

Вікторія Козечко¹, Валентин Козечко², Юлія Якубенко³, Володимир Козечко³,
Олександр Богданов²

Ефективність комплексної хіміко-термічної обробки для зміцнення швидкорізальної сталі Р6М5

¹Ченстоховська політехніка, м. Ченстохова, Польща, kozechkova@ukr.net;

²НТУ «Дніпровська політехніка», м. Дніпро, Україна;

³Дніпровський державний аграрно-економічний університет, м. Дніпро, Україна;

В роботі показано, що після хіміко-термічної обробки на поверхні сталі Р6М5 утворився дифузійний шар боридів товщиною 25-37 мкм з голчастою структурою, що забезпечує високу зносостійкість та твердість матеріалу. Основними фазами, виявленими на поверхні, є FeB, Fe₂B, CrB WB. У перехідній зоні між поверхневим шаром боридів і основним матеріалом спостерігалось зниження концентрації бору та хрому, що забезпечує поступовий перехід до основної структури сталі.

Аналіз мікротвердості показав значне підвищення твердості поверхні після ХТО: з 630 HV до 2650 HV на поверхні, з поступовим зниженням до 895 HV на глибині 75 мкм. Це свідчить про ефективність обробки в покращенні поверхневих властивостей сталі.

Хіміко-термічна обробка швидкорізальної сталі Р6М5 дозволяє значно покращити її зносостійкість та корозійну стійкість завдяки утворенню захисного шару боридів. Високий вміст легуючих елементів обмежує проникнення бору в глибину матеріалу, що дозволяє утримувати його більшу концентрацію на поверхні. Внутрішні шари сталі зберігають свою первісну мікроструктуру, забезпечуючи загальну міцність матеріалу. Отримані результати підтверджують ефективність хромоборування як методу зміцнення поверхні швидкорізальної сталі Р6М5, що значно покращує її експлуатаційні властивості.

Ключові слова: хіміко-термічна обробка, швидкорізальна сталь, Р6М5, комплексна обробка, мікротвердість.

Полдано до редакції 04.07.2024; прийнято до друку 05.05.2025.

Вступ

Створення сучасних різальних інструментів сьогодні нерозривно пов'язане з упровадженням інновацій у галузі матеріалознавства. Використання новітніх матеріалів дозволяє істотно підвищити продуктивність процесів обробки, зменшити витрати на виготовлення та експлуатацію інструментів, а також забезпечити високу якість кінцевої продукції.

Провідною тенденцією є розробка високотехнологічних сплавів і композитів, що поєднують у собі високу твердість, міцність і стійкість до зношування. Застосування сучасних методів хіміко-термічної обробки сприяє утворенню

зміцнених структур у матеріалі, здатних ефективно протистояти абразивному та корозійному впливу. Це суттєво подовжує ресурс роботи інструменту та гарантує стабільність його ріжучих характеристик навіть за складних умов експлуатації.

Хіміко-термічна обробка (ХТО) займає важливе місце серед технологій, що застосовуються для підвищення експлуатаційних характеристик інструментальних матеріалів. Для різців, виготовлених із швидкорізальної сталі типу Р6М5, цей метод дозволяє значно покращити механічні властивості поверхневого шару, що особливо важливо в умовах високошвидкісної обробки. Основним ефектом ХТО є підвищення твердості до значень 60–

65 HRC, що забезпечує стабільність геометрії ріжучої кромки навіть при високих термічних та механічних навантаженнях.

Тривалість ефективної експлуатації різального інструменту значною мірою залежить від його здатності протистояти абразивному зносу, мікропластичній деформації та окисленню в зоні різання. Впровадження ХТО сприяє модифікації структури поверхні: утворюється збагачений міцними фазами шар, що суттєво зменшує швидкість зношування. Це дозволяє підтримувати стабільність ріжучих властивостей протягом тривалого періоду, що позитивно позначається на точності обробки та якості обробленої поверхні.

З економічної точки зору застосування хіміко-термічної обробки (ХТО) для швидкорізальних інструментів надає низку важливих переваг. Однією з основних є зменшення частоти поломок і виходу інструменту з ладу, що дозволяє знизити обсяги простоїв обладнання, скоротити потребу в заміні різців та зменшити витрати на технічне обслуговування. Крім того, подовження міжремонтних інтервалів і підвищення загальної стійкості інструменту створюють можливість для більш ефективного планування виробничих процесів, що, в свою чергу, сприяє зниженню собівартості одиниці продукції.

Застосування хіміко-термічної обробки також дозволяє досягти кращої якості оброблюваної поверхні деталей, що є особливо важливим при виконанні високоточних операцій, таких як в приладобудуванні, авіаційній та медичній промисловості. Завдяки зниженню шорсткості та дефектів поверхні, інструменти, оброблені цим методом, забезпечують високу експлуатаційну надійність виготовлених деталей, а в окремих випадках можуть знижувати потребу в додаткових оздоблювальних операціях.

Ця робота зосереджена на аналізі можливостей підвищення зносостійкості швидкорізальної сталі Р6М5 за допомогою сучасних методів хіміко-термічної обробки. Вивчено вплив цих процесів на мікроструктуру і функціональні властивості інструменту, а також оцінено потенційні технологічні та економічні переваги їх використання в умовах серійного виробництва.

I. Матеріали та методика

Об'єктом дослідження є інструментальна швидкорізальна сталь Р6М5 до та після модифікації її методом хромоборювання.

Для проведення експерименту використовувалися прямокутні зразки розмірами 10×10×50 мм, виготовлені з прокату цієї марки сталі. Перед початком експериментальних досліджень зразки підготовлено шляхом механічної обробки, що забезпечило відповідність поверхні стандартним вимогам, зокрема, до рівня шорсткості і геометричних характеристик.

Хімічний склад швидкорізальної сталі Р6М5 (у масових відсотках) наведено в таблиці 1.

Таблиця 1.

Хімічний склад швидкорізальної сталі Р6М5

Хімічний елемент	Вміст, % маси
Вуглець, С	0,82–0,90
Кремній, Si	0,20–0,50
Марганець, Mn	0,20–0,50
Хром, Cr	3,8–4,4
Вольфрам, W	5,5–6,5
Молібден, Mo	4,8–5,3
Ванадій, V	1,7–2,1
Кобальт, Co	до 0,5
Фосфор, P	≤ 0,03
Сірка, S	≤ 0,025
Нікель, N	≤ 0,6
Мідь, Cu	≤ 0,25
Залізо, Fe	Решта

Хіміко-термічна обробка зразків здійснювалася з використанням насичувальної пасти, яка виконувала роль джерела бору та хрому для забезпечення ефективного дифузійного насичення поверхневого шару металу. Склад цієї пасти формувався шляхом ретельного змішування компонентів у таких масових співвідношеннях: карбід бору (B_4C) – 65%, активована форма бору – 8%, порошковий хром – 12%, силіконорганічне зв'язуюче – 10%.

Для досягнення необхідної пластичності й зручності у нанесенні пасту доводили до стану однорідної суспензії шляхом поступового додавання води. Об'єм води підбирався експериментально, з урахуванням необхідної густини та технологічних властивостей отриманої маси. Після змішування всі компоненти ретельно перемішувалися до отримання гомогенної структури без грудок чи розшарування.

Приготована обмазка рівномірно наносилася на попередньо очищену поверхню зразків суцільним шаром.

Термічну обробку зразків у ході дослідження проводили з використанням лабораторної муфельної печі, обладнаної цифровою системою керування, що забезпечувала високу точність регулювання температурного режиму на всіх етапах обробки. Завдяки можливості програмованого контролю температури протягом усього циклу вдалося досягти стабільності термічних умов.

Перед нанесенням насичувальної композиції зразки проходили попередню термічну підготовку у вигляді відпуску.

Після нанесення насичувальної пасти, що містила борвмісні та хромвмісні компоненти, зразки піддавали сушінню при температурі 100°C. Сушіння тривало до повного випаровування надлишкової вологи та утворення щільного, однорідного шару покриття, придатного до подальшого термічного впливу.

Основна термічна обробка здійснювалася у кілька послідовних етапів. Початковий нагрів проводився до температури 400 °C зі швидкістю, яка забезпечувала рівномірне прогрівання всього об'єму зразків, запобігаючи виникненню температурних градієнтів і пов'язаних із ними напружень. При цій температурі зразки витримували протягом однієї години з метою

усунення залишкових волог та органічних компонентів. Після цього здійснювали основний нагрів до температури 1130°C із подальшою ізотермічною витримкою протягом 4 годин.

Після завершення ізотермічного етапу зразки охолоджували в печі до температури 200°C зі зниженим температурним градієнтом. Такий режим охолодження тривав близько 1,5 години.

Відпуск проводився за температури 550°C із витримкою протягом однієї години. Після цього зразки охолоджували на повітрі до кімнатної температури.

Температурно-часовий режим термічної обробки зразків представлено у вигляді схематичного графіка, наведеного на рисунку 1. Він ілюструє послідовність основних етапів обробки, включаючи попередній нагрів, ізотермічну витримку, контрольоване охолодження та заключний відпуск, що забезпечують необхідні умови для дифузії легуючих елементів і стабілізації мікроструктури поверхневого шару.

Після завершення охолодження зразки очищували від захисної обмазки та залишкових продуктів термообробки, а потім промивали у дистильованій воді й висушували для підготовки поверхні до подальших досліджень.

Зразки для металографічних досліджень готували шляхом розрізання на прецизійному відрізному верстаті ATM Brilliant 200, після чого їх фіксували методом гарячого пресування у фенольну смолу за допомогою преса QATM QPress 50. Механічне шліфування виконували на автоматизованій полірувальній установці Struers Tegramin. Після шліфування зразки піддавали електролітичному поліруванню та травленню для виявлення мікроструктури. Дослідження структури проводили на оптичному мікроскопі Carl Zeiss AxioObserver Z1m із фіксацією зображень камерою AxioCAM mRC5.

Мікротвердість вихідних та оброблених зразків визначали на мікротвердомірі QNESS 60 M EVO.

Бориди та хроміди, сформовані у покритті, ідентифікували за допомогою рентгенівського дифрактометра Shimadzu XRD 6000 із застосуванням випромінювання Cu K α .

Твердість визначали за шкалою Роквелла (HRC) з використанням алмазного конусоподібного індентора при навантаженні 150 кгс відповідно до вимог міжнародного стандарту ISO 6508.

Зносостійкість зразків сталі Р6М5 визначали за схемою палець–диск за допомогою трибометра МТУ-01 у режимі сухого тертя.

Експлуатаційні дослідження проводили шляхом токарної обробки пруткового прокату з аустенітної нержавіючої сталі AISI 304 на верстаті 16K20. Параметри різання становили: подача — 0,25 мм/об, глибина різання — 1 мм, швидкість різання — 45 м/хв, без охолодження. Контроль за зносом здійснювали після кожного проходу довжиною 150 мм, випробування тривали до досягнення граничного зносу (VB = 0,3 мм) відповідно до ISO 3685

II. Результати та їх обговорення

Мікроструктура інструментальної швидкорізальної сталі Р6М5 після хіміко-термічної обробки при різних ступенях збільшення (рис. 2) демонструє формування чітко вираженого дифузійного шару на поверхні зразка. Цей шар поступово переходить у вихідну мікроструктуру сталі, що свідчить про градієнтний характер змін, зумовлений дифузійними процесами під час обробки.

У результаті проведення хромоформування на поверхні швидкорізальної сталі Р6М5 формується дифузійний шар товщиною 25–37 мкм. Структура цього шару є характерною для боридних покриттів і представлена голчастими кристалітами боридних фаз, орієнтованими переважно перпендикулярно до поверхні. Водночас, на відміну від класичної структури боридних шарів із різко вираженою голчастою морфологією, сформовані кристаліти мають затуплені вершини та більш компактну форму. Це забезпечує утворення майже суцільного, щільного захисного шару без виражених мікротріщин та пор, які часто спостерігаються у випадку традиційного боридування.

Причиною такої мікроструктурної особливості є

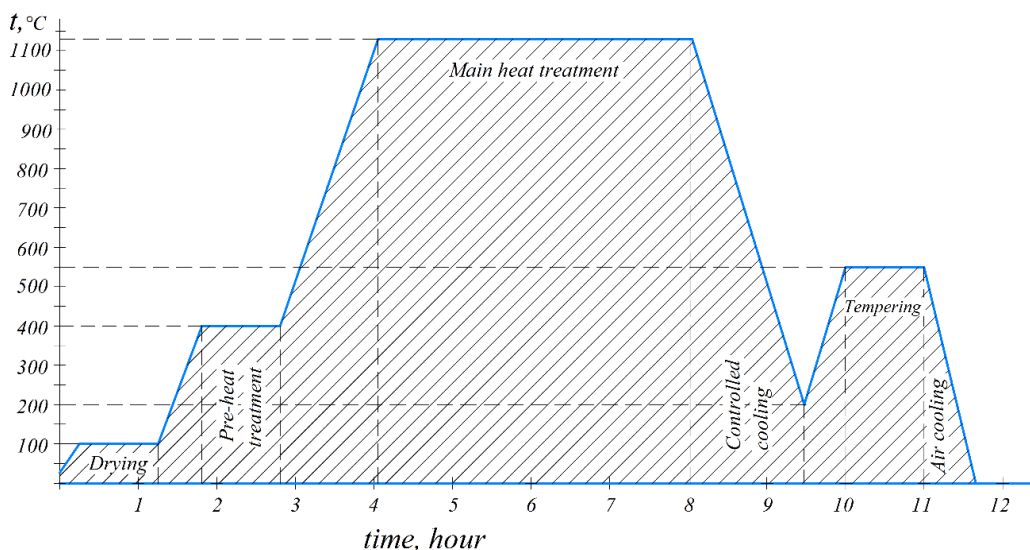


Рис.1. Схема температурно-часового режиму термічної обробки.

високий вміст легуючих елементів у складі сталі Р6М5, зокрема вуглецю, вольфраму та молібдену. Ці елементи активно взаємодіють з бором, утворюючи стабільні карбідні та боридні фази, які, з одного боку, уповільнюють подальшу дифузію бору вглиб металевої основи, а з іншого – сприяють локалізації бору у приповерхневій зоні.

Між боридним шаром і основним металевим об'ємом сталі формується перехідна зона товщиною близько 6–10 мкм, яка характеризується градієнтним розподілом елементів: у напрямку до основи поступово зменшується концентрація бору та хрому. Внутрішні області сталі, не задіяні в дифузійних процесах, зберігають вихідну мікроструктуру, притаманну швидкорізальній сталі, що свідчить про локалізований характер впливу хромоборування.

Таким чином, застосування хромоборування забезпечує ефективну модифікацію лише поверхневих шарів без зміни властивостей основної маси матеріалу, що дозволяє поєднувати високу зносостійкість поверхні з міцністю та тривкістю об'ємної структури сталі.

Структурно-фазовий аналіз зміцненого шару (рис. 3) підтверджує утворення боридних сполук, серед яких ідентифіковано бориди заліза – FeB та Fe₂B, бориди хрому CrB, вольфраму WB та молібдену MoB. Формування цих фаз є наслідком активної взаємодії атомів бору з основними легуючими елементами, що входять до складу сталі Р6М5.

Наявність фаз FeB і Fe₂B забезпечує суттєве підвищення твердості приповерхневого шару завдяки їхній здатності протидіяти пластичній деформації та розвитку мікротріщин під дією експлуатаційних навантажень. Бориди хрому CrB, у свою чергу, додатково зміцнюють структуру шару, підвищуючи його термічну стабільність і корозійну стійкість при високих температурах. Окрім заліза й хрому, у складі зміцненого шару виявлені бориди молібдену, зокрема MoB, які також відзначаються високою твердістю і стійкістю до зношування, що додатково підвищує експлуатаційні характеристики поверхні. Комплексна присутність боридів заліза, хрому та молібдену забезпечує рівномірний розподіл напружень у зміцненій зоні та сприяє збереженню високого рівня механічних властивостей матеріалу в умовах інтенсивного механічного й термічного навантаження.

Проведено дослідження розподілу хімічних елементів на поперечному зрізі зразка після хромоборування з метою оцінки характеру дифузійних процесів і формування зміненого шару (таблиця 2).

У таблиці 2 наведено результати вимірювання змін концентрації основних хімічних елементів (Fe, B, W, Mo, Cr, C, V) у поперечному перерізі зразка залежно від глибини від поверхні до 40 мкм. Аналіз отриманих даних показує наявність чітко вираженої зональності за хімічним складом: у приповерхневій

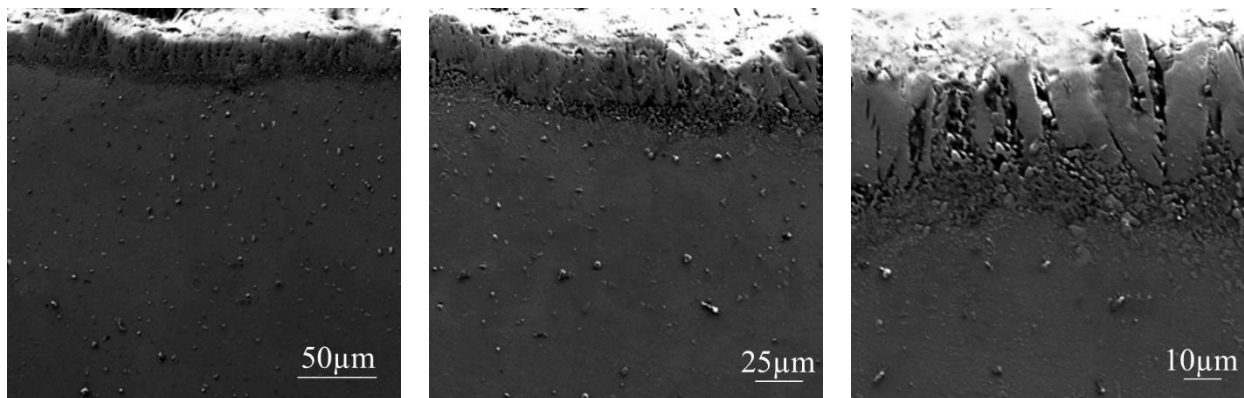


Рис. 2. Мікроструктура сталі Р6М5 після хромоборування.

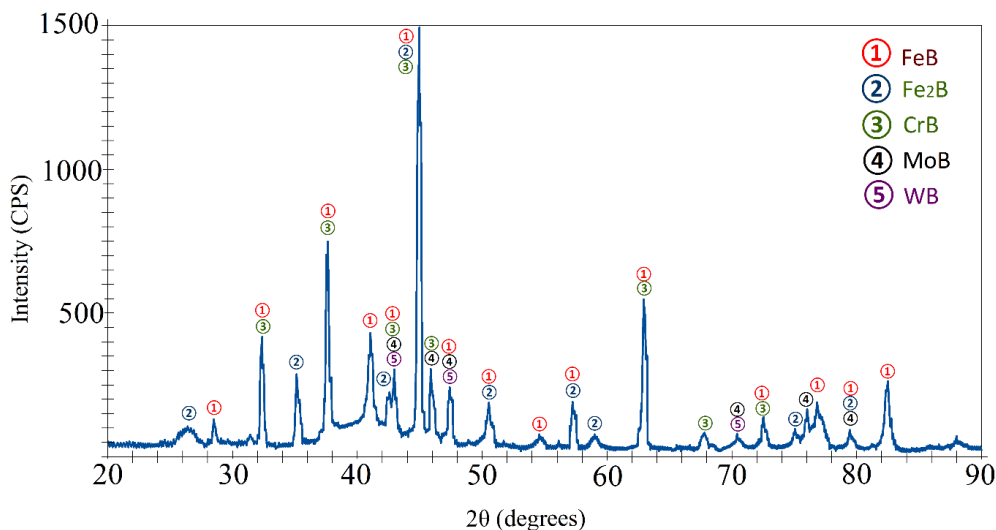


Рис. 3. Рентгенівська дифрактограма сталі Р6М5 після хромоборування.

області спостерігається підвищена концентрація бору та хрому, тоді як у напрямку до основного металу їх вміст поступово знижується. Водночас концентрація заліза відповідно зростає із збільшенням глибини, що є характерною ознакою процесів дифузійного насичення. Графічне відображення розподілу хімічних елементів по глибині обробленого шару після хромоборування наведено на рисунку 4, що додатково ілюструє характер змін складу у дифузійному шарі.

На поверхні обробленого шару матеріалу (глибина 0 мкм) зафіксовано підвищений вміст бору (12,44 %), хрому (14,12 %) та наявність вольфраму, молібдену і ванадію у значущих кількостях. У процесі збільшення глибини концентрація бору стрімко зменшується: на глибині 20 мкм вона становить 3,45 %, а на глибині 40 мкм — лише 0,40 %. Така тенденція є типовою для процесів борування, під час яких бор активно дифундує лише у приповерхневій зоні матеріалу. Аналогічний характер розподілу спостерігається для хрому: його вміст знижується з 14,12 % на поверхні до 4,28 % на глибині 40 мкм, що свідчить про поверхнєве легування та обмежену глибину проникнення елемента.

Вольфрам (W) демонструє зростання вмісту у приповерхневій зоні: його концентрація підвищується у перші 10 мкм до 6,87 %, після чого стабілізується в

межах 5,4–6,3 % на подальших глибинах до 40 мкм. Такий розподіл свідчить про стабільне утворення вольфрамівмісних фаз у зміцненому шарі. Подібну поведінку виявляє і молібден (Mo), концентрація якого змінюється в межах 4,1–5,1 % з незначною тенденцією до зростання на глибинах понад 30 мкм.

Ванадій (V) демонструє плавне збільшення концентрації від 1,88 % на поверхні до 2,12 % на глибині 40 мкм, що може бути пов'язано з його частковим перерозподілом у процесі дифузії або розчиненням у фазах основного металу під час обробки.

Концентрація заліза (Fe), навпаки, має мінімальне значення на поверхні (61,29 %) та поступово зростає з глибиною, досягаючи 79,90 % на глибині 40 мкм, що вказує на перехід до основної металевої структури, яка не зазнала дифузійного насичення.

Вуглець (C) проявляє відносно стабільний розподіл по всій товщині дифузійного шару: його концентрація змінюється незначно — від 0,83 % на поверхні до 0,94 % на глибині 40 мкм, що вказує на відсутність суттєвого впливу термічної обробки на розподіл цього елемента.

На рисунку 5 наведено детальний профіль розподілу мікротвердості по перерізу зразків інструментальної сталі марки Р6М5. Графік відображає зміну мікротвердості від поверхні до ядра

Таблиця 2.

Розподіл хімічних елементів по глибині зразка

Глибина, мкм	Fe	B	W	Mo	Cr	C	V
0	61,29	12,44	4,18	4,36	14,12	0,83	1,88
5	60,74	11,85	6,85	4,16	12,80	0,85	1,95
10	62,99	9,56	6,87	4,68	11,76	0,89	2,05
15	70,30	5,85	5,18	5,14	9,87	0,92	2,04
20	78,40	3,45	5,44	4,23	4,52	0,91	2,06
25	78,61	2,88	6,03	4,14	4,44	0,92	2,08
30	79,47	1,55	5,88	4,48	4,33	0,95	2,14
35	79,85	0,98	6,05	4,39	4,32	0,92	2,09
40	79,90	0,40	6,25	4,81	4,28	0,94	2,12

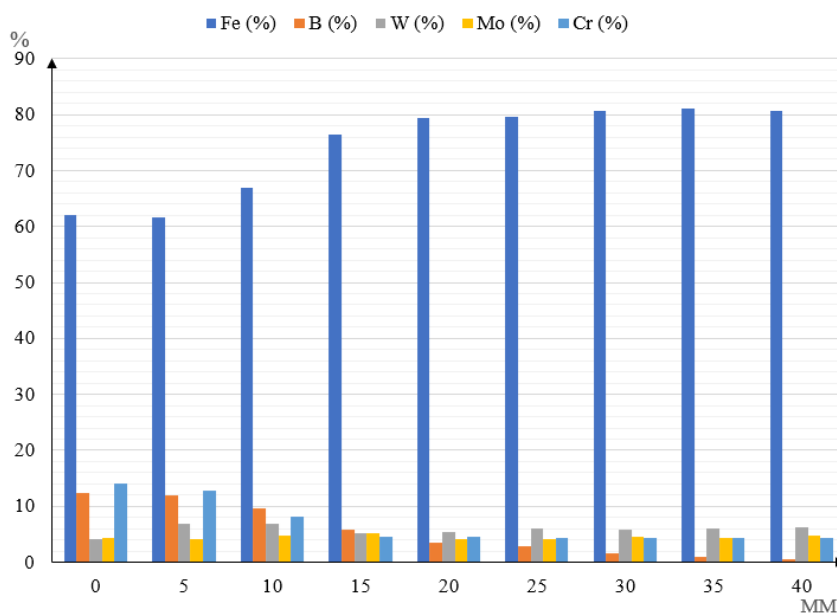


Рис. 4. Розподіл концентрації хімічних елементів за глибиною обробленого шару після хромоборування.

матеріалу, що дає змогу простежити особливості впливу термічної або хіміко-термічної обробки на формування структури та механічних властивостей сталі.

На рисунку подано графічне зображення розподілу мікротвердості по перерізу зразків інструментальної сталі марки Р6М5 у початковому стані та після проведення хіміко-термічної обробки (ХТО). По осі абсцис відкладено глибину від поверхні в мікрометрах (мкм), тоді як по осі ординат наведено значення мікротвердості в одиницях Вікерса (HV), що дозволяє оцінити зміну властивостей матеріалу залежно від відстані від обробленої поверхні.

У зразків без проведення хіміко-термічної обробки сталь характеризується стабільним та рівномірним розподілом мікротвердості на рівні 550–600 HV у всьому досліджуваному інтервалі глибин від 0 до 50 мкм. Такий характер розподілу свідчить про однорідну структуру матеріалу без наявності локального дифузійного зміцнення або зональної градієнтності твердості, що є типовим для сталі після стандартної термічної обробки.

Після проведення хіміко-термічної обробки спостерігається суттєве підвищення мікротвердості у приповерхневій зоні зразків. Максимальне значення мікротвердості досягає близько 2650 HV безпосередньо на поверхні (0 мкм), що майже у 4–5 разів перевищує твердість сталі у вихідному стані. У подальшому зі збільшенням глибини від поверхні мікротвердість поступово зменшується: на глибині близько 20 мкм вона становить приблизно 1500 HV, а на глибині 35 мкм знижується до 1000 HV. Після 40 мкм спостерігається стабілізація показників мікротвердості на рівні 900–950 HV, що свідчить про поступовий перехід до основної структури сталі.

Такий профіль розподілу мікротвердості вказує на формування чітко вираженого зміцненого дифузійного шару із високим градієнтом властивостей, характерного для процесів насичення активними елементами під час хіміко-термічної

обробки. Поступове зменшення мікротвердості з глибиною підтверджує наявність дифузійного переходу без різких змін механічних властивостей, що позитивно впливає на експлуатаційну надійність покриття, знижуючи ризик відшарування або утворення тріщин.

Оцінка глибини впливу хіміко-термічної обробки за зміною мікротвердості дозволяє встановити, що активна зона дифузійного зміцнення простягається на 35–40 мкм від поверхні.

У межах проведеного дослідження було визначено показники твердості швидкорізальної сталі Р6М5 до та після хромообробки з метою оцінки ефективності проведеної хіміко-термічної обробки. Вимірювання твердості здійснювали за шкалою Роквелла (HRC) із використанням алмазного конусоподібного індентора під навантаженням 150 кгс згідно з вимогами міжнародного стандарту ISO 6508.

У початковому стані твердість сталі становила 63–66 HRC, що є типовим для швидкорізальних інструментальних матеріалів із високими показниками термостійкості та жаротривкості. Такий рівень твердості забезпечує ефективну експлуатацію інструменту за умов високих термічних і механічних навантажень, характерних для обробки металів різанням.

Після проведення хромообробки було зафіксовано суттєве підвищення поверхневої твердості. Значення твердості у приповерхневій зоні збільшилися до рівня 75–78 HRC, що свідчить про істотне покращення механічних властивостей поверхні. Таке зростання твердості є прямим наслідком формування дифузійного зміцненого шару, який ефективно протидіє пластичній деформації під час експлуатації.

В цілому після обробки твердість зросла на 15–20 % порівняно з вихідним станом.

З метою оцінки зносостійкості зразків зі швидкорізальної сталі Р6М5 у вихідному стані та

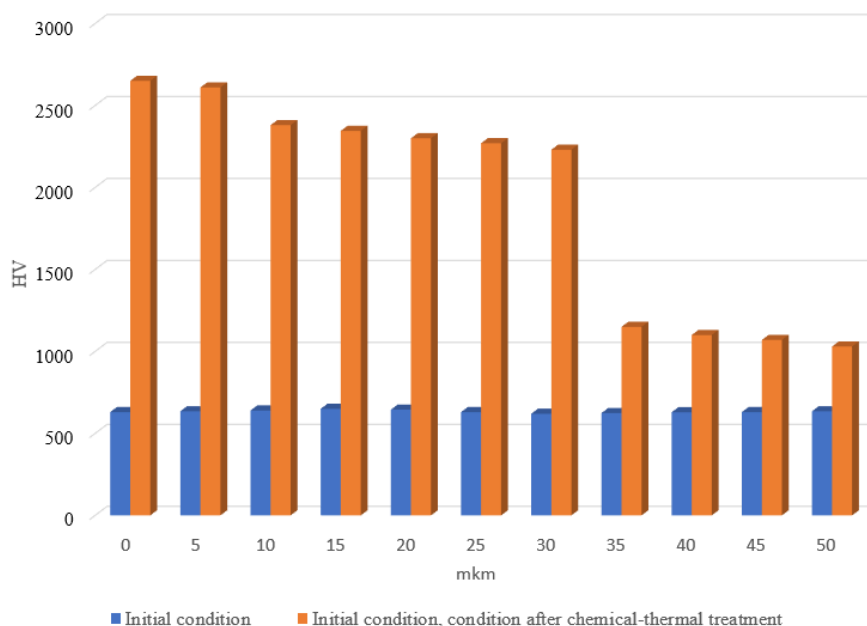


Рис.5. Профіль розподілу мікротвердості по перерізу зразків сталі марки Р6М5.

після хромооборювання було проведено експериментальні випробування за схемою ковзного тертя «палець–диск». Дослідження виконували на універсальній машині тертя МТУ-01, яка дозволяє моделювати умови сухого фрикційного контакту при контрольованих навантаженні, швидкості та температурі.

Для випробувань використовували зразки розміром 10×10×50 мм зі сталі Р6М5 до та після хіміко-термічної обробки. Контртілом слугував диск із конструкційної сталі 45, загартований до твердості 45 HRC і відполірований до шорсткості $R_a \approx 0,4$ мкм.

Випробування проводили в умовах сухого тертя при навантаженні 20Н, швидкості ковзання 0,3 м/с, радіусі контакту 30 мм і сумарній довжині шляху тертя 300 м за температури 20 ± 2 °С. Кожен експеримент виконували у трьох повтореннях для забезпечення достовірності результатів. Кількісною оцінкою зносостійкості були масові втрати зразків, визначені зважуванням на електронних аналітичних вагах Sartorius із точністю 0,1 мг.

Результати показали, що зразки у вихідному стані мали середні масові втрати 3,1 мг, тоді як після хромооборювання втрати зменшилися до 1,3 мг. Зниження інтенсивності зношування у 2,38 раза свідчить про високу ефективність хромооборювання як способу поверхневого зміцнення.

Додатково проведено оптичний аналіз поверхонь тертя за допомогою мікроскопа МБС-10. На необроблених зразках спостерігалися ознаки мікропластичної деформації, локального схоплювання та наклепу, що свідчить про переважання адгезійно-пластичного механізму зношування. Після хромооборювання на поверхні фіксувалися рівномірні дрібні абразивні подряпини без проявів інтенсивного схоплювання, що вказує на стабілізацію тертя та зниження інтенсивності зношування.

Отримані результати підтверджують, що хромооборювання забезпечує формування зміцненого дифузійного шару з підвищеною твердістю, який істотно покращує трибологічні властивості сталі Р6М5. Встановлене зниження масових втрат свідчить про реальне підвищення зносостійкості, що є важливим для підвищення ресурсу ріжучого інструменту та елементів тертя, що працюють в умовах інтенсивних навантажень.

Для підтвердження ефективності хромооборювання як методу підвищення експлуатаційних властивостей швидкорізальної сталі Р6М5 проведено експлуатаційні випробування ріжучих інструментів у реальних умовах обробки. Метою дослідження було

оцінити рівень зношування, збереження геометрії ріжучої кромки та якість обробленої поверхні при точінні нержавіючої сталі.

Випробування виконували на універсальному токарному верстаті 16К20 у режимі поздовжнього точіння пруткового прокату з аустенітної сталі марки AISI 304. Для порівняння застосовували два типи інструментів: різці з базової сталі Р6М5 без обробки та різці після хромооборювання.

Параметри різання для обох груп були однаковими: подача — 0,25 мм/об, глибина різання — 1 мм, швидкість різання — 45 м/хв, сухе різання без використання охолоджувача. Контроль за станом інструменту здійснювали після кожного циклу обробки довжиною 150 мм. Випробування тривали до досягнення граничного зносу задньої поверхні ($VB = 0,3$ мм) відповідно до вимог стандарту ISO 3685. Додатково оцінювали шорсткість обробленої поверхні та візуальний стан ріжучої кромки.

Результати експлуатаційних випробувань наведено в таблиці 3

Аналіз отриманих результатів експлуатаційних випробувань ріжучих інструментів свідчить про суттєве покращення їхніх характеристик після проведення хромооборювання. Зафіксовано істотне зниження інтенсивності зношування: середній знос ріжучої кромки після 10 проходів для обробленого різця становив лише 0,11 мм, тоді як для різця без обробки цей показник досягав 0,27 мм. Це свідчить про більш ніж дворазове зменшення швидкості зношування інструменту.

Значно зросла також загальна довжина обробки, яку міг виконати різець до досягнення критичного зносу ($VB = 0,3$ мм): для не обробленого різця цей показник становив 27 метрів, тоді як для різця після хромооборювання — 74 метри. Таким чином, ресурс інструменту зріс майже втричі, що вказує на істотне підвищення його експлуатаційної довговічності.

Позитивні зміни спостерігалися і в показниках якості обробленої поверхні. Значення шорсткості R_a зменшилося з 2,1 мкм для обробки не обробленим різцем до 1,3 мкм при використанні різця після хромооборювання. Це свідчить про підвищення точності обробки, покращення чистоти поверхні та більш стабільний характер різального процесу.

Візуальний аналіз ріжучої кромки після випробувань також підтвердив переваги хромооборювання різців. На необроблених інструментах спостерігалися численні сліди мікротріщин, локальні задирки та ознаки пластичної деформації, що є типовими для процесу прискореного зношування при обробці твердих матеріалів.

Таблиця 3.

Результати експлуатаційних випробувань сталі Р6М5

Параметр	Різець без ХТО	Різець після хромооборювання
Середній знос VB після 10 проходів, мм	0,27	0,11
Сумарна довжина обробки до $VB = 0,3$ мм, м	27	74
Шорсткість поверхні R_a , мкм	2,1	1,3
Візуальні дефекти ріжучої кромки	Мікротріщини, задирки	Відсутні, рівномірне зношування

Натомість різці після хромоборювання зберігали чіткість геометрії ріжучої кромки, рівномірність структури зони різання та відсутність виражених локальних руйнувань, що свідчить про покращення стійкості інструменту до механічного та термічного навантаження.

Висновки

У межах проведеного дослідження встановлено, що хромоборювання є ефективним методом підвищення експлуатаційних характеристик інструментальної швидкорізальної сталі Р6М5. Результати структурно-фазового аналізу показали формування щільного дифузійного шару товщиною 25–37 мкм із градієнтним розподілом бору, хрому, молибдену та вольфраму. Зміцнений шар характеризується високою мікротвердістю – до 2650 HV на поверхні – з поступовим зниженням до рівня основного металу.

Після хромоборювання твердість сталі підвищилася з 63–66 HRC до 75–78 HRC, що свідчить про суттєве покращення механічних властивостей приповерхневої зони. Дослідження зносостійкості за схемою «палець–диск» виявили зменшення масових втрат матеріалу у 2,38 раза, що свідчить про значне зниження інтенсивності зношування.

Експлуатаційні випробування ріжучих інструментів продемонстрували, що після

хромоборювання ресурс інструменту зріс майже втричі (з 27 до 74 метрів обробки до досягнення критичного зносу). Спостерігалось також зменшення середнього зносу ріжучої кромки з 0,27 мм до 0,11 мм і покращення якості обробленої поверхні – шорсткість Ra зменшилася з 2,1 мкм до 1,3 мкм.

Таким чином, хромоборювання дозволяє істотно підвищити твердість, зносостійкість та експлуатаційний ресурс швидкорізальної сталі Р6М5 без негативного впливу на її основні структурні характеристики, що підтверджує доцільність його застосування для зміцнення ріжучих інструментів і елементів тертя.

Козечко В.А. – к.т.н., доцент, доцент кафедри наземного будівництва Ченстоховської політехніки;
Козечко В.І. – доктор Ph.D. з матеріалознавства, асистент кафедри технологій матеріалознавства та машинобудування НТУ «Дніпровська політехніка»;
Якубенко Ю.Л. – к.е.н., доцент, доцент кафедри маркетингу Дніпровського державного аграрно-економічного університету;
Козечко В.І. – к.с.-х.н., доцент, доцент кафедри землеробства і ґрунтознавства, Дніпровський державний аграрно-економічний університет;
Богданов О.О. – к.т.н., доцент, доцент кафедри технологій матеріалознавства та машинобудування НТУ «Дніпровська політехніка».

- [1] V.A. Derbaba, V.A. Kozechko, S.T. Patsera, O.L. Voichyshen, V.I. Kozechko, *Performance indicators of cutting tools from extra hard materials*, Collection of Scientific Works of the National Mining University, 74, 133 (2023); <https://doi.org/10.33271/crpnmu/74.133>.
- [2] I. Savchenko, V. Kozechko, A. Shapoval, *Method for Accelerating Diffusion Processes When Boring Structural Steels*. In: Radionov, A.A., Gasiyarov, V.R. (eds) Proceedings of the 7th International Conference on Industrial Engineering (ICIE 2021). ICIE 2021. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Cham. (2022). https://doi.org/10.1007/978-3-030-85230-6_94.
- [3] O. Savchenko, V. Shapoval, O. Kozechko, N. Markov, Hrudkina and V. Voskoboinik, *Optimization of Informative Signals Stability Along the Waveguides*, 2021 IEEE International Conference on Modern Electrical and Energy Systems (MEES), Kremenchuk, Ukraine, 1 (2021); <https://doi.org/10.1109/MEES52427.2021.9598675>.
- [4] I. Savchenko, A. Shapoval, V. Kozechko, V. Voskoboinik, O. Khrebtova, & S. Shlyk, *Mechanical loading systems safety processes modeling*. In IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 1164 (1), 012070 (2021); <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/1164/1/012070>.
- [5] V. Pilipenko, S. Grigorenko, V. Kozechko, O. Bohdanov. *A Deformation mode in a cold roll-ing condition to provide the necessary texture of the ti-3Al-2.5V alloy*, Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu, (1): 078 (2021); <https://doi.org/10.33271/nvngu/2021-1/078>.
- [6] R.P. Didyk, & V.A. Kozechko, *Forming of multilayer constructions by explosion welding*, Chernye metally, 7, 66 (2016); <http://rudmet.com/journal/1546/article/26547/>.
- [7] O.V. Beketov, D.V. Laukhin, L.M. Dadiverina, V.I. Kozechko, F.J. Taranenko, *Study of the relationship between thickness and structural condition of rolled metal from low carbon low alloy steel 10G2FB*, Ukrainian Journal of Construction and Architecture, 2(20), 26 (2024); <https://doi.org/10.30838/J.BPSACEA.2312.260324.26.1039>.
- [8] O. Beketov, D. Laukhin, N. Rott, E. Babenko, V. Kozechko, *Use of the Processing Arrays Theory of Experimental Data for the Analysis of the Technological Scheme in the Rolled Metal Production – Controlled Rolling*. In: Ivanov, V., Trojanowska, J., Pavlenko, I., Rauch, E., Pitel, J. (eds) Advances in Design, Simulation and Manufacturing VII. DSMIE 2024. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Cham. (2024); https://doi.org/10.1007/978-3-031-61797-3_13.
- [9] D. Laukhin, O. Beketov, L.M. Dadiverina, V.I. Kozechko, *Study of the relationship between the temperature of the end of hot deformation and the complex of mechanical properties of low-carbon low-alloy steels based on the analysis of regression models*, Mathematical Modeling, 2(49), 182 (2023); [https://doi.org/10.31319/2519-8106.2\(49\)2023.293197](https://doi.org/10.31319/2519-8106.2(49)2023.293197).

- [10] V.A. Kozechko, V.I. Kozechko, *Characteristics of changes in microstructure and characteristics under high energy load*, Collection of Scientific Works of the National Mining University, 74, 154 (2023); <https://doi.org/10.33271/crpnmu/74.154>.
- [11] V. A. Kozechko and V. I. Kozechko, *Combined Ultrasonic–Mechanical Treatment*, Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 46(9), 851 (2024); <https://doi.org/10.15407/mfint.46.09.0851>.
- [12] A.V. Siasiev, R.O. Bilichenko, *Construction of a non-linear analytical model for the rotation parts building up process using regression analysis*. Researches in Mathematics, 32(1), 16 (2024); <https://doi.org/10.15421/242413>.
- [13] A. Siasiev, *Mathematical modelling of manufacturing processes of parts and structural elements by build-up methods*. European Science, 1(sge12-01), 66 (2022); <https://doi.org/10.30890/2709-2313.2022-12-01-002>.
- [14] A. Siasiev, A. Dreus, S. Horbonos, I. Balanenko, & S. Dziuba, *The stressed–strained state of a rod at crystallization considering the mutual influence of temperature and mechanical fields*. Eastern-European Journal of Enterprise Technologies, 3(5 (105), 38 (2020); <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2020.203330>.
- [15] V. Kozechko, & V. Kozechko, *Challenges and risks of using renewable energy sources*. In Fifth International Conference on Green Energy, Environment, and Sustainable Development (GEESD 2024), 13279, 78 (2024); <https://doi.org/10.1117/12.3042210>.

Viktoriia Kozechko¹, Valentyn Kozechko², Yuliia Yakubenko³, Volodymyr Kozechko³,
Oleksandr Bohdanov²

Efficiency of comprehensive chemico-thermal treatment for hardening high-speed steel R6M5

¹Czestochowa University of Technology, Czestochowa, Poland, kozechkova@ukr.net;

²Dnipro University of Technology, Dnipro, Ukraine;

³Dnipro state agrarian and economic university, Dnipro, Ukraine

This study investigates the effectiveness of combined chemical-thermal treatment for enhancing the surface properties of R6M5 high-speed steel. The treatment resulted in the formation of a diffusion boride layer with a thickness of 25–37 μm and an acicular structure, significantly improving wear resistance and surface hardness. The dominant phases identified on the treated surface include FeB, Fe₂B, CrB, and WB. A gradual transition zone with decreasing concentrations of boron and chromium was observed between the boride layer and the steel substrate, contributing to structural integrity. Microhardness testing revealed an increase from 630 HV in the base material to 2650 HV at the surface, with a gradual decrease to 895 HV at a depth of 75 μm. The high content of alloying elements in R6M5 steel limited boron diffusion into the core, maintaining a high surface concentration while preserving the bulk microstructure. The results confirm that chromoboration is an effective method for surface hardening of R6M5 steel, providing enhanced operational performance.

Keywords: chemical-thermal treatment, high-speed steel, R6M5, chromoboration, microhardness.