

УДК 669.018.25

А. Ф. Лисовський (м. Київ)
Е. О. Цкітшвілі (м. Макіївка)
А. І. Кулик (м. Світловодськ)
О. Ф. Курочкін, В. Г. Лясков (м. Кривий Ріг)
В. В. Пашинський, А. Д. Рябцев, Д. Г. Сидоренко,
А. В. Феофілактів (м. Донецьк)

**Технологія виробництва крупногабаритних
твердосплавних виробів та освоєння
їх промислового виробництва
для металургійної промисловості України***

Викладено наукові дослідження, які склали основу технології виготовлення крупногабаритних твердосплавних виробів, та особливості виготовлення твердосплавних валків для оснащення металургійної промисловості.

***Ключові слова:** спечені тверді сплави, крупногабаритні вироби, технологія, валки.*

ВСТУП

Розробка високих технологій, наукоємної продукції, промислове освоєння її випуску, вихід на світові ринки є важливою задачею, яку поставили Уряд і Національна академія наук України перед науковими організаціями та промисловими підприємствами. Для вирішення цієї задачі були об'єднані зусилля наступних наукових і виробничих організацій — Інституту надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, Донецького національного технічного університету, Науково-виробничого товариства “Донікс”, Державного підприємства “Інженерний центр твердих сплавів “Світкермет”, ВАТ “Арселор Міттал Кривий Ріг” і ЗАТ “Макіївський металургійний завод”.

Об'єктом для реалізації цієї програми були вибрані крупногабаритні твердосплавні валки для оснащення металургійної промисловості України. Для досягнення поставленої мети була розроблена стратегія спільних дій, яка включала розробку наукових засад створення та експлуатації крупногабаритних твердосплавних виробів; розробку передової технології виготовлення крупногабаритних твердосплавних виробів, яка забезпечує світовий рівень їх якості; розробку унікального устаткування, що забезпечує високу точність контролю технологічних параметрів виготовлення виробів та є придатним для масового виробництва крупногабаритних виробів; створення в Україні високоефективного виробництва крупногабаритних твердосплавних виробів, впровадження їх у виробництво з урахуванням умов експлуатації.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

У період освоєння виробництва крупногабаритних твердосплавних виробів виникла проблема боротьби з залишковою пористістю після завершально-

* Робота висунута на здобуття Державної премії України в галузі науки і техніки.

© А. Ф. ЛИСОВСЬКИЙ, Е. О. ЦКІТШВІЛІ, А. І. КУЛИК, О. Ф. КУРОЧКІН, В. Г. ЛЯСКОВ, В. В. ПАШИНСЬКИЙ,
А. Д. РЯБЦЕВ, Д. Г. СИДОРЕНКО, А. В. ФЕОФІЛАКТІВ, 2010

го спікання твердих сплавів. Без ліквідації пор не уявлялось можливим отримати високоякісні вироби. Це в першу чергу пояснюється тим, що пори є центрами зародження тріщин при втомі, які при циклічних навантаженнях швидко ростуть і ведуть до катастрофічного руйнування твёрдосплавного виробу.

Спеціальними дослідженнями було встановлено, що в період рідкофазного спікання в об'ємі спечених твёрдосплавних виробів утворюються стійкі пори [1]. На



Рис. 1. Мікроструктура спеченого твёрдого сплаву WC—6Ni, $\times 100$.

рис. 1 показано мікроструктуру такого сплаву, де чітко видно пори, що заповнилися рідиною, та пори, що не заповнились, незважаючи на те, що кут змочування карбїду вольфраму дорівнював нулю.

Стало зрозуміло, що на рідину в ізольованій порі діє дві сили. Одна з них викликана капілярним тиском, під дією якого рідина заповнює пору, друга є невідомою, яка діє в об'ємі спеченого сплаву і протидіє капілярній силі. Завдання полягало в тому, щоб визначити всі сили, які діють на рідину в порі. Для вирішення цього були проведені теоретичні та експериментальні дослідження взаємодії металічних розплавів зі спеченим твёрдим сплавом і встановлено, що в об'ємі твёрдосплавного виробу вище температури плавлення зв'язки існує тиск міграції П. Він має фізичне трактування як тиск всмоктування, що діє на металічний розплав. Тиск П описується наступним виразом [2]:

$$П = \frac{K}{3d} (\gamma_{т-т} - 2k\gamma_{т-р}) \left(\frac{1-u}{u} \right)^{\frac{1}{3}}, \quad (1)$$

де γ — поверхневий натяг; k — коефіцієнт, що враховує співвідношення площ поверхонь твёрде тіло—рідина та твёрде тіло—твёрде тіло; d — розмір часточок; u — об'ємна доля рідкої фази в сплаві; коефіцієнт K , що враховує форму твёрдих часточок та форму комірок, які вони утворюють; індекси т-р, т-т — вказують, що позначені ними величини відносяться відповідно до міжфазних поверхонь твёрде тіло—рідина та твёрде тіло—твёрде тіло. Саме тиск міграції П протидіє капілярному тиску при заповненні пори рідиною.

Таким чином, на рідину в порі діє капілярний тиск P_k , під дією якого рідина надходить в пору, та тиск П, під дією якого рідина мігрує з пори в об'єм твёрдосплавного тіла. За умови $P_k > П$ рідина заповнює пору, якщо $P_k < П$ — рідина не заповнює пору [3]. Виходячи з рівності $P_k = П$, можна визначити

критичний радіус пори $r_{кр}$. Приймаючи до уваги, що $P_k = k_n \frac{\gamma_{р-г}}{r} \cos \theta$ (де k_n — геометричний коефіцієнт пори; $\gamma_{р-г}$ — поверхневий натяг рідина—газ; θ — кут змочування) та вираз (1), отримуємо

$$\frac{K}{3d} (\gamma_{т-т} - 2k\gamma_{т-р}) \left(\frac{1-u}{u} \right)^{\frac{1}{3}} = k_n \frac{\gamma_{р-г}}{r} \cos \theta.$$

З цього виразу маємо

$$r_{кр} = \frac{3k_n}{K} d \left(\frac{1-u}{u} \right)^{\frac{1}{3}} \frac{\gamma_{p-r} \cos \theta}{(\gamma_{T-T} - 2k\gamma_{T-p})}. \quad (2)$$

Всі пори, розмір яких $r < r_{кр}$, заповнюються рідиною, а пори, розмір яких $r > r_{кр}$, є стійкими і не заповнюються рідиною.

Вираз (2) був отриманий також в результаті термодинамічного дослідження поведінки рідини в ізольованій порі та підтверджений експериментальними дослідженнями [3]. В табл. 1 приведені величини $r_{кр}$ для спечених твердих сплавів WC—Co і WC—Ni різного складу.

Таблиця 1. Критичний розмір пор ($d_{кр} = 2r_{кр}$) для твердих сплавів WC—Co і WC—Ni

Сплав	Склад, % (за масою)		Вміст рідкої фази, % (за об'ємом)	Питома поверхня WC, мкм ² /мкм ³	Критичний розмір пор $d_{кр}$, мкм
	Co*	Ni*			
WC—4Co	3,85	—	9,1	2,9	5
WC—6CoM	5,90	—	13,8	3,6	5
WC—6Co	5,90	—	13,8	3,0	6
WC—6CoB	5,90	—	13,8	2,0	10
WC—8Co	7,60	—	17,5	3,2	8
WC—10Co	9,65	—	21,8	2,9	9
WC—15Co	14,30	—	31,1	2,6	14
WC—20Co	20,10	—	41,9	2,9	18
WC—4Ni	—	4,01	9,6	3,6	4
WC—6Ni	—	6,0	13,9	3,6	6
WC—10Ni	—	9,98	22,5	3,6	12
WC—15Ni	—	13,8	30,8	3,6	16
WC—20Ni	—	20,12	41,7	3,6	20

* Решта — карбід вольфраму.

Результати проведених досліджень показали, що безпористі твердосплавні вироби можна отримати тільки застосувавши зовнішній тиск, величина якого повинна бути не меншою за тиск міграції П, при цьому в порі не повинно бути газоподібної фази.

Наступним кроком на шляху створення високоякісних крупногабаритних твердосплавних виробів була розробка концепції формування структури спечених твердих сплавів, які працюють у важких умовах при динамічних навантаженнях. [4].

Твердосплавний виріб у період роботи активно взаємодіє з оточуючим середовищем, в його об'ємі періодично виникають поля напружень та температури, має місце пружна і пластична деформація. Це означає, що такий виріб є відкритою системою, яка поглинає з оточуючого середовища енергію та накопичує її в об'ємі. У результаті цього процесу в об'ємі твердосплавного виробу виникають різні дефекти — дислокації, пори, дисклінації, поверхні ковзання, мікротріщини. Накопичуючись, ці дефекти досягають стадії організації в об'ємні структури. В об'ємі виробу формується структура дефектів. Вона викликає деградацію вихідної структури твердого сплаву, яку

він отримав після рідкофазного спікання. У кінцевому результаті це веде до повного руйнування твердосплавного виробу.

Розглядаючи твердосплавний виріб як відкриту систему, слід відзначити, що організація дефектів в просторові структури проходить через стан біфуркацій в системі. Перша точка біфуркації відповідає початку руху мікротріщин, друга — визначає момент переходу тріщини в режим автотельного росту і третя — початок нестабільного росту тріщини, який веде до катастрофічного руйнування виробу. На кінетичних діаграмах тріщиноустійкості при втомі початок руху мікротріщини та її перехід в режим автотельного росту визначається пороговим коефіцієнтом інтенсивності напружень K_{th} , а перехід системи в режим нестабільного руйнування — критичним коефіцієнтом інтенсивності напружень K_{fc} . Ці точки визначають певні стадії дисипації енергії твердосплавним виробом та організації дефектів у просторові структури. Аналіз роботи крупногабаритних твердосплавних виробів, зокрема валків, показав, що в подальшому має місце організація дефектів у сітку макротріщин. Таким чином, в певному об'ємі твердосплавного виробу на субмікро-, мікро- та макрорівні формується нова просторова структура дефектів, яка веде до деградації вихідної структури твердого сплаву та руйнування виробу. Щоб забезпечити високий ресурс роботи крупногабаритних твердосплавних виробів, необхідно на кожному рівні формувати такі структури твердого сплаву, які б успішно протистояли розвитку та організації дефектів.

На субмікрорівні одним з напрямків формування структури твердих сплавів є збереження кубічної модифікації кобальтової зв'язки. Під дією напружень в кобальтовій зв'язці проходить поліморфне перетворення кубічної ґратки в гексагональну, при цьому твердий сплав втрачає властивість релаксувати виникаючі напруження, що веде до появи мікротріщин. Це пояснюється тим, що кубічна ґратка кобальту має чотири поверхні легкого ковзання в системі $\langle 110 \rangle \{111\}$, а гексагональна тільки одну. Слід прийняти до уваги те, що прошарки кобальтової зв'язки знаходяться в об'ємі, який затиснутий часточками карбіду вольфраму, а тому ця єдина поверхня легкого ковзання в кобальті є здебільшого заблокованою. Щоб вирішити проблему формування необхідної структури на субмікрорівні, необхідно розкрити причини поліморфного перетворення кобальту та навчитися цілеспрямовано керувати цим процесом. З цією метою було вивчено вплив легуючих елементів Ti, Zr, Ta, Nb, Cr, Ni, Re, Si на поліморфне перетворення кобальтової фази, структуру та фізико-механічні властивості спечених твердих сплавів [5—9]. Дослідженнями встановили, що в спечених твердих сплавах після охолодження кобальтова фаза має кубічну ґратку при малому значенні енергії дефекту упаковки, який дорівнює $0,017 \text{ Дж/м}^2$. Ця ґратка є нестійкою, а тому під дією зовнішнього тиску вона перетворюється в гексагональну [7]. Легуючі елементи реній та кремній суттєво впливають на величину енергії дефекту упаковки, що веде до глибокого перетворення кубічної модифікації кобальту в гексагональну [5, 6]. Титан, тантал та ніобій не впливають на поліморфне перетворення кобальтової фази, а нікель стабілізує її кубічну модифікацію [7, 8]. Приймаючи до уваги те, що мікротріщини зароджуються на міжфазних поверхнях, важливе значення має зміцнення цих поверхонь. Кремній є поверхнево-активним елементом в системі WC—Co. При цьому він зміцнює міжфазні границі і гальмує розвиток мікротріщин, особливо ефективною є комбінована дія кремнію та нікелю. Цей висновок підтверджується дослідженнями тріщиноустійкості при втомі спечених твердих сплавів, легуваних вищезазначеними елементами [8—11].

Мікроструктура спечених твердих сплавів визначається розміром карбідних часточок d_{WC} , товщиною прошарків зв'язки L_{Co} , питомою контактною $S_V^{WC/WC}$ та міжфазною $S_V^{WC/Co}$ поверхнями, суміжністю C_{WC} . При формуванні структури твердих сплавів на мікрорівні основним завданням є збільшення величин K_{th} та K_{fc} . Це може бути досягнуто шляхом зміни основних параметрів мікроструктури (d_{WC} , L_{Co} , $S_V^{WC/WC}$, $S_V^{WC/Co}$, C_{WC}). Основним завданням при формуванні структури спечених твердих сплавів на мікрорівні є гальмування розвитку мікротріщин. Повну інформацію про швидкість поширення мікротріщин дає тріщиностійкість при втомі. У табл. 2—4 та на рис. 2 показані склад, структура та кінетична діаграма тріщиностійкості при втомі зразків зі сплаву WC—6Co (BK6). З наведених даних [10, 11] випливає, що збільшення товщини прошарків кобальтової фази та легування нікелем і кремнієм зменшує швидкість розвитку мікротріщин у 30 разів.

Таблиця 2. Структура твердих сплавів

Сплав	S_V^{WC} , мм ² /мм ³	$S_V^{WC/Co}$, мм ² /мм ³	d_{WC} , мкм	L_{Co} , мкм
BK6	3030	970	1,9	0,41
BK6C	3000	960	1,9	0,42
BK6KC	2060	660	3,1	0,61
BK6KC—Ni	2040	660	3,1	0,61
BK6KC—(Ni, Si)	2090	670	3,0	0,60

Таблиця 3. Склад і властивості Со-фази

Сплав	Склад Со-фази*, % (за масою)				Властивості Со-фази	
	W	Co	Ni	Si	H_{th} , ГПа	E , ГПа
BK6	10,4	89,6	—	—	5,8	264
BK6C	10,5	89,5	—	—	5,8	262
BK6KC	10,5	89,5	—	—	5,8	265
BK6KC—Ni	10,2	70,8	19,0	—	3,9	260
BK6KC—(Ni, Si)	8,0	72,2	18,5	1,3	3,9	260

* Без урахування розчиненого вуглецю.

Таблиця 4. Властивості твердих сплавів WC—Co*

Сплав	H_c , кА/м	HV , ГПа	K_{Ic} , МПа·м ^{0,5}	R_{bm} , ГПа	R_{cm} , ГПа	$W_{заг}$, МДж/м ³	λ	K_{th} , МПа·м ^{0,5}	K_{fc} , МПа·м ^{0,5}
BK6	14,2	15,0	13	1,8	5,0	69	1,0	6,9	10,6
BK6C	14,2	15,0	14	1,8	5,0	78	1,3	7,3	11,0
BK6KC	8,1	14,1	15	2,1	4,2	121	2,6	8,1	11,8
BK6KC—Ni	8,2	14,0	16	2,1	4,2	130	3,0	8,8	12,3
BK6KC—(Ni, Si)	8,2	14,1	16	2,1	4,2	135	3,2	9,1	12,6

* H_c — коерцитивна сила; HV — твердість; K_{Ic} — тріщиностійкість; R_{bm} — границя міцності при згині; R_{cm} — границя міцності при стиску; $W_{заг}$ — загальна робота руйнування; λ — коефіцієнт енергопоглинання матеріалу.

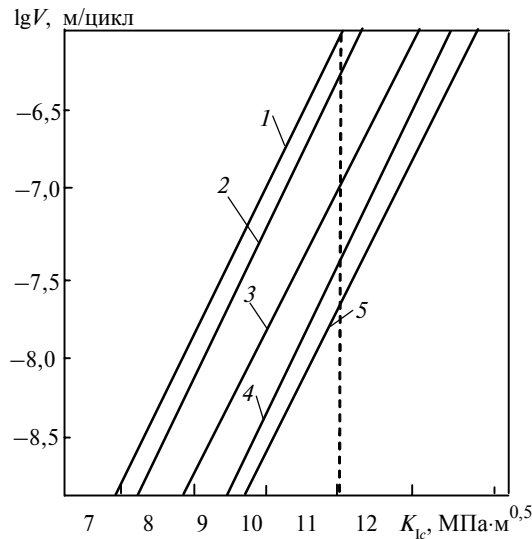


Рис. 2. Кінетичні діаграми тріщиностійкості при втомі твердих сплавів BK6 (1), BK6C (2), BK6KC (3), BK6KC—Ni (4), BK6KC—Ni, Si (5).

Таким чином, легування сплавів WC—Co нікелем та кремнієм дозволяє гальмувати розвиток мікротріщин на субмікро- та мікрорівні і відповідно суттєво підвищити ресурс роботи крупногабаритних виробів.

У Донецькому національному технічному університеті В. В. Пашинським проведений цикл досліджень з виявлення структурних факторів, що визначають робочі характеристики твердих сплавів для виробництва прокатних валків та розвитку методів їх підвищення [12—16]. На першому етапі досліджено структурні особливості процесу пошкодження поверхні калібрів прокатних валків при експлуатації. Показано, що пошкодження поверхні калібрів валків з твердих сплавів визначається протіканням двох конкурентних процесів: утворення зародків зносу і зростання крихких тріщин. У матеріалах з карбідними часточками розміром більше 4—5 мкм розвиток сітки розпалу відбувається шляхом виникнення осередків руйнування з подальшим зростанням цих ділянок. Крихкі тріщини ростуть у цьому випадку між зародками, об'єднуючись в замкнену сітку розпалу. У сплавах із зерном менше 1—2 мкм ділянки первинного пошкодження індукують зростання тріщин за механізмом крихкого руйнування (див. рис. 3). Ширина тріщини швидко стає значно більше типового розміру часточок карбиду і ділянок зв'язки і вони не можуть грати роль ефективного гальма тріщини. Працездатність матеріалу визначається в цьому випадку його опором розповсюдженню крихкої тріщини, а тому оптимальне співвідношення між карбідною і зв'язуючою фазами для певних умов експлуатації залежатиме від розміру карбідної фази.

На підставі кількісної оцінки теплової і механічної дії на поверхню калібру в процесі прокатки запропоновано показник $K_{\text{енерг}}$, який обчислюється на основі фізичних характеристик процесу деформації, таких як температура, величина обтискання, механічна потужність та ін., що дозволяє точніше оцінити умови роботи валків [17]:

$$K_{\text{енерг}} = \frac{N}{q},$$

де q — теплова потужність; N — механічна потужність (які передаються через одиницю контактної поверхні). Величину $K_{\text{енерг}}$ використовують для обґрунтованого вибору матеріалу валків.

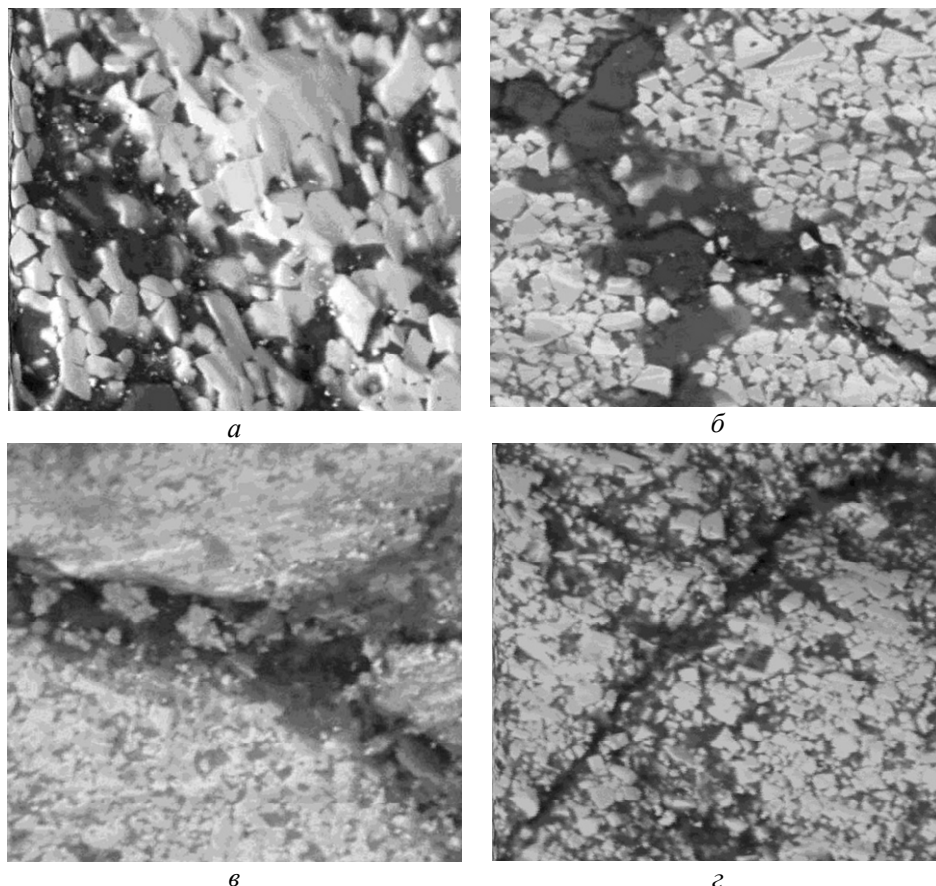


Рис. 3. Характер зношування поверхонь калібрів валків, виготовлених за різними технологіями зі сплаву з 15 % зв'язки: *а* — гаряче ізостатичне пресування (ГІП); *б* — вакуумне спікання (ВС); *в* — гаряче вакуумне пресування (ГВП); *г* — кероване гаряче вакуумне пресування (ГВПкер).

Встановлено, що в структурі твердих сплавів, отриманих методом ГВП, формується ієрархічна неоднорідність, яка може бути описана методами фрактальної геометрії [18]. Мінімальними елементами фрактала є конгломерати карбідних часточок, що послідовно об'єднуються в групи вищих порядків. Розмірність такого фрактала є дробною і змінюється в інтервалі від 1,3 до 2. Завдяки явищу самоподібності про ступінь розвитку фрактальної структури можна судити на підставі оцінки кількісних характеристик конгломератів. При оптимізації технології виробництва і при оцінці якості твердих сплавів разом з характеристиками, передбаченими ГОСТ 9391—86, необхідно оцінювати ступінь розвитку фрактальної структури, ступінь перекристалізації і ступінь суміжності карбідних часточок. Вплив параметрів структури на міцність сплаву ілюструється рис. 4 і 5. На підставі аналізу взаємозв'язку структури і властивостей сплавів були сформульовані вимоги до оптимальної структури твердого сплаву.

Встановлено, що неоднорідність структури формується ще на етапі розмелу компонентів суміші. Проведені дослідження показали, що гранулометричний склад суміші при постійних характеристиках млина (діаметр тіл, що мелють, і співвідношення мас шихти і тіл, що мелють) визначається такими параметрами, як тривалість попереднього розмелу зв'язки, тривалість сумісного розмелу зв'язки з карбідною фазою, а також тонкою кристалічною будовою часточок карбідної фази. При цьому в суміші формуються скупчення карбідних часточок з характеристичним розміром, схожим на розмір неоднорідностей (конгломератів) першого рівня, що виявляються в твердому сплаві після спікання (рис. 6).

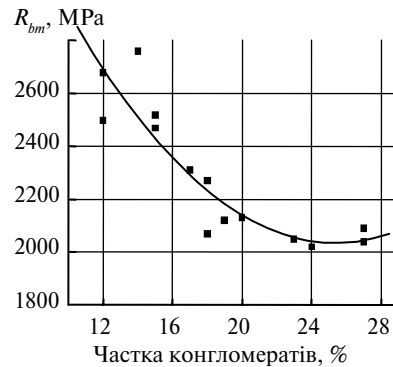


Рис. 4. Залежність тимчасового опору згину R_{bm} від частки конгломератів в структурі сплаву ВК20.

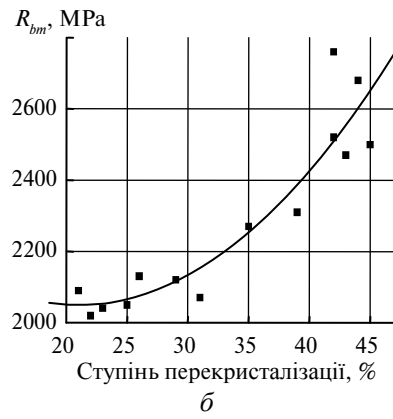
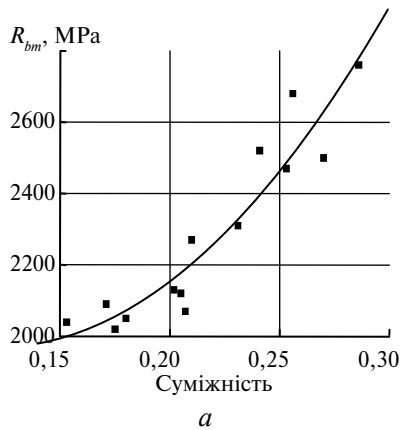


Рис. 5. Залежність тимчасового опору згину R_{bm} сплаву ВК20 від структурних характеристик (a — ступінь суміжності, b — ступінь перекристалізації).

Вищезазначені наукові розробки склали основу технології виготовлення крупногабаритних тврдосплавних прокатних валків, яка була розроблена НВТ “Донікс” у співробітництві з ДонНТУ та Державним підприємством “Інженерний центр твердих сплавів “Світкермет” [19—26]. При організації виробництва в умовах НВТ “Донікс” з урахуванням високої капіталоемності технології ГВП за основу була взята технологія ГВП і був проведений комплекс науково-дослідних і дослідно-конструкторських робіт з її адаптації до вимог виробництва тврдосплавних валків.

Для подолання недоліків процесу ГВП були проведені дослідження, які дозволили виявити причини зниженої працездатності валків, що виготовляються цим методом. У результаті комплексу експериментальних і теоретичних досліджень розроблена концепція процесу керованого гарячого вакуумного пресування (ГВПкер). Основна ідея його полягає в немонотонній незалежній зміні в часі основних параметрів процесу — температури і тиску, що дозволяє впливати на протікання процесів структурних перетворень у сплаві в ході пресування і отримувати різні структурні характеристики спла-

ву залежно від вимог, що пред'являються до нього. На підставі теоретичного аналізу визначені принципи комбінування впливу тиску і температури і експериментально відпрацьовані конкретні режими ГВП_{кер} кожного складу сплавів. Дослідженнями встановлено, що кінетика усадки твердих сплавів при ГВП описується рівнянням типу

$$Y = \frac{1}{1 - \exp\left(-\frac{X-c}{d}\right)},$$

де Y — лінійна величина усадки; X — тривалість усадки; c, d — емпіричні константи.

Склад суміші, % (за масою)	Початковий розмір часточок 10 мкм		Початковий розмір часточок 12 мкм	
	80 % WC + 10 % Ni + 10 % Co		84 % WC + 8 % Ni + 8 % Co	
Режим відбитих електронів				
Характеристичне випромінювання W				

Рис. 6. Розподіл часточок WC в порошкових сумішах твердих сплавів після розмелу, $\times 5000$.

Отримані в роботі кількісні дані були використані для корекції режимів пресування твердих сплавів при ГВП. Це дозволило розробити нову технологію ГВП_{кер} твердих сплавів, яка забезпечує високу якість крупногабаритних твердосплавних виробів. Технологія ГВП_{кер} дозволяє отримувати вироби масою до 150 кг, діаметром до 400 мм і заввишки до 200 мм, що повністю відповідає вимогам до крупногабаритних валків, які використовуються в клітках блокової конструкції та чистових клітках дрібносортових прокатних станів. Авторським колективом розроблена конструкція установки гарячого вакуумного пресування, особливостями якої є можливість автоматизованої зміни за заданою програмою температур процесу в інтервалі 100—1500 °C з точністю ± 3 °C при підтримці вакууму в робочій камері не менше 10^{-3} мм рт. ст. Точність реєстрації лінійного переміщення пуансона преса складає $\pm 0,005$ мм. Це дозволяє керувати процесом на основі контролю кінетики усадки твердого сплаву при пресуванні.

Для забезпечення високої якості продукції і зменшення відбракування напівфабрикатів у процесі виробництва було виконано цикл теоретичних і експериментальних досліджень, що дозволили обґрунтувати можливість оперативного визначення характеристик макро- і мікроструктури сплаву на основі результатів оцінки параметрів розповсюдження пружних ультразвукових коливань (УЗК) в матеріалі [27, 28]. Вперше було розроблено і використано у виробництві методики оцінки пористості сплаву на основі визначення відносної амплітуди фону розсіяння коливань, методики оцінки мікроструктурних параметрів на основі вимірювання швидкості розповсюдження УЗК і спектрального складу сигналу акустичної емісії. Показано, що інтегральною

характеристикою якості матеріалу при постійному хімічному складі може служити коефіцієнт загасання УЗК. На основі запропонованих методик розроблено процедури статистичного контролю стабільності технологічного процесу, що дозволяють виявляти небажані відхилення до того, як вони призводять до появи браку. На рис. 7 наведено приклад карти статистичного контролю стабільності процесу виробництва за результатами визначення параметрів розповсюдження ультразвукових коливань.

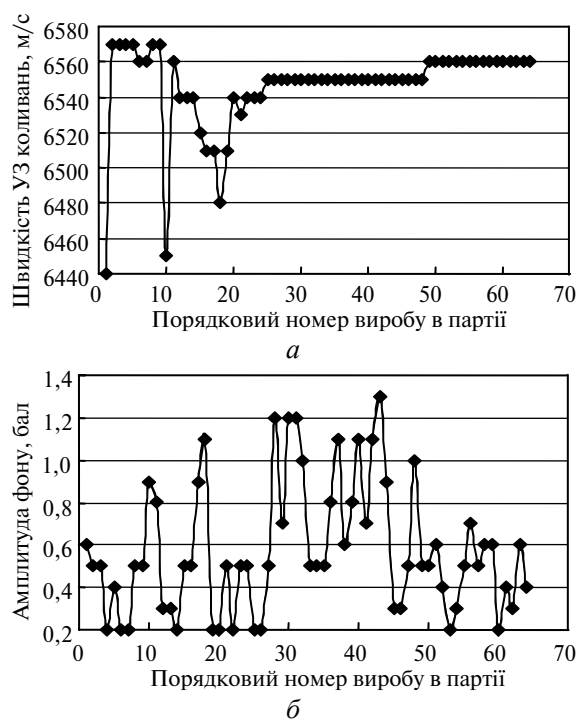


Рис. 7. Карти статистичного контролю стабільності процесу по швидкості розповсюдження УЗК (а) та по відносній амплітуді фону розсіювання УЗК (б).

Результати досліджень дозволили виявити основні технологічні параметри, що впливають на отримання необхідної структури і властивостей, і прискорити процес знаходження оптимальних значень параметрів за рахунок використання методик активного експерименту і математичної обробки результатів. В цілому розроблена система управління якістю дозволила сертифікувати продукцію відповідно до вимог стандарту ISO 9001—2000. У табл. 5 наведено показники стабільності характеристик твердосплавних валків, які забезпечуються розробленою технологією.

Таблиця 5. Характеристики твердосплавних валків, вироблених за технологією ГВПкер

Характеристика	Номінальне значення	Спостережуване відхилення (у 95 % випадків)
Міцність на згин, МПа	2850	±100
Твердість, <i>HRA</i>	86	±1
Густина, г/см ³	14,05	±0,05
Швидкість розповсюдження ультразвукових хвиль, м/с	6730	±20

Для постійного підвищення якості продукції у співробітництві з ВАТ “Арселор Міттал Кривий Ріг” і ЗАТ “Макіївський металургійний завод” розроблено систему моніторингу ефективності використання валків на підставі фіксації, накопичення і аналізу даних про напрацювання на калібр за кожну установку і показники зносу калібру, що визначають при його перешліфовуванні. На рис. 8 показано схему фіксації параметрів зношування калібру в процесі експлуатації.

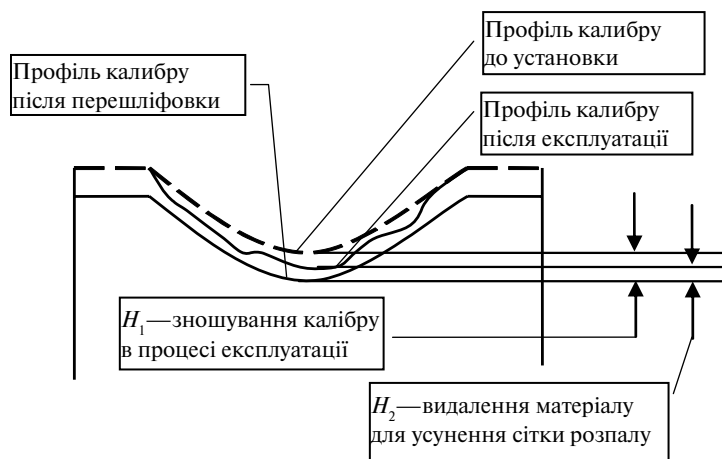


Рис. 8. Схема фіксації параметрів зношування калібру в процесі експлуатації.

Важливе значення для ефективного використання мав проведений підприємствами ВАТ “Арселор Міттал Кривий Ріг” і ЗАТ “Макіївський металургійний завод” комплекс робіт по забезпеченню раціонального режиму охолодження валків. У результаті напрацювання на калібр було підвищене на 11—25 % в порівнянні з кращими імпортними аналогами, що експлуатувалися в тих же клітках, і зменшена величина шару матеріалу, що видаляється при перешліфовці.

З використанням отриманих результатів з 2002 р. було почато промислове виробництво валків за новою технологією і їх постачання на металургійні підприємства України. Комплекс науково-дослідних, експериментально-конструкторських та організаційних робіт дозволив по критерію якість/вартість отримати твердосплавні валки вище кращих світових зразків. Організація власного виробництва твердосплавних валків в Україні дозволила не тільки позбавитися від імпортої залежності, але і накопичити досвід виробництва високоефективних валків та вийти на міжнародний ринок такої продукції, почавши експортні постачання в Російську Федерацію, Білорусь, Молдову, Болгарію, Індію. У даний час освоєно виробництво 18 марок твердих сплавів, серійно випускаються валки і бандажні кільця восьми типорозмірів. Загальний об’єм виробництва твердосплавних прокатних валків за період із січня 1996 р. по грудень 2009 р. склав 210000 кг.

ВИСНОВОК

Виконаний комплекс науково-дослідних, експериментально-конструкторських та організаційних робіт дозволив створити високоефективне промислове виробництво крупногабаритних твердосплавних виробів, забезпечити ними металургійну промисловість України та вийти на світові ринки збуту таких виробів.

Изложены научные исследования, на основании которых разработана технология изготовления крупногабаритных твердосплавных изделий, а также особенности изготовления твердосплавных валков для оснащения металлургической промышленности.

Ключевые слова: *спеченные твердые сплавы, крупногабаритные изделия, технология, валки.*

In the article scientific researches on the basis of which the manufacturing techniques large-sized cemented carbide products are developed, and also are stated to feature of manufacturing of cemented carbide rollers for equipment of an iron and steel industry.

Key words: *sintered hard alloys, large-dimensional products, technology, rollers.*

1. Лисовский А. Ф. Формирование структуры композиционных материалов при обработке металлическими расплавами. — Киев: Наук. думка, 2008. — 198 с.
2. Lisovsky A. F. The migration of metal melts in sintered composite materials // Int. J. Heat Mass Transfer. — 1990. — **33**, N 8. — P. 1599—1603.
3. Lisovsky A. F. Thermodynamics of isolated pores filling with liquid in sintered composite materials // Met. Mater. Trans. A. — 1994. — **25**. — P. 733—740.
4. Lisovsky A. F. The concept of the structure formation in cemented carbides designed to operate under extreme conditions at dynamic loading // Proc. Second Int. Conf. "Materials and Coatings for Extreme Performances: Investigations, Applications, Ecologically Safe Technologies for their Production and Utilization", Katsiveli-Ponizovka, Crimea, Ukraine, 16—20 Sept., 2002. — P. 269—270.
5. Lisovsky A. F., Tkachenko N. V., Kebko V. Structure of a binding phase in re-alloyed WC—Co cemented carbides // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. — 1991. — **10**. — P. 33—36.
6. Lisovsky A. F., Tkachenko N. V. Composition and structure of cemented carbides produced by MMT-process // Powder Metall. Int. — 1991. — **23**, N 3. — P. 157—161.
7. Lisovsky A. F. Physico-chemical bases of forming nanostructures in the binding phase of cemented carbides // Proc. Powder Metall. World Congress and Exhibition, Granada, Spain, 18—22 Oct., 1998. — London: EPMA, 1998. — Vol. 4. Hard Materials. — P. 115—118.
8. Lisovsky A. F., Tkachenko N. V. On the use of the mmi-phenomenon for the formation of nanostructures in WC—Co cemented carbides // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. — 1997. — **15**, N 4. — P. 227—235.
9. Lisovsky A. F. Properties of cemented carbides alloyed by metal melt treatment // Proc. 15th Int. Plansee Seminar / Eds. G. Kneringer, P. Rodhammer, H. Wildner. — Reutte: Plansee Holding AG, 2001. — Vol. 2. Hard Materials. — P. 168—179.
10. Лисовский А. Ф. Спеченные твердые сплавы: самоорганизация дефектов и концепция формирования структуры // Сверхтв. материалы. — 2001. — № 6. — С. 48—53.
11. F. Lisovsky. Some speculations on an increase of WC—Co cemented carbide service life under dynamic loads // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. — 2003. — **21**, N 1—2. — P. 63—67.
12. Пащинский В. В. Гетерогенность структуры и диссипация энергии в металлических материалах. — Донецк: ВИК, 2008. — 285 с.
13. Пащинский В. В. Взаимосвязь структуры и свойств материалов для твердосплавных прокатных валков дискового типа // Металл и литье Украины. — 2002. — № 12. — С. 33—36.
14. Пілюшенко В. Л., Пащинський В. В. Прояв ефектів спадковості в карбідній фазі спечених твердих сплавів // Металознавство та обробка металів. — 2008. — № 4. — С. 22—25.
15. Пащинский В. В., Горбатенко В. В., Горбатенко В. П., Сидоренко Д. Г. Влияние размера карбидных частиц и доли связующей составляющей на механические свойства твердых сплавов на основе карбида вольфрама для прокатных валков // Труды Донецкого государственного ун-та. Металлургия. — Донецк: ДонНТУ, 2006. — Вып. 102. — С. 162—168.
16. Пащинський В. В., Сидоренко Д. Г., Горбатенко В. В. Аналіз основних факторів, що впливають на стійкість прокатних, валків чистової та другої проміжної групи клітей

- високошвидкісних дротових станів // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. тр. — Днепропетровск: ПГАСА, 2004. — С. 50—56.
17. Пашинский В. В. Разработка энергетического критерия эксплуатации валков // Металург. — 2008. — № 11. — С. 49—50.
 18. Пашинский В. В. Фрактальная природа структурной неоднородности в спеченых твердых сплавах // Физика и техника высоких давлений. — 2008. — 18, № 2. — С. 91—96.
 19. Манишин А. Г., Назаренко В. В., Труханов С. В., Пашинский В. В. Отдельные аспекты организации производства твердосплавных прокатных валков дискового типа методом горячего прессования валков // Металл и литье Украины. — 2000. — № 5—6. — С. 38—40.
 20. Труханов С. В., Сидоренко Д. Г., Пашинский В. В. Прокатные валки дискового типа для чистовых прокатных блоков проволочных станов. Особенности производства // Там же. — 2001. — № 7—9. — С. 64—67.
 21. Манишин А. Г., Кулик А. И., Пашинский В. В. и др. Разработка и внедрение эффективных технологий производства твердосплавных прокатных валков // Сталь. — 2002. — № 8. — С. 72—74.
 22. Манишин А. Г., Пашинский В. В., Сидоренко Д. Г., Горбатенко В. В. Разработка эффективных технологий производства твердосплавных прокатных валков дискового типа и их применение на высокоскоростных проволочных станах // Производство проката. — 2004. — № 2. — С. 30—33.
 23. Манишин А. Г., Кукуй Д. П., Пашинский В. В. и др. Производство твердосплавных прокатных валков дискового типа и факторы, влияющие на их эксплуатационную стойкость // Металл и литье Украины. — 2004. — № 3—4. — С. 17—18.
 24. Бабенко М. А., Манишин А. Г., Пашинский В. В. и др. Анализ опыта эксплуатации и повышение эффективности использования твердосплавных прокатных валков дискового типа // Там же. — 2004. — № 8—10. — С. 68—70.
 25. Пашинский В. В., Сидоренко Д. Г., Каширин В. В. и др. Производство изделий из твердых сплавов // Там же. — 2006. — № 7—8. — С. 37—41.
 26. Манишин А. Г., Пашинский В. В., Сидоренко Д. Г. и др. Расширение сортамента и повышение эффективности использования твердосплавных прокатных валков // Труды седьмого конгресса прокатчиков. — М.: АО “Черметинформация”, 2007. — Т. 1. — С. 406—411.
 27. Пашинский В. В. Методика количественного стереологического анализа взаимного расположения частиц в спеченых материалах // Физика и техника высоких давлений. — 2008. — 18, № 1. — С. 101—109.
 28. Пілюшенко В. Л., Пашинський В. В. Зв'язок структури твердих сплавів з характеристиками розповсюдження ультразвукових коливань // Металознавство та обробка металів. — 2008. — № 2. — С. 46—50.

Інститут надтвердих матеріалів
ім. В. М. Бакуля НАН України
ЗАТ “Макіївський металургійний завод”
ДП “ІЦТС “Світкермет”
ВАТ “Арселор Міттал Кривий Ріг”
Донецький національний технічний ун-т
НВТ “Донікс”

Надійшла 21.12.09