

УДК 621.762: 691.921

**Бобіна М. М., Майборода В. С., Соловар О. М., Заболотна О. Ю.**

## **ВПЛИВ ПОПЕРЕДНЬОЇ АКТИВАЦІЇ ПОВЕРХНІ НА ВЛАСТИВОСТІ ШВИДКОРІЗАЛЬНОЇ СТАЛІ Р6М5 ПІСЛЯ НІТРОЦЕМЕНТАЦІЇ**

У зв'язку з прискореним розвитком техніки, актуальними є проблеми підвищення міцності та ефективності роботи деталей машин та інструментів. Рішення цих проблем в значній мірі пов'язане зі зміцненням поверхневих шарів виробів [1–3].

В металообробній промисловості в багатьох випадках для обробки різанням використовують інструмент з швидкорізальної сталі. Хоча вже впродовж довгого часу відомі та успішно використовуються при обробці різанням тверді сплави і металокерамічні матеріали, вони не змогли повністю витіснити швидкорізальну сталь [2]. Маючи більшу твердість та зносостійкість в порівнянні з швидкорізальною сталлю, ці матеріали значно поступаються у в'язкості, а тому дуже чутливі до дії ударних навантажень.

Головною вимогою, що пред'являється до різального інструменту, є висока зносостійкість при кімнатній та підвищених температурах. Проблема підвищення зносостійкості швидкорізального інструменту може бути вирішена шляхом його поверхневого зміцнення [3].

Одним з методів підвищення зносостійкості поверхонь робочих елементів різального інструменту є формування поверхневого шару з підвищеною твердістю та стабільною мікроструктурою, відсутніми дефектними зонами, які виникають під час виготовлення інструменту та інше. Вирішити цю проблему можна завдяки магнітно-абразивній обробці (МАО) [1]. Магнітно-абразивна обробка інструменту зі сталі Р6М5 забезпечує поліпшення шорсткості робочих елементів інструмента майже в 2 рази, позитивно впливає на фізико-механічні характеристики поверхневого прошарку оброблених виробів. При цьому зміцнений поверхневий шар має товщину 200–230 мкм і мікротвердість приповерхневої зони до 11,3 ГПа.

Іншим шляхом є хіміко-термічна обробка, і перш за все, низькотемпературна карбонітрація. Застосування карбонітрації для обробки інструменту зі швидкорізальної сталі забезпечує зростання стійкості в порівнянні зі стандартним у 2,5–3,0 рази, підвищення втомленої міцності на 50–80 %, різке підвищення опору зношуванню в порівнянні з азотуванням та іншими [3].

Метою роботи було поєднання в одному циклі двох зміцнюючих процесів – магнітно-абразивній обробки і карбонітрації.

Простим і безпечним засобом зміцнення інструменту зі швидкорізальної сталі є карбонітрація його в продуктах розпаду оксалату амонію  $(\text{NH}_4)_2\text{C}_2\text{O}_2$ .

Швидкорізальні сталі являють собою складні сплави на залізній основі, які одержують після термічної обробки високу твердість і червоностійкість.

Після гартування і відпуску структура такої сталі являє собою відпущений мартенсит – легований  $\alpha$ -твердий розчин, багатий кластерами – скупченнями вуглецю і легуючих елементів, що знаходяться в різноманітній стадії підготовки до утворення карбідів. У масі відпущеного мартенситу тонко розпилені дисперсні карбіди, що утворилися з залишкового аустеніту і мартенситу гартування. Про їхній склад і структуру судити складно через велику дисперсність, але очевидно, це спеціальні карбіди легуючих елементів.

У відпущеному мартенситі виявляється не більше 1–3 % залишкового аустеніту. У загальній масі структурних складових розташовуються включення спеціальних карбідів, що не розчинилися в аустеніті при нагріванні під гартування.

Після обробки швидкорізальної сталі Р6М5 у продуктах розкладу оксалату амонію на протязі 1 години при температурі 540–550 °С на поверхні виникає нова структурна композиція внаслідок дифузії азоту і вуглецю в поверхневі прошарки.

На поверхні в деяких випадках може спостерігатися світлий прошарок, що не травиться 5 %-м розчином азотної кислоти в спирті, в якому розташовуються окремі включення первинних карбідів. Рентгеноструктурно показано присутність після карбонітрації на поверхні шару легованої  $\epsilon$ -карбонітридної фази типу  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{N})$ . На глибині 10 мкм розташовується зона, де виявлені такі фази:  $\epsilon$ -карбонітрид типу  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{N})$ ,  $\gamma$ -фаза типу  $\text{Fe}_4(\text{C},\text{N})$ ,  $\text{Cr}_2\text{N}$ ,  $\text{Fe}_6\text{Mo}_7\text{N}_2$ ,  $\text{Fe}_3\text{Mo}_3\text{N}$  (з параметром ґратки – 11,0783),  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$  і  $\text{Fe}_2\text{W}_2\text{N}$  (з параметром ґратки – 11,087), легований хромом, ванадієм, азотом,  $\alpha$ -твердий розчин. Прошарок дуже кислотостійкий, що доводиться відсутністю травимості в звичайних реактивах.

У процесі карбонітрації відбувається одночасна дифузія азоту і вуглецю усередину матриці зі сталі Р6М5. До складу сталі Р6М5, крім заліза, входять в значних кількостях такі елементи як Cr, W, Mo, V. Рентгеноструктурним аналізом в карбонітрованій сталі Р6М5 були виявлені сліди нітриду  $\text{Cr}_2\text{N}$ , що має ГПУ решітку. Нітрид стійкий до температури і має високу твердість.

Нітридів і карбідів інших елементів не виявлено. Очевидно вони не утворюють своїх фаз з азотом і вуглецем у прошарку, але розчиняються в гексагональному карбонітриді заліза, зміцнюючи його. Так як залізо є основою сплаву, саме воно й утворить основні фази – нітриди і карбіди, а інші легуючі елементи лише розчиняються в них підвищуючи стійкість і твердість.

У роботах [4, 5] показана наявність структурної і розмірної відповідності між феритом і гексагональним  $\epsilon$ -карбонітридом. Останній може утворитися на базі ОЦК-фериту переміщенням атомів на відстань порядку 0,03 нм.

Мікроструктурним і дюрOMETричним аналізом були визначені товщина і твердість дифузійного прошарку, отриманого на сталі Р6М5 при карбонітрації ( $T = 540^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 1$  година).

Мікроструктурно дифузійна зона під тонким прошарком  $\epsilon$ -фази виглядає більш темною, ніж серцевина зразку. Це обумовлено дуже тонкою будовою структури і складним гетерофазним складом зони, що і викликає її підвищену травимість (рис. 1, а).

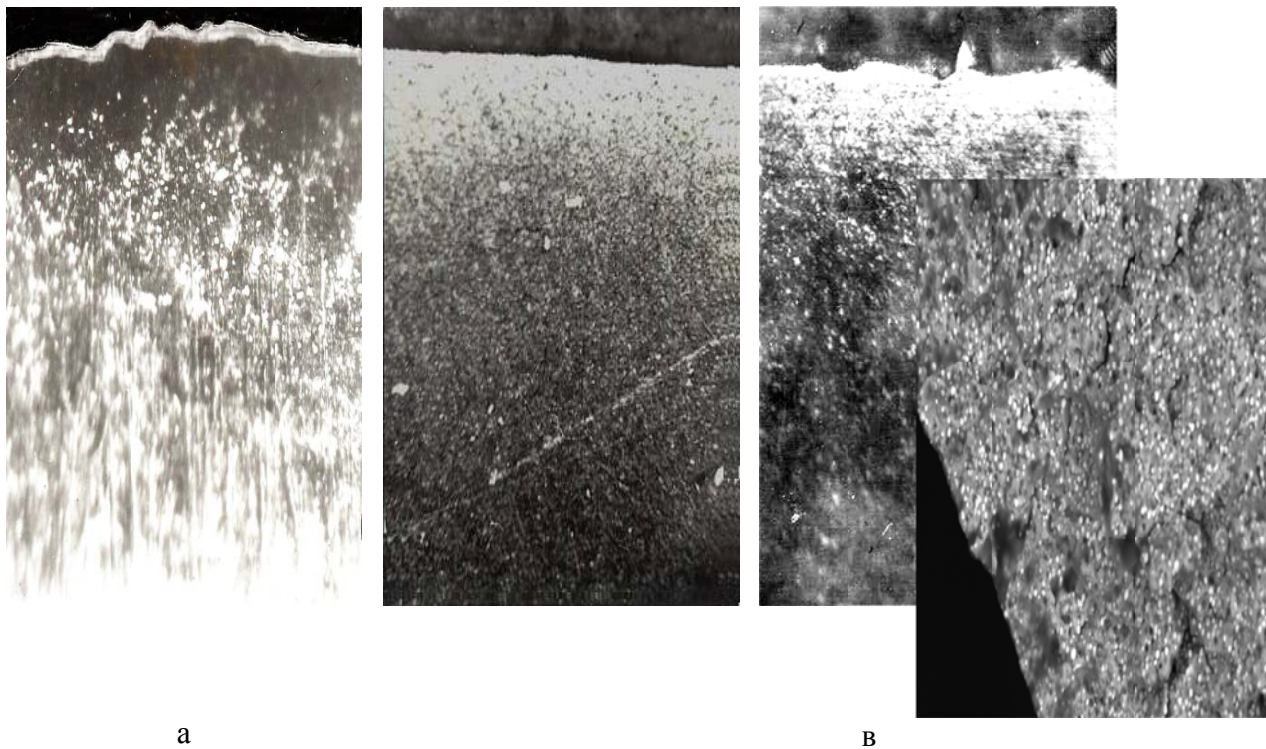


Рис. 1. Структура поверхневого шару сталі Р6М5 після ХТО (а), МАО (б) та після МАО + ХТО (в)

Треба відзначити, що при карбонітрації дія вуглецю поширюється переважно на зовнішню частину дифузійної зони. Азот же дифундує значно глибше видимої під мікроскопом внутрішньої межі гетерогенного прошарку, утворюючи зону твердого розчину азоту в залізі, що не відрізняється від основи по травимості або навіть має меншу травимість. Через це глибина дифузії вимірюється по переходу твердості поверхні до твердості серцевини. Зміна мікротвердості дифузійної зони по товщині і товщина цієї зони показана на рис. 2

Для карбонітридної легованої  $\epsilon$ -фази типу  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{N})$  характерна достатньо висока мікротвердість (16 ГПа). Така висока мікротвердість проте супроводжується і дуже високою крихкістю. Тому, якщо ця зона й утвориться, то в перші ж хвилини роботи вона сколюється.

Азот дифундує з більшою швидкістю, ніж вуглець, і проникає в більш глибокі прошарки металу. Розчинені в мартенситі та аустеніті після загартування легуючі елементи – хром, ванадій, молибден, вольфрам, утворюють карбонітриди високої стійкості. Вони слабо коагулюють і залишаються дисперсними при температурах вище  $650^\circ\text{C}$ . Це дозволяє зберегти твердість поверхневого прошарку до температури  $650^\circ\text{C}$ .

Гетерогенний прошарок має високу твердість. Мікротвердість верхньої зони прошарку сягає до 14 ГПа і плавно знижується до 10–9,5 ГПа, потім розташовується зона твердого розчину з мікротвердістю, що зменшується від 9,5 до 8 ГПа. Загальна товщина дифузійної зони складає до 50 мкм. Твердість поверхні склала 68 HRC.

Магнітно-абразивна обробка (MAO) змінює структуру металу, твердість і внутрішні напруги.

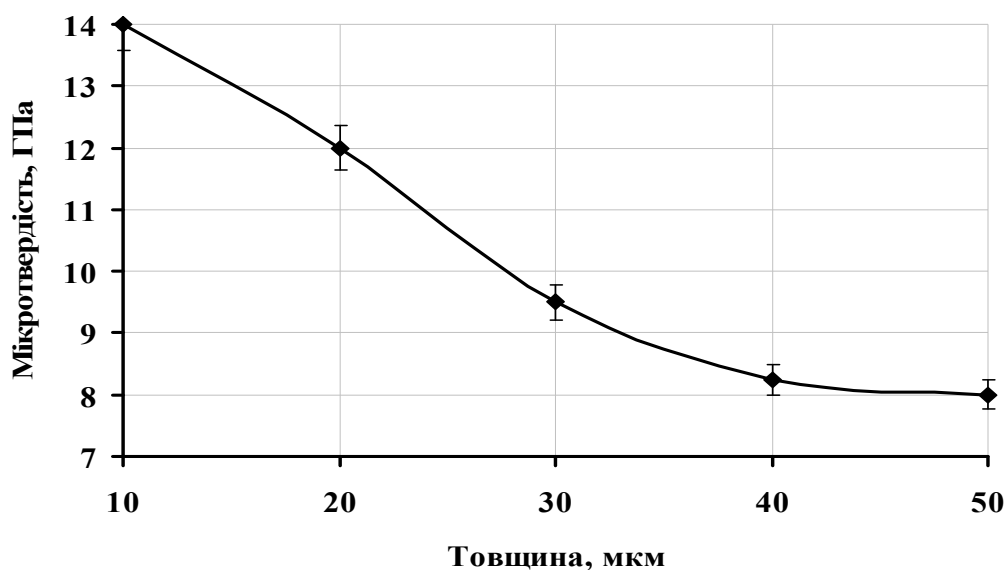


Рис. 2. Розподіл мікротвердості дифузійної зони на поверхні сталі Р6М5 після карбонітрації (температура  $550^\circ\text{C}$ , час витримки – 1 година)

MAO містить у собі одночасну дію на оброблюваний зразок перемінного магнітного поля та процесів, що виникають при зіткненні поверхні з порошковим ріжучим інструментом – мікорізання, мікроудари абразивних частинок, пластична деформація поверхневої зони [6]. Це складне сполучення впливів різних факторів дозволяє досягати певного зміцнюючого ефекту. Мікроструктурний аналіз показав, що поверхнева зона обробленої сталі Р6М5 має знижену травимість (рис.1 б).

У структурі приповерхневого прошарку сталі Р6М5 після MAO практично не спостерігається значних первинних карбідів, проте дрібні дисперсні карбіди розташовуються більш

рівномірно. Залишковий аустеніт у вихідній сталі складає не більш 3 % і ні рентгеноструктурно, ні мікроструктурно не визначався. Проте можна припустити, що після MAO в приповерхневій зоні і ця мінімальна кількість залишкового аустеніту доведена до нуля.

Такий спосіб підвищення мікротвердості поверхневих прошарків можна пояснити головним чином створенням у них напруг стискання і підвищенням кількості тонкокодисперсних карбідів.

Однією з особливостей магніто-абразивної обробки є те, що властивості поверхні змінюються в часі. Через те що нагартуванню піддається тільки тонка поверхнева зона, то з часом ефект зміцнення поступово падає. Так, протягом 10 днів мікротвердість зовнішньої зони зміцненого прошарку зменшилася з 13 ГПа до 9 ГПа, а товщина його впала до 10 мкм.

Те невелике підвищення мікротвердості, що зберігається і не зникає згодом, можна віднести за рахунок збільшення кількості тонкодисперсних карбідів, що утворилися в результаті подрібнення значних первинних включень, і їхнього рівномірного розподілу в поверхневому прошарку.

Тому важливою проблемою, що потребує свого рішення, є проблема закріплення зміцнюючого ефекту, одержаного магнітно-абразивною обробкою.

Наступна карбонітрація дозволяє отримати шари з твердістю 10,0–13,0 ГПа на поверхні і товщиною до 500 мкм. Таку товщину дифузійної зони не можливо одержати самою тільки карбонітрацією.

На товщину, розподіл мікротвердості по глибині та на поверхневу твердість зміцненого шару після карбонітрації великий вплив мають параметри попередньої магніто-абразивної обробки.

Експериментально встановлено, що оптимальним режимом MAO для ріжучого інструменту, може бути прийнятий такий: крупність порошку 200/100 мкм; швидкість обробки 2 м/с; індукція в зазорі 0,21 Тл; час обробки 40 с.

У якості вихідних зразків використовували свердла зі сталі Р6М5, загартовані з 1220 °С і тричі відпущені при 560 °С. Вихідна твердість 64 HRC. Мікротвердість серцевини 8 ГПа.

Зразки піддавали магніто-абразивній обробці за різними режимами. Швидкість обробки змінювали від 2 м/с до 5 м/с, абразивний порошок використовували двох фракцій – 200/100 мкм та 630/400 мкм. Обробку проводили впродовж 40–120 с.

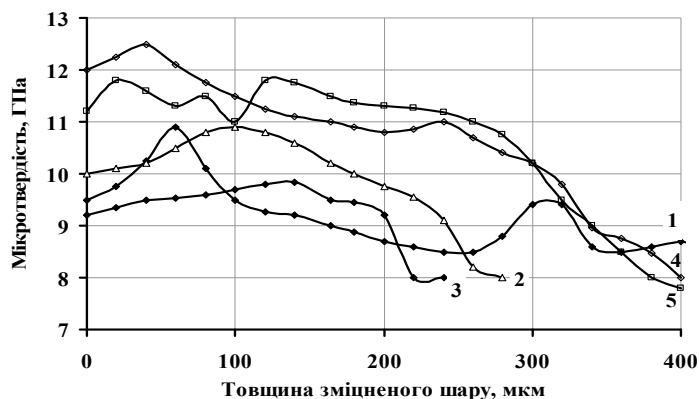
Потім зразки піддавали карбонітрації в продуктах розпаду оксалату амонію. Температура карбонітрації 540–550 °С, час – 1 година. Зразки досліджували за допомогою мікроструктурного, дюрOMETричного і рентгеноструктурного аналізу. Мікроструктурний аналіз показав, що дифузійна зона відрізняється зниженою травимістю в порівнянні зі структурою основи (рис. 1, в).

Після карбонітрації на поверхні спостерігається білий прошарок, що не травиться, товщиною 5–7 мкм. Рентгеноструктурний аналіз показав, що це карбонітридна фаза типу Fe<sub>3</sub>(C, N). У відмінності від такого ж прошарку після карбонітрації без попередньої MAO в досліджуваній зоні при обробці MAO + ХТО не спостерігається включень первинних карбідів. Треба думати, що вони були подрібнені при попередній магніто-абразивній обробці і рівномірно розподілилися в матрицях.

Зміна умов магніто-абразивної обробки немає значного впливу на структуру поверхневих прошарків, але збільшується зона зі зниженою травимістю.

Рентгеноструктурний аналіз показав, що фазовий склад поверхневих шарів не відрізняється від отриманих після карбонітрації без застосування попередньої MAO.

ДюрOMETричний аналіз зразків показав сильний вплив умов MAO на мікротвердість поверхневої зони (рис. 3).



1 – 3,5 м/с; 630/400 мкм; 0,21 Тл; 2 – 5,0 м/с; 630/400 мкм; 0,21 Тл; 3 – 3,5 м/с; 200/100 мкм; 0,252 Тл; 4 – 2,0 м/с; 200/100 мкм; 0,21 Тл; 5 – 5,0 м/с; 200/100 мкм; 0,21 Тл; 6 – 3,5 м/с; 200/100 мкм; 0,21 Тл

Рис. 3. Вплив параметрів магнітно-абразивної обробки на товщину та мікротвердість карбонітридного шару

### ВИСНОВКИ

Карбонітрація швидкорізальної сталі Р6М5 в продуктах розкладу оксалату амонію дозволяє отримувати дифузійний шар товщиною близько 30–50 мкм, з мікротвердістю на поверхні 13,5–14,0 ГПа.

Рентгеноструктурним аналізом встановлено, що приповерхневий шар являє собою карбідну леговану фазу типу  $Fe_3(C, N)$  із гексагональною структурою типу  $\epsilon$ -нітриду і  $\epsilon$ -карбиду. В карбонітридному шарі виявлені сліди нітриду  $Cr_2N$ , який стійкий до дії температур і має високу твердість. Магнітно-абразивна обробка інструменту зі сталі Р6М5 забезпечує поліпшення шорсткості робочих елементів інструмента майже в 2 рази, позитивно впливає на фізико-механічні характеристики поверхневого прошарку оброблюваних виробів. За умови отримання максимальної чистоти поверхні після MAO та збереження геометрії ріжучого інструменту для формування поверхневого шару з високою твердістю оптимальним слід вважати використання абразивного порошку 200/100 мкм та швидкості обробки 2 м/с впродовж 30–40 с. При цьому отримували зміцнений поверхневий шар глибиною 120–170 мкм з мікротвердістю приповерхневої зони до 11,3 ГПа. Зміцнення не стабільне в часі і зменшується майже в половину на протязі 10 діб.

Наступна карбонітрація дозволяє закріпити у часі ефект, отриманий при магнітно-абразивній обробці, і отримати товщину дифузійного шару від 250 до 400 мкм з мікротвердістю в приповерхневій зоні від 11 до 12,5.

Випробування свердел зі сталі Р6М5, підданих комплексному зміцненню, що включає магнітно-абразивну обробку та карбонітрацію, показали підвищення стійкості при обробці сталі 45 в 4,8 рази в порівнянні з серійними.

На основі представлених даних отримано Патент на корисну модель UA40859.

### СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Барон Ю. М. *Технология абразивной обработки в магнитном поле* / Ю. М. Барон. – Л. : Машиностроение, 1975. – 128 с.
2. Корниевич М. А. *Теория резания* / М. А. Корниевич, Е. Э. Фельдштейн, П. И. Яцерицын. – Минск : Новое знание, 2007. – 512 с.
3. Прокошкин А. А. *Химико-термическая обработка металлов – карбонитрация* / А. А. Прокошкин. – М. : Металлургия, 1984. – 240 с.
4. Budrege A., Lucco Borlera M., Pradelli G // *La metalurgia italiana*. – 1967. – V. 12 – P. 946–952.
5. Mak A., Decius J. C. // *G. Chem. Phys.* – 1958. – V. 28, № 5. – P. 1003–1004; 1959. – V. 31 – P. 772–781.
6. Барон Ю. М. *Магнито-абразивная и магнитная обработка изделий и режущих инструментов* / Ю. М. Барон. – Л. : Машиностроение, 1986. – 176 с.

Стаття надійшла до редакції 03.11.2011 р.