

ВПЛИВ ВМІСТУ ФЕРОХРОМУ У ВИХІДНІЙ ШИХТІ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНІЧНІ ТА ТРИБОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЕЧЕНОЇ КАРБІДОСТАЛІ НА ОСНОВІ СИСТЕМИ Fe–Cr–C

Є. С. КИРИЛЮК, Г. А. БАГЛЮК, С. Ф. КИРИЛЮК, А. А. БОНДАР,
В. Т. ВАРЧЕНКО, С. Е. ІВАНЧЕНКО

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ

Розглянуто особливості структури, фазового складу, основних фізико-механічних та трибологічних властивостей спечених карбідосталей на основі системи Fe–Cr–C, отриманих із порошкових сумішей залізо–високовуглецевий ферохром з різним вмістом ферохрому (25 та 40%) у вихідній шихті. Збільшення вмісту ферохрому призвело до росту усадки зразків під час спікання та зменшення поруватості спеченого композита з 7,4 до 2,2%, а також до підвищення границі міцності на згин з 1100 до 1665 МПа та твердості з 66 до 76 HRA, відповідно. За результатами рентгенофазового аналізу зі застосуванням методу Рітвельда у фазовому складі обох спечених композитів виявлено три фази: α -Fe, аустенітну γ -Fe та карбідну $(Cr, Fe)_7C_3$. Показано, що підвищення вмісту високовуглецевого ферохрому в шихті з 25 до 40% призводить до помітного зменшення розміру зерен матричної фази композита. За результатами трибологічних випробувань отриманих матеріалів встановлено, що за тертя без мастильного матеріалу по сталі ШХ15 коефіцієнт тертя пари ϵ в межах 0,4...0,5 та незначно відрізняється для матеріалів різного складу. Водночас композит, отриманий із шихти з підвищеним (40%) вмістом ферохрому, забезпечує суттєво вищу зносостійкість (від 2,2 до 2,9 раза) порівняно зі сплавом, отриманим з шихти з 25% ФХ800, за всіх контактних тисків.

Ключові слова: *карбідосталь, композит, спікання, ферохром, густина, міцність, твердість, зносостійкість, мікроструктура, коефіцієнт тертя.*

Peculiarities of the structure, phase composition, basic physicochemical and tribological properties of sintered high chromium Fe–Cr–C alloys, produced from powder mixtures of iron–high-carbon ferrochrome with different ferrochrome content (25 and 40%) in the initial charge are presented. The increase in the ferrochrome content in the charge led to increase in the shrinkage of the samples during sintering and, accordingly, a decrease in the porosity of the sintered composite from 7.4 to 2.2% as well as an increase in the bending ultimate strength from 1100 to 1665 MPa and hardness from 66 to 76 HRA, respectively. According to the results of X-ray phase analysis using the Rietveld method, three phases was found in the phase composition of both sintered composites: α -Fe, austenitic γ -Fe phase and carbide phase $(Cr, Fe)_7C_3$. It is shown that increase in the content of high-carbon ferrochrome in the charge from 25 to 40% leads to a noticeable decrease in the size of the matrix phase grains of the composite. The results of tribological tests of the produced materials, show that during dry friction on ШХ15 steel, the friction coefficient is within 0.4...0.5 and differs slightly for materials of different composition. At the same time, the composite produced from the charge with an increased (40%) content of ferrochrome provides significantly higher wear resistance (from 2.2 to 2.9 times) compared to the alloy obtained from the charge with 25% ФХ800 for all contact pressures.

Keywords: *high chromium Fe–Cr–C alloy, composite, sintering, ferrochrome, density, strength, hardness, wear resistance, microstructure, friction coefficient.*

Вступ. Зношування є основною причиною виходу з ладу значної кількості деталей машин, які працюють у гірничодобувній, металургійній, хімічній, енергетичній та інших галузях промисловості. Збитки від простоїв устаткування внаслідок зносу окремих деталей та витрати на його ремонт часто перевищують вартість самих деталей. Правильний вибір сплавів для їх виготовлення визначає ефективність і тривалість роботи вузла та машини в цілому [1–4].

Більшість сучасних зносостійких сплавів мають у складі велику кількість високоартісних елементів таких, як вольфрам, молібден, ванадій, хром, нікель тощо. У світовій і вітчизняній практиці накопичений також значний досвід використання як зносостійких композиційних матеріалів (карбідосталей) на основі високолегованих нержавних, швидкоріжучих, хромомолібденових та мартенситостаріючих сталей, де як тверду складову використовують переважно карбід або карбонітрид титану, що забезпечує високу твердість та зносостійкість виробів із них [5–9]. Однак до недоліків більшості відомих складів карбідосталей належать відносно високі температури рідкофазного вакуумного спікання для їх одержання та схильність до росту зерна твердої складової під час спікання, що призводить до зниження їх фізико-механічних та експлуатаційних властивостей [8, 9]. Крім того, зростаючий дефіцит високоартісних сировинних ресурсів обумовив доцільність пошуку альтернативних складів високозносостійких матеріалів.

На відміну від традиційних складів карбідосталей з карбідом титану як твердої фази до класу відносно недорогих зносостійких матеріалів належать композиції, які складаються з матричної фази на основі сплавів заліза з твердими включеннями карбіду хрому [10–14]. Ці матеріали показали високу ефективність під час експлуатації в умовах інтенсивного тертя, абразивного зношування, корозивних середовищ і підвищених температур. Технологія їх виготовлення містить операції спільного подрібнення порошків сталі і карбіду хрому, ущільнення суміші і вакуумного спікання за рідкої фази [14–16].

Також для підвищення зносостійкості різних виробів методом наплавлення під флюсом широко використовують порошкові дроти на основі заліза системи Fe–Cr–W–C. Проте мікроструктура наплавлених шарів є крупнозернистою, що означає їх низьку стійкість до ударних навантажень [17–19]. Порошкові дроти системи Fe–Cr–W–C дешеві, а наплавлений метал має задовільну зносостійкість. Однак основним недоліком шарів, наплавлених ними, є дендрити першого і другого порядку з голчастою морфологією [20, 21].

На відміну від вищенаведених технологічних підходів запропоновано [22–25] технологію виготовлення зносостійких високохромистих гетерогенних спечених сплавів, яка базується на використанні в складі вихідної порошкової суміші відносно дешевої високовуглецевої Fe–Cr лігатури (ферохрому ФХ800) замість карбіду хрому, а як вихідну металеву складову – порошок заліза. Основу ферохрому ФХ800 складає подвійний залізохромовий карбід типу M_7C_3 , який характеризується високою мікротвердістю, корозійною тривкістю, окалинотійкістю. Плавлений ферохром промислового виробництва в кусковому або гранульованому стані завдяки високій крихкості досить легко подрібнюється в порошок, придатний для одержання зносо- і корозійнотривких порошкових матеріалів і виробів із них. Під час рідкофазного спікання такої суміші відбувається синтез карбідної фази *in situ*, а на основі залізного порошку утворюється хромиста феритно-аустенітна сталь [24, 25].

Мета роботи – дослідити вплив концентрації ферохрому у вихідній порошковій суміші на особливості структури, фазового складу та трибологічні властивості спечених порошкових композитів.

Матеріали та методика досліджень. Як вихідні матеріали для синтезу карбідосталі використовували порошки заліза ПЖРЗ.260.28 і високовуглецевого фе-

рохрому ФХ800 фракції 100...200 μm . Останній отримали механічним диспергуванням із кускового ферохрому з таким хімічним складом (wt%): 72,2 Cr; 18,8 Fe; 8,4 C; 0,6 O. Порошкові суміші готували розмелюванням у кульовому млині в етиловому спирті. Вміст ферохрому варіювали в діапазоні від 25 до 40 wt%.

Дослідні зразки формували пресуванням у металевій прес-формі за тиску 800 МПа, а спікали у вакуумній електропечі за температури 1250°C, визначеної як оптимальна за результатами досліджень [25].

Твердість отриманих композитів визначали приладом ТК-2 за методом Роквелла (шкала А). Випробовували на згин зразки розміром 6×6×42 mm за триточковою схемою на машині РМ 102М. Відстань між призмами 35 mm. В'язкість руйнування K_{Ic} визначали за схемою триточкового вигину за відстані між опорами зразків 20 mm на машині "Plastics Bending Tester" (Угорщина). Розміри зразків 3×5×23 mm. Посередині зразка латунним дротом \varnothing 0,2 mm робили надріз на глибину 2 mm електроіскровим способом.

Мікротвердість структурних складників визначали приладом ПМТ-3 за кімнатної температури і навантаження 10...25 g.

Мікроструктуру матеріалів досліджували за допомогою електронного мікроскопа РЕМ-106І, а їх рентгенофазовий аналіз – на дифрактометрі ДРОН-3 у мідному монохроматизованому випромінюванні з використанням метода Рітвельда.

Трибологічні характеристики сплавів досліджували за кімнатної температури в умовах тертя без мастильного матеріалу з використанням сталі ШХ15 твердістю 56 HRC як контртіла на машині тертя М-22М. Для досліджень використо-

ували зразки розміром 6×6×42 mm, схема випробовування на зносостійкість наведена на рис. 1. Швидкість ковзання $v = 1$ m/s; навантаження $P = 30, 60$ та 100 N; шлях тертя 1 km. Визначали масове (W_m) та лінійне зношування (I_L) і зносостійкість ($1/I_L$).

Суть методики полягає у визначенні залежності зносу і сили тертя від швидкості ковзання і сили навантаження та в обчисленні інтенсивності зношування і коефіцієнтів тертя. Інтенсивність зношування зразка і контртіла встановлювали, зважуючи їх до і після випробування через кожний кілометр шляху тертя за ступінчатого навантаження. Масу зразка визначали з похибкою не більше 0,0005 g на лабораторних вагах з найбільшою границею зважування 200 g, згідно з ДСТУ 7270:2012.

Кількісні та якісні параметри рельєфу поверхні визначали методом оптичної профілометрії за допомогою безконтактного інтерференційного 3D-профілографа "Мікрон-альфа", який дав змогу в реальному масштабі часу відновити мікротопографію поверхні із роздільною здатністю 5 μm завдяки обробленню послідовності інтерференційних даних (картин), які реєструють цифровою камерою під час комп'ютерного керування переміщенням опорного дзеркала. Вимірювали такі параметри поверхні: максимальна висота піка R_p – найбільша висота піка профілю на базовій довжині (відносно середньої лінії); максимальна глибина долини профілю R_v – найбільша глибина долини профілю на базовій довжині; ексцес профілю R_{ku} – параметр, який характеризує розмах розподілення висот. Поверхня, насичена гострими виступами, матиме

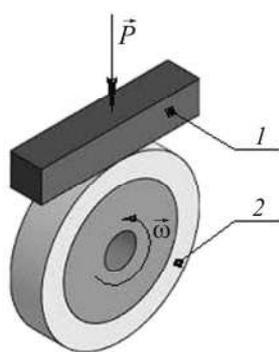


Рис. 1. Схема випробовування на зносостійкість вал 1 (контртіло)–площина 2 (зразок).

Fig. 1. Scheme of wear resistance testing of shafts 1 (counter body)–plane 2 (sample).

високе значення R_{ku} , а горбиста поверхня – навпаки. Поверхня із гаусівським розподіленням висот має значення ексцесу $R_{ku} = 3$.

Результати досліджень та їх обговорення. Як показали результати експериментів, спікання за 1250°C призводить до суттєвого збільшення густини пресовок внаслідок активації усадки через появу за температури спікання деякої кількості рідкої фази евтектичної природи. Це підтверджено аналізом політермічного перерізу (Cr_{0,81}Fe_{0,19})–Fe діаграми стану системи Fe–Cr–C, наведеним у праці [25], де показано, що за досліджуваного вмісту ферохрому в шихті інтервал плавлення (кристалізації) сплавів доволі вузький (не перевищує 50°C) і розташований на діаграмі стану близько температур 1240...1250°C.

Збільшення вмісту ферохрому в шихті з 25 до 40% призводить до підвищення кількості рідкої фази і, як результат, росту усадки $\Delta V/V$ з 24,5% для шихти з 25% ферохрому, до 32% – для 40% ФХ800 (табл. 1).

Підвищення густини (відповідно зменшення поруватості з 7,4 до 2,2%) спеченого композита, а також збільшення кількості вторинних карбідів, які утворились в результаті інтенсивної взаємодії високовуглецевого ферохрому із залізною основою за спікання, призвело також до помітного зростання твердості та границі міцності на згин (σ_B), яка зі збільшенням вмісту високовуглецевого ферохрому зростає від 1100 до 1665 МПа, а твердість – з 66 до 76 HRA для 25 та 40% ферохрому в шихті, відповідно.

Водночас тріщиностійкість (K_{Ic}) (або в'язкість руйнування, яка є властивістю матеріалу поглинати енергію тріщин) закономірно зменшується з підвищенням твердості матеріалу з вищим вмістом карбідної складової (табл. 1).

Таблиця 1. Вплив вмісту високовуглецевого ферохрому на густину, об'ємну усадку та фізико-механічні властивості спечених карбідосталей

Склад шихти, wt%	γ , g/cm ³	$\Delta V/V$, %	HRA	σ_B , МПа	K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}
75 Fe–25 ФХ800	6,94	24,5	66	1100	24,9
60 Fe–40 ФХ800	7,3	32	76	1665	19,4

За результатами рентгенофазового аналізу зі застосуванням методу Рітвельда у фазовому складі обох спечених композитів виявлено три фази: α -Fe, аустенітну γ -Fe та карбідну (Cr, Fe)₇C₃ (рис. 2).

Результати індексування рентгенограми вказують на те, що металева фаза карбідосталі (84,43%) з 25% ферохрому є ОЦК фазою на основі α -Fe з періодом $a = 0,2875$ μm та γ -Fe (4,88%) з періодом $a = 0,3608$ μm . Періоди ґратки карбідної фази (9,71%) становлять: $a = 0,6989$; $b = 1,2078$; $c = 0,4501$ μm (рис. 2a).

Зі збільшенням вмісту ферохрому в шихті до 40% у фазовому складі композита зменшується вміст α -Fe (до 69,5%) та суттєво збільшується вміст карбідної фази Me₇C₃ (до 26,57%). Період ґратки α -Fe становить $a = 0,2878$ μm , а γ -Fe фази – $a = 0,3611$ μm . Параметри ґратки залізохромового карбиду типу Me₇C₃ практично збігаються зі зразком, отриманим з 25% ферохрому: $a = 0,7094$; $b = 1,2175$; $c = 0,4516$ μm (рис. 2b).

Дещо збільшені порівняно з чистим залізом параметри періоду ґратки металевих фаз пояснюємо утворенням твердого розчину на основі заліза.

Мікроструктури спечених карбідосталей із 25 і 40 wt% ФХ800 показані на рис. 3. Як бачимо, їх мікроструктура гетерогенна і складається з металевої та карбідної фаз і деякої кількості пор. Зі збільшенням вмісту ферохрому вона змінюється: від матрично-каркасної при 25% ФХ800 (рис. 3a) до матрично-наповненої при 40% ФХ800 (рис. 3b).

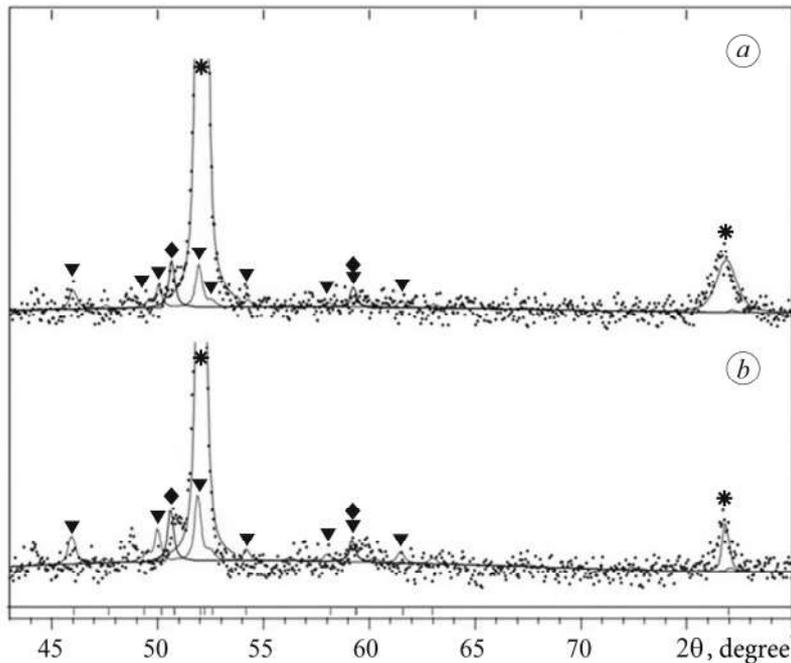


Рис. 2. Фрагменти рентгенограм карбідосталей, отриманих зі шихти з 25 (а: * – α -Fe (84,43%), ◆ – γ -Fe (4,88%), ▼ – Me_7C_3 (9,71%)) та 40% (b: * – α -Fe (69,5%), ◆ – γ -Fe (3,96%), ▼ – $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ (26,57%)) ферохрому.

Fig. 2. Fragments of X-ray patterns of sintered Fe–Cr–C alloys produced from a charge with 25 (a: * – α -Fe (84.43%), ◆ – γ -Fe (4.88%), ▼ – Me_7C_3 (9.71%)) and 40% (b: * – α -Fe (69.5%), ◆ – γ -Fe (3.96%), ▼ – $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ (26.57%)) ferrochrome.

Зауважимо, що підвищення вмісту високовуглецевого ферохрому в шихті з 25 до 40% призводить до помітного зменшення розміру зерен матричної фази композита (рис. 3). Так, якщо середній розмір зерен матричної фази композита, спеченого зі шихти з 25% ферохрому, становить $\sim 25\text{...}40\ \mu\text{m}$ (рис. 3a), то зі збільшенням вмісту ферохрому до 40% він не перевищує, зазвичай, $10\text{...}15\ \mu\text{m}$ (рис. 3b). Це пояснюємо так. Як показано раніше [24, 25], пресовки зі суміші порошків заліза та ферохрому спікають у присутності рідкої фази, що супроводжується активними карбідними перетвореннями через дифузію атомів хрому і вуглецю з ферохрому в залізо і відповідно зустрічного потоку атомів заліза із матриці у ферохром. Механізм карбідних перетворень коротко можна описати у вигляді ланцюга $\text{M}_7\text{C}_3 \rightarrow \text{M}_3\text{C}$ ($1000\text{...}1150^\circ\text{C}$) $\rightarrow \text{M}_7\text{C}_3$ (1200°C) $\rightarrow \text{M}_3\text{C}_2$ ($1250\text{...}1300^\circ\text{C}$) [25]. При цьому, як можемо бачити з фото мікроструктур (рис. 3), карбідна фаза, отримана в результаті перекристалізації з рідкої фази, локалізується на межах зерен. Зі збільшенням вмісту ферохрому в шихті підвищується вміст не тільки рідкої фази, але і карбідної складової, яка за перекристалізації і слугує визначальним чинником, який призводить до диспергування зерен матричної фази. Механізм, який пояснює ефект диспергування, базується, вочевидь, на ефекті блокування карбідними зернами дифузії відповідних атомів матричної фази до зерен, які зароджуються та зростають, що сприяє сповільненню росту карбідної складової.

Мікротвердість матричної фази для матеріалів обох складів становить 2,15...2,3 GPa. Середня мікротвердість карбідних фаз змінюється від 6,4...6,9 GPa для світло-сірої карбідної фази (спектри № 3 та № 5) до 11,4...12,2 GPa – для темно-сірої (спектри № 2 та № 6, рис. 3). Таку суттєву різницю значень мікротвердості

зерен карбідної фази пояснюємо результатами мікрорентгеноспектрального аналізу (рис. 3). Як бачимо, металева фаза композита (спектри № 1 та № 4) за складом наближена до хромистої сталі, тоді як карбідні фази належать до складних залізохромових карбідів типу Me_7C_3 , в яких співвідношення атомів заліза та хрому помітно відрізняється (що і обумовлює різну мікротвердість). Ефект різного співвідношення атомів заліза та хрому в ґратці одного й того ж типу карбїду пояснюємо тим, що під час термічного синтезу матеріалу активується зустрічний дифузійний рух атомів хрому із зерен ферохрому в матрицю заліза та атомів заліза з матриці в карбїд, що і призводить до формування карбїдних фаз з різним співвідношенням Fe та Cr.

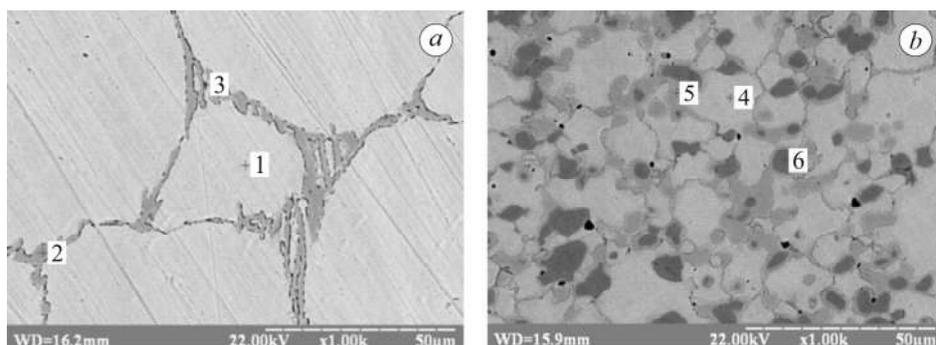


Рис. 3. Мікροструктура та елементний склад спечених карбїдосталей: *a* – 25, *b* – 40 wt% ΦX800.

Fig. 3. Microstructure and elements content of the sintered Fe–Cr–C alloys: *a* – 25, *b* – 40 wt% ΦX800.

№ spectrum	The content of the main elements, wt%	
	Fe	Cr
1	80,7	17,8
2	32,3	67,6
3	53,1	45,4
4	79,4	19,23
5	40,83	57,23
6	28,91	70,7

Результати трибологічних випробувань отриманих матеріалів показали, що коефіцієнт тертя пари без мастильного матеріалу по сталі ШХ15 є в межах 0,4...0,5 та дещо збільшується з підвищенням навантаження. Дещо меншим коефіцієнтом тертя відзначається композит, отриманий із шихти з 40% ферохрому (рис. 4а).

Хоча коефіцієнт тертя для матеріалів різного складу відрізняється незначно, однак, композит, отриманий із шихти з підвищеним (40%) вмістом ферохрому, має суттєво вищу зносостійкість (від 2,2 до 2,9 раза) порівняно зі сплавом, отриманим з шихти з 25% ΦX800 (рис. 4b). Таке суттєве зростання його зносостійкості обумовлено вищим вмістом карбїдної складової і, відповідно, більшою твердістю.

З підвищенням вмісту карбїдної складової та твердості в матеріалі, отриманому з 40% ΦX800, вочевидь можна було б очікувати і помітного збільшення зносу контртіла. Однак, як показали результати на рис. 4d, знос контртіла зі сталі ШХ15 для досліджуваних матеріалів обох складів відрізняється несуттєво і коливається в межах 3,5...4,5 mg/km. При цьому залежність зносу контртіла від сили навантаження для обох матеріалів досить добре корелює із аналогічною залежністю коефіцієнта тертя (рис. 4а).

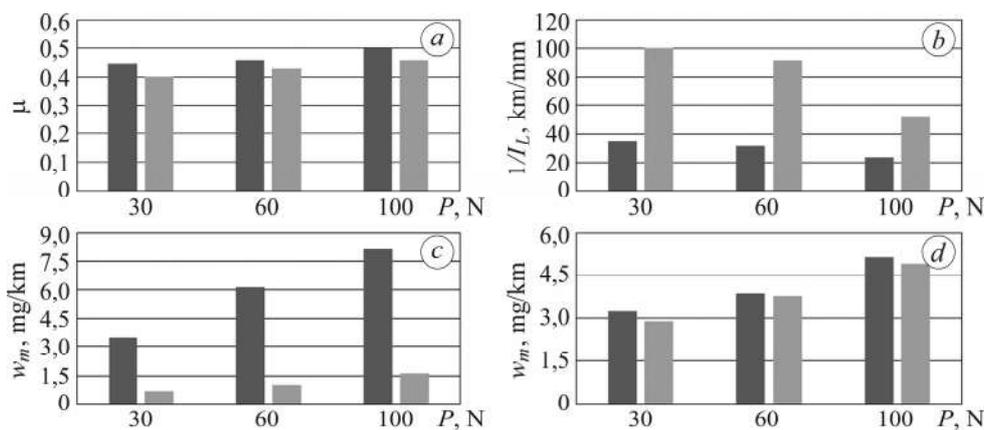


Рис. 4. Залежність зносостійкості (а), коефіцієнта тертя (b), масового зношування зразка (c) та контртіла (d) від сили навантаження для композитів 75 Fe–25 ФХ800 (темні стовпчики) та 60 Fe–40 ФХ800 (світлі).

Fig. 4. Dependence of wear resistance (a), friction coefficient (b), weight wear of the specimen (c) and the counterbody (d) on the load force for Fe–25 ФХ800 (dark columns) and 60 Fe–40 ФХ800 (light) composites.

Результати топографічних досліджень профілів зношених поверхонь карбідосталей показали, що поверхня зразка зі сплаву на основі шихти 75 Fe–25 ФХ800, отримана після випробування за навантаження 30 N, відзначається рівномірним зношуванням з невеликою кількістю гострих піків та без помітних глибоких слідів виривань зерен, що чітко видно з 3D-профілю поверхні зразка (рис. 5a, d) та числових параметрів профілю зношеної поверхні (табл. 2).

Таблиця 2. Параметри профілю зношеної поверхні карбідосталей за різних навантажень під час тертя

Склад шихти, wt%	Навантаження, N	R_p	R_v	R_{ku}
75 Fe–25 ФХ800	30	2,11	–2,97	4,48
	60	3,21	–5,62	5,02
	100	5,5	–14,2	6,3
60 Fe–40 ФХ800	30	0,32	–0,5	4,27
	60	0,5	–0,76	3,2
	100	1,9	–2,8	4,87

Збільшення навантаження до 60 N призводить до утворення більшої кількості глибоких впадин та гострих виступів після трибологічних випроб (рис. 5b, e), а зі збільшенням навантаження до 100 N відбувається критичне зношування матеріалу. На профілограмах зношеного зразка бачимо значні виривання зерен, утворення глибоких впадин та гострих виступів (рис. 5c, f). Числові параметри $R_p = 5,5$ та $R_v = -14,2$ вказують про значну нерівність поверхні зразка, а параметр $R_{ku} = 6,3$ (табл. 2) свідчить про те, що поверхня після випробувань на тертя насичена гострими виступами.

Зображення топографій поверхонь 2D- та 3D-профілів зразків, отриманих із шихти складу 60 Fe–40 ФХ800, після трибологічних випробувань відрізняються від попереднього зразка рівномірнішим зношуванням по всій площині зразка за навантажень до 60 N (рис. 5g–l). Так, після тертя без мастильного матеріалу за

навантаження 30 N 2D- та 3D-профілі (рис. 5*g, j*) вказують на суттєво гладшу поверхню зразка порівняно із композитом, сплеченим на основі шихти 75 Fe–25 ФХ800, що підтверджено також параметрами шорсткості поверхні: $R_p = 0,32$; $R_v = -0,76$; $R_{ku} = 4,27$, які суттєво нижчі порівняно зі зразком з меншим вмістом карбідної складової (табл. 2).

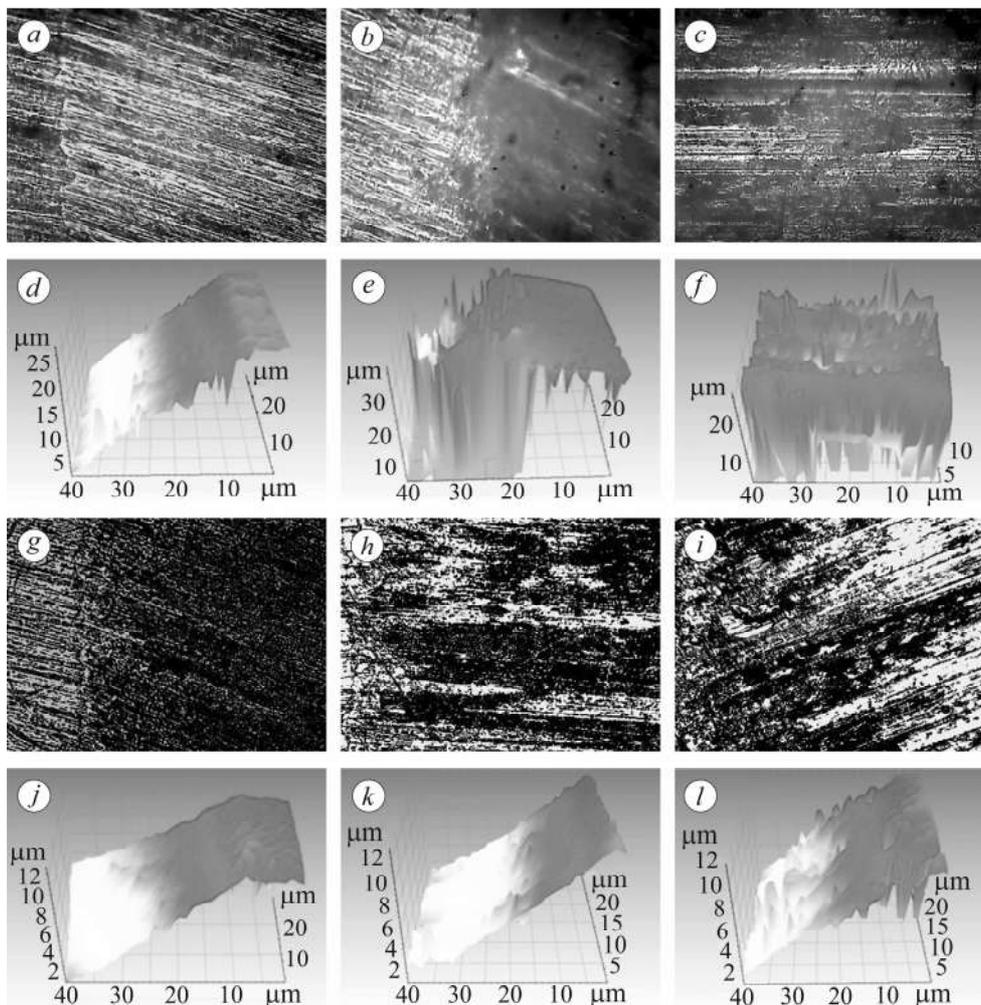


Рис. 5. Зображення топографії поверхонь зношування 2D- і 3D-профілів зразків матеріалів на основі шихти 75 Fe–25 ФХ800 (*a–f*) та 60 Fe–40 ФХ800 (*g–l*) за різних навантажень: *a, d, g, j* – 30 N; *b, e, h, k* – 60 N; *c, f, i, l* – 100 N.

Fig. 5. Images of the topography of the 2D and 3D profiles wear surfaces for the material samples based on 75 Fe–25 ФХ800 (*a–f*) and 60 Fe–40 ФХ800 (*g–l*) charge under different loads: *a, d, g, j* – 30 N; *b, e, h, k* – 60 N; *c, f, i, l* – 100 N.

Зі збільшенням контактного тиску до 60 N на профілі поверхні зразка утворюються локальні гострі виступи, кількість яких, однак, суттєво менша порівняно з композитом на основі шихти 75 Fe–25 ФХ800, і не виявлено значних виривань та викришувань зерен після трибологічних випробувань (рис. 5*h, k*). Основні числові параметри текстури поверхні також суттєво нижчі порівняно із 75 Fe–25 ФХ800 ($R_p = 0,5$; $R_v = -0,5$ та $R_{ku} = 3,2$).

З підвищенням навантаження до 100 N чітко бачимо (рис. 5*i, l*) глибокі сліди виривання зерен та гострі виступи, що свідчить про значне зношування компози-

та за такого навантаження. Параметри шорсткості поверхні зразків ($R_p = 1,9$; $R_v = -2,8$ та $R_{ku} = 4,87$) перевищують аналогічні для зразків після тертя за навантаження 60 N, однак, помітно нижчі порівняно зі сплавом на основі шихти 75 Fe–25 ФХ800 (табл. 2).

Структура зношеної поверхні обох складів матеріалів свідчить, що основним механізмом руйнування поверхні композита за сухого тертя зі сталлю ШХ15 є адгезійне зношування (схоплювання).

ВИСНОВКИ

Збільшення вмісту ферохрому в шихті з 25 до 40% призводить до росту усадки $\Delta V/V$ зразків за спікання з 24,5 до 32%, відповідно. Підвищення густини (та, відповідно, зменшення поруватості) спеченого композита, а також збільшення кількості вторинних карбідів, які утворились в результаті взаємодії високовуглецевого ферохрому із залізною основою за спікання, призвело до помітного підвищення твердості та границі міцності на згин, тоді як тріщиностійкість композита зменшується з підвищенням твердості матеріалу з вищим вмістом карбідної складової. За результатами рентгенофазового аналізу зі застосуванням методу Рітвельда у фазовому складі обох спечених композитів виявлено три фази: α -Fe, аустенітну γ -Fe та карбідну Me_7C_3 . Підвищення вмісту високовуглецевого ферохрому в шихті з 25 до 40% призводить до помітного зменшення розміру зерен матричної фази композита, обумовленого впливом ефекту блокування карбідними зернами дифузії відповідних атомів матричної фази до зерен, які зароджуються та зростають, що сприяє сповільненню росту зерен карбідної складової. За результатами трибологічних випробувань отриманих матеріалів встановлено, що за тертя без мастильного матеріалу по сталі ШХ15 коефіцієнт тертя пари знаходиться в межах 0,4...0,5 та відрізняється несуттєво для матеріалів різного складу. Водночас композит, отриманий із шихти з підвищеним (40%) вмістом ферохрому, забезпечує суттєво вищу зносостійкість (від 2,2 до 2,9 раза) порівняно зі сплавом, отриманим з шихти з 25% ФХ800, за всіх контактних тисків.

1. *Rabinowicz E.* Friction and Wear of Materials, and Edition. – New York: Wiley & Sons Inc., 2013. – 336 p.
2. *Алисин В. В., Алябьев А. Я., Архаров А. М.* Трение, изнашивание и смазка. Справ. / Под ред. И. В. Крагельского, В. В. Алисина. – М.: Машиностроение, 1978. – Т. 1. – 400 с.
3. *Косторнов А.Г.* Триботехническое материаловедение. – Луганск: Ноулидж (донецкое отд.), 2012. – 696 с.
4. *Антупенко А. М., Белас О. И., Войтов В. А.* Основы трибологии: Підр. / За ред. В. А. Войтова. – Харків: ХНТУСГ, 2008. – 342 с.
5. *Vaglyuk G. A., Posnyak L. A.* Powder metallurgy wear-resistant materials based on iron. Part 1. Materials prepared by sintering and infiltration // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2001. – **40**. – P. 34–39.
6. *Review on TiC reinforced steel composites / K. I. Parashivamurthy, R. K. Kumar, S. Seetharamu, and M. N. Chandrasekharaiah // J. of Materials Science.* – 2001. – **36**. – P. 4519–4530.
7. *The effect of production method on properties of Fe–TiC composite / M. Razavi, M. S. Yaghmaee, M. R. Rahimipour, S. Salmam, and R. Tousi // Int. J. of Mineral Processing.* – 2010. – **94**. – P. 97–100.
8. *Гуревич Ю. Г., Нарва В. К., Фраге Н. Р.* Карбидостали. – М.: Металлургия, 1988. – 144 с.
9. *Кюбарсепп Я.* Твердые сплавы со стальной связкой. – Таллин: Валгус-ТТУ, 1991. – 164 с.
10. *Lu L., Soda H., and McLean A.* Microstructure and mechanical properties of Fe–Cr–C eutectic composites // Mater. Sci. and Eng. A. – 2003. – **347**, № 1–2. – P. 214–222.
11. *Herranz G., Matula G., and Romero A.* Effects of chromium carbide on the microstructures and wear resistance of high-speed steel obtained by powder injection molding route // Powder Metallurgy. – 2017. – **60**, № 2. – P. 120–130.

12. *Chang C. M., Chen Y. C., and Wu W.* Microstructural and abrasive characteristics of high carbon Fe–Cr–C hardfacing alloy // *Tribology Int.* – 2010. – **43**, № 5–6. – P. 929–934.
13. *Abrasive wear of high chromium Fe–Cr–C hardfacing alloys / R. Chotěborský, P. Hrabě, M. Müller, J. Savková, and M. Jirka // Res. Agr. Eng.* – 2008. – **54**, № 4. – P. 192–198.
14. *Maslyuk V. A., Yakovenko R. V., and Potazhevskaya O. A.* Hard powder alloys and carburized chromium steels in the Cr–Fe–C system // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics.* – 2013. – **52**. – P. 47–57.
15. *Interaction of chromium carbide with a Kh13M2 steel matrix / R. V. Yakovenko, V. A. Maslyuk, A. A. Mamonova, A. N. Gripachevskii, and N. I. Denisenko // Powder Metallurgy and Metal Ceramics.* – 2014. – **52**. – P. 644–650.
16. *Dissolution of chromium carbide Cr₃C₂ in Kh17N2 steel during sintering / R. V. Yakovenko, V. A. Maslyuk, A. N. Gripachevskii, and V. B. Deimontovich // Powder Metallurgy and Metal Ceramics.* – 2011. – **50**. – Article number 182.
17. *Microstructure and abrasive-wear resistance of the vibration-deposited metal of core wires of the basic Fe–Cr–B system / A. A. Voitovych, H. V. Pokhmurs'ka, M. M. Student, and O. Z. Student // Materials Science.* – 2016. – **52**, № 3. – P. 365–370.
18. *Influence of vibration in the course of surfacing of a protective layer on its microstructure and impact-abrasive wear / H. V. Pokhmurs'ka, M. M. Student, O. S. Lanets', and A. A. Voitovych // Materials Science.* – 2015. – **51**, № 3. – P. 412–417.
19. *Corrosion-active non-metallic inclusions in deposited metal from powder-coated 30Kh20MN wire under AN-26 flux / Yu. M. Kuskov, M. M. Student, I. L. Bohaichuk, T. V. Kaida, Kh. R. Zadorozhna, and H. H. Veselivska // Materials Science.* – 2023. – **58**, № 6. – P. 762–767.
20. *Development of new electrode materials, methods of restoration and protection of thin-walled parts of equipment, which are operated under the conditions of abrasive and gas-abrasive wear / M. M. Student, A. A. Voytovych, Ya. Ya. Sirak, and V. M. Gvozdetskyi // The Paton Welding J.* – 2020. – № 10. – P. 31–34.
21. *Abrasive wear resistance and tribological characteristics of electrometallized composite coatings / M. M. Student, S. I. Markovych, V. M. Hvozdetskyi, O. S. Kalakhan, and V. M. Yuskiv // Materials Science.* – 2022. – **58**, № 1. – P. 96–104.
22. *Structure and properties of chromium carbide reinforced steel matrix composites produced from powder iron-ferrochrome mixtures / E. Kyryliuk, G. Bagliuk, V. Maslyuk, and A. Bondar // Materials Science. Non-equilibrium phase transformations.* – 2021. – **7**, № 1. – P. 3–5.
23. *Synthesis of Fe-based alloy reinforced with chromium carbide via sintering of iron-ferrochrome powder mixture / Ye. Kyryliuk, G. Bagliuk, A. Mamonova, and V. Maslyuk // Powder Metallurgy Progress.* – 2021. – **21**, № 1. – P. 18–26.
24. *Peculiarities of the interaction of a highly carbonized ferrochrome with iron during sintering of 65% Fe–35% FH800 composite / V. Maslyuk, E. Karaimchuk, O. Gripachevsky, G. Bagliuk, and I. Sytnyk // Machines. Technologies. Materials.* – 2019. – **13**, № 8. – P. 370–372.
25. *Кирилюк С. С.* Закономірності фазо- і структуроутворення та властивості порошкових зносо-корозійностійких матеріалів на основі системи хромиста сталь–високовуглецевий ферохром. – Дис. ... канд. техн. наук. – Київ, 2021. – 184 с.

Одержано 20.12.2023