$ ). Під коефіцієнтом перекриття ( $K_n$ ) розуміється відношення відстані між геометричними центрами двох сусідніх лазерних доріжок до їхньої ширини. Експерименти проводились із використанням зразків, виготовлених зі сталі Р6М5 (пластини товщиною 10 мм з розміром у плані 50 x 50 мм). Щільність міцності лазерного випромінювання складала  $q = 1,1 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup> (потужність лазерного випромінювання 1000 Вт, діаметр лазерного променя 2 мм, швидкість переміщення лазерного променя відносно зразка 8 мм/с). Коефіцієнт перекриття лазерних доріжок складав 0,7; 0,85 та 1 (відсутність перекриття). Результати випробувань представлені на рис. 9 - 11. При  $K_n = 0,7$  (рис. 9) в зонах перекриття спостерігається зниження мікротвердості приблизно до 7000 МПа через відпуск сталі при повторному нагріванні (ділянки червоного кольору). Ширина зон відпуску становить близько 1 мм.

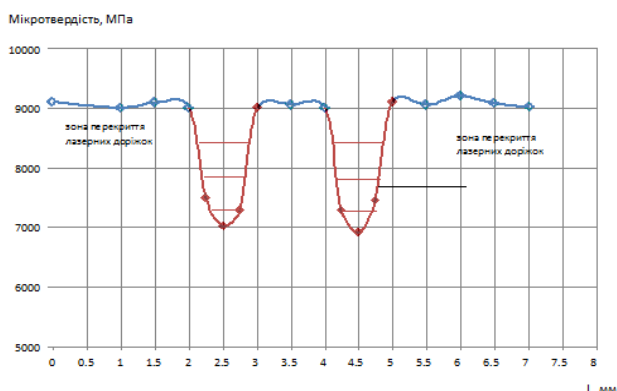


Рис. 9. Розподіл мікротвердості при коефіцієнті перекриття лазерних доріжок  $K_n = 0,7$ ; сталь Р6М5: сині ділянки - висока мікротвердість, червоні ділянки - знижена мікротвердість (зони відпуску)

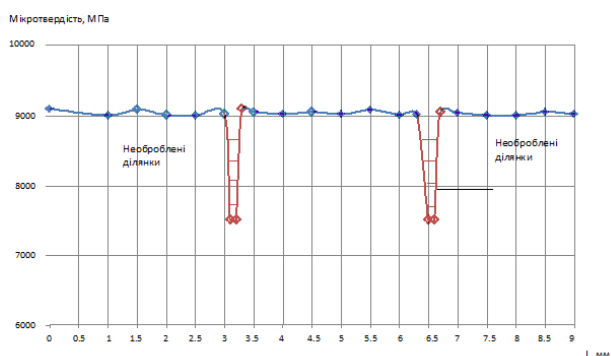


Рис. 10. Розподіл мікротвердості при коефіцієнті перекриття лазерних доріжок  $K_n = 1,0$ ; сталь Р6М5: сині ділянки - висока мікротвердість, червоні ділянки - знижена мікротвердість (необроблені ділянки)

У випадку, коли  $K_n = 1$  (рис. 10), тобто при обробці без перекриття, зони відпуску майже відсутні. Проте, є і неопромінені ділянки з мікротвердістю, що дорівнює мікротвердості вихідної структури (ділянки червоного кольору). У випадку  $K_n = 0,85$  (рис.

11) спостерігається стабільне високе значення мікротвердості загартованого шару (9000 МПа), а ширина зон відпуску є мінімальною – не більше 0,5 мм (ділянки червоного кольору).

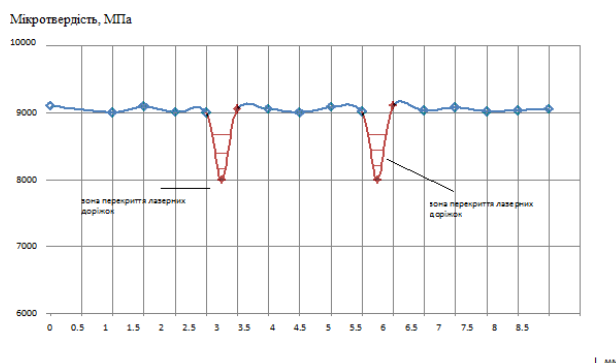


Рис. 11. Розподіл мікротвердості при коефіцієнті перекриття лазерних доріжок  $K_n = 0,85$ ; сталь Р6М5: сині ділянки - висока мікротвердість, червоні ділянки - знижена мікротвердість (зони відпуску)

### Висновки

1. Лазерне зміцнення інструменту із швидкорізальних сталей слід проводити без оплавлення поверхневого шару. Гартування з твердого стану дає можливість отримати максимальну мікротвердість та дисперсність структури загартованого шару. Обробка з оплавленням поверхні є небажаною внаслідок різкого зменшення мікротвердості загартованого шару через утворення значної кількості залишкового аустеніту.

2. Глибина зміцненого шару залежить від вихідної мікроструктури оброблюваних матеріалів. Максимальна глибина зміцненого шару досягається у тому випадку, коли перед лазерним опромінюванням інструментальні швидкорізальні сталі піддають об'ємному гартуванню та трикратному відпуску.

3. Визначено оптимальні значення коефіцієнта перекриття лазерних доріжок, при якому досягається мінімальна ширина зон відпуску та повна відсутність необроблених ділянок.

### Література

1. Дубняков В.Н., Ковалев А.И., Кашук О.Л. Роль мартенситного превращения в упрочнении стали при лазерной обработке и последующей деформации // М и ТОМ, 2008. № 9. С. 54 – 57.
2. Забелин А.М. Лазерные технологии в машиностроении / А.М. Забелин, А.М. Оришин, А.М. Чирков. – Новосибирск: Изд-во Новосибирского гос. тех. ун-та, 2014. – 142с.
3. Гуреев Г.Д. Влияние лазерной и лазерно-ультразвуковой обработок на изменение износостойкости поверхностей трения стали // Вестник Самар. гос. техн. ун-та. Сер.: Физ.-мат. науки, 2017. № 2. С. 138 – 144.
4. Кремнев Л.С. Упрочнение рабочих поверхностей плоскопараллельных концевых мер длины лазерным излучением // ФиХОМ, 2020. № 3. С. 13 – 16.

5. Веденов А.А. Физические процессы при лазерной обработке материалов. – М.: Машиностроение, 2019. 428с.
6. Абильтинтов Г.А. Физические основы обработки материалов лучами лазера. – М.: Машиностроение, 2016. 2283с.
7. Гольдштейн М.И. Специальные стали. – М.: Metallurgiya, 1998. 408с.

#### References

1. Dubnyakov V.N., Kovalev A.I., Kashchuk O.L. Rol martensitnogo prevrashcheniya v uprochnenii stali pri lazernoj obrabotke i posleduyushchej deformacii // MiTOM, 2008. № 9. S. 54 – 57.
2. Zabelin A.M. Lazernye tekhnologii v mashinostroenii / A.M. Zabelin, A.M. Orishin, A.M. Chirkov. – Novosibirsk: Izd-vo Novosibirskogo gos. tekhn. un-ta, 2014. – 142s.
3. Gureev G.D. Vliyaniye lazernoj i lazerno-ultrazvukovoj obrabotok na izmeneniye iznosostojkosti poverhnostej treniya stali // Vestnik Samar. gos. tekhn. un-ta. Ser.: Fiz.-mat. nauki, 2017. № 2. S. 138 – 144.
4. Kremnev L.S. Uprochneniye rabochih poverhnostej ploskoparallelnyh koncevnyh mer dliny lazernym izlucheniem // FiHOM, 2020. № 3. S. 13 – 16.
5. Vedenov A.A. Fizicheskie processy pri lazernoj obrabotke materialov. – М.: Mashinostroenie, 2019. 428s.
6. Abilsintov G.A. Fizicheskie osnovy obrabotki materialov luchami lazera. – М.: Mashinostroenie, 2016. 2283s.
7. Goldshtejn M.I. Specialnye stali. – М.: Metallurgiya, 1998. 408s.

#### **Shevchenko O.V. Study of the influence of local surface laser treatment on the structure quick-cutting steel and stamp steel**

*In the article, the influence of the parameters of the mode of local surface laser processing on the structure of high-speed and die steels is studied. To assess the possibility of surface melting of the tool during its hardening, it is proposed to use a complex parameter of the laser processing*

*mode - the critical power density of laser radiation. The power density of laser radiation is a complex parameter of the processing mode, which relates the diameter of the laser beam, its power and the speed of the laser beam relative to the workpiece. The optimal values of the laser radiation power density are established, at which the surface melting of the processed materials is prevented and at the same time the maximum microhardness of the surface hardened layer is achieved. It has been experimentally proven that it is high-temperature hardening from the solid state that makes it possible to obtain the maximum microhardness and maximum dispersion of the structure of the hardened layer. Processing with reflow of the surface is undesirable due to a sharp decrease in the microhardness of the hardened layer due to the formation of a significant amount of residual austenite. It has been established that the depth of the hardened layer depends on the initial microstructure of the processed materials. The maximum depth of the hardened layer is achieved when, before laser irradiation, tool high-speed and die steels are subjected to bulk hardening and tempering according to standard conditions. It has been established that the main reason for the increase in the depth of the hardened layer in this case is the lower thermal conductivity of hardened steels compared to steels with an equilibrium structure. The optimal values of the overlapping coefficient of laser paths are determined, at which the minimum width of the tempering zones is achieved.*

**Key words:** *quick-cutting steel, stamp steel, microhardness, wear resistance, laser treatment.*

**Шевченко Олександр Володимирович** – к.т.н., доц., доцент кафедри машинобудування та прикладної механіки, Східноукраїнський національний університет імені Володимира Даля (м. Сєвєродонецьк), [shev.cmw@ukr.net](mailto:shev.cmw@ukr.net)

Стаття подана 31.01.2022 р.