

УДК 621.785

М. В. КІНДРАЧУК¹, В. В. ЗАГРЕБЕЛЬНИЙ¹, В. Г. ХИЖНЯК², Н. А. ХАРЧЕНКО³¹Національний авіаційний університет, Україна²Національний технічний університет України «КПІ»³Сумський державний університет

ТЕХНОЛОГІЧНІ АСПЕКТИ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ПРАЦЕЗДАТНОСТІ ІНСТРУМЕНТУ З ШВИДКОРІЗАЛЬНИХ СТАЛЕЙ

Досліджено вплив поверхневого зміцнення методами іонно – плазмового осадження, дискретної лазерної обробки, хіміко – термічної обробки азототитануванням та азотохромуванням на механічні та різальні властивості пластин та свердел із сталі Р6М5. Наведено структуру, фазовий та хімічний склад, мікротвердість та мікрокрихкість модифікованих поверхневих шарів сталі

Ключові слова: *сталь Р6М5, іонно – плазмове напилення, дискретна лазерна обробка, азототитанування, азотохромування, тертя ковзання, зносостійкість*

Вступ. Захисні покриття на інструментах та деталях машин широко використовуються в теперішній час з метою підвищення працездатності виробів [1–3]. Дослідження останніх років направлені на покращення властивостей відомих та створення нових видів покриттів та технологій їх нанесення, розширення номенклатури матеріалів для поверхневої обробки. Для зміцнення інструментальних сталей, зокрема швидкорізальної Р6М5, широко застосовується азотування. Проте недоліками процесу азотування можна вважати тривалість обробки, невисоку якість отриманого поверхневого дифузійного шару, недостатню зносостійкість. В роботі [4] показано, що лазерна обробка (до хіміко – термічної обробки) сталей за певних умов може суттєво прискорювати процеси азотування. Перспективним методом зміцнення інструменту також є створення зносостійких дискретних композиційних покриттів із застосуванням концентрованих джерел енергії [5].

Знайшли використання як моно- так багат шарові покриття на сталях і твердих сплавах, сполуки перехідних матеріалів IV–VI груп періодичної системи (карбід титану TiC, нітрид титану TiN, борид титану TiB₂ тощо). Композиції покриття – сталь поєднують високу твердість та хімічну стабільність, корозійну та зносостійкість, низький коефіцієнт тертя покриттів із в'язкістю основи [6].

В роботі [7] наведено результати дослідження фазового складу та будови багат шарових покриттів за участю бар'єрів на основі карбідів та нітридів титану, ванадію, хрому. Технологія хіміко – термічної обробки поєднує два процеси – азотування і наступної дифузійної металізації. При цьому суттєво підвищується зносостійкість сталей в умовах тертя ковзанням та абразивного зношування. Проте ця технологія обмежує її використання для зміцнення важконавантажених деталей вузлів тертя та інструменту, що піддаються високим локальним навантаженням. Оскільки дифузійна металізація проводиться за температури 1050 °С, сталеві основа відпускається і не може слугувати твердою підкладкою для твердого покриття.

Також існуюча технологія при нанесенні іонно – плазмових покриттів [8] не може вважатись оптимальною, оскільки не розрахована на додатковий нагрів біля 600 °С, необхідний для отримання якісних покриттів, і є за суттю першопричиною перевідпуску інструменту.

Задачі досліджень. Основними задачами досліджень щодо поверхневого модифікування сталі Р6М5 були:

– Розробити технологію зміцнення швидкорізальної сталі комплексною обробкою лазером та наступним суміщенням відпуску з операцією нанесення іонно – плазмового покриття для підвищення її теплостійкості та твердості.

– Розробити технологічний процес формування градієнтного покриття з високою припрацьовуваністю і зносостійкістю.

– Отримати на сталі багат шарові покриття за участю азоту, титану і хрому та встановити їх будову, фізико – механічні та триботехнічні властивості.

Методика дослідження. Як об'єкт дослідження було обрано сталь Р6М5. Іонно – плазмові покриття отримали на установці «Булат 21». Комплексні титаноазотовані та титанохромовані покриття наносили в закритому реакційному просторі за умов зниженого тиску [1]. Як вихідний реагент використовували порошки титану та хрому, деревне вугілля, чотирихлористий вуглець. Дифузійну металізацію проводили при температурі 1050 °С протягом 2-4 годин. Насичення азотом відбувалося при температурі 540 °С протягом 21 години в атмосфері аміаку при ступені дисоціації 40 – 45 %.

Процес комплексного насичення азотом і металами складався з двох послідовних етапів: азотування та наступної металізації (титанування, хромування).

Дискретну лазерну обробку виконували на установці ЛАТУС – 31, з потужністю 10^3 - 10^5 Вт/см². Фазовий склад покриттів та залишкові напруження визначали на рентгенівському дифрактометрі ДРОН УМ-1 у мідному монохроматизованому випромінюванні. Металографічні дослідження проводили на мікроскопі «Neophot 21». Міцність щеплення покриття з основою оцінювали методом алмазного ідентування на твердомірі ТК- 2М. Мікротвердість вимірювали на приладі ПМТ-3 при навантаженні на інденторі 0,5–1,0 Н. Рентгеноспектральний аналіз проводили на мікроскопі РЕМ – 200.

Дослідження зносостійкості покриттів в умовах тертя ковзання без змащування проводили за схемою вал – вкладиш на машині тертя М22-М у парі із загартованою сталлю Р6М5 (HRC61-63).

Результати дослідження та їх обговорення. Технологія зміцнення швидкорізальної сталі комплексною обробкою лазером та наступним суміщенням відпуску з операцією нанесення іонно – плазмового покриття для підвищення її теплостійкості та твердості.

Відомий спосіб виготовлення металорізального інструменту із зносостійким покриттям включає нанесення покриттів після повного циклу термічної і наступної чистої механічної обробки (шліфування) [8].

Повний цикл термічної обробки (типова термічна обробка) інструменту із швидкорізальних сталей включає гартування від температур порядку 1240 – 1360 °С в ізотермічне середовище з температурою 450 °С і охолодження на повітрі та наступний триразовий відпуск. При цьому інструмент отримує необхідну твердість 63 – 65 HRC. Проте, триразовий відпуск інструменту із

швидкорізальних сталей в значній мірі знижує одну із найважливіших експлуатаційних характеристик інструментальних сталей – теплостійкість, тобто стійкість проти відпуску, здатність зберігати мартенситну структуру. Вона залежить від ступеня насиченості аустеніту легуючими елементами в процесі нагрівання при гартуванні. Теплостійкість зазвичай оцінюють за максимальною температурою відпуску, після якого твердість ще не менша, ніж 60 HRC (7700 МПа).

Загартований стан швидкорізальних сталей характеризується тим, що їх твердість порівняно невелика (59 – 61 HRC), оскільки в структурі, крім мартенситу і первинних карбідів, міститься велика кількість залишкового аустеніту (більше 30 %). Високу твердість (63 – 65 HRC) сталь отримує під час триразового відпуску, коли відбувається перетворення аустеніту в мартенсит. При цьому кількість аустеніту знижується до 3 – 5 %. У процесі витримування при відпуску з мартенситу і залишкового аустеніту виділяються дисперсні карбіди. Мартенсит, утворений із збідненого легуючими елементами аустеніту підвищує твердість, але знижує теплостійкість. При стандартних температурах відпуску (540 – 560 °C) процес не завершується при одноразовій операції, тому у виробничій практиці використовують триразовий відпуск, щоб отримати задані значення твердості, при цьому після кожного відпуску потрібне охолодження інструменту. Крім того, існуюча технологія при нанесенні зносостійких покриттів [8] не може вважатись оптимальною оскільки не розрахована на додатковий нагрів біля 600°C, необхідний для отримання якісних покриттів, і є за сутністю першопрчиною перевідпуску інструменту. При цьому отримується неякісне покриття (пористість, відшаровування), тобто не виправний брак, а також не виправдано високі витрати електроенергії при виробництві інструменту.

Запропонований спосіб [9] полягає в дискретній лазерній обробці в режимі оплавлення поверхні невідпущеного інструменту з наступним відпуском загартованого інструменту при підвищених температурах 560 – 580 °C і суміщенням його з операцією нанесення покриттів, що забезпечує підвищення стійкості інструменту за рахунок покращення комплексу характеристик сталі, яка є основою під тонким іонно – плазмовим покриттям, а саме, підвищується теплостійкість і твердість сталі (табл.1), дискретна структура поверхні створює благоприємний напружено – деформований стан щодо зниження напружень при терті, при цьому підвищується теплостійкість швидкорізальної сталі на 70 – 80 °C внаслідок насичення матриці легуючими елементами при розчиненні карбідів. Це дозволяє підвищити до 580 °C температуру відпуску, що є оптимальною для нанесення зносостійких покриттів високої якості.

Попередньо перед нанесенням покриття невідпущений інструмент піддають лазерній обробці в режимі оплавлення зі щільністю зміцнених ділянок 75 – 80 % від загальної площі поверхні різального інструменту з потужністю лазерного випромінювання $10^5 - 10^8$ Вт/см², а нанесення покриття сумішують з відпуском при температурі 560 – 580 °C.

Дискретно оброблена поверхня інструменту, що поєднує ділянки з різною твердістю, (табл. 1.) дає можливість релаксувати напруження, викликані силами тертя в покритті. Експериментальними дослідженнями встановлено, що площа обробки повинна бути 75 – 80 %. Це обумовлено створенням такого напружено – деформованого стану, який забезпечує мінімальні напруження при терті, що

встановлено аналітичними розрахунками, а також підтверджено експериментально підвищенням зносостійкості інструменту (табл.1).

Спосіб реалізується таким чином: невідпущені після гартування за типовою термічною обробкою різальні пластини із швидкорізальних сталей піддають лазерній обробці дискретно зі щільністю зміцнених ділянок 75 – 80 % з потужністю лазерного випромінювання $10^5 - 10^8$ Вт/см². Після чистової механічної обробки (шліфування) здійснюють зміцнення інструменту нанесенням зносостійких покриттів на установці типу «Булат» за відомою технологією при температурах 560 – 580 °С, що відповідають температурам відпуску.

Таблиця 1

Фізико – механічні властивості сталі Р6М5 в залежності від виду обробки та зносостійкість інструменту з покриттям нітриду титана

Вид обробки сталі Р6М5	Твердість сталі, МПа	Теплостійкість сталі, °С	Товщина покриття, мкм	Зносостійкість сталі з покриттям, хв
Типова технологія	8600	615 °С	4,0 – 4,5	40 – 45
Запропонована технологія	9250/8500	690 °С	4,5 – 5,0	55 – 70

Примітка: в чисельнику твердість зміцнених лазером ділянок сталі, в знаменнику твердість ділянок сталі без лазерної обробки.

Випробування щодо визначення зносостійкості зміцнених різальних пластин сталі Р6М5 з покриттями проводили на токарно – гвинторізальному верстаті моделі 16К20 при точінні заготовок із сталі 30ХГСА (HRC40-45) з охолодженням (5 % - ний розчин емульсолу «Укрінол»). Випробували пластини із швидкорізальної сталі Р6М5, оброблені за типовою і запропонованою технологією. Критерієм зносу слугувала фаска зносу по задній грані шириною 0,6 мм. Швидкість різання 50 м/хв.

Як видно з наведених даних в табл.1, зносостійкість пластин, оброблених за даною технологією вища, ніж зносостійкість пластин, оброблених за типовою, в 1,4 – 1,7 рази.

Технологічний процес формування градієнтного покриття з високою припрацьовуваністю і зносостійкістю. В інструментальному виробництві існує проблема з обробки різанням важкооброблюваних матеріалів феритного, мартенситного і мартенсито – феритного класів сталей, жаростійких сталей аустенітного класу, жароміцних сталей та інших, обробка яких вимагає високих швидкостей різання – вище ніж 0,2 м/с.

Механічна обробка таких матеріалів характеризуються підвищеним зносом інструмента, низькою продуктивністю процесу різання, великими втратами енергії, і, як наслідок, труднощами в забезпеченні потрібних за вимогами умов експлуатації готових виробів, параметрів стану оброблюваного поверхневого шару.

Під час роботи при високих швидкостях різання в контактній зоні «різальний інструмент – важкооброблюваний матеріал» температура досягає значення 1000 °С і вище, що призводить до необхідності використання різального інструмента із матеріалів, які витримують таку температуру. Проте різальний інструмент, виконаний із швидкорізальних сталей задовольняє необхідним вимогам лише за умов наявності на його контактних поверхнях захисних покриттів, які суттєво впливають на протікання механічних та фізико – хімічних процесів при контактній взаємодії інструмента й оброблюваного матеріалу.

Наявність захисного покриття, з одного боку, знижує наслідки контактної взаємодії різального інструмента з поверхнею оброблюваного матеріалу, змінюючи коефіцієнт тертя, перерозподіл напруження на поверхні різального інструменту і, як результат силу і температуру різання. З іншого боку, правильно підібране захисне покриття забезпечує мінімізацію або відсутність ефектів, які негативно впливають на працездатність різального інструмента.

Відомо, що ріжучий інструмент, як і любий об'єкт трибоспряження, піддається структурній пристосовуваності. Вторинні структури, що утворюються на етапі припрацювання на робочих поверхнях інструменту в значній мірі визначають його подальшу зносостійкість, тобто працездатність інструменту визначається як вихідною структурою матеріалу, так і станом контактних шарів, сформованих на початковому (припрацювання) періоді експлуатації.

Склад покриття вибирався з урахуванням параметрів режиму роботи різального інструмента для оптимізації умов хімічної взаємодії інструментального оброблюваного матеріалу в зоні різання.

Тому технологічний процес присвячений вирішенню технічної задачі удосконалити різальний інструмент щодо покращення припрацюваності і підвищення зносостійкості його покриття.

Поставлена задача вирішується тим, що градієнтне покриття з високою припрацюваністю і зносостійкістю, що виконане у вигляді нижнього шару покриття, нанесеного безпосередньо на поверхню інструментальної основи товщиною 0,3–0,7 мкм із титану і верхнього шару покриття товщиною 5,0-5,4 мкм із нанокристалічних нітридів титану, гафнію та кремнію, який складається з двох прошарків зовнішнього і нижнього [10].

Найкращі результати досягнуто, коли зовнішній підшар верхнього шару має товщину 0,1 – 0,5 мкм у наступному співвідношенні компонентів, мас. %:

титан	57,5 – 60,3
гафній	32,4 – 33,0
кремній	7,8 – 9,5

а нижній підшар верхнього шару має товщину 4,5 – 4,9 мкм при співвідношеннях компонентів, мас. %:

титан	50,5 – 55,0
гафній	35,0 – 38,1
кремній	10,0 – 11,4.

У різальному інструменті з таким іонно – плазмовим покриттям технічний результат досягається завдяки градієнтній структурі покриття. Адже відомо, що умовою існування зовнішнього тертя (задовільне припрацювання і зносостійкість) є забезпечення правила градієнта зсувного опору, згідно з яким

зсувний опір τ в зоні контакту твердих тіл повинен бути меншим, ніж на деякій глибині, тобто повинна дотримуватися умова $\delta\tau / \delta z > 0$.

Співвідношення компонентів у верхньому (зовнішньому) підшарі забезпечує менший зсувний опір завдяки нижчій твердості і підвищеній пластичності порівняно з нижнім основним підшаром.

Зовнішній прошарок товщиною 0,1-0,5 мкм за час «життя» утворює специфічні вторинні структури з високою стійкістю до температурно – силових впливів контактної фрикційного процесу і створює оптимальні умови для роботи основного матеріалу покриття, виключаючи його тріщиноутворення та крихке руйнування при різанні.

Для визначення фізико – механічних характеристик різального інструменту з покриттям, проводили наступні дослідження. Залишкові напруження σ_0 в покритті визначали на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-3.

Міцність зчеплення покриття з інструментальною основою оцінювали методом алмазного інденування на твердомірі ТК-2М. В результаті на зразку з покриттям одержували лунку від інденатора з відшаруванням покриття навколо неї. За коефіцієнтом відшарування $K_{ви}$, що визначається як співвідношення площ відшарування і лунки, робили висновок про міцність зчеплення покриття і основи, тобто чим нижчий коефіцієнт відшарування $K_{ви}$, тим вищою є міцність зчеплення. Мікротвердість покриттів H вимірювали приладом ПМТ-3.

Стійкість покриття щодо утворення тріщин оцінювали шляхом алмазного інтендування на твердомірі ТК2М за коефіцієнтом стійкості до утворення тріщин $K_{тр}$, котрий визначали як відношення площі відшарування покриття до площі, яку займають тріщини. Відповідно чим нижчий коефіцієнт $K_{тр}$ тим вищою є стійкість покриття до утворення тріщин.

Випробування стійкості покриття проводилися на токарних різцях оснащених різальними пластинами Р6М5 при обробці деталей із сталі марки ХВГ (HRC = 55). Режими обробки були наступні: швидкість різання $V = 2,8$ м/с, подача $S = 0,25$ мм/об., глибина різання $t = 0,5$ мм.

Результати випробувань різального інструменту зі зносостійкими покриттями наведені у табл. 2, де показана залежність механічних характеристик різального інструменту від виду обробки.

Як впливає з наведеної таблиці, коефіцієнт стійкості $K_{нс}$ для різальних пластин токарних різців з покриттям згідно розробленої технології є вищим від коефіцієнта стійкості пластин $K_{нс}$ для різального інструменту, зміцненого за типовою технологією у 1,4-1,7 рази для важкооброблюваної сталі ХВГ (HRC 55).

Таблиця 2

Фізико – механічні властивості сталі Р6М5 в залежності від виду обробки та зносостійкість інструменту

Вид обробки сталі Р6М5	σ_0	$K_{ви}$	H , ГПа	$K_{тр}$	Зносостійкість сталі з покриттям, хв
Типова технологія, покриття: TiN	2,30	0,21	20,8	0,14	35 - 40
Запропонована технологія, покриття:					

Ti	Hf	Si	2,6	0,29	43	0,19	50 -65
60,3	32,4	1,8					
53,5	35,1	11,4					

Примітка: в чисельнику склад верхнього підшару, в знаменнику склад нижнього підшару.

Багатошарові покриття за участю азоту, титану і хрому. Першим етапом процесу азототитанування, азотохромування було проведено азотування. На другому етапі реалізовували процес дифузійної металізації, а саме, титанування та хромування. Насичення проводили в закритому реакційному просторі в середовищі хлору [1].

В табл. 3 наведені результати досліджень фазового складу, товщини, мікротвердості та мікротвердості покриттів.

Таблиця 3

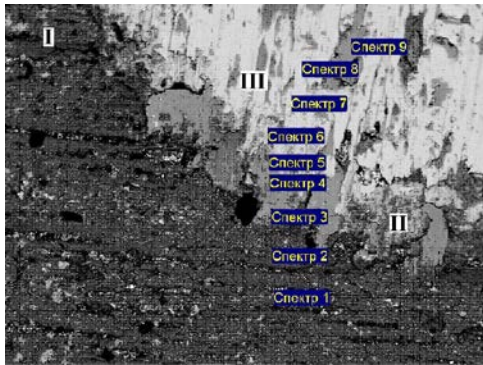
Результати рентгеноструктурного аналізу та мікромеханічні властивості покриттів на сталі Р6М5 після ХТО: азотування $t = 540\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 36\text{ год.}$, металізація $t = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 4\text{ год.}$

Вид обробки	Фазовий склад	Товщина, мкм	Мікротвердість, ГПа	Показник мікротвердості
Азотування	Fe_{2-3}N	8,0	6,3	12,5
	Fe_4N	8,0	13,6	10,2
Азототитанування	TiC	6,3	36,4	85,2
	TiN	3,0	30,4	42,4
Азотохромування	Cr_{23}C_6	5,0	18,2	20,4
	Cr_7C_3	4,0	16,2	17,8
	Cr_2N	4,0	8,8	15,4

Триботехнічні дослідження в умовах тертя ковзання без змащування проводили за схемою вал – вкладиш з вимірюванням лінійного зносу.

В роботі був проведений металографічний та мікрорентгеноспектральний аналізи поверхонь зношування сталі Р6М5 з різним типом покриття. Відомо, що на поверхнях тертя одночасно протікає велика кількість процесів: потік тепла, потік речовини, фізико-хімічні процеси взаємодії тіл із середовищем, деформація, структурні і фазові перетворення та ін.

В точках локального контакту покриття-контртіло виникає напруження зсуву, що перевищує межу пружності, при цьому температура матеріалу підвищується. Відбувається зрив матеріалу з верхівок виступів. При цьому ділянки контактної поверхні залишаються чистими і хімічно активними. В результаті утворюються і при подальшому русі тут же руйнуються численні містки мікрозварки двох дотичних поверхонь. При цьому механічна енергія руху перетворюється в теплову. В результаті локального підвищення температури починається формування оксидів елементів покриття та основи. Встановлено, що на поверхні тертя азототитанованої сталі присутня значна кількість кисню (рис. 1, табл. 4), який зв'язаний в оксиди.



а

б

Рис. 1. Поверхня зносу (а) та спектральні криві (б), (швидкість ковзання 0,2 м/с, навантаження 30 Н) сталі після азототитанування: азотування $t = 560\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 36$ год., титанування $t = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 4$ год.

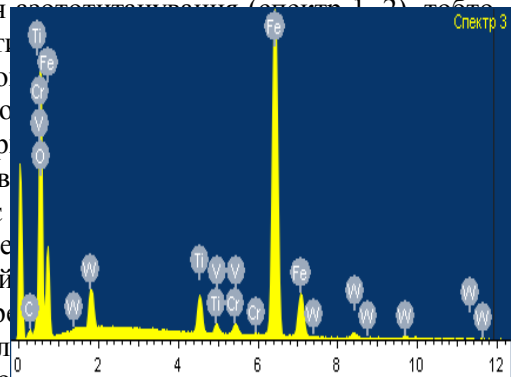
Таблиця 4

Розподіл хімічних елементів на поверхні зношування сталі Р6М5 після азототитанування: азотування $t = 540\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 36$ год., титанування $t = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 4$ год.

Зона	№ спектру	Вміст елементів %, (мас.)							
		C	Ti	Fe	V	W	O	Cr	Si
I	1	22,19	8,05	51,34	-	12,53	3,80	1,86	-
	2	19,30	40,71	30,68	-	1,44	7,61	0,26	-
II	3	+	3,54	59,22	0,51	6,86	28,57	1,31	-
	4	+	2,36	60,76	0,39	7,28	27,55	1,66	-
	9	+	0,89	65,49	0,36	7,52	24,08	1,65	-
III	5	+	4,05	95,34	-	-	-	0,29	0,31
	6	+	1,92	94,14	-	-	3,37	-	0,56
	7	+	-	99,64	-	-	-	-	0,36
	8	+	-	91,49	-	1,78	6,39	0,34	-

Після азототитанування на поверхні зношування можна розрізнити три зони: темна (зона I), сіра (зона II), біла (зона III). Більш темній зоні, зоні I, відповідає фазовий склад поверхні після азототитанування (спектри 1, 2), тобто карбід титану TiC . Крім вуглецю та титану в зоні I присутні вольфрам та хром. В даному випадку хрому в сталі Р6М5. Можна говорити про те, що в зоні I відбуваються процеси тертя з поверхні контртіла, утворення оксидів титану та заліза.

Останнє підтверджується значним вмістом кисню в зоні II, що безпосередньо примикає до поверхні контртіла. Максимальна кількість кисню в зоні II, що безпосередньо примикає до поверхні контртіла, скоріше за все належить до оксидів титану та заліза. Також в даній зоні присутня незначна кількість V. Світла зона (III) притаманна для поверхні, що знаходиться в напрямку ковзання. Це пов'язано з утворенням оксидів титану і заліза. Глибка зона III, що притаманна для поверхні, що знаходиться в напрямку ковзання, має оксид титану TiO_2 (рутила) має добрі захисні властивості і в зоні контакту ізолює поверхню карбиду та матеріалу основи від взаємодії з матеріалом контртіла. Окремі області сірого кольору на поверхні зношування, що притаманні для поверхні, що знаходиться в напрямку ковзання, скоріше за все належать до оксидів титану та заліза.



сформувалися шляхом перенесення часток оксиду TiO_2 або зруйнованого покриття TiC .

Металографічним аналізом поверхні зношування сталі після азотохромування встановлено формування в результаті тертя трьох зон (рис. 2, табл. 5).

Зона I - поверхня сталі, що складається з вуглецю, азоту, хрому та заліза. На відміну від процесів азототитанування кисень в даній зоні не виявлено. Лише в точці спектру № 3 присутня невелика кількість кисню. Мікрорентгеноспектральним аналізом встановлено, що основним елементом зони II є кисень, залізо, вуглець та хром. Також в даній зоні знаходяться вольфрам та ванадій, які потрапили до даної зони за рахунок транспортування в процесі тертя елементів контртіла зі сталі Р6М5. Зона III представляє собою основу сталі Р6М5 після зносу. Основним елементом даної ділянки є кисень та залізо.

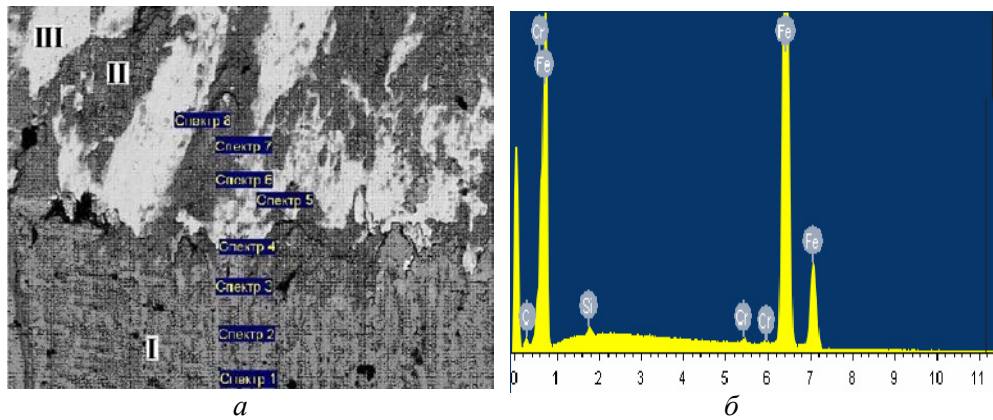


Рис. 2. Поверхня зносу (а) та спектральні криві (б) (швидкість ковзання 0,2 м/с, навантаження 30 Н) сталі Р6М5 після азотохромування: азотування $T = 540^{\circ}C$, $\tau = 36$ год., хромування $T = 1050^{\circ}C$, $\tau = 4$ год

Таблиця 5

Розподіл хімічних елементів на поверхні зношування сталі У8А після азотохромування: азотування $t = 540^{\circ}C$, $\tau = 36$ год., хромування $t = 1050^{\circ}C$, $\tau = 4$ год.

Зона	№ спектру	Вміст елементів %, (мас.)								
		C	N	Fe	V	W	O	Cr	Si	Mn
I	1	+	4,52	-	-	-	-	4,52	-	-
	2	+	4,70	-	-	-	-	95,30	-	-
	3	+	6,71	1,02	-	-	2,14	90,13	-	-
II	6	+	-	56,59	0,30	4,91	31,02	7,17	-	-
	7	+	-	57,12	0,38	4,50	31,01	6,99	-	-
III	4	+	-	96,14	-	-	-	3,05	0,32	0,49
	5	+	-	98,67	-	-	-	0,98	0,36	-
	8	+	-	99,19	-	-	-	0,47	0,35	-

Очевидно, що матеріал покриття приймає активну участь у формуванні

вторинних структур. Крім того, окремі елементи зруйнованого та окисленого покриття закріплюються на поверхні тертя. Таким чином, формується структура - м'яка основа з твердими включеннями карбідних та оксидних фаз, що гальмує зношування і сприяє підвищенню зносостійкості.

В табл.6 наведено результати триботехнічних досліджень покриттів. В результаті випробувань сталі Р6М5 після різних видів обробки за схемою вал – вкладиш в умовах тертя ковзання без змащування встановлено, що за зменшенням коефіцієнта тертя та величини зносу покриття можна розташувати наступним чином: азотування, азототитанування, азотохромування. Висока зносостійкість покриттів $Cr_{23}C_6 \rightarrow Cr_7C_3 \rightarrow Cr_2N$ визначається комплексом їх властивостей. В першу чергу низьким коефіцієнтом тертя та значною пластичністю, про що свідчить їх низька мікрокривкість.

Варто відзначити, що при більш жорстких умовах випробування ($P=80N$) за зносостійкістю азотована сталь наближається до азохромованої та азототитанової, що обумовлено зниженням твердості сталі при високотемпературній металізації ($1050\text{ }^\circ C$) до 25–30 HRC. В той час, як при азотуванні ($t = 640\text{ }^\circ C$) зберігається твердість вихідної загартованої сталі.

Таблиця 6

Зносостійкість сталі Р6М5 в залежності від виду обробки та навантаження при швидкості 0,5 м/с.

Вид обробки	Знос, мкм, при навантаженні, Н		
	40	60	80
Азотування	15,2	21,5	30,5
Азототитанування	8,1	14,0	23,0
Азототитанування + л.о	7,5	9,8	12,3
Азотохромування	6,0	10,7	20,1
Азотохромування + л.о.	5,9	7,5	10,5

Тому зразки після азототитанування і азотохромування піддавали дискретній лазерній обробці з метою загартування сталі, як підкладки під покриттями. Лазерну обробку проводили дискретно точками діаметром 3 мм із площею обробки 55-60% від загальної площі обробленої поверхні [11].

Твердість зміцнених ділянок сталі внаслідок самогартування становила 60–62 HRC. Результати триботехнічних випробувань свідчать про ефективність такої обробки композиції “покриття – основа”, яка експлуатується при високих локальних навантаженнях. Зносостійкість комплексних покриттів після дискретної лазерної обробки вища в 1,9 – 2,1 рази порівняно з покриттями без лазерної обробки і в 2,8 – 3,0 рази порівняно з азотованою сталлю. Це обумовлено тим, що дискретно загартований шар сталі, де зосереджуються максимальні напруження тертя, забезпечує рівномірний розподіл навантаження в системі «сталь – покриття», чинить опір руйнуванню покриття під дією тангенціально направлених сил тертя, демпфірує їх, тобто слугує міцною основою для покриття, підвищуючи його працездатність у екстремальних умовах експлуатації, виключаючи його продавлювання, викришування та відшарування.

Висновки:

1. Дискретна лазерна обробка в режимі оплавлення поверхні невідпущеного

інструменту з наступним відпуском загартованого інструменту при підвищених температурах 560 – 580 °С і суміщенням його з операцією нанесення покриттів забезпечує підвищення стійкості інструменту за рахунок покращення комплексу характеристик сталі, яка є основою під тонким іонно – плазмовим покриттям, а саме, підвищується теплостійкість і твердість сталі, дискретна структура поверхні створює благоприємний напружено – деформований стан щодо зниження напружень при терті, при цьому підвищується теплостійкість швидкорізальної сталі на 70 – 80 °С внаслідок насичення матриці легуючими елементами при розчиненні карбідів. Це дозволяє підвищити до 580 °С температуру відпуску, що є оптимальною для нанесення зносостійких покриттів високої якості.

2. Висока зносостійкість градієнтного покриття (Ti, Hf, Si) обумовлена тим, що співвідношення компонентів у верхньому (зовнішньому) підшарі забезпечує менший зсувний опір завдяки нижчій твердості і підвищеній пластичності порівняно з нижнім основним підшаром. Зовнішній прошарок товщиною 0,1-0,5 мкм за час «життя» утворює специфічні вторинні структури з високою стійкістю до температурно – силових впливів контактного фрикційного процесу і створює оптимальні умови для роботи основного матеріалу покриття, виключаючи його тріщиноутворення та крихке руйнування при різанні.

3. Встановлено, що при азототитануванні на сталі Р6М5 формується покриття з шарів карбиду титану TiC та нітриду титану TiN з мікротвердістю 38,0 – 38,5 та 27,0 – 27,2 ГПа відповідно; при азотохромуванні з шарів карбідів Cr₂₃C₆, Cr₇C₃ та нітриду хрому Cr₂N з мікротвердістю 18,2 – 18,5, 16,2 – 16,8 та 8,8 – 9,0 ГПа відповідно.

4. Зносостійкість сталі Р6М5 в умовах тертя ковзання без змащування із захисними покриттями порівняно з азотуванням зростає в 1,5 – 2,0 рази, а після додаткової дискретної лазерної обробки сталі в 2,2 – 3,0 рази. Це обумовлено тим, що дискретно загартований шар сталі слугує міцною основою для покриття, підвищуючи його працездатність у екстремальних умовах експлуатації, виключаючи його продавлювання, викришування та відшарування.

Список літератури

1. Лоскутов В.Ф. Диффузионные карбидные покрытия / В.Ф. Лоскутов, В.Г. Хижняк, Ю.А. Куницький, М.В. Кіндрачук. – К.: Техніка, 1991. – 168 с.;
2. Хижняк В.Г. Диффузионные покрытия с участием хрома и алюминия на стали 12Х18Н9Т с барьерным слоем нитрида титана / В.Г. Хижняк, М.В. Аршук // Известие высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2012. № 3. – С. 69 – 70;
3. Трибологія [М.В. Кіндрачук, В.Ф. Лабунець, М.І. Пашечко, С.В. Корбут]. – К.: НАУ – друк, 2009. – 392 с.;
4. Пат № 19551. Україна МПК (2006) С23С8/02 Спосіб комбінованої лазерно-хіміко-термічної обробки матеріалів. / М.В. Кіндрачук, Л.Ф. Головка, В.М. Писаренко, Н.В. Ішук. – Заяв. 04.07.2006. № С23С 8/02 Опубл. 15.12.2006, бюл. № 12;
5. Пат. 25412 Україна, МПК (2006) С23С 8/02. Спосіб отримання зносостійких дискретних азотованих шарів / М.В. Кіндрачук, Н.В. Ішук, В.М. Писаренко, Л.Ф. Головка, М.С. Яхья, - № u 2007 03002; Заявл. 22.03.07, опубл. 10.08.07, Бюл. № 12. – 5 с.;
6. Hishimoto T. Two-sten Cr and Al diffusion on TiAl at high temperatures / T. Hishimoto, T. Jzumi, S. Hayashi, T. Narita // Intermetallies. – 2003. - № 11. P. 225 – 235;
7. Хижняк В.Г. Будова та зносостійкість карбідних і нітридних покриттів титану, ванадію та хрому на сталі У8 / В.Г. Хижняк, Н.А. Курило, М.М. Шахрайчук // Наукові вісті НТУУ «КПІ». – 2007. № 3. – С. 105 – 109;

8. Инструкция «Рекомендации по нанесению износостойких покрытий на инструмент из быстрорежущей на установке «Булат 21М». – Харьков: Укроргстанкинпром, 1981. – 23 с.;

9. Пат. 99744 України. Спосіб зміцнення металорізального інструменту з швидкорізальних сталей / Кіндрачук М.В., Корбут Є.В., Лабунець В.Ф., Радько О.В., Загребельний В.В., Гуменюк І.А.; № u 201412996; Заявл.04.12.2014; опубл. 25.06.2015, Бюл. № 12. – 4 с.;

10. Пат. 98227 України. Градієнтне покриття з високою припрацьовуваністю і зносостійкістю/ Корбут Є.В., Лабунець В.Ф., Кіндрачук М.В., Радько О.В., Данілов А.П., Загребельний В.В.; № u 201410946; Заявл.07.10.2014; опубл. 27.04.2015, Бюл. № 8. – 5 с.;

11. Пат. 45549 Україна МПК (2009) C23C4/18 / Спосіб дискретної обробки азотованих сталевих виробів Кіндрачук М.В., Духота О.І., Шевченко О.Л., Тісов О.В., Головка Л.Ф., Корбут Є.В., Кіндрачук В.М. № u200906959 Заявл. 03.07.2009; опубл. 10.11.2009, Бюл. № 21. – 6 с.

Стаття надійшла до редакції 11.02.2016.

M. V. KINDRACHUK, V. V. ZAGREBELNIY, V. H. KHYZHNYAK, N. A. KHARCHENKO

TECHNOLOGICAL ASPECTS ENSURE EFFICIENCY TOOLS WITH HIGH SPEED STEEL

It was research impact surface hardening methods of ion - plasma deposition, discrete laser treatment, chemical - heat treatment: nitriding with subsequent titannation, nitriding with subsequent chroming and on mechanical and cutting properties cutting plates and drill of steel R6M5. Show structure, phase and chemical composition, microhardness and mikrofragility of modified surface layers of steel

Keywords: steel R6M5, ion - plasma spraying, discrete laser processing, nitriding with subsequent titannation, nitriding with subsequent chroming, friction, durability

Кіндрачук Мирослав Васильович – д-р.техн.наук, професор, завідувач кафедри машинознавства, Національний авіаційний університет. E-mail: nau12@ukr.net.

Загребельний Володимир Вікторович – аспірант кафедри машинознавства, Національний авіаційний університет.

Хижняк Віктор Гаврилович – д-р.техн.наук, професор кафедри металознавства та термічної обробки інженерно-фізичного факультету, Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут».

Харченко Надія Анатоліївна – доцент, к.т.н., Сумський державний університет.