

PACS numbers: 06.60.Vz, 61.72.Ff, 62.20.Qp, 68.08.De, 68.35.Ct, 81.20.Vj, 81.40.Pq

Вплив структури та швидкості охолодження ступів Fe–B–C на механічні властивості та зносостійкість

О. В. Сухова

*Інститут транспортних систем і технологій НАН України,
вул. Писаржевського, 5,
49005 Дніпро, Україна*

В роботі вивчено структурний стан і фазовий склад ступів Fe–B–C у концентраційному діапазоні 2,0–9,0% ваг. B, 0,1–0,2% ваг. C (Fe — решта), охолоджених зі швидкостями $10\text{--}10^3$ К/с. Використано методи мікроструктурної, кількісної металографічної та рентгеноструктурної аналіз. Виміряно мікротвердість, міцність на стиск, коефіцієнти відносної абразивної та газо-абразивної зносостійкості. Заевтектичні ступи Fe–B–C відрізняються підвищеною мікротвердістю, що забезпечує їхній більший опір абразивному зношенню. Доевтектичні ступи характеризуються підвищеною міцністю на стиск, що визначає їхню більшу стійкість в умовах газо-абразивного зношування за кімнатної температури. Найбільшу газо-абразивну зносостійкість за температури у 473 К мають заевтектичні ступи завдяки більш високій окалинотійкості їхніх структурних складових. Зі збільшенням швидкості охолодження від 10 до 10^3 К/с структура ступів Fe–B–C змінюється внаслідок зсуву ліній на діаграмі стану в бік залізного кута. В доевтектичних ступах збільшується вміст первинної аустенітної фази, а в заевтектичних ступах зменшується вміст первинної фази Fe₂(B,C). За цього мікротвердість ступів підвищується, а міцність на стиск спочатку в інтервалі швидкостей охолодження 10–300 К/с збільшується, а за більших швидкостей охолодження починає зменшуватися. Найліпші експлуатаційні характеристики показують заевтектичні ступи Fe–B–C, охолоджені в інтервалі $8\cdot 10^2\text{--}10^3$ К/с, в структурі яких вміст евтектики Fe–Fe₂(B,C) не перевищує 10–20% об. Ці ступи можна рекомен-

Corresponding author: Olena Viktorivna Sukhova
E-mail: sukhovaya@ukr.net

*Institute of Transport Systems and Technologies, N.A.S. of Ukraine,
5 Pysarzhevs'kyi Str., 49005, Dnipro, Ukraine*

Citation: O. V. Sukhova, Influence of the Structure and Cooling Rate of Fe–B–C Alloys on Mechanical Properties and Wear Resistance, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 11: 1337–1348 (2023) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.45.11.1337](https://doi.org/10.15407/mfint.45.11.1337)

дувати як наповнювачі композиційних покриттів, що експлуатують в умовах дії абразивних і газо-абразивних середовищ, в тому числі за температур до 473 К.

Ключові слова: стопи Fe–B–C, структура, швидкість охолодження, мікротвердість, міцність на стиск, абразивна і газо-абразивна зносостійкості.

The structural state and phase composition of Fe–B–C alloys containing 2.0–9.0% wt. B, 0.1–0.2% wt. C, Fe—balance cooled at $10\text{--}10^3$ K/s are studied in this work. The methods of microscopy, quantitative metallography, and x-ray analysis are applied. Microhardness, compressive strength, coefficients of relative abrasive, and gas–abrasive wear resistance are measured. Hyper-eutectic Fe–B–C alloys exhibit elevated microhardness, which ensures higher resistance to abrasive wear. Hypoeutectic alloys possess enhanced compressive strength, which ascertains their higher gas–abrasive wear resistance at room temperature. The highest resistance to gas–abrasive wear at 473 K show hypereutectic alloys due to higher oxidation resistance of their structural constituents. As cooling rate increases from 10 to 10^3 K/s, structure of Fe–B–C alloys changes since lines of phase diagram are shifted towards the iron corner. A content of primary austenite increases in the hypoeutectic alloy, and a content of primary $\text{Fe}_2(\text{B,C})$ phase decreases in the hypereutectic alloys. Meanwhile, microhardness of the alloys increases, but compressive strength increases firstly in the range of cooling rates from 10 to 300 K/s and, then, decreases at higher rates. The hypereutectic Fe–B–C alloys containing 10–20% vol. of Fe– $\text{Fe}_2(\text{B,C})$ eutectics in the structure cooled at $8\cdot 10^2\text{--}10^3$ K/s exhibit the best performance properties. These alloys can be applied as filler materials for composite coatings working under abrasive and gas–abrasive wear conditions, even at temperatures up to 473 K.

Key words: Fe–B–C alloys, structure, cooling rate, microhardness, compressive strength, abrasive and gas–abrasive wear resistances.

(Отримано 4 березня 2023 р.; остаточн. варіант — 13 травня 2023 р.)

1. ВСТУП

Розвиток промислового виробництва (як в Україні, так і за її межами) постійно потребує використання стопів на основі заліза з підвищеними властивостями. Ключовим чинником формування необхідного комплексу характеристик є структурний фактор [1–5]. Морфологія та будова структурних складових ефективно впливають на механічні й експлуатаційні властивості [6–10]. Одним із елементів, який широко використовують для легування залізобуглецевих стопів, є Бор [11–16]. Стопи Fe–B–C знаходять застосування практично в усіх галузях сучасного виробництва для виготовлення деталей різноманітного обладнання й одержання захисних покриттів [17–21]. Вони забезпечують високу твердість, жароміцність, окалиностійкість, корозійну стійкість в агресивних середо-

вищах тощо [22–27].

Відмінна особливість стопів Fe–B–C полягає в тому, що вони характеризуються багатостадійним процесом твердіння та послідовною реалізацією низки фазових перетворень [28–30]. Визначальний вплив на формування структури та властивостей цих стопів мають евтектичні перетворення [31–34]. Використання закономірностей цих перетворень уможливило визначити шляхи спрямованого впливу на їхню структуру, зокрема шляхом вибору оптимального діапазону швидкостей охолодження під час твердіння [35–37].

Однак у літературі знайдено лише обмежені відомості стосовно впливу швидкості охолодження до 10^3 K/c на структуру та властивості стопів Fe–B–C. Тому в роботі з метою розробки складу наповнювачів і технології одержання композиційних покриттів досліджували структуру, механічні властивості, абразивну та газоабразивну зносостійкість стопів Fe–B–C, охолоджених зі швидкістю у 10 – 10^3 K/c, склад яких знаходився в концентраційному трикутнику Fe–Fe₂B–Fe₃C.

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА МЕТОДИКА

Стопи Fe–B–C, що містили 2,0–9,0% ваг. B, 0,1–0,2% ваг. C (Fe — решта), одержували стопленням хемічно чистих елементів (99,95–99,97%) в алундових тиглях у Таммановій печі. Швидкість охолодження стопів складала 10 – 10^3 K/c. Мікроструктуру стопів вивчали на оптичному мікроскопі «Neophot». Кількісні металографічні дослідження виконували на структурному аналізаторі «Epiquant». Ідентифікацію фаз проводили методом рентгеноструктурної аналізи на ДРОН-УМ1 з використанням відфільтрованого випромінювання $\text{CuK}\alpha$.

Мікротвердість фаз вимірювали на приборі ПМТ-3 за навантажень у 0,2 та 0,5 Н і тривалості витримки під навантаженням не менше 10 секунд. На кожному зразку виконували 10–5 вимірів. Загальну мікротвердість (H_{μ}) визначали, виходячи з властивості адитивності гетерогенних стопів. Міцність на стиск (σ) оцінювали на спеціальному пресі шляхом статичного навантаження до руйнування зразків. За показник руйнівного навантаження брали середнє арифметичне 10 мірянь.

Під час випробувань на опір абразивному зношенню оцінювали зменшення маси зразків розмірами $16 \times 6 \times 16$ мм після стирання шліфувальною шкуркою на шляху у 413 м. Опір газо-абразивному зношенню визначали на установці, яка давала змогу одночасно випробувати 6 зразків розмірами $50 \times 50 \times 15$ мм. Абразивом слугував кварцовий пісок. Кут атаки абразиву становив 45° . Дозована витрата абразиву за один цикл випробувань — 6 кг, кількість циклів тривалістю 35 хвилин — не менше чотирьох. Коефіцієнти відносної абразивної (ε_A) та газо-абразивної ($\varepsilon_{Г-А}$) зносостійкості обчислювали

як відношення втрати маси еталона (стоп Fe–3,8% В–0,1% С) до втрати маси зразка. Експерименти проводили за температур у 293 і 473 К та відносної вологості повітря у $60 \pm 5\%$. Точність визначення втрати маси на аналітичних терезах ВЛА-200М дорівнювала $\pm 0,0002$ г.

Окалиностійкість оцінювали в умовах природньої циркуляції повітря термогравіметричним методом з періодичною фіксацією маси на дериватографі МОМ-1500. Температура процесу дорівнювала 1073 ± 10 К, тривалість ізотермічної витримки — 2 години. Коефіцієнт відносної жужелицетривкості ($K_{ок}$) обчислювали за результатами 3–5 вимірів як відношення питомої зміни маси еталона (стоп Fe–3,8% В–0,1% С) до зміни маси досліджуваного зразка з точністю до другого десяткового знаку.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Структура доевтектичних стопів Fe–В–С, охолоджених зі швидкістю у 10 К/с, характеризується присутністю первинних дендритів аустеніту на фоні евтектики Fe–Fe₂(В,С) (табл. 1, рис. 1, а). Евтектичні колонії успадковують призматичну форму базової фази Fe₂(В,С), яка веде кристалізацію [38]. З підвищенням швидкості охолодження до 10² К/с і вище структура доевтектичних стопів подрібнюється (рис. 2, а). Крім того, збільшується вміст первинної аустенітної фази (табл. 1), що свідчить про зсув ліній на діаграмі стану в бік залізного кута.

Морфологія евтектики Fe–Fe₂(В,С) у стопі Fe–В–С, склад якого відповідає складу евтектичної точки, залежить від швидкості охолодження. Її складна зональна будова характеризується наявністю ділянок, що мають платівчасту, стільникову та стрижневу морфологію (рис. 1, б). Підвищення швидкості охолодження викликає зміну об'ємного вмісту ділянок евтектики з різною морфологією [38], появу включень аустенітної фази, а також подрібнення фаз в евтектичних колоніях (рис. 2, б).

В структурі заевтектичних стопів спостерігаються первинні кристали борокарбіду Fe₂(В,С) і евтектика Fe–Fe₂(В,С) (рис. 1, в). Формою росту первинної фази є прямокутна чотиригранна призма з квадратом в основі. Збільшення швидкості охолодження викликає появу дендритних пласкогранних відгалужень (рис. 2, в). Водночас вміст первинних кристалів борокарбіду зменшується (табл. 1), що підтверджує зсув ліній на діаграмі стану в бік залізного кута.

За вмісту Бору у 9,0% ваг. в структурі стопів Fe–В–С, охолоджених зі швидкістю у 10 К/с, евтектичні складові відсутні (рис. 1, г). Першою з рідини кристалізується фаза Fe(В,С), яка під час охолодження розчиняється в рідині з утворенням перитектичної фази Fe₂(В,С). Крім того, борокарбід Fe₂(В,С) кристалізується безпосере-

ТАБЛИЦЯ 1. Хемічний і структурний склад досліджених стопів Fe–B–C.

TABLE 1. Chemical and structural composition of investigated Fe–B–C alloys.

№ зразка	Вміст, % ваг.		Структурний склад	Тип структури	Частка евтектики, % об.	
	B	C			10 К/с	10 ³ К/с
1	2,0	0,2	γ -Fe, легований B, евтектика Fe–Fe ₂ (B,C)	доевтектична	45 ± 2	30 ± 1
2	3,0	0,1	γ -Fe, легований B, евтектика Fe–Fe ₂ (B,C)	доевтектична	70 ± 3	55 ± 2
3	3,8	0,1	евтектика Fe–Fe ₂ (B,C)	евтектична	100	85 ± 3
4	4,5	0,1	Fe ₂ (B,C), евтектика Fe–Fe ₂ (B,C)	заевтектична	65 ± 2	75 ± 3
5	5,0	0,2	Fe ₂ (B,C), евтектика Fe–Fe ₂ (B,C)	заевтектична	30 ± 1	50 ± 2
6	9,0	0,2	Fe ₂ (B,C), Fe(B,C), евтектика Fe–Fe ₂ (B,C)	заевтектична	–	20 ± 3

дно з рідини внаслідок близькості складу стопу до складу перитектичної точки. У разі підвищення швидкості охолодження стопів Fe–B–C до 10³ К/с у структурі додатково з'являється евтектика Fe–Fe₂(B,C), яка кристалізується за метастабільною діаграмою стану (рис. 1, з) [32].

Загальна мікротвердість H_{μ} стопів Fe–B–C зростає з пониженням об'ємного вмісту первинної аустенітної фази і з підвищенням вмісту первинних кристалів Fe₂(B,C), досягаючи найбільших значень

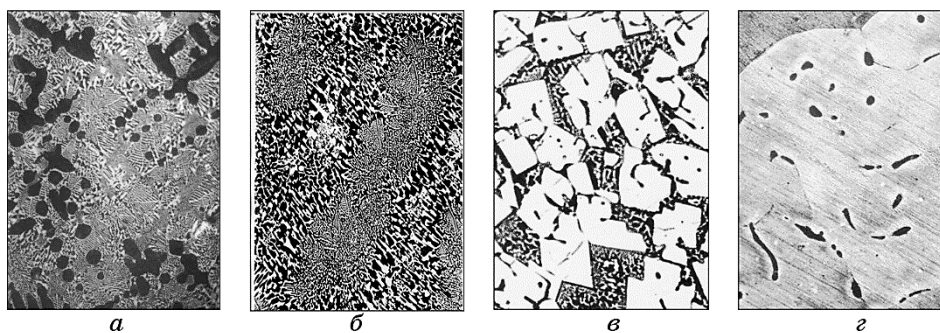


Рис. 1. Мікроструктура стопів Fe–B–C, охолоджених зі швидкістю у 10 К/с (×200): зразок 2 (а), зразок 3 (б), зразок 5 (в), зразок 6 (г).

Fig. 1. Microstructure of Fe–B–C alloys cooled at 10 K/s (×200): sample 2 (a), sample 3 (b), sample 5 (c), sample 6 (d).

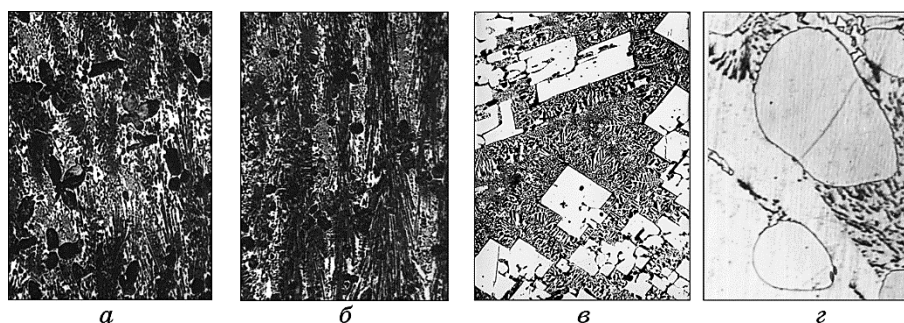


Рис. 2. Мікроструктура сплавів Fe–B–C, охолоджених зі швидкістю у 10^3 К/с ($\times 1000$): зразок 2 (а), зразок 3 (б), зразок 5 (в), зразок 6 (з).

Fig. 2. Microstructure of Fe–B–C alloys cooled at 10^3 K/s ($\times 1000$): sample 2 (a), sample 3 (b), sample 5 (v), sample 6 (z).

ТАБЛИЦЯ 2. Властивості сплавів Fe–B–C, охолоджених зі швидкістю у 10 К/с.

TABLE 2. The properties of the Fe–B–C alloys cooled at 10 K/s.

№ зразка	H_u , ГПа	σ , МПа	ε_A	$\varepsilon_{Г-А}$		$K_{ок}$
				293 К	473 К	
1	$6,5 \pm 0,3$	2210 ± 10	$0,6 \pm 0,1$	$1,6 \pm 0,2$	$1,1 \pm 0,2$	$0,90 \pm 0,08$
2	$6,8 \pm 0,2$	2080 ± 10	$0,8 \pm 0,1$	$1,8 \pm 0,1$	$1,2 \pm 0,1$	$0,95 \pm 0,04$
3	$7,1 \pm 0,1$	1920 ± 20	1	1	1	1
4	$7,4 \pm 0,2$	1760 ± 30	$1,4 \pm 0,2$	$0,9 \pm 0,1$	$1,3 \pm 0,1$	$1,22 \pm 0,11$
5	$7,6 \pm 0,1$	1600 ± 20	$1,7 \pm 0,2$	$0,8 \pm 0,1$	$1,6 \pm 0,1$	$1,32 \pm 0,09$
6	$8,0 \pm 0,1$	1350 ± 10	$1,9 \pm 0,1$	$0,7 \pm 0,2$	$1,6 \pm 0,2$	$1,44 \pm 0,07$

для заевтектичних сплавів (табл. 2). Зі зростанням швидкості охолодження сплавів загальна мікротвердість збільшується внаслідок утворення пересичених твердих розчинів, зміни об'ємного вмісту структурних складових, подрібнення їх тощо (рис. 3, а).

Зміна значень міцності на стиск σ корелює з результатами міряннь мікротвердості сплавів Fe–B–C. Зі збільшенням мікротвердості міцність на стиск зменшується (табл. 2). Найбільше значення цієї характеристики має зразок 1 з доевтектичною структурою, вміст первинної аустенітної фази в якому найбільший, а евтектики Fe–Fe₂(B,C) — найменший. Для заевтектичних сплавів збільшення об'ємного вмісту первинної фази Fe₂(B,C) і зменшення вмісту евтектики Fe–Fe₂(B,C) супроводжується пониженням міцності на стиск.

Зростання швидкості охолодження в інтервалі 10–300 К/с спо-

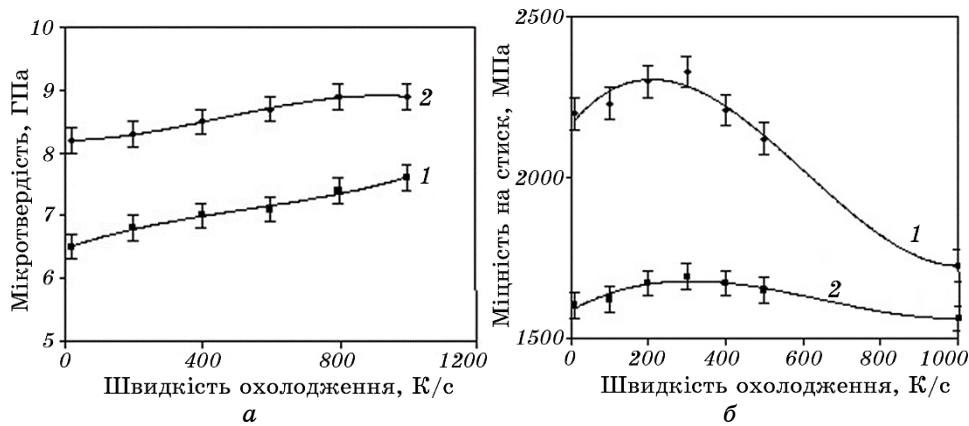


Рис. 3. Вплив швидкості охолодження на мікротвердість (а) і міцність на стиск (б) зразків 1 (крива 1) та 6 (крива 2) стопів Fe–B–C.

Fig. 3. Microhardness (a) and compressive strength (b) vs. cooling rate of sample 1 (curve 1) and sample 6 (curve 2) of Fe–B–C alloys.

чатку викликає підвищення міцності на стиск за рахунок подрібнення фаз, збільшення кількості дефектів кристалічної ґратки тощо (рис. 3, б). Подальше зростання швидкості охолодження стопу Fe–2% B–0,2% C (зразок 1) до 10^3 К/с викликає пониження міцності на стиск до значення, набагато меншого, ніж вихідне значення за швидкості охолодження у 10 К/с (рис. 3, б, крива 1). Цей результат може бути пов'язаний із сегрегацією надлишкового Бору по межах зерен стопу. Міцність на стиск стопу Fe–9% B–0,2% C (зразок 6) з підвищенням швидкості охолодження в інтервалі $3 \cdot 10^2$ – 10^3 К/с понижується значно меншою мірою завдяки утворенню по межах зерен $Fe_2(B,C)$ метастабільної евтектики Fe– $Fe_2(B,C)$ (рис. 3, б, крива 2).

На рисунку 4 показано зміну мікротвердості та міцності на стиск заевтектичних стопів Fe–B–C залежно від швидкості охолодження й об'ємного вмісту евтектики Fe– $Fe_2(B,C)$. Як видно, оптимальне поєднання цих характеристик досягається для стопів, охолоджених в інтервалі $8 \cdot 10^2$ – 10^3 К/с, вміст евтектики Fe– $Fe_2(B,C)$ в яких дорівнює 10–20% об.

Опір стопів Fe–B–C абразивному та газо-абразивному зношенню також залежить від їхньої структури. Результати визначення коефіцієнтів відносної абразивної зносостійкості ϵ_A показують на наявність прямого зв'язку між зростанням мікротвердості та збільшенням ϵ_A стопів (табл. 2). Підвищеним опором руйнуванню в абразивному середовищі характеризуються зразки, що мають заевтектичну структуру. Зі збільшенням швидкості охолодження стопів визначальний вплив на зміну коефіцієнта відносної абразивної зносостійкості має підвищення мікротвердості, а не пониження міц-

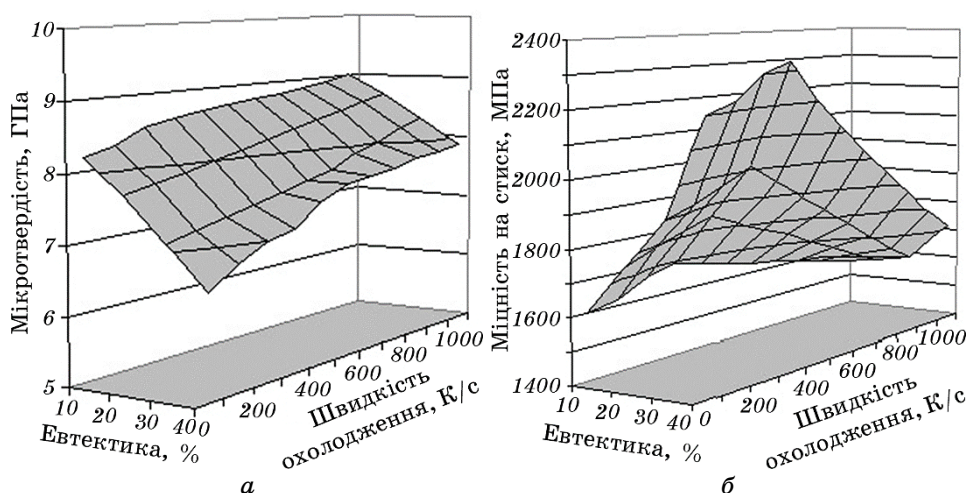


Рис. 4. Залежності мікротвердості (а) та міцності на стиск (б) заевтектичних стопів Fe–В–С від швидкості охолодження й об'ємного вмісту евтектики Fe–Fe₂(В,С).

Fig. 4. Microhardness (a) and compressive strength (б) of Fe–В–С alloys vs. cooling rate and volume fraction of Fe–Fe₂(В,С) eutectics.

ности на стиск, оскільки в інтервалі швидкостей охолодження 300–500 К/с σ стопу Fe–9% В–0,2% С (зразок 6) зменшується (рис. 3, б, крива 2), а ε_A продовжує зростати зі збільшенням мікротвердості (рис. 5, а). Як видно, абразивна зносостійкість швидкоохолодженого стопу Fe–В–С, в структурі якого присутня метастабільна евтектика Fe–Fe₂(В,С), сягає найбільшого рівня.

Одержані результати визначення абразивної зносостійкості можна пояснити тим, що зношення відбувається переважно внаслідок різання зразків абразивом. Про це свідчать численні подряпини на їхній поверхні. В першу чергу руйнується первинна аустенітна фаза в доевтектичних стопах Fe–В–С, мікротвердість якої менша, ніж мікротвердість первинної фази Fe₂(В,С) у заевтектичних стопах. Підвищення ε_A також спостерігається зі збільшенням швидкості охолодження стопів завдяки зростанню мікротвердості зразків і утрудненню різання їхньої поверхні абразивом.

Найбільші значення коефіцієнтів відносної зносостійкості під час випробувань у газо-абразивному середовищі $\varepsilon_{Г-А}$ за кімнатної температури мають стопи Fe–В–С, які характеризуються підвищеною міцністю на стиск (табл. 2). Зразки, що мають доевтектичну структуру, показують більшу зносостійкість завдяки присутності в структурі первинної аустенітної фази. Пониження опору газо-абразивному руйнуванню заевтектичних стопів Fe–В–С викликане

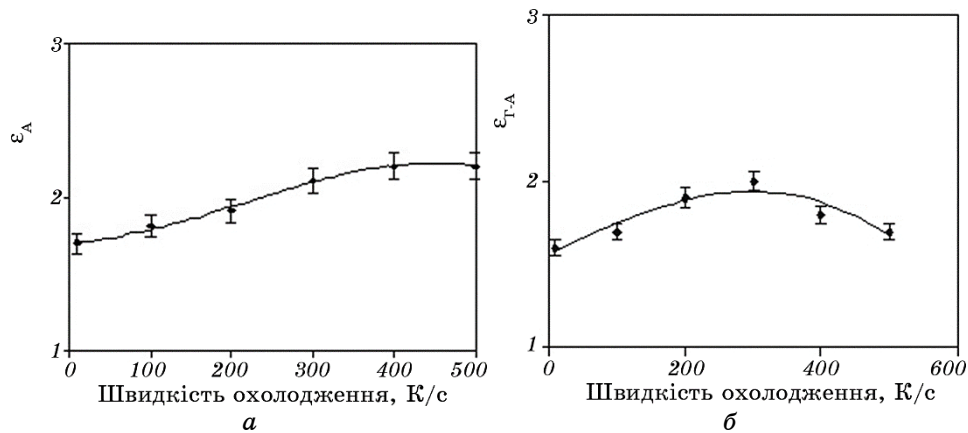


Рис. 5. Вплив швидкості охолодження на абразивну зносостійкість зразка 6 (а) і газо-абразивну зносостійкість зразка 1 за 293 К (б).

Fig. 5. Influence of cooling rate on abrasive wear resistance of sample 6 (a) and gas-abrasive wear resistance of sample 1 at 293 K (b).

крихкістю первинної фази $\text{Fe}_2(\text{B},\text{C})$. Висновок про визначальний вплив міцності на стиск на газо-абразивну зносостійкість також підтверджують результати вивчення впливу швидкості охолодження стопу $\text{Fe}-2\% \text{ B}-0,2\% \text{ C}$ (зразок 1) на його зносостійкість (рис. 5, б). Як видно, збільшення коефіцієнта відносної газо-абразивної зносостійкості корелює зі зміною міцності на стиск зі зростанням швидкості охолодження (рис. 3, б). Спочатку в інтервалі 10–300 К/с $\varepsilon_{\text{Г-А}}$ підвищується, а потім за швидкостей, більших ніж 300 К/с, — знижується.

Із збільшенням температури випробувань до 473 К спостерігається підвищення відносної газо-абразивної зносостійкості заевтектичних зразків і пониження доевтектичних зразків (табл. 2). Це пов'язане з відносно низькою окалиностійкістю первинного аустеніту порівняно з окалиностійкістю первинної борокарбідної фази, що підтверджують результати визначення коефіцієнта відносної жужелицетривкості $K_{\text{ок}}$ (табл. 2).

Вплив міцності на стиск на опір газо-абразивному зношенню можна пояснити, послуговуючись результатами металографічних досліджень зношених поверхонь стопів $\text{Fe}-\text{B}-\text{C}$. На поверхні зразків, крім численних подряпин, спостерігаються мікротріщини, розташовані паралельно та перпендикулярно поверхні зношення. Поява їх пов'язана з процесами пластичного передоформування та плинності металу під дією газо-абразивного середовища. Тому газо-абразивну зносостійкість стопів $\text{Fe}-\text{B}-\text{C}$, насамперед, визначає міцність на стиск, яка характеризує пластичність матеріалу. Зі

зростанням температури випробувань до 473 К на зношеній поверхні досліджених стопів додатково з'являються продукти окиснення. В цих умовах найбільшу зносостійкість мають зразки зі структурними складовими, які характеризуються підвищеною окалиностійкістю.

4. ВИСНОВКИ

Підвищення швидкості охолодження стопів Fe–V–C, що містять 2,0–9,0% ваг. V, 0,1–0,2% ваг. C, а Fe — решта, від 10 до 10³ К/с викликає структурні зміни, пов'язані зі зсувом ліній на діаграмі стану в бік залізного кута. Як наслідок, вміст первинної аустенітної фази в доевтектичних стопах збільшується, а борокарбиду Fe₂(V,C) в заевтектичних стопах зменшується. Стопи з більшим вмістом аустенітної фази характеризуються підвищеною міцністю на стиск, а з більшим вмістом фази Fe₂(V,C) — мікротвердістю. Зі зростанням швидкості охолодження стопів Fe–V–C від 10 до 10³ К/с їхня мікротвердість збільшується, а міцність на стиск спочатку в інтервалі 10–300 К/с підвищується, а потім знижується.

Найбільшу абразивну зносостійкість мають стопи Fe–V–C із заевтектичною структурою. Підвищеною газо-абразивною зносостійкістю за кімнатної температури вирізняються доевтектичні стопи Fe–V–C, охолоджені зі швидкістю у 10–300 К/с, а за температури 473 К — заевтектичні стопи Fe–V–C. Визначальний вплив на показники абразивної зносостійкості має мікротвердість стопів, а газо-абразивної зносостійкості — їхня міцність на стиск. Оптимальне поєднання цих характеристик досягається для заевтектичних стопів Fe–V–C, охолоджених в інтервалі 8·10²–10³ К/с, в структурі яких вміст евтектики Fe–Fe₂(V,C) не перевищує 10–20% об. Таким чином, шляхом правильного вибору фазового складу та структурного стану стопів Fe–V–C, які експлуатуються в умовах абразивного і газо-абразивного зношувань, можна забезпечити сполучення оптимальної мікротвердості та пластичності матеріалу.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. B. O. Trembach, M. G. Sukov, V. A. Vynar, I. O. Trembach, V. V. Subbotina, O. Yu. Rebrov, O. M. Rebrova, and V. I. Zakiev, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 4: 493 (2022).
2. S. I. Ryabtsev, V. A. Polonsky, and O. V. Sukhova, *Mater. Sci.*, **56**, No. 2: 263 (2020).
3. O. V. Sukhova and V. A. Polonsky, *East Eur. J. Phys.*, No. 3: 5 (2020).
4. P. A. Belonozhko, M. M. Zhechev, and S. V. Tarasov, *Sov. Appl. Mech.*, No. 7: 683 (1986).
5. O. V. Sukhova, V. A. Polonsky, and K. V. Ustinova, *Vopr. Khimii*

- Khimicheskoi Technol.*, No. 3: 46 (2019) (in Ukrainian).
6. I. M. Spiridonova, E. V. Sukhovaya, and V. P. Balakin, *Metallurgia*, **35**, No. 2: 65 (1996).
 7. O. V. Sukhova, V. A. Polonsky, and K. V. Ustinova, *Vopr. Khimii Khimicheskoi Technol.*, No. 6: 77 (2018) (in Ukrainian).
 8. O. V. Sukhova, V. A. Polonsky, and K. V. Ustinova, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 11: 1475 (2018) (in Ukrainian).
 9. A. P. Vashchenko, I. M. Spiridonova, and E. V. Sukhovaya, *Metallurgia*, **39**, No. 2: 89 (2000).
 10. O. Sukhova and Yu. Syrovatko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 9: 1171 (2019) (in Russian).
 11. M. P. Braun, *Mikrolegirovanie Stali* [Microalloying of Steel] (Kiev: Naukova Dumka: 1982) (in Russian).
 12. X. Ren, H. Fu, J. Xing, Y. Yang, and S. Tang, *J. Mater. Res.*, **32**, No. 16: 3078 (2017).
 13. A. Sudo, T. Nishi, N. Shirasu, M. Takano, and M. Kurata, *J. Nuclear Sci. Technol.*, **52**, No. 10: 1308 (2015).
 14. P. Sang, H. Fu, Y. Qu, C. Wang, and Y. Lei, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, **46**, No. 9: 962 (2015).
 15. Z. F. Huang, J. D. Xing, S. Q. Ma, Y. M. Gao, M. Zheng, and L. Q. Sun, *Key Eng. Mater.*, **732**, No. 1: 59 (2017).
 16. L. Yu. Nazyuta, L. S. Tikhonyuk, I. N. Kostyrya, and Yu. V. Khavalits, *Metal ta Lyttya Ukrayiny*, Nos. 3–4: 18 (2018) (in Russian).
 17. I. M. Spiridonova, O. V. Sukhova, and A. P. Vashchenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **21**, No. 2: 122 (1999) (in Russian).
 18. S. Ma and J. Zhang, *Mater. Test.*, **58**, No. 2: 127 (2016).
 19. I. M. Spiridonova, E. V. Sukhovaya, S. B. Pilyaeva, and O. G. Bezrukavaya, *Metall. Min. Ind.*, No. 3: 58 (2002) (in Russian).
 20. E. Sigolo, J. Soyama, G. Zepon, C. S. Kiminami, W. J. Botta, and C. Bolfarini, *Surf. Coat. Technol.*, **302**, No. 1: 255 (2016).
 21. I. M. Spirydonova, O. V. Sukhova, and G. V. Zinkovskij, *Metall. Min. Ind.*, **4**, No. 4: 2 (2012) (in Russian).
 22. J. Kim, K. Ko, S. Noh, G. Kim, and S. Kim, *Wear*, **267**, Nos. 9–10: 1415 (2009).
 23. J. Soyama, G. Zepon, T. P. Lopes, L. Beraldo, C. S. Kiminami, W. J. Botta, and C. Bolfarini, *J. Mater. Res.*, **31**, No. 19: 2987 (2016).
 24. F. Li and L. Zhenhua, *J. Alloy Compd.*, **587**, No. 2: 267 (2014).
 25. H. G. Fu, Y. P. Lei, J. D. Xing, and L. M. Huang, *Ironmak. Steelmak.*, **35**, No. 5: 371 (2008).
 26. Z. Pala, J. Fojtikova, T. Koubsky, R. Musalek, J. Strasky, J. Capek, J. Kyncl, L. Beranek, and K. Kolarik, *Powder Diffraction*, **30**, No. S1: S83 (2015).
 27. J. Zhang, J. Liu, H. Liao, M. Zeng, and S. Ma, *J. Mater. Res. Technol.*, **8**, No. 6: 6308 (2019).
 28. V. Homolova, L. Ciripova, and A. Vyrostkova, *J. Phase Equilibria Diff.*, **36**, No. 6: 599 (2015).
 29. O. V. Sukhova, *Phys. Chem. Solid State*, **22**, No. 1: 110 (2021).
 30. Z. Lv, H. Fu, J. Xing, and S. Ma, *J. Alloys Comp.*, **662**, No. 1: 54 (2016).
 31. H. Fu and Z. Jiang, *Acta Metall. Sin.*, **42**, No. 5: 545 (2006).
 32. O. V. Sukhova, *Phys. Chem. Solid State*, **21**, No. 2: 355 (2020).
 33. J. Zhang, Y. Gao, J. Xing, X. Wei, S. Ma, and B. Che, *Tribol. Trans.*, **56**, No. 3:

- 461 (2013).
34. O. Culha, S. Sahin, I. Ozdemir, and M. Toparli, *Experimental Techniques*, No. 3: 43 (2011).
 35. O. V. Sukhova, *PAST*, **128**, No. 4: 77 (2020).
 36. J. Zhang, Y. Gao, J. Xing, S. Ma, D. Yi, and L. Liu, *J. Mater. Eng. Perform.*, **20**, No. 9: 1658 (2011).
 37. O. V. Sukhova and K. V. Ustinova, *Funct. Mater.*, **26**, No. 3: 495 (2019).
 38. I. M. Spirydonova, S. B. Pilyaeva, E. V. Sukhovaya, and G. V. Zinkovskyy, *Visnyk Dniprovskogo Universytetu. Fizyka. Radioelektronika*, No. 8: 32 (2002) (in Russian).