

Г. Я. Акимов¹, В. І. Шеремет^{2,*}, І. В. Андреев³,
С. Ф. Студенець³, С. Є. Шейкін³, І. Ю. Троснікова²,
П. І. Лобода²

¹Донецький фізико-технічний інститут імені О. О. Галкіна
НАН України, м. Київ, Україна

²Національний технічний університет України
“Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського”,
м. Київ, Україна

³Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля
НАН України, м. Київ, Україна

*v.sheremet@kpi.ua

Вплив обробки твердого сплаву WC–15Co високим гідростатичним тиском на зносостійкість оснащеного ним інструменту

Вперше вивчено вплив обробки високим (400 МПа) гідростатичним тиском (ВГТ) твердого сплаву WC–15 % (за масою) Co на його фазовий склад та зносостійкість оснащеного ним інструменту у процесі вигладжування сталі. Показано, що обробка ВГТ ініціювала мартенситне ГЦК→ГЦП перетворення в кобальті, що привело до підвищення міцності сплаву. Вплив обробки ВГТ твердого сплаву WC–15 % (за масою) Co на зносостійкість оснащеного ним інструменту визначено у дослідженнях процесу вигладжування конструкційної вуглецевої сталі 45 – обробка твердого сплаву підвищила зносостійкість інструменту на 31 % по відношенню до інструменту, який було оснащено вихідним твердим сплавом. Такий ефект зумовлено зміною механізму зношування інструменту. Якщо зношування інструменту, оснащеного вихідним твердим сплавом, пов'язане з вириванням масивних кластерів зерен WC та Co, то для зношування інструменту з твердим сплавом після ВГТ притаманно видалення окремих зерен WC. Однією з причин спостережуваних ефектів є те, що стисливість кобальту вдвічі більша за стисливість карбіду вольфраму.

Ключові слова: зносостійкість, високий гідростатичний тиск, твердий сплав, кобальт, мартенситне фазове перетворення, міцність на триточковий вигин.

ВСТУП

Тверді сплави широко застосовують як матеріал для виробництва ріжучого, деформуючого інструменту та в якості конструкційного матеріалу. Важливо розуміти, як властивості твердого сплаву можуть впливати на стійкість інструменту із цього матеріалу у процесі роботи в екстремальних умовах. В [1] наведено результати дослідження впливу різних способів обробки спечених твердих сплавів на мікроструктуру і властивості сплаву WC–11Co¹. Дослідні зразки, після їхнього отримання, піддавали нагріву з подаль-

¹ Тут і далі по тексту склад сплаву наведено у % (за масою).

шим гартуванням у ванні з оливою та контрольованій кріогенній обробці. Гартування зразків в оливі майже не вплинуло на їхній фазовий склад. В умовах кріогенної обробки утворилась невелика кількість η -фази складу $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$ і $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ за рахунок перекристалізації кобальту та розчинення в ньому частинок WC. Ключовою зміною, якої зазнає твердий сплав під час кріогенної обробки, є перетворення кобальту з гранецентрованої кубічної (ГЦК) в гексагональну щільнопаковану (ГЦП) модифікацію [2–7]. Така зміна супроводжується незначним (1,5–2,0 %) підвищенням твердості сплаву та покращенням зносостійкості оснащеного ним інструменту за різних умов випробувань.

Автори більшості робіт, де вивчали вплив кріогенної обробки твердих сплавів WC–Co на експлуатаційні властивості інструментів із цих матеріалів, зазначають, що позитивне зростання показників властивостей відбувається виключно за рахунок ГЦК–ГЦП перетворення в кобальті та зміни залишкових напружень в WC та Co, але нехтують зареєстрованим фактом появи η -фази. Поява η -фази в WC–Co твердому сплаві підвищує його твердість і, як наслідок, зносостійкість інструменту з цього матеріалу [2, 3]. Однак наявність у складі твердого сплаву η -фази згубно позначається на його властивостях, робить його крихким та знижує міцність [8].

Праць, де безпосередньо досліджували вплив високого гідростатичного тиску (ВГТ) на властивості твердих сплавів, авторам даної роботи не відомо. Проте, в [9] наведено результати дослідження впливу інденування поверхні твердого сплаву наконечником Берковича зусиллям до 200 мН на зміну структури кобальту у зв'язку з перебігом мартенситного ГЦК→ГЦП перетворення. Також в [4] показано, що мартенситне фазове перетворення в Co під час кріогенної обробки було ініційоване не впливом температури, а саме зміною напружень в WC і Co внаслідок механічної взаємодії, викликаній різницею їхніх коефіцієнтів термічного розширення.

Метою даної роботи було дослідження впливу обробки високим (400 МПа) гідростатичним тиском спеченого твердого сплаву WC–15Co на його фазовий склад та зносостійкість оснащеного ним інструменту в умовах вигладжування заготовки зі сталі 45.

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Для проведення досліджень впливу високого гідростатичного тиску на зносостійкість твердого сплаву типу WC–15Co було виготовлено зразки методом вакуумного спікання. Порошки WC та Co у відповідних пропорціях було розмелено у кульовому млині протягом 48 год в середовищі етилового спирту, пластифіковано шляхом замішування із розчином каучуку в бензині та сформовано дослідні зразки діаметром 8 мм, довжиною 16 мм та радіусом заокруглення 5 мм. Тиск пресування складав 70 МПа, температура спікання – 1370 °C, витримка – 20 хв, залишковий тиск під час спікання – 2,6 Па. Одну половину спечених зразків WC–15Co залишали незмінною (серія 1), другу обробляли високим гідростатичним тиском 400 МПа в камері високого тиску на установці мультиплікаційного типу, встановленій на гідравлічному пресі ПММ-125, з трансформаторним мастилом як робочої рідини в камері (серія 2).

На дослідних зразках було визначено основні фізико-механічні характеристики, зокрема густину ρ , г/см³ за стандартом ASTM B962, коерцитивну силу H_c , кА/м за стандартом ASTM B887, твердість за Роквеллом HRA за стандартом ASTM E18 та границю міцності під час згинання R_{bm} , МПа згідно стандарту ASTM B406. Твердість за Роквеллом вимірювали на твердомірі ЗІП ТК-2 за навантаження 60 кгс. Міцність під час випробування на триточковий

вигин оцінювали на машині для механічних випробувань У-10-1 МНВО “Вимірювач”. Так, густина спечених зразків становила $14,05 \text{ г/см}^3$, коерцитивна сила – $9,5 \text{ кА/м}$, твердість за Роквелом – $87,5 \text{ од.}$, границя міцності під час згинання – 2100 МПа . З врахуванням одержаних результатів визначення фізико-механічних властивостей дослідні зразки було визнано придатними для наступного дослідження.

Для оцінки зносостійкості двох серій твердого сплаву було обрано процес холодного пластичного поверхневого деформування, а саме вигладжування деформуючим інструментом з вказаного сплаву [10, 11]. В якості оброблюваного матеріалу було обрано конструкційну вуглецеву сталь марки 45, як одну з найбільш затребуваних марок конструкційних вуглецевих сталей в промисловості. З прокату круглого профілю (твердістю за шкалою HB 210) було виготовлено циліндричні заготовки діаметром 30 мм та довжиною 350 мм. Важливо відмітити, що сталіні заготовки обробляли по одній перед кожним експериментом на токарному верстаті, який потім використовували як випробувальний стенд. Шорсткість поверхні сталіних заготовок перед вигладжуванням, в середньому, складала $Ra = 5,2 \text{ мкм}$, що відповідала напівчистовому точінню та практично не змінювалась між заготовками. Отже, зводилися до можливого мінімуму похибки оброблюваної поверхні перед вигладжуванням.

Випробувальний стенд складався з токарного верстату мод. СJ6250YB, в різцетримач якого було встановлено динамометр пружинного типу оригінальної конструкції (рис. 1), який одночасно слугував тримачем для вигладжувача з досліджуваного твердого сплаву. Для визначення навантаження використано індикатор годинникового типу марки ИЧ-10-0,01, клас точності 1. Перед початком кожної серії досліджень з вигладжування здійснювали тарування динамометра еталонами, вагою від 1 до 10 кг.

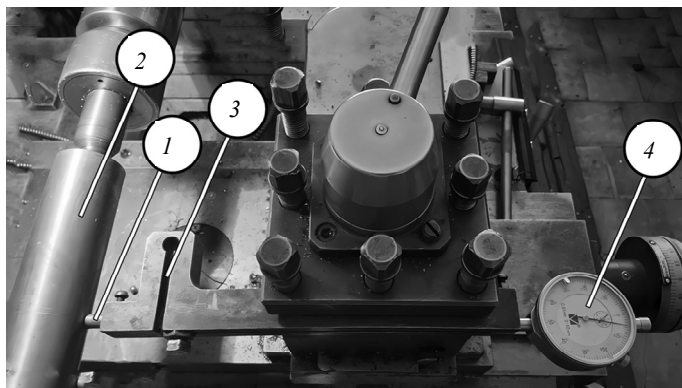


Рис. 1. Зображення випробувального стенду: 1 – вигладжувач з WC-15Co; 2 – сталіня заготовка; 3 – пружина динамометра; 4 – індикатор динамометра.

Параметри процесу обробки вигладжуванням було підібрано з урахуванням матеріалу, що оброблювали, та режимів, рекомендованих для роботи твердосплавним деформуючим інструментом [10, 11]. Зусилля натиску F деформуючого інструменту складало 294 Н , швидкість обертання ω_w сталіної заготовки – 315 об./хв , повздовжня подача f – $0,097 \text{ мм/об.}$ Процес вигладжування відбувався за подачі в зону обробки мастильно-охолоджувальної рідини (МОР) – 5 %-ний розчин концентрату напівсинтетичної емульсії в воді. МОР безперервно подавали в область обробки в кількості, яка забезпечувала

постійне змочування поверхні оброблюваної заготовки, що візуально контролювали оператори установки. Шлях, пройдений деформуючим інструментом з обох серій твердого сплаву, для кожного експерименту становив 340 м.

Фазовий склад усіх зразків твердосплавних деформуючих інструментів аналізували за допомогою рентгенівського дифрактометра ДРОН-4 з використанням $\text{MoK}\alpha$ -випромінювання ($\lambda_{\text{Mo}} = 0,07107 \text{ нм}$). Дифрактометр Rigaku Ultima IV з $\text{CuK}\alpha$ -випромінюванням ($\lambda_{\text{Cu}} = 0,15406 \text{ нм}$) з багатофункціональним гоніометром було застосовано для оцінки залишкових напружень в WC. Для вимірювання деформації ґратки використовували брегівське відбиття від площини (112) фази WC ($2\theta \sim 98,7^\circ$).

Дослідження характеру зносу поверхонь спечених твердих сплавів методом скануючої електронної мікроскопії проводили на мікроскопі AxiaChemiSem. Тривимірні мапи градієнта морфології шорсткості поверхні твердого сплаву в контакт з тертя отримано за допомогою безконтактного інтерференційного 3D-профілографу Micron-alpha. Вимірювана прямокутна ділянка мала сторони 40 та 30 мкм.

Профілограми досліджуваної ділянки поверхні довжиною 4,8 мм отримано за допомогою профілометру-профілографу SM-Instruments RT-10. Усереднені значення шорсткості отримували на чотирьох відрізках, які відповідали початку, 1/3, 2/3 та кінцю шляху оброблюваної вигладжуванням поверхні заготовки зі сталі 45.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ОБГОВОРЕННЯ

На рис. 2, як приклад, представлено СЕМ-зображення типових плям тертя на робочих поверхнях деформуючих інструментів з твердого сплаву WC–15Co, який не піддавали обробці (рис. 2, а) і піддавали обробці високим гідростатичним тиском (ВГТ) (рис. 2, б).

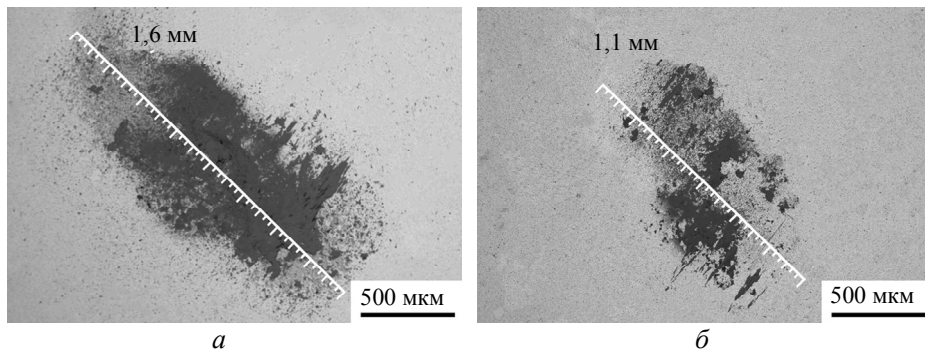


Рис. 2. Зношені поверхні інструменту з твердого сплаву, що не обробляли (а) та обробляли ВГТ (б).

Довша вісь еліптичної плями, що виникла на контактній ділянці інструменту з твердого сплаву WC–15Co в процесі вигладжування заготовок зі сталі 45, дорівнювала 1,6 мм для зразку, який не обробляли, та 1,1 мм для зразку, який обробляли ВГТ. В інших випадках розміри плям дещо відрізнялися від наведеного прикладу, але завжди, як і в даному прикладі, розмір плями на інструменті, який обробляли ВГТ становив $\sim 70\%$ від розміру плями на інструменті, який не обробляли ВГТ. Водночас спостерігали адгезійне налипання мікрочастинок сталевих заготовок на контактну поверхню деформуючого інструменту. Площа контактної ділянки, на яку було перенесено мікро-

частинки сталі 45, для інструменту з твердого сплаву після ВГТ складала 60 %, а для інструменту з твердим сплавом, який не обробляли – 80 %, від загальної площі плями зношування на робочій поверхні інструменту.

Густина, твердість та коерцитивна сила зразків WC–15Co, які обробляли ВГТ, майже не змінилися. Основною причиною підвищення зносостійкості зразку WC–15Co, який обробляли ВГТ, є підвищення міцності, спричинене мартенситним фазовим ГЦК→ГЦП перетворенням у кобальті. Границя міцності під час згинання зразка з твердого сплаву до обробки ВГТ була 2100 МПа, а після обробки – 2250 МПа. З дифрактограм (рис. 3) видно, що в зразку твердого сплаву після обробки ВГТ інтенсивність рефлексів, які відповідають ГЦК модифікації кобальту значно падає, з'являється дифракція на кутах, які відповідають ГЦП кобальту.

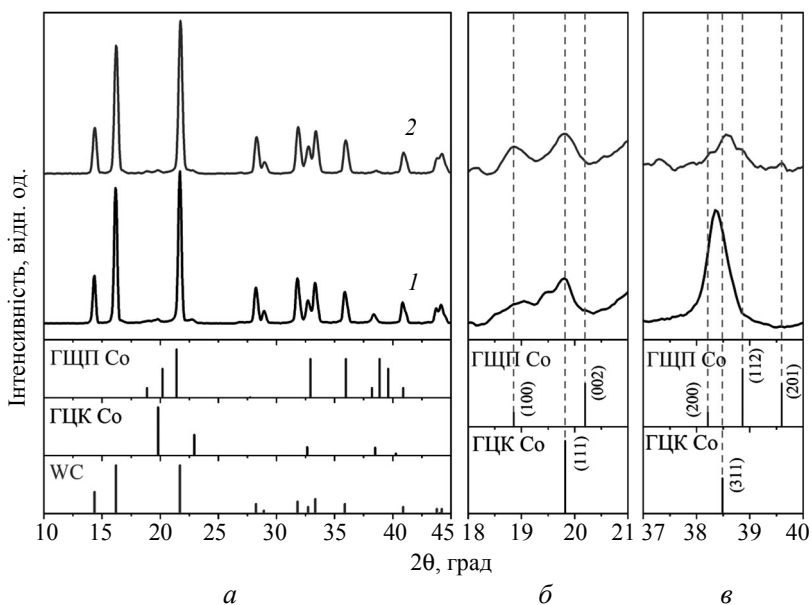


Рис. 3. Дифрактограма поверхонь зразків твердого сплаву WC–15Co (а) без обробки (1) та з обробкою ВГТ (2); б, в – збільшені зображення дифрактограм.

Для зразка твердого сплаву, який обробляли ВГТ, спостерігали зміну положення рефлексу площини (311) ГЦК Co в сторону більших кутів (зменшення міжплощинної відстані), що викликане проходженням мартенситного перетворення в кобальті, яке супроводжується збільшенням об'єму кобальту на 1,5 % [9]. Вищезгадані зміни структури зразку твердого сплаву, який обробляли ВГТ, свідчать про збільшення вмісту ГЦП модифікації кобальту по відношенню до загального об'єму кобальту в сплаві.

Ініціювання мартенситного перетворення в твердому сплаві було викликане механічним впливом обробки ВГТ. Добре відомо, що в умовах деформації, метастабільна за кімнатної температури ГЦК модифікація кобальту, зазнає мартенситного перетворення, що супроводжується зростанням долі ГЦП кобальту в твердих сплавах [4, 12].

Під час обробки ВГТ через різницю спроможності до стиснення WC і Co та, відповідно, різницю зміни їх об'ємів між компонентами твердого сплаву виникали механічні напруження. Так, експериментально визначений коефіцієнт стисливості для WC рівний $2,53 \cdot 10^{12} \text{ Па}^{-1}$ та $6 \cdot 10^{12} \text{ Па}^{-1}$ для Co [13]. Най-

вищі напруження в кобальті, локалізуються на границі з зернами WC [14]. Показано, що напруження в кобальті й, відповідно, локальні спотворення кристалічної ґратки призводять до появи лінійних дефектів – дислокацій та їхнього поширення системами ковзання [15]. Дислокації викликають дефекти пакування кристалічної ґратки, подальше прикладання навантаження призводить до утворення ГЦП структури [15, 16]. Водночас зерна WC з високим модулем пружності деформують більш пластичний кобальт, що знаходиться між ними. Після обробки ВГТ твердого сплаву залишкові напруження, визначені методом $\sin^2\psi$, в WC були напруженнями розтягу зі значенням 70 МПа, водночас до обробки напруження в WC мали протилежний знак і дорівнювали 1460 МПа. Напруження, що виникли під час дії ВГТ твердого сплаву, могли релаксувати в кобальтову матрицю, схожі ефекти релаксації напружень в матрицю спостерігали і в [4, 17, 18]. Збільшення частки ГЦП кобальту в твердому сплаві сприяє підвищенню механічних властивостей останніх, що обумовлює зростання зносостійкості оснащеного таким сплавом інструменту [2, 3, 5, 19].

Отримані результати досліджень підтверджують, що мартенситне фазове перетворення в структурі твердого сплаву WC–15Co у разі обробки ВГТ сприяє підвищенню зносостійкості оснащеного ним інструменту під час вигладжування. У разі переважаючої модифікації кобальту ГЦК структури зерна WC, вдавлюючись під час вигладжування в кобальтову матрицю, пластично деформують її, підвищуючи рельєфність поверхні тертя робочої ділянки вигладжувала (рис. 4, *а*). Нерівності, що виникли внаслідок деформації, є місцями, які зношуються найінтенсивніше, адже вони є елементами профілю контактної поверхні інструменту, за які зачіплюється оброблюваний матеріал в процесі вигладжування. Ідентичний механізм двоетапного поступового зношування інструменту з твердого сплаву за рахунок деформації, екструдювання кобальту та його подальшого відшарування в процесі тертя під час випробування методом pin-on-disk, також спостерігали й були описані у [2]. Відмічено вирішальне значення міцності сполучної фази Co в структурі твердого сплаву у разі збільшення зносостійкості інструменту. У зразку твердого сплаву, який обробляли ВГТ, вміст ГЦП кобальту був більшим у порівнянні з необробленим зразком, деформація була ускладнена обмеженою пластичністю ГЦП системи, кобальт ставав більш крихким [17].

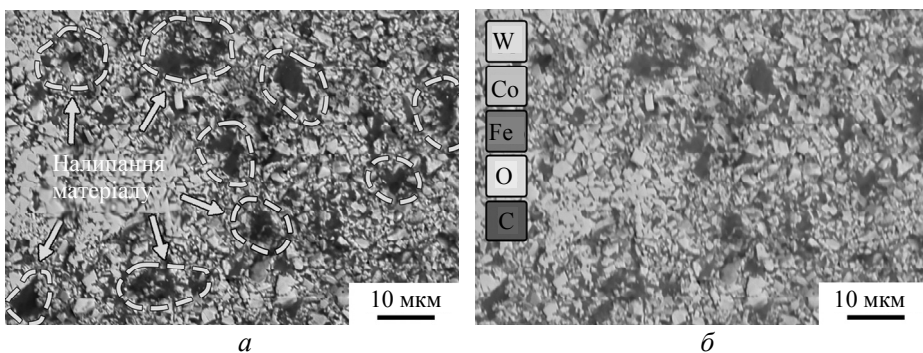


Рис. 4. Зношена поверхня вигладжувача з твердого сплаву, що не обробляли (*а*), та мапа розподілу хімічних елементів цієї ж області (*б*).

Аналіз хімічних спектрів (див. рис. 4, *б* та рис. 5, *б*) показує, що поверхні інструментів з твердого сплаву WC–15Co мають області з переважаючим

вмістом Fe, що вказує на те, що шар налиплого матеріалу походить із оброблюваної сталеві заготовки. Природа зв'язку шару оброблюваного матеріалу з поверхнею інструменту з твердого сплаву автори не вивчали, проте в ряді робіт подібне явище з'єднання мікрочастинок заготовки з поверхнею твердо-сплавного інструменту в процесі обробки деформуванням та різанням описували, як адгезійне налипання [3, 5, 11].

Знімки зношених поверхонь інструментів (див. рис. 4, 5) з матеріалу обох серій були зроблені в місцях, прилеглих до областей, на яких спостерігали неперервний шар матеріалу оброблюваної заготовки. Як видно на рис. 4, а, поверхня вигладжувача з твердого сплаву, який не обробляли, зазнала значного зносу – ділянок, що залишилися не пошкодженими, майже не спостерігали. Перенесений матеріал заготовки рівномірно вкривав усю контактну поверхню інструменту (див. рис. 4, б).

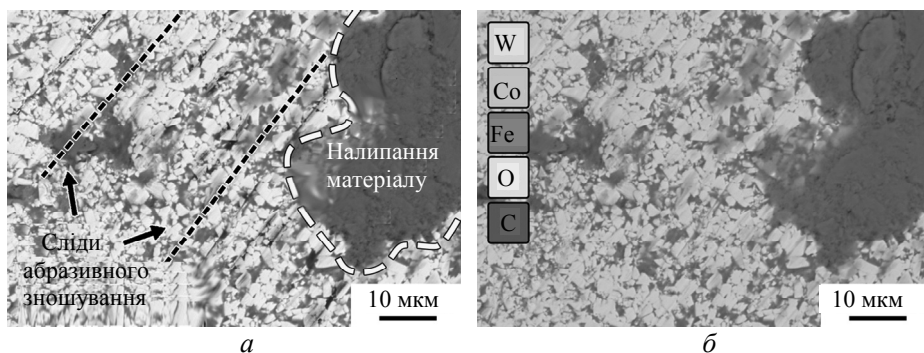


Рис. 5. Зношена поверхня вигладжувача з твердого сплаву, що обробляли ВГТ (а), та мапа розподілу хімічних елементів цієї ж області (б).

Поверхня зносу (див. рис. 5) інструменту з твердого сплаву, який обробляли ВГТ, має характерні сліди абразивного зношування, проте вона більш гладка у порівнянні з поверхнею зносу інструменту з твердого сплаву, який не обробляли. Майже не спостерігали ані областей викришування масивів твердого сплаву, ані викришування окремих зерен WC, але на інструменті наявні області налипання матеріалу сталеві заготовки. В декількох місцях поверхня зразку з твердого сплаву вкрита тонким прошарком матеріалу сталеві заготовки (див. рис. 5, б).

Зношування інструментів з необробленими та обробленими ВГТ зразками з твердого сплаву відбувалося за двома різними механізмами. Більш інтенсивне зношування інструменту з необробленими зразками твердого сплаву, що відповідає більшій втраті об'єму матеріалу, супроводжувалося вириванням суцільних кластерів на контактних ділянках зразка (див. рис. 4). Після випробування вигладжувачів з твердого сплаву, який не обробляли, на робочих поверхнях інструменту спостерігали сліди адгезійного зношування з характерними нерівномірно розподіленими вирвами об'ємів матеріалу (див. рис. 4, рис. 6, а, б). Виміряна різниця між найнижчою і найвищою точками, що реєстрували (див. рис. 6, б) інтерференційним методом на ділянці тертя на вигладжувачі з твердого сплаву якого не обробляли, в середньому складала 17 мкм. У зразках твердого сплаву, які обробляли ВГТ, кобальт, в зв'язку з більшим вмістом ГЦП структури (див. рис. 3, б), мав менший ресурс пластичності, а зношування інструменту, в основному, відбувалося за рахунок викришування окремих зерен WC (див. рис. 6, в, г). Порожнини, які

залишилися після викришування окремих зерен, займали мікрочастинки оброблюваної заготовки, тим самим згладжуючи поверхню інструменту, як це видно на рис. 6, в. Виміряна різниця між найнижчою і найвищою точками, що реєстрували (див. рис. 6, з) інтерференційним методом у контактній зоні на вигладжуючому інструменті, твердий сплав якого обробляли ВГТ, в середньому складала 9 мкм. Мапа поверхні контактної ділянки інструменту, матеріал якого не обробляли, має чітко виражену плоску область з відхиленням висоти в межах 2 мкм та області з зміною висоти поверхні відносно плоскої частини на ~ 7 мкм в додатну та від'ємну сторони. Під час аналізу тривимірних мап ділянок тертя варто враховувати сферичну форму робочої поверхні вигладжувачів. Мапа поверхні контакту тертя інструменту, твердий сплав якого обробляли ВГТ, має форму, що нагадує частину сфери, також на ній наявні дрібні області з максимальним значеннями висоти нерівностей 13–14 мкм.

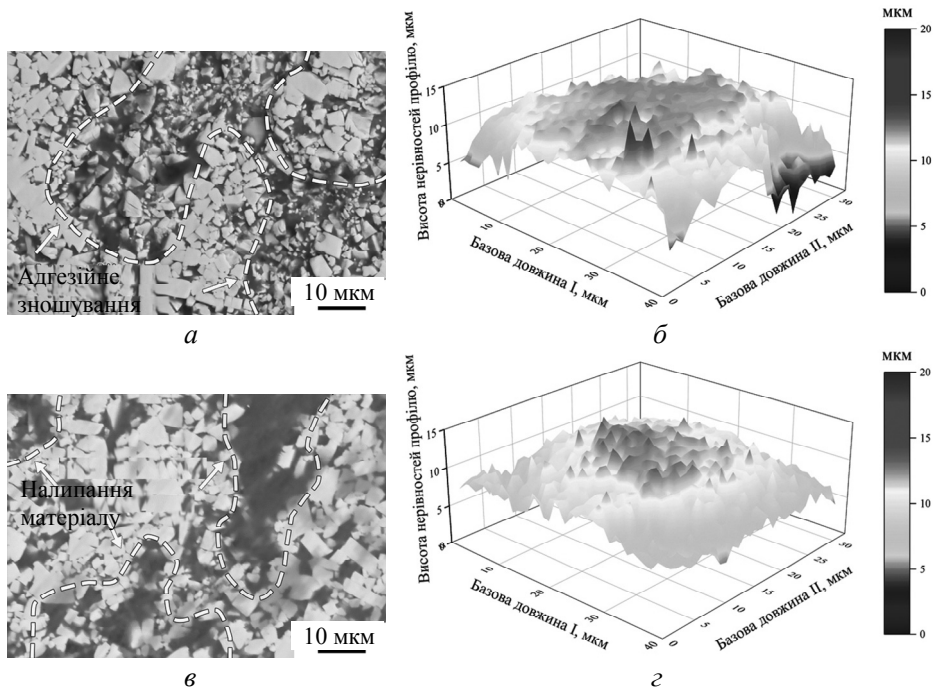


Рис. 6. Структура (а, в) та тривимірні мапи контактних ділянок (б, г) вигладжувачів з твердого сплаву, що не обробляли (а, б) та обробляли ВГТ (в, г).

Більш детально еволюцію зміни топографії контактних ділянок робочих поверхонь деформуючих інструментів в процесі зношування та, як наслідок, зміну якості вигладжуваної поверхні характеризують профілограми оброблених зразків (рис. 7). Шорсткість обробленої поверхні сталльної заготовки на ділянці, яка відповідає початку шляху вигладжування, рівна для інструментів із твердого сплаву обох серій, з показником $Ra = 0,33$ мкм (див. рис. 7, а, б). З профілограми, знятої з поверхні сталної заготовки, обробленої вигладжуванням інструментом, виготовленим з твердого сплаву, який не обробляли ВГТ, видно (див. рис. 7, а), що шорсткість, по мірі проходження вигладжувачем шляху, щораз зростала і на кінцевій ділянці шляху обробки збільшилася майже втричі до $Ra = 0,92$ мкм. На декількох ділянках обробленого зразка шорсткість поверхні навіть перевищувала $Ra = 1$ мкм.

Варто зазначити, що для поверхні, оброблюваної вигладжувачем з твердого сплаву WC–15Co, який не обробляли ВГТ (див. рис. 7, а), під кінець шляху вигладжування характерним була хвилоподібна зміна форми профілю та підвищена висота нерівностей.

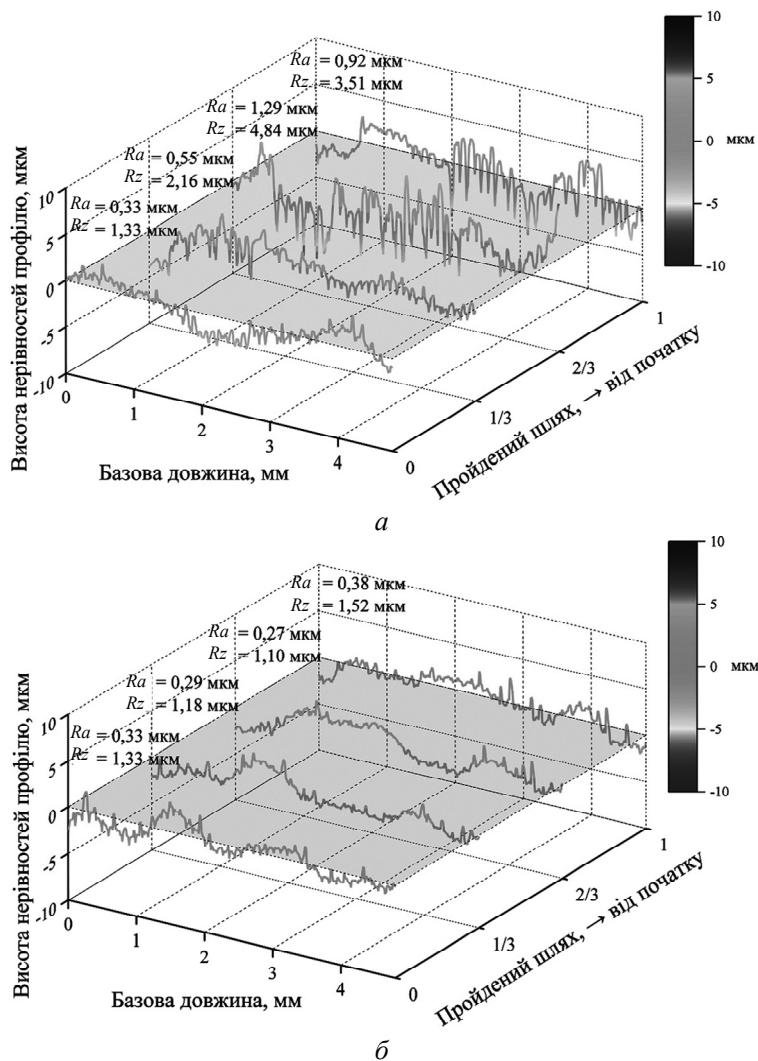


Рис. 7. Профілограми поверхонь заготовок зі сталі 45 після вигладжування інструментом з твердого сплаву, що не обробляли (а) та обробляли ВГТ (б).

Для поверхонь сталевих заготовок, оброблених вигладжувачем з твердого сплаву, який піддавали обробці ВГТ, характерним є зниження шорсткості по мірі проходження шляху вигладжування та незначний її ріст під кінець шляху вигладжування до значення $Ra = 0,38 \text{ мкм}$ (див. рис. 7, б).

ВИСНОВКИ

Вперше експериментально встановлено, що оброблення гідростатичним тиском 400 МПа зразків з твердого сплаву WC–15Co, з яких виготовили деформуючі інструменти для холодного пластичного поверхневого деформування, дозволило підвищити їхню зносостійкість під час вигладжування заго-

товок зі сталі 45. Довша вісь еліптичної плями, що виникла в результаті тертя на робочій поверхні вигладжувача з твердого сплаву, який обробляли ВГТ, становить 70 % від розміру плями на вигладжувачі, який не обробляли.

Оброблення гідростатичним тиском зразків з твердого сплаву ВК15 викликає мартенситне ГЦК→ГЦП поліморфне перетворення в кобальтовій складовій, що сприяло підвищенню міцності твердого сплаву та, як наслідок, підвищенню зносостійкості вигладжувачів з нього. У зразках інструменту з твердого сплаву, який обробляли ВГТ, за рахунок зміни кристалічної структури кобальту та, як наслідок, зміни механізму руйнування мікрооб'ємів матеріалу, зношування переважно відбувалося за рахунок виривання окремих зерен WC, водночас зношування зразків з твердого сплаву, які не піддавали обробці ВГТ, відбувалось за рахунок виривання кластерів зерен WC і Co.

Краща зносостійкість інструментів з оброблених ВГТ зразків твердого сплаву відобразилась на якості обробленої поверхні заготовок із сталі 45. Аналіз поверхні сталевих заготовок після вигладжування інструментом з твердим сплавом, який обробляли ВГТ, показав зменшення шорсткості в 2,5 рази наприкінці шляху вигладжування, у порівнянні з результатом, отриманим у разі вигладжування інструментом з твердим сплавом, який не обробляли ВГТ, з показником $Ra = 0,92$ мкм.

G. Ya. Akimov¹, V. I. Sheremet², I. V. Andreiev³, S. F. Studenets³,
S. Ye. Sheykin³, I. Yu. Trosnikova², P. I. Loboda²

¹Donetsk Institute for Physics and Engineering named after O.O. Galkin,
National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

²National Technical University of Ukraine
“Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”, Kyiv, Ukraine

³Bakul Institute for Superhard Materials,
National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

Effect of high hydrostatic pressure treatment of WC–15Co
cemented carbide on its wear resistance

For the first time, the effect of high hydrostatic pressure (HHP) treatment of 400 MPa of WC–15Co cemented carbide on its phase composition and the wear resistance of the tool equipped with it was studied. It is shown that the HHP treatment caused phase changes by initiating the martensitic FCC→HCP transformation in cobalt, which led to an increase in TRS value from 2100 MPa in samples that were not subjected to HHP treatment to 2250 MPa in the treated sample. The wear behavior of WC–15Co samples that were and were not subjected to HHP treatment was evaluated using the process of cold plastic surface deformation, namely, ball-burnishing of a cylindrical workpiece made of grade 45 structural carbon steel. The axis of the elliptical wear spot on the HHP-treated WC–15Co specimen was found to be 31% smaller than the axis on the untreated specimen. This effect is caused by a change in the tool wear mechanism. While the wear of the tool equipped with the untreated cemented carbide is associated with the removal of massive clusters of WC and Co grains, the removal of individual WC grains is inherent in the wear of the cemented carbide tool after HHP. One of the reasons for the observed effects is that the compressibility of cobalt is twice that of tungsten carbide.

Keywords: wear resistance, high hydrostatic pressure, cemented carbide, cobalt, martensitic phase transformation, transverse rupture strength.

1. Gu L., Huang J., Tang Y., Xie C., Gao S. Influence of different post treatments on microstructure and properties of WC–Co cemented carbides. *J. Alloys Compd.* 2015. Vol. 620. P. 116–119.
2. Weng Z., Gu K., Wang K., Liu X., Cai H., Wang J. Effect of deep cryogenic treatment on the fracture toughness and wear resistance of WC–Co cemented carbides. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2019. Vol. 85. P. 105059–105059.

3. Padmakumar M., Dinakaran D. A review on cryogenic treatment of tungsten carbide (WC–Co) tool material. *Mater. Manuf. Process.* 2020. Vol. 36, no. 6. P. 637–659.
4. Hua T., Guo Z., Jing K., Xiong J., Lei J., Liu J. Residual stress evolution enhanced martensite phase transition and texture development in cryogenic-tempered WC–Co ultra-coarse grained cemented carbide. *Mater. Sci. Eng.: A.* 2022. Vol. 834, art. 142592–142592.
5. Moganapriya Chinnasamy, Rajasekar Rathanasamy, Samir Kumar Pal, Sathish Kumar Palaniappan. Effectiveness of cryogenic treatment on cutting tool inserts: A review. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2022. Vol. 108. P. 105946–105946.
6. Padmakumar M., Guruprasath J., Prabin Achuthan, Dinakaran D. Investigation of phase structure of cobalt and its effect in WC–Co cemented carbides before and after deep cryogenic treatment. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2018. Vol. 74. P. 87–92.
7. Padmakumar M., Guruprasath J., Dinakaran D. Influence of cryo-processing on properties of tungsten carbide with low, medium and high cobalt content. *Mater. Res. Express.* 2019. Vol. 6, no. 10? 106597–106597.
8. Gill S.S., Singh J., Singh H., Rupinder S. Metallurgical and mechanical characteristics of cryogenically treated tungsten carbide (WC–Co). *Int. J. Adv. Manuf. Tech.* 2012. Vol. 58. P. 119–131.
9. Duszová A., Hvizdoš P., Lofaj F., Major L., Dusza J., Morgiel J. Indentation fatigue of WC–Co cemented carbides. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2013. Vol. 41. P. 229–235.
10. Maximov J.T., Duncheva G.V., Anchev A.P., Ichkova M.D. Slide burnishing –review and prospects. *Int. J. Adv. Manuf. Tech.* 2019. Vol. 104, nos. 1–4. P. 785–801.
11. Maximov J., Duncheva G. The Correlation between surface integrity and operating behaviour of slide burnished components – A review and prospects. *Appl. Sci.* 2023. Vol. 13, no. 5, art. 3313–3313.
12. Lisovskii A.F., Tkachenko N.V. The submicrostructure of WC–Co hard metals alloyed with transition metals by the technology of treatment with metallic melts. *Powder Metall. Met. Ceram.* 1997. Vol. 36, nos. 11–12. P. 633–638.
13. Mukhanov V.A., Kurakevych O.O., Solozhenko V.L. The interrelation between hardness and compressibility of substances and their structure and thermodynamic properties. *J. Superhard Mater.* 2008. Vol. 30, no. 6. P. 368–378.
14. Fang J., Liu X., Lu H., Liu X., Song X. Crystal defects responsible for mechanical behaviors of a WC–Co composite at room and high temperatures – a simulation study. *Acta Crystallogr. B, Struct. Sci. Cryst. Eng. Mater.* 2019. Vol. 75, no. 2. P. 134–142.
15. Eizadjou M., Chen H., Czettl C., Pachthofer J., Primig S., Ringer S.P. An observation of the binder microstructure in WC–(Co+Ru) cemented carbides using transmission Kikuchi diffraction. *Scripta Mater.* 2020. Vol. 183. P. 55–60.
16. Wu J., Liao C., Yang Y., Yang G., Wu M. Effects of Electropulsing Treatment on Microstructure and Properties of Cemented Carbide (WC–15Co). *Metall. Mater. Trans. A.* 2020. Vol. 51, no. 12. P. 6759–6767.
17. Maier K., Klünsner T., Pichler P., Marsoner S., Ecker W., Czettl C., Schäfer J., Ebner R. Strain ratcheting limit stresses as a function of microstructure of WC–Co hardmetals under uniaxial cyclic loads under a stress ratio of $R = -\infty$ at elevated temperatures. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2022. Vol. 102. 105699–105699.
18. Bogomol I., Loboda P. Directionally solidified ceramic eutectics for high-temperature applications. MAX Phases and Ultra-high Temperature Ceramics for Extreme Environments / eds. I.M. Low, Y. Sakka, Ch.F. Hu. IGI Global, 2013. P. 303–322.
19. Zhang L., Wang Z., Chen S., Xu T., Zhu J., Chen Y. Binder phase strengthening of WC–Co alloy through post-sintering treatment. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2015. Vol. 50. P. 31–36.

Надійшла до редакції 01.08.24

Після доопрацювання 12.09.24

Прийнята до опублікування 13.09.24