

DOI: <https://doi.org/10.33216/1998-7927-2024-283-3-25-30>

УДК 621.745.55:629.1.01

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЗМІЦНЮВАЛЬНОЇ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ВИСОКОЛЕГОВАНИХ ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ СТАЛЕЙ

Шевченко О.В.

STUDY OF THE INFLUENCE OF STRENGTHENING ELECTRON-BEAM PROCESSING ON THE STRUCTURE OF HIGH-ALLOYED TOOL STEELS

Shevchenko O.V.

У роботі було досліджено вплив зміцнювальної електронно-променевої обробки на мікроструктуру та мікротвердість поверхневих шарів швидкорізальних та штампових сталей. Експериментально встановлено граничні режими обробки, при яких досягається максимальна мікротвердість поверхнього шару, і водночас попереджається поверхнєве оплавлення. В якості комплексного параметру режиму обробки, що визначає характер нагрівання та охолодження інструменту при його обробці електронним променем, запропоновано використовувати щільність потужності електронного променя. Щільність потужності електронного променя включає в себе всі основні інші параметри режиму електронно-променевої обробки, а саме діаметр, потужність та швидкість переміщення електронного променя відносно виробу, що піддається обробці. Встановлено, що максимальна мікротвердість зміцненого шару досягається у разі високотемпературного гартування без оплавлення. При цьому також забезпечується максимальна дисперсність структури практично по всій глибині зміцненого шару. Поверхнєве оплавлення інструменту при електронно-променевої обробці є вкрай небажаним. За таких умов обробки відбувається різке зменшення мікротвердості поверхнього шару, який містить значну кількість залишкового аустеніту. Гартування із утворенням значної кількості залишкового аустеніту призводить до різкого зменшення вмісту карбідів. Недостатній вміст карбідів та надмірний вміст залишкового аустеніту призводить до зменшення зносостійкості інструменту. Водночас погіршується пручання інструменту пластичній деформації при підвищених температурах. Встановлено, що на глибину зміцненого шару, що утворюється при електронно-променевої обробці швидкорізальних та штампових сталей, суттєвим

чином впливає вихідна мікроструктура цих сталей. Задля отримання максимальної глибини зміцненого шару при електронно-променевої обробці швидкорізальних та штампових сталей, ці сталі слід піддавати попередній термічній обробці у вигляді об'ємного гартування та відпуску. Визначено оптимальні значення коефіцієнта перекриття при електронно-променевої обробці, при якому забезпечується мінімальна ширина зон відпуску. **Ключові слова:** швидкорізальні сталі, мікротвердість, мартенсит, залишковий аустеніт, електронно-променева обробка, коефіцієнт перекриття.

Вступ. В останні десять-п'ятнадцять років досить широкого застосування у промисловості набула зміцнювальна електронно-променева обробка інструментальних сталей [1]. З одного боку це обумовлено тим, що інтенсивність електронно-променевого нагріву, на відміну від нагріву лазерним променем, не залежить від стану поверхні, що піддається обробці, а з іншого боку значними досягненнями в сфері розробки та виготовлення обладнання для електронно-променевої обробки. Зокрема, станом на сьогодні серійно випускаються установки для зміцнювальної електронно-променевої обробки без застосування високого вакууму. Це дозволяє використовувати такі установки для зміцнення різального інструмента навіть в умовах масового виробництва. З іншого боку, залишаються невирішеними чисельні проблеми, пов'язані з розробкою технологічних процесів поверхнього зміцнення. Сучасне програмне забезпечення дозволяє достатньо точно

розраховувати температурні поля у виробках, що піддаються електронно-променевої обробці, з урахуванням їхньої конфігурації та теплообміну із навколишнім середовищем. Однак при моделюванні структурно-фазових перетворень виникають суттєві проблеми внаслідок того, що ці перетворення відбуваються із надвисокими швидкостями нагріву та охолодження [2]. Отже, станом на сьогодні основним методом дослідження впливу режимів електронно-променевої обробки на структуру та властивості матеріалів, що обробляються, залишається експериментальний метод.

Одним з найголовніших критеріїв оптимізації параметрів режиму електронно-променевої зміцнювальної обробки різального інструменту є мікротвердість зміцненого шару. Знижена мікротвердість поверхневого шару інструменту свідчить або про недогрів, або про перегрів цього шару при обробці, що уточнюється аналізом мікроструктури. Режим електронно-променевої обробки характеризується досить значною кількістю параметрів. Але аналіз робіт [3 - 5] показує, що основне оптимізаційне завдання при розробці технології електронно-променевої обробки різального інструменту зводиться до визначення такої щільності потужності електронного променя, при якій досягається максимальна мікротвердість та максимальна глибина зміцненого шару.

Згідно [6, 7], високолеговані інструментальні сталі, зокрема швидкорізальні та штампові сталі, відрізняються низькою дифузійною рухливістю атомів вуглецю. Тому при недостатній питомій енергії електронного променя гомогенізація аустеніту може бути неповною. За таких умов загартований шар буде містити низьколегований мартенсит, який відрізняється відносно невеликою мікротвердістю та зносостійкістю. У разі занадто високої питомої потужності електронного променя, особливо, якщо відбувається оплавлення поверхневого шару, в процесі охолодження у цьому шарі утворюється велика кількість (до 80 об. %) залишкового аустеніту, який має невисоку мікротвердість та погано пручається пластичним деформаціям, що виникають під час експлуатації інструменту [7].

Таким чином, зміцнювальна електронно-променева обробка швидкорізальних та високолегованих штампових сталей має забезпечити формування загартованого шару, що містить високолегований мартенсит та високодисперсні карбідні фази. При цьому

надзвичайно важливо попередити надмірне розчинення карбідних фаз та, як наслідок, утворення в загартованому шарі надмірної кількості залишкового аустеніту.

Мета роботи полягає у визначенні оптимальних режимів зміцнювальної електронно-променевої обробки швидкорізальних та штампових сталей; критеріями оптимізації є максимальна мікротвердість та максимальна глибина шару, загартованого з твердого стану.

Завдання дослідження:

1. Визначити оптимальну щільність потужності електронного променя, яка дозволяє отримати зміцнений шар з максимальною глибиною та мікротвердістю.

2. Оцінити вплив вихідної структури інструментальних швидкорізальних сталей на глибину та мікротвердість зміцненого шару, отриманого електронно-променевою обробкою.

Методика проведення досліджень. У дослідженнях були використані наступні інструментальні сталі: P18, P6M5, P6M5K5, X12M. Перед електронно-променевою обробкою сталі піддавались наступним видам попередньої термічної обробки: ізотермічний відпал [7]; гартування та високий відпуск [7].

Електронно-променева обробка проводилась на установці «ЕЛА - 15». Потужність електронного променя: 1,2 кВт, діаметр променя: 2,5 мм, швидкість переміщення електронного променя (V): 4 - 12 мм/с. Таким чином, зміна щільності потужності електронного променя змінювалась шляхом зміни швидкості переміщення електронного променя. Експериментальні дослідження проводились на пластинчастих зразках 50 x 50 x 10 мм.

Мікроструктура зміцненого шару визначалась за допомогою оптичного мікроскопу МІМ-8М, мікротвердість загартованого шару вимірювалась на мікротвердомірі ПМТ-3.

Результати експериментальних досліджень та їхній аналіз. Щільність потужності електронного променя варіювалась від $0,45 \cdot 10^4$ до $1,35 \cdot 10^4$ Вт/см² за рахунок зміни відносної швидкості його переміщення. На рис. 1 представлено залежність максимальної мікротвердості загартованого шару від щільності потужності електронного променя. Мікротвердість вимірювалась на відстані 0,1 мм від поверхні зразків, що безпосередньо контактувала з електронним променем. На першому етапі експериментальних досліджень

визначалась оптимальна щільність потужності електронного променя, яка забезпечує формування зміцненого шару з максимальною мікротвердістю.

У разі електронно-променевої обробки швидкорізальної сталі Р6М5 максимальна мікротвердість (9200 МПа) відповідає щільності потужності електронного променя (q) $1,0 \cdot 10^4$ Вт/см². При щільності потужності електронного променя $0,45 \cdot 10^4$ Вт/см² максимальна мікротвердість становить 7800 МПа, при $q = 0,75 \cdot 10^4$ Вт/см² – 8500 МПа. При збільшенні щільності потужності електронного променя до $1,35 \cdot 10^4$ Вт/см² максимальна мікротвердість зменшується до 8000 МПа (рис. 1). При подальшому збільшенні q відбувається оплавлення поверхні зразків, а максимальна мікротвердість поверхневого шару зменшується до 6900 МПа.

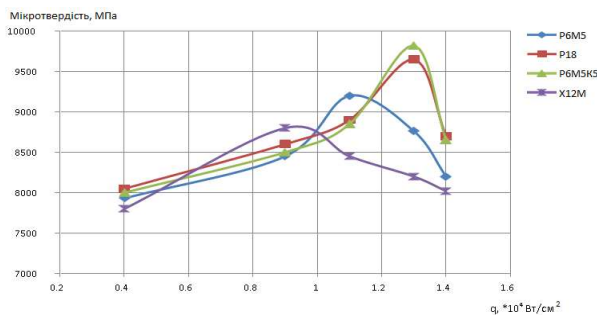


Рис. 1. Вплив щільності потужності електронного променя на максимальну мікротвердість загартованого шару: вихідний стан зразків – гартування та високий відпуск згідно типових режимів [7]

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/см². При щільності потужності випромінювання $0,4 \cdot 10^4$ Вт/см² мікротвердість складає 8050 МПа, при щільності потужності випромінювання $0,9 \cdot 10^4$ Вт/см² – 8500 МПа, при щільності потужності випромінювання $1,1 \cdot 10^4$ Вт/см² – 8850 МПа (рис. 1). Збільшення щільності потужності випромінювання вище $1,4 \cdot 10^4$ Вт/см² є небажаним, оскільки при цьому утворюється оплавлений шар із значним вмістом залишкового аустеніту та відносно невеликою мікротвердістю (до 7200 МПа).

Максимальна мікротвердість загартованого шару штампової сталі Х12М (8900 МПа) відповідає щільності потужності електронного променя на рівні $0,8 \cdot 10^4$ Вт/см². У разі

збільшення щільності потужності електронного променя до $1,0 \cdot 10^4$ Вт/см² відбувається зменшення максимальної мікротвердості до 8000 - 8150 МПа (рис. 1). У разі подальшого збільшення q спостерігається стрімке зменшення максимальної мікротвердості загартованого шару до 6600 МПа внаслідок оплавлення поверхні.

Зона оплавлення в усіх зразках характеризується типовою дендритною структурою. Незважаючи на високу дисперсність цієї структури, її мікротвердість складає 6700 - 7200 МПа, залежно від марки інструментальної сталі. Оплавлений шар відокремлений від основного металу вузькою перехідною зоною (рис. 2, 3).

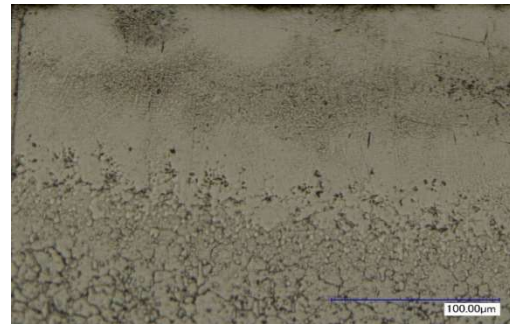


Рис. 2. Мікроструктура поверхневого шару сталі Р6М5К5 після електронно-променевої обробки з оплавленням: $q = 1,35 \cdot 10^4$ Вт/см² ($V = 11$ мм/с); $\times 600$



Рис. 3. Мікроструктура поверхневого шару сталі Р18 після електронно-променевої обробки з оплавленням: $q = 1,35 \cdot 10^4$ Вт/см² ($V = 11$ мм/с); $\times 600$

У разі, якщо електронно-променева обробка проводиться без оплавлення поверхні, основними структурними складовими зміцненого шару є мартенсит та надлишкові карбіди; вміст залишкового аустеніту є мінімальним (рис. 4).

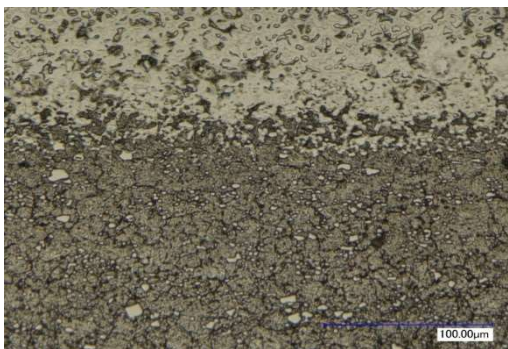


Рис. 4. Мікроструктура поверхневого шару сталі P6M5K5 після електронно-променевої обробки: $q = 1,2 \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2$ ($V = 11 \text{ мм/с}$); $\times 600$

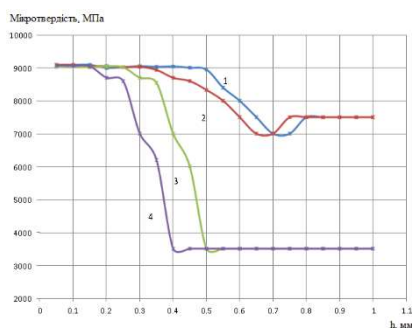


Рис. 5. Вплив попередньої термічної обробки на мікротвердість загартованого шару сталі P6M5: $q = 1,0 \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2$: 1 - гартування та відпуск за типовими режимами, $V = 9 \text{ мм/с}$; 2 - гартування та відпуск за типовими режимами, $V = 11 \text{ мм/с}$; 3 - ізотермічний відпал, $V = 9 \text{ мм/с}$; 4 - ізотермічний відпал, $V = 11 \text{ мм/с}$

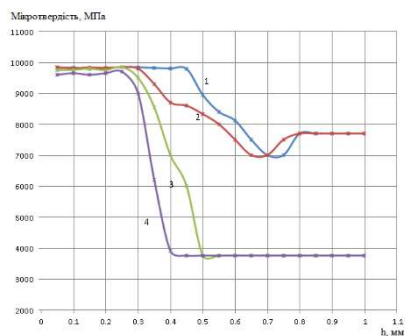


Рис. 6. Вплив попередньої термічної обробки на мікротвердість загартованого шару сталі P6M5K5: $q = 1,2 \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2$: 1 - гартування та відпуск за типовими режимами, $V = 9 \text{ мм/с}$; 2 - гартування та відпуск за типовими режимами, $V = 11 \text{ мм/с}$; 3 - ізотермічний відпал, $V = 9 \text{ мм/с}$; 4 - ізотермічний відпал, $V = 11 \text{ мм/с}$

Мета другого етапу досліджень полягала у встановленні впливу попередньої термічної обробки сталей на глибину зміцненого шару. Електронно-променева обробка проводилась на

режимах, які забезпечують утворення у загартованому шарі високолегованого мартенситу та унеможливають оплавлення поверхні. Графіки розподілу мікротвердості по глибині загартованого шару представлено на рис. 5 - 8. Найбільша товщина зміцненого шару (0,55 - 0,65 мм) досягається у тому випадку, якщо перед електронно-променевою обробкою сталі пройшли об'ємне гартування та відпуск [7].

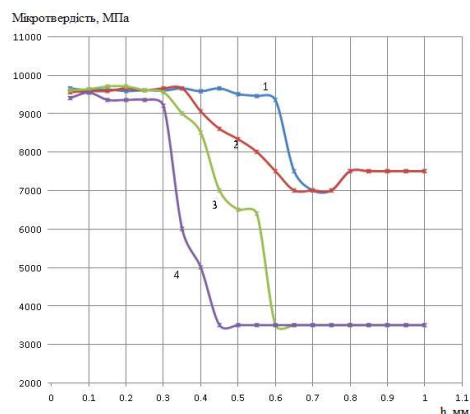


Рис. 7. Вплив попередньої термічної обробки на мікротвердість загартованого шару швидкорізальної сталі P18: $q = 1,2 \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2$: 1 - гартування та відпуск за типовими режимами, $V = 9 \text{ мм/с}$; 2 - гартування та відпуск за типовими режимами, $V = 11 \text{ мм/с}$; 3 - ізотермічний відпал, $V = 9 \text{ мм/с}$; 4 - ізотермічний відпал, $V = 11 \text{ мм/с}$

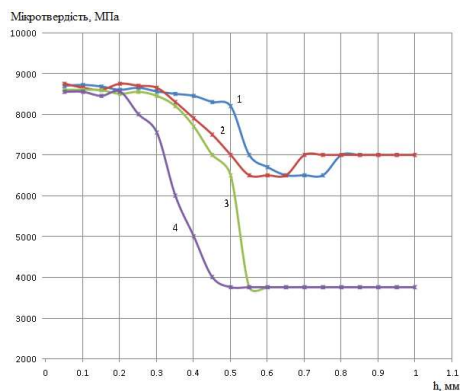


Рис. 8. Вплив попередньої термічної обробки на мікротвердість загартованого шару швидкорізальної сталі X12M: $q = 0,8 \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2$: 1 - гартування та відпуск за типовими режимами, $V = 9 \text{ мм/с}$; 2 - гартування та відпуск за типовими режимами, $V = 11 \text{ мм/с}$; 3 - ізотермічний відпал, $V = 9 \text{ мм/с}$; 4 - ізотермічний відпал, $V = 11 \text{ мм/с}$

Відносно велика товщина зміцненого шару, що утворюється при електронно-променевої обробці сталей, котрі були попередньо піддані об'ємному гартуванню та відпуску, зумовлена їхньою низькою теплопровідністю після такої попередньої обробки. Глибина зміцненого шару

на зразках зі сталей, що перед електронно-променевою обробкою пройшли ізотермічний відпал, майже вдвічі менша, ніж на зразках, що попередньо пройшли об'ємне гартування та відпуск (рис. 5 - 8).

Висновки

1. Зміцнювальну електронно-променеву обробку інструменту, що виготовлений із швидкорізальних та високолегованих штампових сталей, необхідно проводити у твердому стані таким чином, щоб отримати у зміцненому шарі структуру, що складається з високолегованого мартенситу та надлишкових карбідів; оплавлення поверхні інструменту є неприпустимим, оскільки у цьому випадку загартований шар містить надвелику кількість залишкового аустеніту.

2. Задля досягнення максимальної глибини загартованого шару на швидкорізальних та високолегованих штампових сталях, перед електронно-променевою обробкою цих сталей їх слід піддавати об'ємному гартуванню та відпуску за типовими режимами.

Література

1. Сігова В.І., Руденко П.В. Методи локальної поверхневої обробки. Суми: Вид-во СумДУ, 2018. 218 с.
2. Архіпова Т.Ф. Електронно-променеві технології. Вінниця: ВНТУ, 2017. 83 с.
3. Пупань Л.І. Лазерні та електронно-променеві технології у сучасному машинобудуванні. Харків: НТУ "ХПІ", 2020. 109 с.
4. Kindrachuk M., Radionenko O., Kryzhanovskiy A. The friction mechanism between surfaces with regular microgrooves under boundary lubrication // Aviation, 2014. № 18(2). P. 6-71.
5. Назаров О.М. Зміцнювальна електронно-променева обробка залізвуглецевих сплавів. Київ: НАУ, 2012. 248 с.
6. Нікіфоров Ю.М. Електронно-променеве зміцнення. Сучасний стан, проблеми, перспективи. Луцьк: ЛНТУ, 2016. 187 с.
7. Ясній П.В. Підвищення тріщиностійкості конструкційних та інструментальних матеріалів електронно-променевим зміцненням. Тернопіль: Джура, 2018. 231 с.

References

1. Sihova V.I., Rudenko P.V. Metody lokalnoi poverkhnevoi obrobky. – Sumy: Vyd-vo SumDU, 2018. 218s.
2. Arkhipova T.F. Elektronno-promenevi tekhnolohii. Vinnytsia: VNTU, 2017. 83 s.
3. Pupan L.I. Lazerni ta elektronno-promenevi tekhnolohii u suchasnomu mashynobuduvanni. – Kharkiv: NTU "KhPI", 2020. 109 s.

4. Kindrachuk M., Radionenko O., Kryzhanovskiy A. The friction mechanism between surfaces with regular microgrooves under boundary lubrication // Aviation, 2014. № 18(2). P. 64-71.
5. Nazarov O.M. Zmitsniuvalna elektronno-promeneva obrobka zalizovuhletsevykh splaviv. Kyiv: NAU, 2012. 248s.
6. Nikiforov Yu.M. Elektronno-promeneve zmitsnennia. Suchasnyi stan, problemy, perspektyvy. Lutsk: LNTU, 2016. 187 s.
7. Iasnii P.V. Pidvyshchennia trishchynostiikosti konstruktsiinykh ta instrumentalnykh materialiv elektronno-promenevym zmitsnenniam. Ternopil: Dzhura, 2018. 231 s.

Shevchenko O.V. Study of the influence of hardening electron beam treatment on the microstructure and microhardness of high-speed and stamping steels.

The work investigated the effect of hardening electron beam treatment on the microstructure and microhardness of the surface layers of high-speed and stamping steels. The limit modes of processing were established experimentally, at which the maximum microhardness of the surface layer is achieved, and at the same time, surface melting is prevented. It is proposed to use the power density of the electron beam as a complex parameter of the processing mode, which determines the nature of heating and cooling of the tool during its processing with an electron beam. The power density of the electron beam includes all the other main parameters of the electron beam treatment mode, namely the diameter, power, and speed of the electron beam moving relative to the product to be treated. It was established that the maximum microhardness of the hardened layer is achieved in the case of high-temperature quenching without remelting. At the same time, the maximum dispersion of the structure is ensured almost throughout the depth of the reinforced layer. Surface melting of the tool during electron beam processing is extremely undesirable. Under such processing conditions, there is a sharp decrease in the microhardness of the surface layer, which contains a significant amount of residual austenite. Hardening with the formation of a significant amount of residual austenite leads to a sharp decrease in the content of carbides. An insufficient content of carbides and an excessive content of residual austenite leads to a decrease in the wear resistance of the tool. At the same time, the tool's resistance to plastic deformation worsens at elevated temperatures. It was established that the depth of the hardened layer formed during electron beam treatment of high-speed cutting and stamping steels is significantly affected by the initial microstructure of these steels. In order to obtain the maximum depth of the hardened layer during electron-beam processing of high-speed cutting and stamping steels, these steels should be subjected to preliminary heat treatment in the form of volume hardening and tempering. The optimal values of the overlap coefficient during electron beam processing,

which ensures the minimum width of the tempering zones, have been determined.

Key words: *high-speed steels, microhardness, martensite, retained austenite, electron beam treatment, overlap ratio.*

Шевченко Олександр Володимирович – к.т.н., доцент, доцент кафедри машинобудування та прикладної механіки, Східноукраїнський національний університет імені Володимира Даля (м. Київ), shev.cmw@ukr.net.

Стаття подана 06.03.2024.