

Дослідження процесів обробки

УДК 621.791.927.55

С. С. Самотугін^{1,*}, В. І. Лавріненко^{2,}, Ю. С. Самотугіна¹,
І. І. Пірч¹, О. О. Безумова¹**

¹ДВНЗ “Приазовський державний технічний університет”

МОН України, Маріуполь, Україна

²Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля

НАН України, м. Київ, Україна

*zaplazmu@gmail.com

**lavrinenko@ism.kiev.ua

Технологічні засади плазмового наноструктурування інструментальних композитів для інструментів із поверхнею складної форми

На підставі досліджень структури та властивостей інструментальних сталей (Р6М5, Х12М) і твердого сплаву ВК8 на прикладі різьбоутворюючого інструменту (різці, гребінки, ролики) встановлено можливості отримання нанокристалічної структури модифікованої зони під час поверхневої обробки висококонцентрованим плазмовим струменем. Утворення нанодисперсних часток мартенситу (в сталях) і карбідів (в сталях і твердих сплавах) зумовлено підвищенням швидкості охолодження і реалізацією “бар’єрного” ефекту під час дисперсійного твердіння в умовах швидкісної кристалізації (обробка з мікрооплавленням) або швидкісного гартування (обробка без оплавлення). Досліджено вплив плазмової обробки на різьку поверхню шліфувальних кругів з НТМ на металевих зв’язках. Показано зміну елементного складу поверхні, наявність плівкового кисень-вмісного покриття на зв’язці і зернах НТМ та зміну твердості поверхні зв’язки.

Ключові слова: плазмове поверхнєве модифікування, інструментальна сталь, твердий сплав, круги з НТМ, поверхня складної форми.

Серед методів отримання спрямованої дисперсності в структурі різних матеріалів відмічають перспективність поверхневої обробки висококонцентрованими джерелами нагріву (ВКДН) – лазерним променем, плазмовим струменем [1, 2]. На теперішній час накопичено значний досвід розробки та використання лазерного та плазмового наноструктурування поверхні сталей та сплавів [3–8]. Серед методів обробки матеріалів ВКДН певні техніко-економічні переваги має плазмова обробка [9].

© С. С. САМОТУГІН, В. І. ЛАВРІНЕНКО, Ю. С. САМОТУГІНА, І. І. ПІРЧ, О. О. БЕЗУМОВА, 2022

Загальні принципи формування дрібнозернистої структури в сталях і сплавах під час обробки ВКДН полягають в досягненні дуже великих (10^5 – 10^6 °C/c) значень швидкості нагріву та охолодження до температур, що перевищують критичну температуру фазових перетворень (для сталей – A_{c3}). Це положення є необхідним, але не достатнім для формування в сталях поверхневих наночарів [8]. Як свідчить досвід досліджень [3–8], для отримання нанокристалічної структури (середній розмір структурних параметрів – часток мартенситу та карбідів – ~ 100 нм [10, 11]) під час обробки ВКДН швидкість охолодження повинна бути на 1–2 порядки вищою, ніж під час виконання поверхневого гартування. У загальному випадку реалізація певного технологічного варіанту плазмового модифікування залежить від співвідношення основних регульованих теплофізичних параметрів плазмового нагріву – максимальної температури нагріву поверхневого шару T і швидкості охолодження W . На рис. 1 показано області реалізації плазмових технологій.

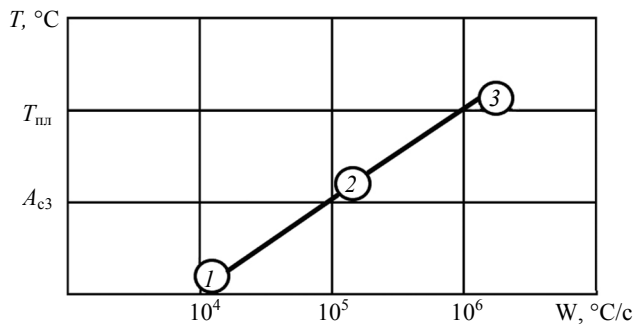


Рис. 1. Области реалізації технологічних варіантів плазмового модифікування: 1 – плазмовий відпуск; 2 – плазмове гартування; 3 – плазмове наноструктурування.

На теперішній час накопичено значний досвід розробки оптимальних технологій плазмового гартування металообробного інструменту (див. рис. 1, область 2) в залежності його форми і розмірів, а також від складу інструментального матеріалу [9, 12, 13]. Однак для реалізації плазмового наноструктурування інструменту (область 3) необхідні або модернізація плазмотронів [14], або розробка нових технологічних підходів.

Встановлено [15], що під час плазмового модифікування швидкорізальних сталей найбільш високі значення твердості і теплостійкості досягаються у разі плазмового модифікування з мікрооплавленням поверхні (рис. 2), коли в тонкому поверхневому шарі (до 0,1 мм) температура нагріву перевищує температуру плавлення. В цьому випадку структура мікрооплавленої зони складається з ультрадисперсного пластинчатого мартенситу, сильно пересиченого залишкового аустеніту (46 %) і дисперсних евтектичних карбідів глобулярної форми, які не утворюють суцільного каркаса. Дифузійний масперенос (переважно вуглецю) на фронті зростання аустеніту не встигає відбутися повною мірою, що обмежує утворення γ -фази. Це призводить до виродження дендритних форм кристалізації і структура шару плазмового мікрооплавлення має комірчастий характер. Як і за інших методів швидкісної кристалізації [16], кожне зерно має блокову будову, розмір блоків – ~ 100 нм.

До недавнього часу вважалося, що отримання ефекту наноструктурування поверхні під час обробки ВКДН можливо лише на режимах, що забезпечують мікрооплавлення поверхні [15, 17, 18], що пояснюється якісною зміною механізму кристалізації (появою комірчастих замість дендритних структур) і

заморожуванням виділених нових метастабільних фаз. Але в [3] встановлено можливість лазерного наноструктурування поверхні без оплавлення матеріалу. Це можливо у разі обробки поверхонь складної форми у вигляді “зубчиків”. Поширеним прикладом таких поверхонь є різьбоутворюючий інструмент – гребінки, ролики, фрези, мітчики тощо. Наприклад, робоча частина різьбонарізної гребінки має 6–8 кроків різьбонарізання. З них 1,5–2 кроки розташовані на різальній частині l_1 і 4,5–6 – кроки на калібруючій частині l_2 (рис. 3, а).

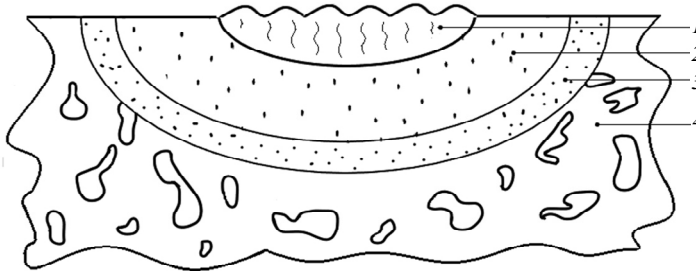


Рис. 2. Схема будови модифікованої зони під час плазмової обробки з оплавленням поверхні: 1 – зона оплавлення; 2 – загартована зона; 3 – перехідна зона (зона неповного загартування); 4 – початкова структура.

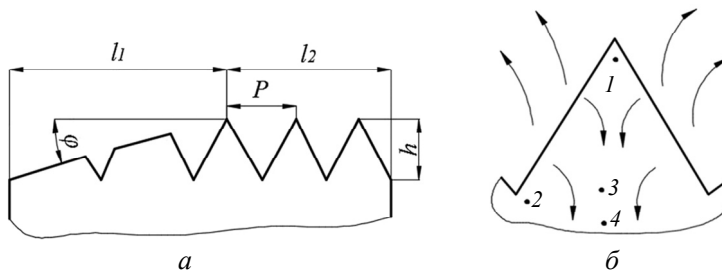


Рис. 3. Робоча частина різьбонарізної гребінки (а) і схема напрямків руху теплових потоків під час швидкісного охолодження в процесі плазмової обробки (б); 1–4 – точки металографічних і рентгеноструктурних досліджень.

Таку ж складну “зубчасту” поверхню опосередковано має і робоча поверхня шліфувального інструменту (рис. 4) з надтвердих матеріалів (НТМ).

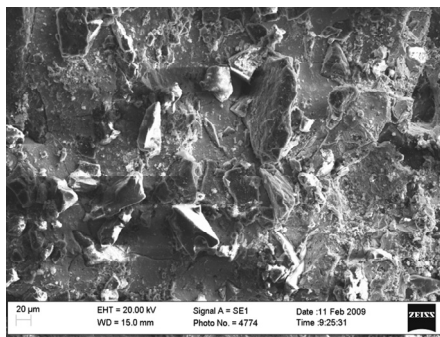


Рис. 4. Ріжуча поверхня алмазного круга із виступами алмазних зерен і западинами між ними.

Для встановлення можливості виконання поверхневого наноструктурування під час нагрівання складних поверхонь металообробного інструменту

висококонтрованим плазмовим струменем обробляли різьбові різці з пластинами з твердого сплаву ВК8, різьбонарізні гребінки зі сталі Р6М5, різьбонакатні ролики зі сталі Х12М та ріжучу поверхню шліфувальних кругів з НТМ. Метою даної роботи було виявлення загальних особливостей плазмового модифікування таких складних поверхонь.

Режими плазмової обробки за різними технологічними варіантам обирали за рекомендаціями [9, 12]. На зразках інструменту за стандартними методиками виконували заміри твердості HV , визначення теплостійкості фазового складу, параметрів кристалічної ґратки та металографічні дослідження. Параметри T і W в процесі виконання плазмового модифікування не є параметрами прямого регулювання, а є комплексними параметрами. З одного боку – це параметри режиму плазмової обробки (струм I , напруження U , тиск p і витрата плазмоутворюючого газу Q та ін.), з іншого боку – форма і розмір інструменту, який підлягає поверхневому зміцненню.

Плазмова обробка різьбонарізного інструменту зі швидкорізальних сталей може бути застосована як для готового інструменту, що пройшов на стадії виготовлення стандартну об'ємну термообробку (гартування і відпуск), так і може бути введена в технологічний процес термообробки замість об'ємного гартування і подальшого відпуску або в поєднанні з ними.

Плазмовій обробці піддавали складну задню поверхню призматичних гребінок зі сталі Р6М5 (див. рис. 3, а) для нарізання метричної різьби з кроком $P = 4$ мм, які пройшли на стадії виготовлення стандартну об'ємну термообробку – загартування від 1220 °С і триразовий відпуск за температури 560 °С (витримка – 1 год). Досліджено два варіанти комплексної технології: А – плазмове модифікування після стандартної об'ємної термообробки; Б – те саме з подальшим триразовим стандартним об'ємним відпуском. З оброблених гребінок вирізували темплети і готували шліфи для металографічних і рентгеноструктурних досліджень в точках 1–4 (див. рис. 3, б). Результати наведено в табл. 1.

Таблиця 1. Твердість і властивості металу модифікованої зони на різьбонарізних гребінках із сталі Р6М5

Варіант обробки	Точка досліджень	Твердість, HV	Теплостійкість, °С	Фазовий склад, %			Параметри кристалічної ґратки		
				мартенсит	аустеніт	карбід	період ґратки мартенситу a , нм	щільність дислокацій ρ^{-16} , m^{-2}	розмір блоків $D \cdot 10^7$, м
Вихідний стан	4	820–840	620	86	2	12	0,2868	4,5	1,112
А	1	905–920	645	55	42	3	0,2875	37,2	0,153
	2	910–915	655	60	35	5	0,2874	35,7	0,160
	3	900–915	645	88	2	10	0,2874	35,2	0,164
Б	1	1000–1025	690	86	2	12	0,2873	45,0	0,091
	2	990–1015	690	86	2	12	0,2872	43,4	0,101
	3	970–990	680	88	2	10	0,2872	42,1	0,107

Найбільш високі значення температури нагріву (близькі, але такі, що не перевищують температуру плавлення) і найбільш високі значення швидкості охолодження досягаються в об'ємах металу у вершин зубчиків (див. рис. 3, б, точка 1), дещо менші значення – в об'ємах металу у западин (точка 2), і далі

знижуються у разі видалення углиб металу модифікованої зони (точка 3) до металу з початковою структурою (точка 4). Найбільш високий ступінь дисперсності структури модифікованої зони, як і значення твердості, досягаються у вершин зубчиків і западинах. У разі видалення углиб модифікованої зони дисперсність структури і твердість дещо знижуються, але залишаються значно вищими, аніж у вихідному металі.

Під час зміцнення гребінок за варіантом Б (з фінішним об'ємним відпуском) властивості значно підвищуються (див. табл. 1). Це зумовлено тим, що у разі відпуску модифікованої сталі Р6М5 одночасно відбуваються два процеси – розпад залишкового аустеніту (збільшується зміст мартенситної фази) і дисперсійне твердіння металу модифікованої зони (збільшується зміст карбідної фази (див. табл. 1)). Вторинні карбіди, що виділяються, мають надзвичайно високу ступінь дисперсності, особливо у кромках (рис. 5, а, б), і рівномірно розподілені в мартенситній матриці. Важливе значення під час дисперсійного твердіння металу модифікованої зони має і висока щільність дислокацій. При відпуску зменшується період кристалічної ґратки мартенситу і збільшується розмір блоків (див. табл. 1), проте більш ефективно діє дислокаційний і, особливо, дисперсійний механізми зміцнення. Було досягнуто значення твердості і теплостійкості, що перевищують рівень плазмового модифікування

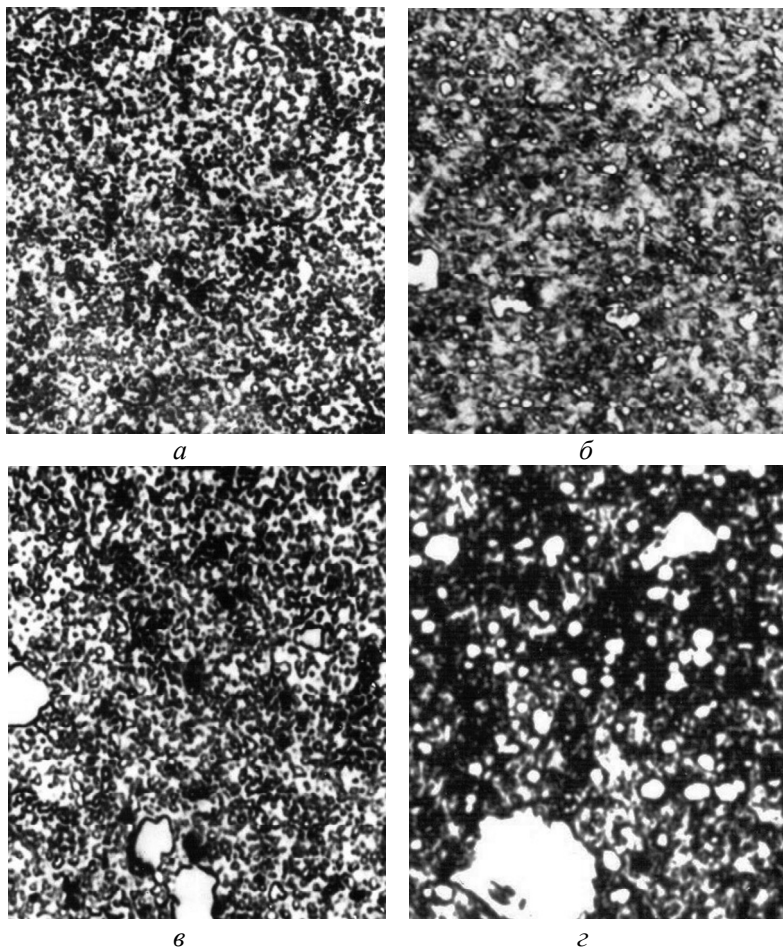


Рис. 5. Мікроструктура металу модифікованої зони на гребінках зі сталі Р6М5 після зміцнення за варіантом Б: а–г – відповідають точкам 1–4 на рис. 3, б; $\times 1000$.

без оплавлення поверхні для масивного інструменту зі сталі [9] і відповідають плазмовій обробці з мікрооплавленням поверхні.

Аналогічну форму складної поверхні (див. рис. 3), мають і різьбонакатні ролики. Оскільки радіус скруглення або розмір плоского зрізу їх вершин дуже малі [19], то в якості розрахункової теплової моделі плазмового нагріву такої поверхні прийнята модель, що показана на рис. 3, б. Для виготовлення такого холоднодеформувального інструменту застосовують високохромисті сталі X12M, які за своєю природою схожі на швидкорізальні, оскільки в них відбуваються ті ж перетворення, що і в швидкорізальних сталях [20], проте карбідна фаза в сталі X12M по складу і властивостям істотно відрізняється, що впливає на вибір оптимальних режимів об'ємної і поверхневої термообробки.

Досліджено вплив плазмового модифікування без оплавлення поверхні (щоби зберегти геометричні параметри) різьбонакатних роликів зі сталі X12M. Розглянуто варіанти модифікування – без відпуску і з відпуском за температури 200 °С. Мікроструктуру в точках 1 і 4 (за аналогією з рис. 3, б) наведено на рис. 6. За металографічних досліджень з великим збільшенням в точках, які дотичні до вершин зубчиків (точка 1 – див. рис. 3, б, 6, а), чітко спостерігається формування нанокристалічної структури з середнім розміром часток карбідів і пластинчатого двійникового мартенситу ~ 50–150 нм (див. рис. 6, а), що утворився в результаті розпаду ультрадисперсного аустеніту в процесі надшвидкісного гартування. Під час подальшого відпуску метал модифікованої зони в цих об'ємах додатково зміцнюється за рахунок дисперсійного твердіння, викликаного виділенням вторинних наночасток карбідів (див. рис. 6, б). Твердість в точці 1 після плазмового модифікування складає *HV* 945–965, а після подальшого відпуску – *HV* 995–1015, що майже відповідає значенням, які досягнуто для сталі Р6М5 за плазмового наноструктурування.

У точці 3, на віддаленні від вершини зубчика, охолодження після плазмового нагріву відбувається в основному за рахунок тепловідводу до матеріалу ролика. Структура в цій точці (див. рис. 6, в, з) і твердість (*HV* 840–855, після відпуску – *HV* 870–915) аналогічні плазмовому модифікуванню без оплавлення масивних зразків зі сталі X12M [9, 12].

Таким чином, з наведеного вище, можна зробити висновки, що за певних варіантах плазмового модифікування інструменту зі швидкорізальних або високохромистих сталей можливе додаткове підвищення твердості (і теплостійкості для сталі Р6М5) за рахунок утворення в модифікованій зоні після фінішного відпуску нанокристалічної мартенситно-карбідної структури. Це може бути обробка масивного інструменту зі швидкорізальної сталі з мікрооплавленням, коли нанокристалічна структура матриці формується в процесі надшвидкої кристалізації оплавленого шару. Іншим випадком є плазмова обробка поверхні складної (зубчастої) форми (див. рис. 3, б), коли нанокристалічна структура матриці формується в процесі надшвидкісного (10^6 – 10^7 °С/с) гартування в твердій фазі. Дисперсні частки карбідів, які виділяються в обох випадках, надзвичайно дрібні й грають роль бар'єрів, що перешкоджають зростанню аустенітного зерна і, отже, кристалів мартенситу за швидкісного гартування як з рідкої, так і з твердої фази.

Окрім зміцнення інструменту зі сталей є відомості про перспективність плазмової обробки для підвищення експлуатаційних характеристик твердосплавного інструменту [9, 12, 21]. Раніше було встановлено [12, 22], що найбільш високі значення твердості досліджених сплавів досягаються за плазмової

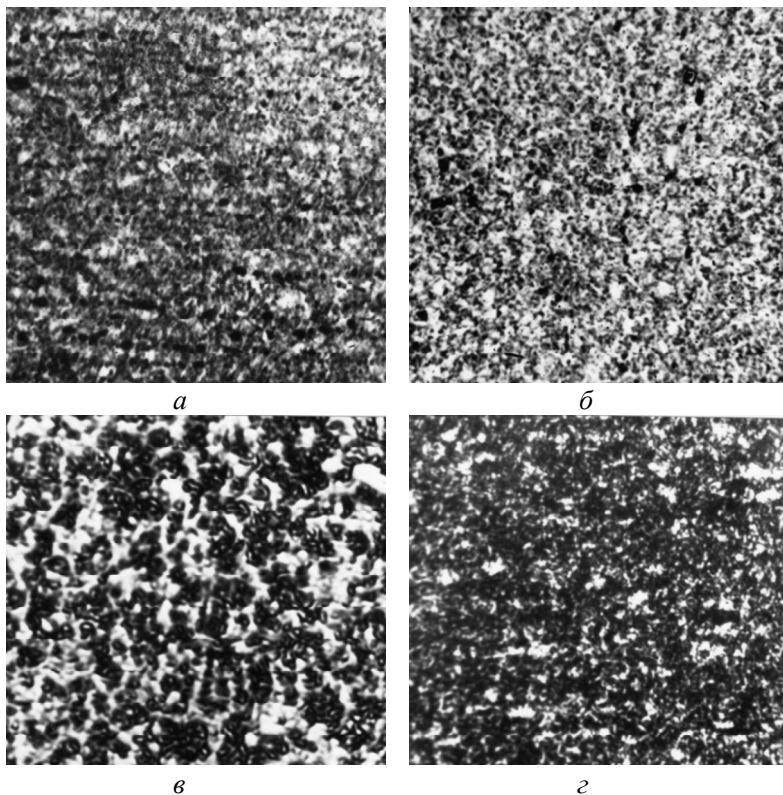


Рис. 6. Мікроструктура окремих точок модифікованої зони на різьбюканатних роликах зі сталі X12M після плазмової обробки (а, б) і подальшої відпустки за температури 200 °С (в, г): точка 1 – а, б; точка 3 – в, г; $\times 2000$.

обробки без розплавлення зв'язки – за нагрівання до температур ~ 1300 °С. В цьому разі основним процесом, що визначає структуру і властивості зміцненої зони, є контактне плавлення міжфазних меж карбід–зв'язка. Створюються умови для отримання твердих сплавів з ультрадисперсною композиційною структурою і підвищеним рівнем експлуатаційних властивостей. Можливість плазмового поверхневого наноструктурування інструмента з твердих сплавів досліджена на прикладі складних поверхонь гострозаточених різьбових різців з напаяними твердосплавними пластинами, які є найбільш поширеним типом інструмента для нарізування різьби. При концентрованому плазмовому нагріванні таких різців (рис. 7) створюються теплофізичні умови, які подібні умовам, що показано на рис. 3, б. В точках, що максимально наближені до вершини різця (рис. 8), швидкість охолодження є максимальною [23]. Дослідження мікроструктури модифікованої зони на різцях з пластинами зі сплаву ВК8 після плазмового модифікування за оптимальною технологією [21] показали, що вона є неоднорідною (див. рис. 8).

Структура твердих сплавів за плазмового модифікування формується в нерівноважних умовах високошвидкісного охолодження. Відбувається подрібнення початкових карбідних зерен за рахунок контактного плавлення на межі [21] і подальший розпад пересиченого твердого розчину W і С в Со з виділенням ультрадисперсних вторинних карбідів. Оплавлені зерна первинних карбідів набувають неправильної форми й “рихлі” краї, а зерна вторинних карбідів, що виділилися в результаті дисперсійного твердіння – переважно округлу форму. У разі віддалення від країв пластини в глибину модифі-

кованої зони (див. рис. 8, *a*, точки 2 і 3) температура нагріву знижується, отже, область контактного плавлення первинних карбідів також зменшуються, збільшується розмір зерен, плавно переходячи до розміру зерна в початковій структурі. Разом з частково оплавленими зернами зберігаються і неоплавлені зерна гранованої форми (див. рис. 8).

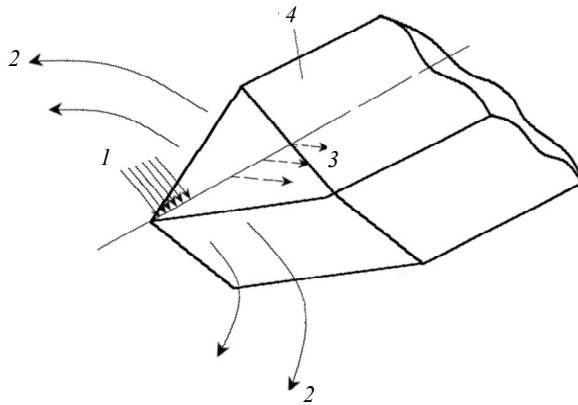


Рис. 7. Схема напрямку рухів теплових потоків за нагрівання плазмовим струменем 1 різця 4; потоки охолодження в повітрі (2) і в матеріалі різця (3).

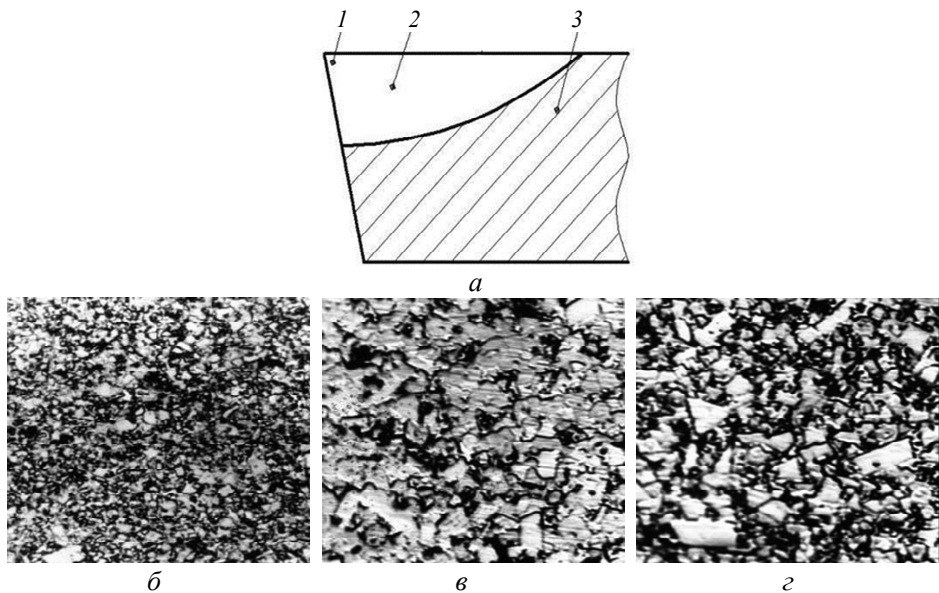


Рис. 8. Схема точок дослідження різця (*a*) і мікроструктура окремих ділянок модифікованої зони на різьбонарізних різцях зі сплаву ВК8 в точках 1–3 (*б–г*); $\times 2000$.

Під час швидкісного охолодження відбувається дисперсійне твердіння пересиченої легуючими елементами зв'язки з виділенням ультрадисперсних часток карбідів. За даними рентгеноструктурного аналізу, відбувається подібнення не лише мікроструктури, але і параметра субструктури – розмір блоків мозаїки D зменшується для сплавів ВК4 і ВК8 більше, ніж в 5 разів, а для сплаву Т5К10 – майже в 3,5 рази. Пропорційно зменшенню дисперсності структури зменшується і твердість металу модифікованої зони і в точках 1–3 вона складає відповідно: $HV\ 1680$, $HV\ 1590$, $HV\ 1400$. Таким чином, металографічними і рентгеноструктурними дослідженнями встановлена можливість

утворення в модифікованій зоні на твердих сплавах субмікрокристалічної структури з середнім розміром карбідних часток $d_k \approx 100$ нм, з підвищеним рівнем твердості.

Було досліджено, як цей процес відбувається на складній поверхні алмазно-абразивних кругів (див. рис. 4). У разі використання металічних зв'язок аналогічно відбуваються поверхневі структурні зміни в місцях інтенсивного впливу плазмового струменя, що призводить до плавлення зв'язки (рис. 9).

Для таких зв'язок, щоби не було негативного впливу на робочу поверхню круга, необхідно, так само, як для полімерних зв'язок, струм має бути невеликим, а швидкість переміщення плазмового струменя треба підвищувати. Якщо є необхідність підвищити вплив плазмового струменя, наприклад, для таких зв'язок, як M2-01, то струм треба підвищувати, а швидкість переміщення плазмового струменя навпаки зменшувати. Отже, на металічних зв'язках регуляторами інтенсивності плазмового впливу виступають обидва фактори. Це дає можливість досягти необхідного ефекту розкриття зерен абразиву без утворення тріщин на зв'язці. У цьому випадку на металічній зв'язці під час плазмової обробки можливо утворення покриття як на зернах НТМ, так і на зв'язці (рис. 10), що може змінити контактні процеси в зоні обробки під час шліфування (розподіл елементів наведено в табл. 2).

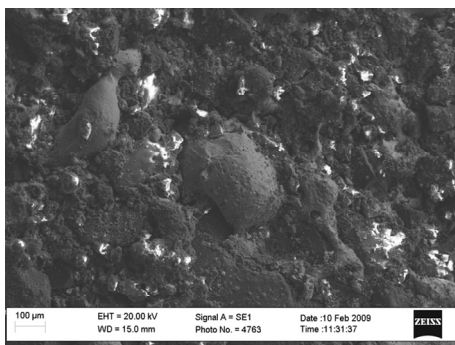


Рис. 9. Наявність ділянок з кульками плавлення на ріжучій поверхні круга на металевій зв'язці MO20-2 після інтенсивного плазмового впливу ($Q = 18$ кВт, $v = 25$ см/хв).

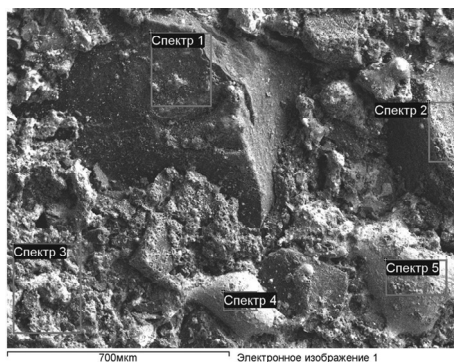


Рис. 10. Зображення поверхні круга на металічній зв'язці MO20-2 з покриттям після плазмового модифікування.

Таблиця 2. Розподіл елементів на робочій поверхні шліфувального круга з КНБ на металічній зв'язці MO20-2 (див. рис. 4) після плазмового модифікування

Спектр	Елементи, % (за масою)								
	B	C	O	Na	Si	Fe	Cu	Sn	Sb
1	39,98	18,88	26,66	3,09	1,36	2,26	4,78	2,07	0,91
2	32,50	18,98	33,61	4,14	1,73	1,19	4,92	1,96	0,98
3	44,39	16,35	21,45	1,46	1,16	0,71	9,27	4,13	1,08
4	–	8,13	25,01	–	1,62	0,74	42,75	17,15	4,59
5	–	8,25	16,91	–	1,20	1,20	51,29	13,57	7,58

Аналіз елементного складу плівок, що виникають на абразивних зернах та зв'язці в зоні плазмового впливу (див. рис. 10), засвідчив, що в них

досить багато кисню, причому на зернах його фіксується більше – від 26,7 до 33,6 % (за масою), тоді як на зв'язці його менше – від 16,9 до 25,0 % (за масою). Дещо іншим є розподіл елементів зв'язки, що входить до складу плівок. Якщо для вихідної суміші зв'язки MO20-2 співвідношення між основними складовими зв'язки Cu:Sn:Sb складає 8,75:2:1, то на абразивних зернах це співвідношення – 5:2:1 (знижено кількість міді). В свою чергу, на поверхні зв'язки вказане співвідношення має вигляд – 8,95:3,78:1 (кількість олова в плівці перевищує його кількість у вихідній суміші в 1,79 рази).

На такий перерозподіл елементного складу зв'язки вказують і проведені дослідження [24] по перерізу зв'язки в лунці дії плазмового струменя. Так, в глибині зв'язки співвідношення між міддю та оловом складає 4, а на поверхні лунки дорівнює 2,88 та 1,28. Це також свідчить про те, що після плазмового впливу в поверхневому шарі зв'язки кількість олова збільшується. Такий перерозподіл є більш характерним для потужного плазмового впливу і також збільшує твердість робочого шару круга. Так, за відсутності плазмового впливу твердість робочої поверхні круга на зв'язці MO20-2 складає 99 *HRB*, по краях лунки твердість після потужного плазмового впливу – 95–97 *HRB*, а в центрі лунки – 93 *HRB*.

ВИСНОВКИ

В вузькому діапазоні оптимальних параметрів плазмового поверхневого модифікування швидкорізальних сталей (мікрооплавленні) утворюється ультрадисперсна лита структура з середнім розміром часток мартенситу і карбідів приблизно 100 нм, яка обумовлена надшвидкісним гартуванням із рідкого стану.

Для різьбоутворюючого інструмента зі сталей P6M5 і X12M зі складною поверхнею зубчастої форми пряме плазмове наноструктурування можливе у разі плазмового модифікування без оплавлення – за рахунок надшвидкісного гартування у твердому стані. В зонах, що прилягають до вершин ріжучих зубчиків, утворюються частки наномартенситу і карбідів розміром 50–100 нм. Частки карбідів грають роль бар'єрів, що перешкоджають зросту аустенітного зерна і, таким чином, пластин мартенситу. Під час наступного об'ємного відпуску метал модифікованої зони додатково зміцнюється за рахунок виділення вторинних наночасток карбідів.

За плазмового модифікування твердосплавних різців з малим кутом заточування швидкість охолодження в місцях, що дотичні до вершини різця, значно зростає. Відбувається диспергування вихідних карбідів (за рахунок контактного плавлення їх меж) і виділення ультрадисперсних вторинних карбідів ($\overline{d}_k \approx 100$ нм) під час розкладання пересиченого твердого розчину W і C в кобальті.

Для досягнення суттєвого покращення експлуатаційних показників шліфувального інструмента необхідно прагнути отримання сумарного ефекту впливу на зв'язку, а саме: розкриття зерен, зміни елементного складу зв'язки, отримання антифрикційних плівок на поверхні круга, а також зміцнення робочого шару круга.

S. S. Samotugin¹, V. I. Lavrinenko², Yu. S. Samotugina¹,
I. I. Pirch¹, O. A. Khristenko¹

¹State Higher Education Institution
“Pryazovskyi State Technical University”, Mariupol, Ukraine
²Bakul Institute for Superhard Materials,
National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
Technological principles of plasma nanostructuring
of instrumental composites for tools from the top
of a complex form

Based on studies of the structure and properties of tool steels (P6M5, X12M) and hard alloy BK8 on the example of a thread-forming tool (cutters, combs, rollers), the possibility of obtaining a nanocrystalline structure of the modified zone at surface treatment with highly concentrated plasma jet has been found. The formation of nanodisperse particles of martensite (in steels) and carbides (in steels and hard alloys) is due to increased cooling rate and the implementation of the "barrier" effect of dispersion curing under conditions of rapid crystallization (microfusion treatment) or highspeed quenching (non-melting treatment). Studies on the effect of plasma treatment on the cutting surface of grinding wheels with superhard materials on metal bonds are presented. The change in the elemental composition of the surface, the presence of a film oxygen-containing coating on the bond and grains of the superhard materials and the change in the hardness of the bond surface are shown.

Keywords: plasma surface modification, tool steel, hard alloy, circles with superhard materials, surface of complex shape.

1. Ковнеристый Ю.К. Объемно аморфизирующиеся металлические сплавы и наноструктурные материалы на их основе. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2005. № 7. С. 14–16.
2. Забелин С.Ф. Решение проблем прочности материалов методами поверхностной нанокристаллизации. *Уч. записки ЗабГУ. Серия: Физика, математика, техника, технология*. 2015. Вып. 3. С. 48–58.
3. Токарев В.Н., Хомич В.Ю., Шмаков В.А., Ямщиков В.А. Возможность прямого лазерного наноструктурирования поверхности без оплавления материала. *Физика и химия обработки материалов*. 2008. № 4. С. 15–25.
4. Коротков В.А., Ананьев С.П., Шур В.Я., Шишкин Е.И. Наноструктурирование стали плазменной дугой. *Технология машиностроения*. 2011. № 4. С. 5–7.
5. Vestentoft K., Olesen J.A., Christensen B.H., Balling P. Nanostructuring of surfaces by ultra-short laser pulses. *Appl. Phys. A*. 2005. Vol. 80. P.493–496.
6. Nakata Y., Okada T., Maeda M. Generation of nanosized materials by processing of thin film by interfering femtosecond laser beams. *Proc. SPIE*. 2004. Vol. 5662. P. 749–754.
7. Boettinger W.J., Coriell S.R., Грир А.Л., Карма А., Курц В., Раппаз М., Триведи Р. Solidification micro-structures: recent developments, future directions. *Acta Mater.* 2000. Vol. 48. P. 43–70.
8. Чирков А.А. Лазерно-плазменное наноструктурирование поверхностных слоев сталей при атмосферных условиях. *Фотоника*. 2008. № 4. С. 28–30.
9. Самотугин С.С., Лещинский Л.К. Плазменное упрочнение инструментальных материалов. Донецк: Новый мир, 2002. 338 с.
10. Молотилов Б. В. Нанотехнологии – новое направление в прецизионной металлургии. *Сталь*. 2005. № 1. С. 97–100.
11. Рундицкий Ф.И., Николайчик Ю.А., Ермак А.Н. О возможности избирательного модифицирования быстрорежущей стали. *Литье и металлургия*. 2014. № 1. С. 50–55.
12. Самотугин С.С., Мазур В.А., Лещинский Л.К., Самотугина Ю.С. Инструментальные материалы: свойства и упрочнение. Мариуполь.: ПГТУ, 2013. 430 с.
13. Samotugin S.S., Lavrinenko V.I., Kudinova E.V., Samotugina Yu.S., Ivanov V.I. The fundamentals of synthesis of modified layers on cutting-tool hard alloys. *J. Superhard Mater.* 2017. Vol. 39, no. 3. P. 210–215.
14. Самотугін С.С., Пірч І.І., Самотугіна Ю.С., Безумова (Христенко) О.А. Конструктивні особливості плазмотронів для поверхневої наноструктуризації металорізального інструменту. *Вісник Приазов. держ. техн. ун-ту*. 2020. Вип. 40. С. 24–31.
15. Самотугин С.С., Мазур В.А. Плазменное микро- и наноструктурирование поверхности инструментальных сталей. *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2013. № 4. С. 29–37.

16. Федоров В.Н., Смирнов В.В. Кинетика кристаллизации и структура быстрорежущей стали Р6М5, полученной закалкой из расплава. *Металлы*. 1993. № 6. С. 120–125.
17. Галенко П.К., Харанжевский Е.В., Данилов Д.А. Структура и механические свойства конструкционной стали при лазерной высокоскоростной перекристаллизации. *Физика металлов и металловедение*. 2002. Т. 94, № 2. С. 100–110.
18. Ostendorf A., Koch J., Korte E., Chichkov B.N. Nanostructuring of solids with femtosecond laser pulses. *Proc.SPIE*. 2004. Vol. 5448. P. 1–6.
19. Родин П.Р. металлорежущие инструменты. Москва: Высшая школа, 1974. 200 с.
20. Гуляев А.П. Металловедение. Москва: Металлургия, 1986. 544 с.
21. Samotugin S.S., Lavrinenko V.I., Khristenko O.A., Samotugina Yu.S. Increasing tool life of hardmetal threading tools by plasma modification of insert surfaces. *J. Superhard Mater.* 2019. Vol. 41, no. 2. P. 133–138.
22. Кабалдин Ю.Г. Повышение работоспособности режущего инструмента осаждением наноструктурных покрытий. *Вестник машиностроения*. 2010. № 3. С. 41–49.
23. Самогугин С.С., Кудинова К.В., Христенко О.А. Выбор оптимальных режимов плазменной обработки инструмента из твердых сплавов. *Технология машиностроения*. 2018. № 7. С. 30–34.
24. Лаврінєнко В.І., Скрябін В.О., Ситник Б.В., Смоквіна В.В., Лещук І.В., Ткач В.М., Самогугін С.С., Мазур В.О., Кудінова К.В. Дослідження впливу плазмової обробки на різальну поверхню шліфувальних кругів з надтвердих матеріалів. *Сверхтв. матеріали*. 2010. № 5. С. 81–87.

Надійшла до редакції 05.07.21

Після доопрацювання 02.08.21

Прийнята до опублікування 03.08.21