

# Исследование процессов обработки

УДК 621.9: 621.923

**В. І. Лавріненко** (м. Київ)

## **Структурозмінений поверхневий шар контактних поверхонь круга з НТМ та виробу, що піддається обробці, як чинник підвищення їх зносостійкості (зміна елементного складу)**

*Досліджено утворення структурозміненого поверхневого шару контактних поверхонь круга з надтвердих матеріалів та оброблюваного виробу при тепловому та плазмовому впливах за рахунок перерозподілу елементного складу матеріалу, що піддавався такому впливу. Показано, що зміна елементного складу має вплив на механічні характеристики контактних поверхонь і, як наслідок, дозволяє знайти умови підвищення їхньої зносостійкості.*

**Ключові слова:** елементний склад, структурозмінений поверхневий шар, плазмовий вплив, контактна поверхня, зносостійкість.

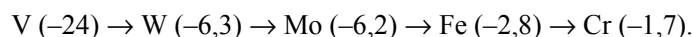
У першій частині статті [1] автором доведено, що спрямоване утворення на контактних поверхнях шліфувального круга та оброблюваного виробу структурозміненого поверхневого шару (у вигляді плівок) впливає на їхні експлуатаційні характеристики. Встановлено також, що вже при формуванні плівок відбувається зміна елементного складу поверхневого шару, яка може бути окремим чинником підвищення зносостійкості контактних поверхонь як круга, так і оброблюваного виробу.

Метою даної роботи було дослідження особливостей формування структурозміненого поверхневого шару контактних поверхонь круга з НТМ та оброблюваного виробу при тепловому та плазмовому впливах за рахунок перерозподілу елементного складу матеріалу, що піддавався такому впливу, та пошук умов підвищення зносостійкості спрямовано змінених контактних поверхонь.

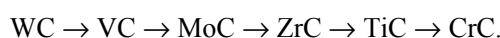
На першому етапі було розглянуто особливості теплового впливу на інструментальні композиційні матеріали з метою виявлення структурних або елементних змін у складі поверхневого шару.

При шліфуванні інструменту зі швидкоріжучих сталей на підвищених режимах у поверхневих шарах можуть відбуватися структурні перетворення при високих (~ 600 °С) температурах, і це призводить до зниження зносостій-

кості. З іншого боку, сталь зазнає додаткового відпуску, що, навпаки, повинно приводити до підвищення її зносостійкості [2]. Проте, реально зносостійкість знижується. Це може бути наслідком змін елементного складу поверхневого шару, які, в свою чергу, пов'язані з окисненням його компонентів (карбідів W, V, Cr, Mo та Fe). Для підтвердження такого припущення вивчали елементний склад поверхневого шару сталі марки Р6М5 – вихідного та після шліфування на підвищених режимах (з утворенням в ньому припалу). Встановлено, що при цьому у поверхневому шарі знижується вміст металів, що утворюють карбіди, % (по відношенню до вихідного вмісту):



Для порівняння наведемо ряд карбідів за ступенем зниження схильності до окиснення (за даними [3]):



Видно, що тенденції зниження вмісту металів і схильності до окиснення співпадають. Найбільша втрата ванадію у поверхневому шарі може бути пояснена тим, що температура при шліфуванні була  $\sim 600$  °С – з розглянутих елементів тільки ванадій має лінійну залежність окиснення від температури в інтервалі до 600 °С, а інші елементи – логарифмічну або параболічну. При лінійній залежності окиснення проходить з постійною швидкістю, при цьому відбувається руйнування оксидних плівок і спостерігається значна втрата металу [3]. При логарифмічній та параболічній залежностях окиснення тугоплавких металів відбувається зі зниженою швидкістю і з утворенням захисних плівок [3]. Зі зростанням температури шліфування залежність окиснення від температури також стає лінійною і для інших металів – Mo ( $> 600$  °С), W ( $> 1000$  °С), Cr ( $> 1100$  °С), що призводить до подальшого зниження зносостійкості інструменту.

Зниження вмісту металів вказує на те, що при цьому можуть формуватися структури із карбідами в області гомогенності, що і призводить до тріщин та відколів у поверхневому шарі. У [4] також показано, що різке зниження вмісту карбідів у інструментальній сталі негативно впливає на міцнісні та протизносні характеристики інструменту. На зменшення вмісту металів, що утворюють карбіди, у поверхневому шарі при виникненні анодних оксидних плівок вказано в [1]. Все це свідчить про те, що утворення оксидних плівок на оброблюваній поверхні слід уникати для того, щоб не зменшувалась її зносостійкість.

Наведене вище є характерним для інструментальних сталей, у яких температура окиснення є невисокою і досягти спрямованої зміни поверхневого елементного складу неможливо, а для твердих сплавів, що окиснюються при більш високих температурах [5], це відбувається за рахунок внутрішніх резервів, а саме через ефект повернення накопиченої деформації (або ефект пам'яті форми), що характерно для досить широкого кола сплавів, які належать до різних систем, наприклад Ti–Ni, Cu–Al–Zn та ін. [6].

В представленій роботі розглянуто близькі, але дещо змінені інструментальні системи, в яких реалізується один з проявів ефекту повернення накопиченої деформації, а саме зміна концентрації рухомої фази, а отже і елементного складу поверхневого шару.

Конкретні прояви такого ефекту розглянуто для безвольфрамових твердих сплавів (БВТС) системи TiC–Ni, для яких характерною є втрата у процесі обробки поверхневого шару зі збільшенням вмістом нікелю, тому виникає

необхідність поновлення і, бажано, збільшення його вмісту. Вміст фаз у твердих сплавах контролювали мікрорентгеноспектральним (CamScan 4DV) та рентгенографічним (ДРОН-3,0) аналізом. Встановлено (рис. 1), що в спеченій пластині БВТС вже існує різниця в концентрації фаз – в поверхневому спеченому шарі товщиною біля 50 мкм концентрація нікелю збільшена. Оскільки в процесі шліфування пластин припуск на обробку складає не менше 0,05 мм, то шар з підвищеним вмістом нікелю видаляється і в шліфованому зразку нікель розподілено вже рівномірно. Разом з тим збільшений вміст нікелю пластифікує поверхневі шари, збільшує міцність під час згинання, коефіцієнти Пуассона і лінійного термічного розширення, корозійну стійкість, а також зносостійкість пластин при різанні [7], тому бажано збільшувати його концентрацію в поверхневому шарі.

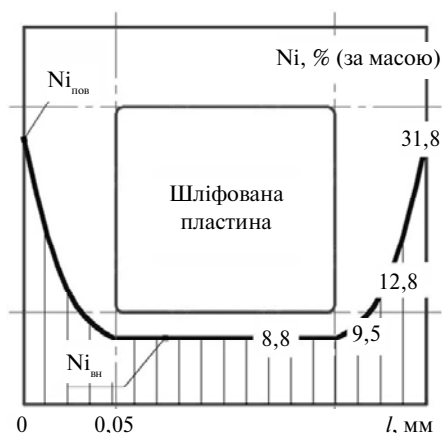


Рис. 1. Зміна концентрації нікелю в спеченій пластині БВТС.

Для вирішення вказаних проблем автором вперше висунуто гіпотезу [5] про можливість зміни концентрації зв'язуючого матеріалу у поверхневому шарі каркасних композитів під впливом внутрішніх напружень, які виникають при спіканні у фазах композиту, що складають каркас. Для пластин системи TiC–Ni, яка реалізується у спечених БВТС, характерним є те, що після завершення процесу спікання та охолодження тугоплавкі частинки каркасу знаходяться у стисненому стані із запасом внутрішньої енергії. Для використання цієї енергії для зміни концентрації нікелю необхідно, щоб нікель став пластичним, а цього можна досягти нагрівом пластин, що приведе в дію механізм термопластичності, характерний для ефекту повернення накопиченої деформації. З того моменту, коли нікель стає пластичним, з'являється можливість збільшення розміру зерен карбіду титану і витиснення нікелю у поверхневі шари. Одним з характерних проявів ефекту зміни вмісту зв'язуючого матеріалу є те, що у поверхневому шарі спеченої пластини можна спостерігати підвищений вміст нікелю (див. рис. 1 і табл. 1).

Зміна концентрації фаз пояснюється тим, що при спіканні розплавлений метал витискується з внутрішніх областей на периферію [8], але напруження у фазах каркасу тим не менш залишаються. Для того щоб під їхнім впливом змінилася концентрація фаз необхідно нагріти пластини. Встановлено, що тільки при температурі обробки більше  $0,5T_{\text{пл}}^{\text{Ni}}$  ( $T_{\text{пл}}^{\text{Ni}}$  – температура плавлення нікелю) починає діяти механізм, викладений вище, і реалізується ефект повернення накопиченої деформації.

**Таблиця 1. Вміст нікелю в поверхневому шарі зразків зі сплаву ТН20 при різних умовах термообробки**

| Шар композиту  | Вміст нікелю |   |
|--|--------------|---|
|  | % (за масою) | по відношенню до вмісту глибинного шару |
| Вихідний поверхневий (спечений)                              | 41,0         | 2,4                                     |
| Вихідний поверхневий (спечений) після термообробки (1000 °С) | 81,5         | 4,6                                     |
| Вихідний поверхневий зі шліфованою поверхнею                 | 18,0         | 1,0                                     |
| Вихідний глибинний   | 17,7         | 1,0                                     |
| Шліфований поверхневий після термообробки (1000 °С)          | 41,9         | 2,4                                     |

При температурі більше  $0,5T_{пл}^{Ni}$ , коли нікель стає пластичним, його вміст у поверхневому шарі зростає, але підвищувати температуру більше 1000 °С небажано, оскільки при  $\sim 1000$  °С починається активне окиснення поверхні БВТС (на кривій TG-дериватограм фіксується приріст маси зразка) [9]. Таким чином, за рахунок термообробки можна сформувати значну зміну концентрації рухомої фази (зв'язки). Так, внаслідок дії ефекту повернення накопиченої деформації вміст нікелю в поверхневому шарі підвищується (див. табл. 1), причому це є характерним як для вихідного спеченого поверхневого шару, який і так вже має більший вміст нікелю, так і для шліфованої поверхні, де вміст нікелю такий, як у глибинних шарах. Аналіз даних табл. 1 показує, що у вихідному спеченому шарі вміст нікелю у 2,4 рази більший, ніж у глибинних шарах. Після термообробки вміст нікелю стає також в 2,4 рази більший порівняно з його вмістом на поверхні, що не обробляли. Це опосередковано підтверджує гіпотезу автора про те, що зміна вмісту нікелю спричинено напруженнями в карбідній фазі композиту.

Попередні дослідження виконано на повітрі, але зміна концентрації зв'язуючого матеріалу повинна відбуватися в будь-якому газовому середовищі або без нього. Так, для порівняння, пластини зі сплаву КНТ-16 витримували при температурі 1000 °С протягом 10 хв у середовищі водню. На поверхні пластини після термообробки вміст нікелю складав 31,3 % (за масою), тоді як в глибинних шарах – 12,6 % (за масою).

Для більш чіткого та зримого прояву зміни концентрації нікелю шліфований твердий сплав КНТ-16 витримували при температурі 1200 °С протягом 10 хв. Для уникнення окиснення сплаву при такій температурі обробку проводили у середовищі водню. На рис. 2, а наведено загальний вигляд поверхні шліфованого сплаву після термообробки. Видно, що вздовж ліній руху алмазних зерен по поверхні, де пори сплаву розкриті і вихід нікелю на поверхню полегшений, знаходяться скупчення фрагментів нікелю розміром 1–2 мкм (див. рис. 2, б), який, імовірно, визначається пористістю сплаву.

Для пластин з БВТС характерною є достатньо висока вартість, тому важливо знайти резерви підвищення зносостійкості пластин при різанні за рахунок зміни фізико-хімічних властивостей поверхневих шарів по відношенню до об'ємних властивостей матеріалу. На прикладі точіння сталі марки У8 (швидкість обертання деталі – 75,4–79,2 м/хв, подовжня подача 0,05 мм/об, глибина різання – 0,1 мм, довжина деталі – 210 мм, час різання – 10 хв 50 с)

пластинами зі сплаву ТН20 показано, що спрямована термообробка пластин дозволила підвищити їхню стійкість у 1,6 рази (табл. 2).

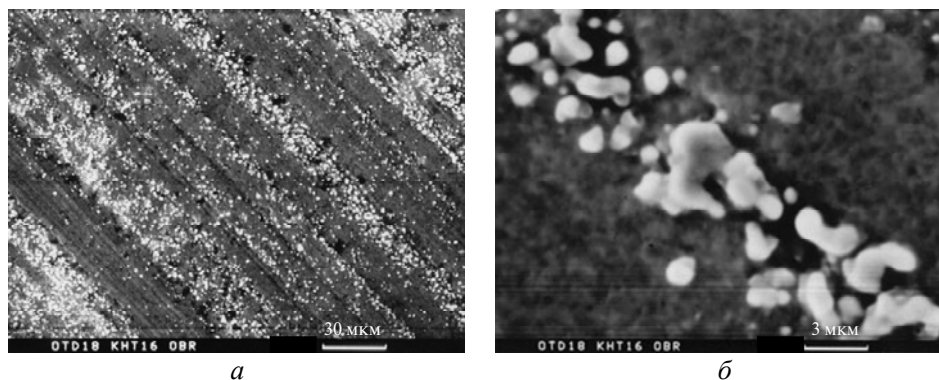


Рис. 2. Проявлення нікелю на мікрознімках поверхні сплаву КНТ-16 після термообробки при 1200 °С (різне збільшення).

**Таблиця 2. Стійкість пластин зі сплаву ТН20 при точінні сталі марки У8**

| Пластина                       | Середній знос по задній грані, мкм | Коефіцієнт підвищення стійкості |
|--------------------------------|------------------------------------|---------------------------------|
| Вихідна                        | 719                                | 1,0                             |
| Термооброблена при температурі |                                    |                                 |
| 500 °С                         | 635                                | 1,1                             |
| 1000 °С                        | 441                                | 1,6                             |

Подібна обробка може бути застосована до вольфрамових твердих сплавів, у яких зв'язуючим матеріалом є кобальт, оскільки і у цих сплавів, наприклад, у твердого сплаву Т5К10, в поверхневому шарі знаходиться 16,5 % (за масою) кобальту, а у глибинних шарах – 9,5 % (за масою).

Для абразивних композитів з НТМ також є характерною зміна концентрації зв'язуючого матеріалу [10]. Наприклад, у металічних системах Cu–Sn–Co після спікання існує різниця в концентрації більш легкоплавкої складової (олова) у поверхневих шарах і на глибині (табл. 3). Аналіз даних табл. 3 свідчить про те, що при температурі більше 400 °С відбувається різкий стрибок вмісту олова на поверхні – від 17–19 до 28–31 % (за масою), а співвідношення вмісту олова на поверхні і вихідного також стрибком зростає до ~ 1,7. Така поведінка міді та олова дає можливість реалізувати механізм термопластичності для інструментальних каркасних композитів з НТМ, але він потребує додаткового дослідження.

Для вирішення цієї проблеми було вивчено особливості плавлення металічних зв'язок. Встановлено, що при плавленні двохкомпонентних зв'язок утворюється кулька, а багатоконцентних – каркас та кулька, що виплавляється з каркасу (рис. 3). Це свідчить про можливість зміни концентрації рухомої фази. На це вказує і те, що при плавленні металічних зв'язок з основою Cu–Sn на поверхні знаходиться більше Sn, ніж у глибинних шарах. Вміст міді та олова на поверхні відповідає δ-фазі (Cu<sub>31</sub>Sn<sub>8</sub>), а в середині кульки – β-фазі (Cu<sub>5</sub>Sn). При цьому співвідношення вмісту олова на поверхні і вихідного складає 1,67, що близько до даних у табл. 3 (1,66–1,83). Але зміна концентра-

ції рухомої фази можлива лише у тому випадку, коли в інструментальному композиті є каркас і відносно легкоплавка складова. Тоді рухома фаза витискується, по-перше, у поровий простір, заповнюючи його, що приводить до підвищення твердості композиту (для зв'язки системи Cu–Sn–Sb це дозволяє підвищити твердість з 92–93 до 102–114 *HRB*), а по-друге – у поверхневі шари, що підтверджується підвищенням вмісту олова у поверхневій зоні композиту. Для того щоб почав діяти цей механізм, необхідна наявність пластичної рухомої фази, що виникає при термообробці. Оскільки до складу зв'язки олово і мідь входять не окремо, а у складі різних сполук, то як тільки температура термообробки буде більшою від половини температури плавлення цих сполук, починає діяти механізм термопластичності і рухома фаза витискується у порожнини або на поверхню. Оскільки, як встановлено автором, одним з основних складових у структурі зв'язки є  $\delta$ -фаза, яка має температуру утворення від 360 до 410 °С, то можна очікувати при температурі 180 °С підвищення твердості та зростання зносостійкості кругів, що реально спостерігали для кругів з каркасних композитів МО20-2 на основі Cu–Sn–Sb (рис. 4).

**Таблиця 3. Вміст елементів на поверхні композиту Cu–Sn–Co і співвідношення вмісту олова на поверхні і за вихідними даними**

| Температура отримання композиту (при тиску 6,4 МПа) | Елемент, % (за масою) |      |      | Співвідношення вмісту Sn на поверхні і вихідного |
|---|-----------------------|------|------|--|
|   | Cu                    | Sn   | Co   |  |
| Вихідні дані  | 70,3                  | 17,3 | 12,4 | 1,00   |
| 400 °С  | 68,7                  | 19,3 | 12,0 | 1,12   |
| 750 °С  | 64,3                  | 28,8 | 6,9  | 1,66   |
| 800 °С  | 57,2                  | 31,6 | 11,2 | 1,83   |

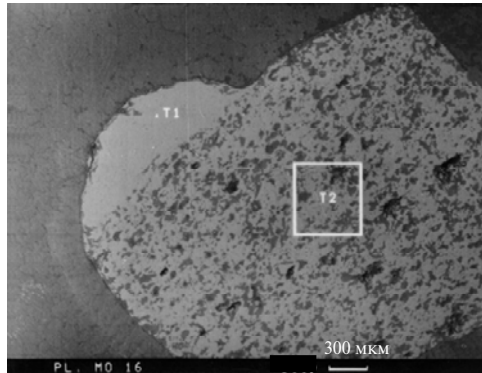


Рис. 3. Шліф плавненого зразка зв'язки М2-09 (початок утворення кульки).

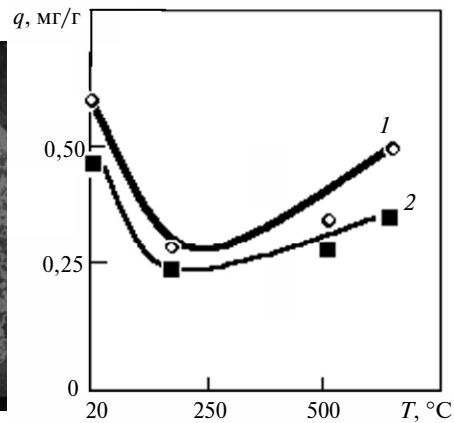


Рис. 4. Вплив температури термообробки ріжучого шару кругів АС6 125/100 100 МО20-2 (1) и АС6 160/125 100 МО20-2 (2) на їхню зносостійкість при шліфуванні твердого сплаву ТТ20К9.

Таким чином, для зв'язуючого матеріалу існують умови зміни елементного складу на поверхні. Але такі умови можуть існувати і для зерен НТМ, наприклад алмазів, адже в процесі росту кристал алмазу захоплює всі побічні фази, які присутні у реакційній камері, всі ці включення знаходяться у самому кристалі і такі дефекти можуть досить сильно впливати на експлуатаційні

властивості алмазів. В [11] було проаналізовано вплив теплового фактору на алмази, синтезовані у ростових системах Fe–Si та Ni–Mn, при термообробці при різних температурах. Елементний склад та поверхневі структурні зміни досліджували за допомогою растрового електронного мікроскопу Zeiss EVO 50XVP (Німеччина). Для синтетичного алмазу АС6 магнітної фракції після термообробки при 800 °С у світлі вторинних електронів помітні приповерхневі включення у вигляді домішок (рис. 5, *a*). Підвищення температури до 1000 °С приводить до виходу домішок (Ni та Mn) через тріщини на поверхню (рис. 5, *б*). При дослідженні немагнітної фракції спостерігали незначну кількість Ni та Mn на поверхні зерен при такій же температурі, що свідчить про малий вміст домішок. Таким чином, для алмазів також існують температурні умови зміни елементного складу на поверхні, хоча механізм цього явища потребує досліджень.

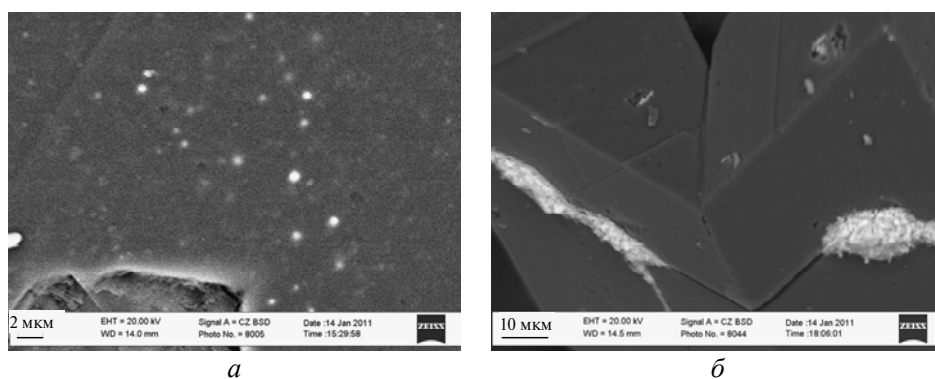


Рис. 5. Домішки у зерні АС6: видимі домішки під поверхнею у світлі вторинних електронів (*a*), вихід домішок Ni та Mn на поверхню через тріщини у кристалі при температурі 1000 °С (*б*).

Враховуючи викладене вище, виникає питання, чи відбудуться аналогічні позитивні зміни на контактних поверхнях круга і виробу при концентрованому тепловому (плазмовому) впливі? Розглянемо дію плазмового струменя на твердосплавний інструмент, адже підвищення його зносостійкості завжди є актуальним. Оскільки плазмова обробка є локальною, то вона дозволяє досягти необхідних змін у певній зоні [12]. Визначення елементного складу поверхонь до і після плазмової обробки виконували за допомогою електронного мікроскопу Zeiss EVO 50XVP, укомплектованого енергодисперсним аналізатором рентгенівських спектрів INCA Energy 450 (Велика Британія). Для досліджень було застосовано чотиригранні пластини SNUN-120408 з твердого сплаву MC313, що містить у вихідній суміші 5,1 % (за масою) кобальту. Один з кутів пластини обробляли плазмовим струменем, температура в зоні дії струменя була в межах 1000–1400 °С, що менше температури плавлення кобальту, протилежний кут обробляли із отриманням температури в межах 1600–2000 °С (більше температури плавлення кобальту). Інші два кути залишалися вихідними, без впливу. В даному випадку автора цікавило, чи буде при високій температурі в зоні дії плазмового струменя і відносно невеликій кількості кобальту зміна концентрації зв'язуючого матеріалу (кобальту) в поверхневому шарі (через значне підвищення вмісту кобальту на поверхні твердого сплаву після плазмової обробки). Результати досліджень елементного складу поверхонь за різних умов плазмового впливу наведено в табл. 4. При цьому враховували як наявний склад конкретного елемента на поверхні,

так і величину співвідношення W/Co, оскільки це дозволяє більш достовірно оцінити зміну елементного складу для усієї поверхні. Для вихідного сплаву MC313 таке розрахункове співвідношення дорівнює 16,73. Аналіз даних табл. 4 дозволяє зробити наступні висновки:

– можлива зміна концентрації зв'язуючого матеріалу (кобальту) в поверхневому шарі твердих сплавів при плазмовій обробці;

– після високотемпературного плазмового впливу відбувається досить суттєве переміщення кобальту в поверхневий шар, а це означає, що тепловий вплив розповсюджується на досить великий обсяг об'єму твердого сплаву, що виключає можливість подальшої поновлювальної дії цього ефекту;

– для досягнення найбільшого позитивного ефекту від плазмової обробки необхідно плазмовий вплив обмежувати по температурі таким чином, щоби уникати різкої зміни відношення W/Co.

**Таблиця 4. Елементний склад поверхні пластини з твердого сплаву MC313 до і після дії на неї плазмового струменя**

| Елемент | Вміст елементів на поверхні, % (за масою) |                                      |             |
|---------|---|--------------------------------------|-------------|
|         | вихідній                                  | після плазмового впливу при $T$ , °C |             |
|         |   | 1000–1400                            | 1600–2000   |
| C       | 9,67–11,49                                | 13,15–17,69                          | 12,43–16,27 |
| Co      | 2,90–4,00                                 | 7,54–15,79                           | 8,76–10,13  |
| W       | 65,60–67,65                               | 44,05–61,48                          | 54,79–58,33 |
| W/Co    | 16,80–22,54                               | 2,79–8,15                            | 5,64–6,66   |

Для підтвердження було відібрано шість чотиригранних твердосплавних пластин SPUN–120304 марки BK10XOM. Обробляли два кути пластини плазмовим струменем при величині струму 250 А і швидкості руху струменя 25 см/хв, що приблизно відповідало термообробці при температурі 800–900 °C, інші два кути залишали вихідними (без обробки). Було досліджено зміни в елементному складі поверхневого шару та знос пластин у відповідних кутах при точінні нормалізованої сталі марки 40X. Ці дослідження показали, що відбуваються певні зміни в елементному складі поверхонь після дії плазмового струменя. Розглянемо це на прикладі зміни кількості таких елементів як кисень (поверхнева зміна) та кобальт (приповерхнева зміна). У вихідному стані на поверхні твердого сплаву знаходиться 6,32 % (за масою) кисню. Після обробки плазмовим струменем середньої потужності кількість кисню на поверхні зростає до 19,7 %. Ці поверхневі зміни є очікуваними через окиснення поверхні. Менш прогнозованими і більш цікавими є зміни кількості кобальту, адже це може свідчити про зміни в приповерхневому шарі твердого сплаву, а саме про виникнення певного перерозподілу кобальту. У вихідному стані на поверхні зразків знаходиться 9,52 % (за масою) кобальту. Плазмова обробка невеликої (“м’якої”) потужності цілком прогнозовано збільшує кількість кобальту на поверхні до 11,67 % (за масою), що пояснюється зміною концентрації зв'язуючого матеріалу у приповерхневому шарі твердого сплаву. Таке збільшення, на відміну від збільшення при потужному плазмовому впливі, є невеликим (приблизно 20 %). Також не набагато змінюється і величина відношення W/Co (зменшується з 8,75 до 6,96). Як наслідок, це дозволить при наступній переточці твердосплавного інструменту досягти такого ж ефекту, що неможливо при дії потужного (температура в зоні впливу більше 1000 °C) плазмового струменя, коли зміна концентрації



зв'язуючого матеріалу розповсюджується на значний обсяг твердосплавного інструменту і змінюється лише один раз.

Результати випробувань стійкості твердосплавного інструменту після плазмової обробки наведено у табл. 5. Режими різання нормалізованої сталі марки 40Х: швидкість різання – 80 м/хв, подача – 0,11 мм/об, глибина різання – 0,1 мм. З табл. 5 видно, що плазмова обробка дозволяє підвищити стійкість твердосплавного інструменту як мінімум в 1,4–2,2 рази. При цьому необхідна дія плазмового струменя середньої потужності для досягнення температури на твердосплавній поверхні в межах 800 °С, якої достатньо для досягнення необхідного позитивного ефекту.

**Таблиця 5. Середній знос (мм) твердосплавних пластин по задній грані при точінні після плазмової обробки**

| вихідної    | Середній знос пластини, мм   |                  |
|-------------|------------------------------|------------------|
|             | після плазмової обробки      |                  |
|             | середньої потужності (250 А) | потужної (370 А) |
| 0,125±0,012 | 0,068±0,006                  | 0,075±0,008      |

На наступному етапі вивчали особливості дії плазмового струменя на робочу поверхню шліфувального інструменту з НТМ. Виявлено, що і для металічних зв'язок аналогічно мають місце поверхневі структурні зміни в місцях дії плазмового струменя. В [1] було показано, що кількість олова на поверхні після плазмового впливу майже вдвічі перевищує вихідну у суміші. На такий перерозподіл елементного складу зв'язки вказують і проведені автором дослідження по перерізу зв'язки в лунці дії плазмового струменя (рис. 6). Так, у глибині зв'язки (див. рис. 6, спектр 2) співвідношення між міддю та оловом дорівнює 4, а на поверхні лунки – 2,88 (спектр 3) та 1,28 (спектр 4). Це також свідчить про те, що після плазмового впливу в поверхневому шарі зв'язки олова стає більше. Такий перерозподіл є більш характерним для потужного плазмового впливу і також змінює твердість робочого шару круга. Так, при відсутності плазмового впливу твердість робочої поверхні круга на зв'язці

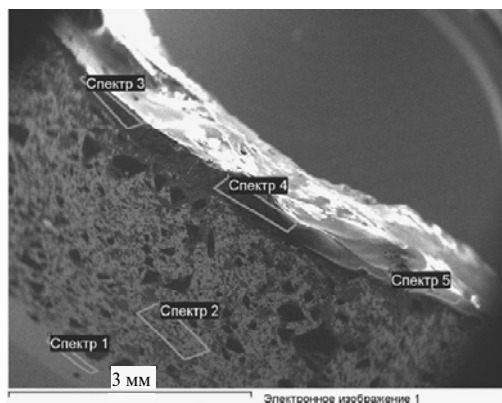


Рис. 6. Структура перерізу робочого шару круга на зв'язці МО20-2 в зоні утворення лунки від дії потужного плазмового струменя ( $Q = 18$  кВт,  $v = 25$  см/хв).

МО20-2 складає 99 HRB, по краях лунки, що утворилася після дії потужного плазмового струменя, – 95–97 HRB, а в центрі лунки – 93 HRB. Разом з тим плазмовий вплив різної інтенсивності може призводити не тільки до зменшення твердості робочої поверхні круга, але і до її підвищення, коли відбувається лише частковий перерозподіл легкоплавкої складової зв'язуючого матеріалу внаслідок теплового впливу плазмового струменя. Ефективність такого часткового перерозподілу для зміцнення металічної зв'язки МО20-2 проявляється у підвищенні твердості з 99–101 до 105–109 HRB.

Враховуючи вище наведене, можна зробити припущення, що плазмовий вплив на ріжучу поверхню круга внаслідок зміни елементного складу поверхні зв'язки та зерен, а також збільшення твердості робочого шару, може підвищити експлуатаційні показники шліфувальних кругів. В [1] показано, що при шліфуванні твердого сплаву ВК6 попередній плазмовий вплив саме невеликої потужності, у порівнянні з механічним абразивним впливом, дозволяє підвищити зносостійкість круга в 1,4 рази, а також після плазмового впливу відбувається більш "м'яке" різання кругом. Це може бути пов'язано з утворенням змін на поверхні зв'язки і зерен круга [1]. Для перевірки цього припущення були вирізані невеликі сегменти круга після плазмової обробки. Поверхня алмазних зерен, що пройшли плазмову обробку, містить 2,0–5,3 % (за масою) кисню та 0,5–1,2 % (за масою) міді, тому відбувається невелике окиснення алмазного зерна і на ньому з'являється плівка оксиду міді. На зв'язці кисню значно більше – від 9,1 до 20,9 % (за масою), і на поверхні зв'язки утворюється  $\text{Cu}_2\text{O}$ , який характеризується малим ( $f = 0,12$  [13]) коефіцієнтом тертя і дозволяє досягти "м'якого" різання таким кругом.

Таким чином, дослідженнями структурозміненого поверхневого шару контактних поверхонь круга з НТМ та оброблюваного виробу (плівок та зміненого елементного складу матеріалу) при тепловому та плазмовому впливах показано, що спрямоване утворення структурозміненого поверхневого шару впливає на триботехнічні та механічні характеристики і, як наслідок, дозволяє знайти умови підвищення зносостійкості таких змінених контактних поверхонь.

*Исследовано образование структурноизмененного поверхностного слоя контактных поверхностей круга из СТМ и обрабатываемого изделия при тепловом и плазменном воздействиях за счет перераспределения элементного состава материала, который подвергали такому воздействию. Показано, что изменение элементного состава влияет на механические характеристики контактных поверхностей и, в результате, позволяет определить условия повышения их износостойкости.*

**Ключевые слова:** элементный состав, структурноизмененный поверхностный слой, плазменное воздействие, контактная поверхность, износостойкость.

*The paper addresses the formation of a structurally changed contact surface layer in a superabrasive wheel and workpiece under thermal and plasma actions, which occurs through redistribution of elemental composition in the material subjected to such actions. The change of the elemental composition is shown to have an effect on mechanical characteristics of the contact surfaces and thus makes it possible to find conditions for improving their wear resistance.*

**Keywords:** elemental composition, structurally changed surface layer, plasma action, contact surface, wear resistance.

1. Лаврінченко В. І. Структурозмінений поверхневий шар контактних поверхонь круга з НТМ та виробу, що піддається обробці, як чинник підвищення їх зносостійкості (плівкова складова) // Сверхт. матеріали. – № 5. – 2012. – С. 44–53.
2. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1975. – 584 с.
3. Тугоплавкие материалы в машиностроении: Справ. – М.: Машиностроение, 1967. – 392 с.
4. Смазочно-охлаждающие технологические средства для обработки металлов резанием: Справ. / Под ред. С. Г. Энтелиса, Э. М. Берлинера. – М.: Машиностроение, 1986. – 352 с.
5. Лаврінченко В. І. Наукові основи шліфування інструментальних матеріалів із спрямованою зміною характеристик контактних поверхонь: Автореф. ... докт. техн. наук. – Київ: ІНМ НАН України, 2000. – 35 с.

6. Тихонов А. С., Герасимов А. П., Прохорова И. И. Применение эффекта памяти формы в современном машиностроении. – М.: Машиностроение, 1981. – 80 с.
7. Лисовский А. Ф., Ткаченко Н. В. Создание градиентных структур в спеченных твердых сплавах // Сверхтв. материалы. – 1995. – № 1. – С. 27–34.
8. Результаты использования резцов из сплава КНТ16 в напайном варианте: Информ. листок № 579–77. – Свердловск: ЦНТИ, 1977. – 4 с.
9. Пугач Э. А., Постолова Г. Г., Кораблев С. Ф. и др. Дифференциально-термическое исследование процесса окисления поликристаллов неметаллических нитридов, а также порошков карбида титана // Всесоюзное совещание по термическому анализу: Тез. докл. – Л., 1989. – С. 146–149.
10. Лавріненко В. І., Шепелев А. О., Лещук І. В. та ін. Використання ефекту зміни градієнту рухомої фази при розробці інструментальних композитів з НТМ // Доп. І Міжнар. наук.-техн. конф. “Машинобудування та металообробка – 2003”. – Кіровоград: КДТУ, 2003. – С. 133–138.
11. Лавріненко В. І., Льницька Г. Д., Смоквина В. В., Сухарев Д. В. Дослідження впливу теплового фактора на властивості синтетичних алмазів, синтезованих в системах Fe–S та Ni–Mn // Процеси механічної обробки в машинобудуванні / Зб. наук. праць ЖДТУ. – Житомир: ЖДТУ, 2011. – Вип. 10. – С. 204–210.
12. Самотугин С. С., Лавриненко В. И., Кудинова Е. В., Самотугина Ю. С. Влияние технологии плазменного модифицирования на структуру и фазовый состав инструментальных твердых сплавов // Сверхтв. материалы. – 2011. – № 3. – С. 74–84.
13. Амосов М. И., Золотарев Г. Б. Влияние процесса окисления на коэффициент трения меди // Изв. ВУЗов. Машиностроение. – 1974. – № 10. – С. 32–35.

Ін-т надтвердих матеріалів  
ім. В. М. Бакуля НАН України

Надійшла 09.02.12