УДК 680.18:669.71:669.18

## МЕХАНІЧНІ ТА КОРОЗІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Fe-B-C

## O. B. CYXOBA

## Інститут транспортних систем і технологій НАН України, Дніпро

Вивчено механічні та корозійні властивості сплавів системи Fe–B–C (0,1...9 wt% B; 0,2...4 wt% C; Fe – залишок). Визначено їх мікротвердість і міцність на стиск, опір абразивному і газоабразивному зношуванню за кімнатної температури. Гравіметричним методом виміряно швидкість корозії у водних розчинах 0,5 M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, 5 M H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>, 0,8 M HNO<sub>3</sub>, 1 M HCl, 2 M CH<sub>3</sub>COOH, 3 M NaCl та 0,2 M Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>. Найбільший опір абразивному зношуванню мають сплави з підвищеною твердістю, а газоабразивному – з міцністю на стиск. У більшості кислих і нейтральних середовищ швидкість їх корозії зменшується з часом через накопичення на поверхні зразків продуктів корозії і підвищується з ростом вмісту евтектик та аустенітної фази в евтектичних колоніях, а також через утворення в структурі меж між первинною і перитектичною фазами. Найбільшу корозійну тривкість сплави мають у розчині натрій хлориду, а найменшу – в розчині нітратної кислоти.

Ключові слова: сплави Fe–B–C, механічні властивості, абразивна і газоабразивна зносотривкість, корозійна тривкість.

Mechanical and corrosion properties of Fe–B–C alloys (0.1...9 wt% B; 0.2...4 wt% C; Fe – balance) were investigated. Microhardness and compressive strength, resistance to abrasive and gas-abrasive wear of the alloys were determined at room temperature. Corrosion rate was measured by gravimetric method in the following aqueous solutions: 0.5 M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, 5 M H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>, 0.8 M HNO<sub>3</sub>, 1 M HCl, 2 M CH<sub>3</sub>COOH, 3 M NaCl, and 0.2 M Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>. The highest resistance to abrasive wear showed Fe–B–C alloys with high hardness and the highest resistance to gas-abrasive wear – with high compressive strength. In most acidic and neutral media, the corrosion products on the surface of the samples. The corrosion rate increased with increase in the volume fractions of eutectics and austenite phase in the eutectics colonies or when interfaces between the primary and peritectic phases were formed in the structure. The Fe–B–C alloys demonstrated the highest corrosion resistance in the sodium chloride solution and the lowest one – in the nitric acidic solution.

**Keywords:** *Fe–B–C alloys, mechanical properties, abrasive and gas-abrasive wear resistance, corrosion resistance.* 

Вступ. Легування бором часто застосовують, щоб замінити вартісні легувальні елементи у складі залізовуглецевих сплавів [1–3]. При цьому за властивостями сплави системи Fe–B–C не тільки не поступаються легованим залізним, але нерідко перевершують їх. Відомий позитивний вплив бору на твердість, абразивну та гідроабразивну тривкість, корозійну тривкість та механічну міцність [4–7]. Легування бором підвищує жароміцність сталей, знижує ефект старіння та пришвидшує процеси відпалювання [8].

Характеристики таких сплавів визначає їх структура, яка формується під час тверднення та охолодження в твердому стані. Відомі праці [9–16], де описано фазовий та структурний склад сплавів Fe–B–C, механізми фазових перетворень, вплив швидкості охолодження та легувальних домішок на їх властивості. Ефект

Контактна особа: О. В. СУХОВА, e-mail: sukhovaya@ukr.net

від додавання бору до залізовуглецевих сплавів залежить від концентраційного діапазону легування [17–19]. Наприклад, його домішки можуть як збільшити, так і зменшити прожарюваність сталей [20]. Враховуючи перспективність застосування сплавів Fe–B–C у різних галузях промисловості, досліджували зв'язок між їх структурою та механічними і корозійними властивостями.

**Методи досліджень.** Випробовували сплави Fe–B–C ( $v_{cool} = 10$  K/s) за вмісту 0,1...9 wt% B; 0,2...4 C; Fe – залишок, які отримували сплавленням хімічно чистих елементів (99,97%) в алундових тиглях у печі Таммана. Мікроструктуру сплавів досліджували методами металографічного (мікроскопи "Неофот", "Епіквант") та рентгеноструктурного аналізів (апарат ДРОН-УМ у Си $K_{\alpha}$ -випромінюванні).

Мікротвердість фаз вимірювали приладом ПМТ-3 за навантажень 20; 50 і 100 g і витримки під навантаженням не менше 10 s. На кожному зразку виконували 10–15 вимірів. Міцність на стиск зразків діаметром 20 mm і висотою 30 mm оцінювали на спеціальному пресі шляхом статичного навантаження до руйнування. За руйнівне навантаження приймали середнє арифметичне після десяти вимірювань. Похибка не перевищувала 20 MPa.

Для випроб зразків на опір абразивному зношуванню використовували установку НК-М. Оцінювали зменшення маси зразків розмірами  $16\times6\times16$  mm після стирання шліфувальною шкуркою на 413 m шляху. Опір газоабразивному зношуванню визначали на установці ОБ-876, яка давала можливість одночасно випробувати шість зразків розмірами  $50\times50\times15$  mm. Абразивом слугував кварцовий пісок. Кут атаки абразиву 45°, дозована його витрата за один цикл випробувань 6 kg, кількість циклів тривалістю 35 min – не менше чотирьох. Досліджували за температур  $20\pm2^{\circ}$ С і відносної вологості  $65\pm5$ %. Похибка визначення втрати маси на терезах ВЛА-200М дорівнювала 0,2 mg.

Корозійні випробування виконували у водних розчинах 0,5 М  $H_2SO_4$ , 5 М  $H_3PO_4$ , 0,8 М  $HNO_3$ , 1 М HCl, 2 М  $CH_3COOH$ , 3 М NaCl та 0,2 М  $Na_2SO_4$ , які готували з концентрованих кислот і сухих солей марки "х.ч.". Склад агресивних середовищ вибирали, щоб вивчити корозійні процеси з киснево-водневою деполяризацією [21–23]. Зразки розміром  $30 \times 20 \times 10$  mm після випробувань зважували на терезах АДВ-200 з похибкою 0,1 mg. Визначали швидкість корозії за температур  $20\pm2^{\circ}C$  упродовж 4 h у кислих і 5 days у нейтральних середовищах.

Результати та їх обговорення. Хімічний склад і структуру сплавів системи Fe–B–C наведено в табл. 1. Структура сплаву Fe–4% C–0,1% B (зразок 1) ледебуритна, легована бором (див. рисунок, фото *a*). Зі збільшенням вмісту бору до 0,5 wt% (зразок 2) утворюється заевтектична структура та з'являються первинні кристали Fe<sub>3</sub>(C, B) на фоні евтектики Fe–Fe<sub>3</sub>(C, B) (фото *b*). За вмісту 0,9... 1,2 wt% C; 1,2...3 wt% B (зразки 3–5) фіксували доевтектичну структуру, оскільки первинними стають дендрити фази  $\gamma$ -Fe, леговані бором (фото *c*, *d*). За концентрацій 1,5 wt% вуглецю і 4,7 wt% бору (зразок 6) спостерігали первинні кристали Fe<sub>2</sub>(B, C) в оболонці перитектичної фази Fe<sub>3</sub>(B, C) і евтектику Fe–Fe<sub>3</sub>(B, C) (фото *e*). У сплаві, що містить 5 wt% B і 0,2 wt% C (зразок 7), присутні первинні кристали Fe<sub>2</sub>(B, C) і евтектика Fe–Fe<sub>2</sub>(B, C), що має зональну будову (фото *f*). У сплаві Fe–9% B–0,2% C (зразок 8) виявили первинні дендрити Fe(B, C) на фоні фази Fe<sub>2</sub>(B, C) (фото *g*) [11], а у сплаві Fe–9% B–2% C (зразок 9) – включення графіту та кристали фази Fe<sub>2</sub>(B, C), цо то *h*).

Мікротвердість сплавів зростає зі зменшенням об'ємного вмісту первинної аустенітної фази і збільшенням кількості первинних кристалів карбобориду Fe<sub>3</sub>(C, B) чи борокарбіду Fe<sub>2</sub>(B, C), досягаючи найбільших значень для зразків 2 та 7–9 (табл. 2). При цьому міцність зразків на стиск зменшується. Максимальною міцністю володіє зразок 3 з доевтектичною структурою, вміст первинної

аустенітної фази в якому найбільший, а евтектики Fe–Fe<sub>3</sub>(C, B) – найменший. Для заевтектичних сплавів (зразки 2 і 7) збільшення об'ємного вмісту первинної фази і зменшення вмісту евтектики супроводжується падінням міцності на стиск.

№ зразка	Вміст <sup>*</sup> , wt%		Структура	Тип	Частка евтектики
	В	С	Olpykiypu	структури	vol.%
1	0,1	4	Евтектика Fe–Fe <sub>3</sub> (C, B)	С, В) Евтектична	
2	0,5	4	Первинні кристали Fe <sub>3</sub> (C, B), евтектика Fe–Fe <sub>3</sub> (C, B)	Заевтектична	6065
3	1,2	0,9	Первинна фаза γ-Fe, легована B, евтектика Fe–Fe <sub>3</sub> (C, B)	Доевтектична	2025
4	2	1,2	Первинна фаза γ-Fe, легована B, евтектика Fe–Fe <sub>3</sub> (C, B)	Доевтектична	3540
5	3	1	Первинна фаза γ-Fe, легована B, евтектика Fe–Fe <sub>3</sub> (C, B)	Доевтектична	8085
6	4,7	1,5	Первинні кристали Fe <sub>2</sub> (B, C), перитектична фаза Fe <sub>3</sub> (B, C), евтектика Fe–Fe <sub>3</sub> (B, C)	Евтектико- перитектична	2530
7	5	0,2	Первинні кристали Fe <sub>2</sub> (B, C), евтектика Fe–Fe <sub>2</sub> (B, C) Заевтектична		3035
8	9	0,2	Первинні кристали Fe(B, C), перитектична фаза Fe <sub>2</sub> (B, C)	Перитектична	_
9	9	2	Первинні кристали Fe(B, C), Fe <sub>2</sub> (B, C), C, колонії C + Fe <sub>2</sub> (B, C)	и Fe(B, C), C + Fe <sub>2</sub> (B, C) Перитектична	

Таблиця 1. Хімічний склад і структура сплавів системи Fe–B–C

\* Решта залізо.



Мікроструктура сплавів системи Fe–B–C: *a*–*h* – зразки 1; 2; 4; 5; 6; 7; 8 і 9, відповідно. Microstructure of Fe–B–C alloys: *a*–*h* – samples 1; 2; 4; 5; 6; 7; 8 and 9, respectively.

Результати абразивних випробувань вказують на існування зв'язку між мікротвердістю і зносотривкістю сплавів системи Fe–B–C (табл. 2). Найбільший опір руйнуванню закріпленим абразивом має зразок 2, в якому утворюється заевтектична структура. Тоді як високою газоабразивною зносотривкістю характеризуються сплави з підвищеною міцністю на стиск (табл. 2). Зносотривкість зразків 3–5 з доевтектичною структурою зростає через присутність евтектики Fe–Fe<sub>3</sub>(C, B). Зниження опору газоабразивному зношуванню сплавів, що містять 4,7 wt% B і більше (зразки 6–9), пов'язане з їх неоднорідною будовою та формуванням крихкої фази Fe<sub>2</sub>(B, C). Всі зразки, крім зразка 3, перевершують за газоабразивною зносотривкістю еталон, виготовлений з хромистої сталі 70ХЛ.

<u>No</u> 2Da2ka	Мікро- твердість,	Міцність на стиск,	Відносна абразивна зносотривкість	Відносна газоабразивна зносотривкість		
зразка	GPa	MPa	Units			
1	$7,3\pm0,2$	$1950\pm10$	$1,9 \pm 0,1$	$1,8 \pm 0,2$		
2	$7,6\pm0,1$	$1900\pm15$	$3,3 \pm 0,2$	$1,9 \pm 0,2$		
3	$5,9\pm0,4$	$2300\pm14$	$0,6 \pm 0,1$	$2,5 \pm 0,1$		
4	$6,5\pm0,3$	$2200\pm10$	$1,1 \pm 0,1$	$2,8 \pm 0,1$		
5	$7\pm0,2$	$2050\pm20$	$1,5 \pm 0,1$	$2,3 \pm 0,2$		
6	$7,4\pm0,2$	$1650 \pm 15$	$2,7 \pm 0,2$	$1,6 \pm 0,1$		
7	$7,6\pm0,1$	$1600 \pm 20$	$3,5 \pm 0,1$	$1,4 \pm 0,1$		
8	$8\pm0,1$	$1350\pm10$	$3,1 \pm 0,2$	$1,2 \pm 0,1$		
9	$7,9 \pm 0,2$	$1325 \pm 15$	3,1 ± 0,1	$1,1 \pm 0,2$		
Еталон	$2,8 \pm 0,4$		1	1		

Таблиця 2. Механічні властивості сплавів системи Fe-B-C

Примітка: еталоном слугувала сталь марки 70ХЛ.

Використовуючи результати металографічних досліджень зношених поверхонь зразків, виявили зношування внаслідок різання абразивом, про що свідчать численні риски-подряпини [24]. В першу чергу руйнується первинна аустенітна фаза в доевтектичних сплавах Fe–B–C, мікротвердість якої менша, ніж первинних фаз Fe<sub>3</sub>(C, B) і Fe<sub>2</sub>(B, C) в заевтектичних сплавах. Закономірно, що абразивна зносотривкість зростає зі зменшенням об'ємного вмісту первинного аустеніту і збільшенням кількості евтектики Fe–Fe<sub>3</sub>(C, B) у структурі зразків 3–5. Незважаючи на визначальний вплив мікротвердості сплавів на неї, необхідно, щоб вони також володіли достатньою міцністю на стиск. Зокрема, опір абразивному зношуванню зразка 8 з низьким її значенням менший, ніж зразка 7, хоча його мікротвердість більша. Це пов'язано з тим, що під дією абразиву відбувається крихке руйнування фази Fe<sub>2</sub>(B, C), об'ємний вміст якої в зразку 8 досягає 85…90 vol.%.

Після газоабразивних випробувань на зношеній поверхні зразків, крім численних подряпин, є також тріщини, розташовані паралельно і перпендикулярно до неї. Їх поява викликана додатковим пластичним передеформуванням металу під дією абразиву. В результаті накопичення значної кількості мікродефектів зароджуються мікротріщини, за злиття яких відокремлюються продукти зношування. Тому газоабразивну зносотривкість сплавів Fe–B–C насамперед визначає міцність на стиск. Проте, оскільки зношування також відбувається внаслідок різання абразивом, для досягнення високої зносотривкості потрібно, крім пластичності, забезпечити достатню мікротвердість сплавів. Тому найбільш зносотривкий зразок 4, який поряд з відносно високою міцністю на стиск характеризується підвищеною мікротвердістю, ніж зразок 3 з максимальною міцністю на стиск.

Зі збільшенням об'ємного вмісту евтектики Fe–Fe<sub>3</sub>(C, B) швидкість корозії зразків 3–5 у розчині 0,5 M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> зростає (табл. 3). Зразок 6, що містить фазу Fe<sub>2</sub>(B, C) в перитектичній оболонці фази Fe<sub>3</sub>(B, C) і евтектику Fe–Fe<sub>3</sub>(B, C), кородує сильніше, ніж зразок 3 із приблизно таким же вмістом останньої. Швидкість корозії зразків 8 і 9, в яких відсутні аустенітні складники евтектик, суттєво знижується. Продуктами корозії всіх зразків є, в основному, сполуки заліза. Для зразків 1; 2 і 5 з підвищеним вмістом евтектик характерне викришування мікрозерен через розчинення аустеніту. Внаслідок подальшого окиснювання на дно посудини осідає темний осад. Зі збільшенням часу випробувань корозія зразків пришвидшується.

		-					
№ зразка	0,5 M H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	5 M H <sub>3</sub> PO <sub>4</sub>	0,8 M HNO <sub>3</sub>	1 M HCl	2 M CH <sub>3</sub> COOH	3 M NaCl	0,2 M Na <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>
1	135,1	124,3	129,1	5,4	4,5	0,094	0,3
2	102,1	86,5	113,5	2,7	2,7	0,051	0,18
3	75,6	32,4	91,9	8,1	4,1	0,115	0,26
4	91,9	70,2	127	2,7	2,05	0,065	0,2
5	113,5	102,1	118,9	2,7	4,8	0,085	0,38
6	221,6	129,1	118,7	13,5	14,1	0,09	0,61
7	48,6	27	81,1	4,1	1,8	0,034	0,19
8	5,4	2,7	59,5	2,7	1,4	0,124	0,16
9	2,7	1,8	60,4	2,1	0,9	0,09	0,11

Таблиця 3. Швидкість корозії сплавів системи Fe-B-C в розчинах кислот і солей (в g/(m<sup>2</sup>·h))<sup>\*</sup>

\* Похибка вимірювання 1...3%.

Корозійна поведінка сплавів системи Fe–B–C у розчині 5 М  $H_3PO_4$  така ж, як і в розчині 0,5 М  $H_2SO_4$  (табл. 3). Швидкість корозії зростає зі збільшенням об'ємного вмісту евтектик. Внаслідок викришування мікрозерен через розчинення аустеніту евтектик на дні реакційної посудини з'являється темний осад. Швидкість корозії сплавів у розчині 5 М  $H_3PO_4$  знижується зі збільшенням тривалості випробувань. Це пов'язано з тим, що фосфати заліза, які утворюються під час корозії, важкорозчинні, тому, накопичуючись на поверхні зразків, захищають її від подальшого руйнування.

Швидкість корозії більшості зразків у розчині 0,8 М HNO<sub>3</sub> вища, ніж в інших кислотах (табл. 3). Найбільш корозійно тривкий зразок 8. Зі збільшенням вмісту евтектики швидкість корозії зразка 4 проти зразка 3 спочатку зростає, а зразка 5 навіть знижується. Швидкість корозії зразка 6 найбільша в розчинах 0,5 M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> і 5 M H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> і приблизно така ж, як і зразка 5. Під час корозії поверхня сплавів розчиняється майже рівномірно. Її швидкість у розчині нітратної кислоти зменшується з тривалістю випробувань, як і в розчині ортофосфатної.

У розчині 1 М HCl зразки кородують менше, ніж у розчинах інших кислот (табл. 3). Це вказує на значне пришвидшення анодного розчинення заліза в розчинах сульфатів, фосфатів і нітратів порівняно з хлоридами. Зі збільшенням об'ємного вмісту евтектики Fe–Fe<sub>3</sub>(C, B) до 80...85 vol.% швидкість корозії зраз-

ка 5 не змінюється, що свідчить про відносну тривкість аустеніту. Зразок 9 кородує з найменшою швидкістю, а зразок 6 – з найбільшою.

У розчині 2 М CH<sub>3</sub>COOH всі зразки, за винятком зразка 6, корозійно тривкі (табл. 3). Підвищена швидкість його корозії, очевидно, спричинена активним розчиненням меж між первинною і перитектичною фазами  $Fe_2(B, C)/Fe_3(B, C)$ . Найбільш корозійно тривкі сплави, в яких відсутні аустенітні складники евтектик (зразки 8 і 9). Зі збільшенням часу випробувань швидкість корозії у цьому розчині зменшується через накопичення на поверхні продуктів корозії, які уповільнюють розчинення.

Результати випробувань сплавів системи Fe–B–C у розчині 3 M NaCl свідчать, що швидкість корозії у нейтральному середовищі набагато менша, ніж в окисних (табл. 3). Мінімальну швидкість має зразок 7, вміст евтектики в якому 30...35 vol.%. Зі зменшенням або збільшенням її кількості, відповідно, в зразках 3 і 5 проти зразка 4 вона зростає. З подовженням часу випробувань уповільню-ється.

Для більшості зразків швидкість корозії в розчині 0,2 M Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> нижча, ніж зразків 5 і, особливо, 6 (табл. 3). Причому зразок 5 характеризується високим об'ємним вмістом евтектики Fe–Fe<sub>3</sub>(C, B), а в сплаві 6 присутня первинна фаза Fe<sub>2</sub>(B, C) в оболонці перитектичної фази Fe<sub>3</sub>(B, C). Швидкість корозії тут найменша впродовж першої доби випробувань, а після четвертої збільшується.

За зростанням швидкості корозії сплавів досліджені розчини кислот і солей можна розташувати в такій послідовності: NaCl  $\rightarrow$  Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>  $\rightarrow$  CH<sub>3</sub>COOH  $\rightarrow$   $\rightarrow$  HCl  $\rightarrow$  H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>  $\rightarrow$  H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>  $\rightarrow$  HNO<sub>3</sub>. Швидкість корозії сплавів підвищується зі збільшенням кількості аустенітної фази в колоніях, що свідчить про відносно низьку її корозійну тривкість в агресивних середовищах. Тому опір корозії перитектичних сплавів системи Fe–B–C (зразки 8 і 9) без аустеніту найбільший у всіх досліджених середовищах, за винятком розчину натрій хлориду. А корозійна тривкість евтектики Fe–Fe<sub>2</sub>(B, C) з більшим його вмістом нижча, ніж евтектики Fe–Fe<sub>3</sub>(C, B). Крім того, найменше опирається корозії в більшості середовищ сплав Fe–4,7% B–1,5% C (зразок 6), в структурі якого є фаза Fe<sub>2</sub>(B, C) в перитектичній оболонці фази Fe<sub>3</sub>(B, C).

## висновки

Найбільші мікротвердість і міцність на стиск мають заевтектичні/перитектичні і доевтектичні сплави системи Fe–B–C, що містять 0,1...9 wt% B; 0,2...4 wt% C; Fe – решта. Підвищена абразивна зносотривкість притаманна перитектичним сплавам, які відрізняються високою твердістю і зношуються, в основному, внаслідок різання абразивом. Найбільшою газоабразивною зносотривкістю володіють доевтектичні сплави з підвищеною міцністю на стиск, оскільки зношування переважно відбувається внаслідок утомного руйнування, викликаного багаторазовим пластичним передеформуванням поверхні зразків. Найбільший опір корозії в розчинах 0,5 M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, 0,2 M Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, 5 M H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>, 0,8 M HNO<sub>3</sub>, 1 M HCl і 2 M CH<sub>3</sub>COOH мають перитектичні сплави Fe–B–C. Швидкість корозії зростає через збільшення в структурі вмісту евтектичної аустенітної фази і утворення меж між первинними і перитектичними фазами, які руйнуються в першу чергу.

<sup>1.</sup> Dearnley P. A. and Bell T. Engineering the surface with boron-based materials // Surf. Eng. – 1985. – 1, № 3. – P. 203–217.

<sup>2.</sup> Лякишев Н. П., Плинер Ю. А., Лаппо С. И. Борсодержащие стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1986. – 192 с.

<sup>3.</sup> Особенности микролегирования бором при выплавке низколегированных конструкционных сталей / Л. Ю. Назюта, Л. С. Тихонюк, И. Н. Костыря, Ю. В. Хавалиц // Металл и литье Украины. – 2018. – № 3–4. – С. 18–27.

- Microstructure and properties of Fe–B–C cast wear-resistant alloy / Z. F. Huang, J. D. Xing, S. Q. Ma, Y. M. Gao, M. Zheng, and L. Q. Sun // Key Eng. Mater. – 2017. – 732, № 1–2. – P. 59–68.
- 5. *Effect* of boron concentration on microstructures and properties of Fe–B–C alloy steel / X. Ren, H. Fu, J. Xing, Y. Yang, and S. Tang // J. Mater. Res. 2017. **32**, № 16. P. 304–314.
- *Effect* of boron concentration on solidification structure and hardness of Fe–B–C wear-resistant alloy / P. Sang, H. Fu, Y. Qu, C. Wang, and Y. Lei // Mater. Werkst. 2015. 46, № 9. P. 962–969.
- Wear resistant coatings of boron-modified stainless steels deposited by plasma transferred arc / E. Sigolo, J. Soyama, G. Zepon, C. S. Kiminami, W. J. Botta, and C. Bolfarini // Surf. Coat. Technol. – 2016. – 302, № 1. – P. 255–264.
- Гольдитейн Я. Е., Мизин В. Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. – М.: Металлургия, 1986. – 272 с.
- Fundamental experiments on phase stabilities of Fe–B–C ternary systems / A. Sudo, T. Nishi, N. Shirasu, M. Takano, and M. Kurata // J. Nucl. Sci. Technol. – 2015. – 52, № 10. – P. 1308–1312.
- 10. Pashechko M. I. and Lenik K. S. Segregation of atoms of the eutectic alloys Fe–Mn–C–B– Si–Ni–Cr at friction wear // Wear. – 2009. – 267, № 5–8. – P. 1301–1304.
- 11. Sukhova O. V. Solubility of Cu, Ni, Mn in boron-rich Fe–B–C alloys // Phys. Chem. Solid St. 2021. 22, № 1. P. 110–116.
- 12. Голубец В. М., Пашечко М. И. Износостойкие покрытия из эвтектики на основе системы Fe–Mn–C–B. К.: Наук. думка, 1989. 190 с.
- Heat treatment effects on mechanical properties of atmospheric plasma sprayed Fe<sub>x</sub>B coatings on Al substrate / O. Culha, S. Sahin, I. Ozdemir, and M. Toparli // Exp. Tech. 2011. № 3. P. 43–51.
- 14. *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.
- 15. Sukhova O. V. Structure and properties of Fe–B–C powders alloyed with Cr, V, Mo or Nb for plasma-sprayed coatings // Probl. At. Sci. Technol. 2021. № 2. P. 115–121.
- Structure and properties of boron-bearing iron granules for composites / I. M. Spiridonova, E. V. Sukhovaya, V. F. Butenko, A. P. Zhudra, A. I. Litvinenko, and A. I. Belyi // Powder Metall. Met. Ceram. – 1993. – 32, № 2. – P. 139–141.
- 17. Belonozhko P. A., Zhechev M. M., and Tarasov S. V. Mathematical modeling of the dynamics of a system of two bodies coupled by an elastic multiple-element chain // Sov. Appl. Mech. 1986. 22, № 7. P. 683–688.
- Homolova V., Ciripova L., and Vyrostkova A. Experimental study of phase composition of Fe-(30-60)B-C alloys and boron-rich corner of Fe-B-C phase diagram // J. Ph. Equilibria Diffus. - 2015. - 36, № 6. - P. 599-605.
- 19. *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.
- 20. Бор, кальций, ниобий и цирконий в чугуне и стали / Под. ред. С. Н. Винарова. М.: Металлургиздат, 1961. 456 с.
- 21. Сухова О. В., Полонський В. А., Устінова К. В. Корозійно-електрохімічні властивості квазікристалічних сплавів Al–Cu–Fe–(Si, B) та Al–Ni–Fe в розчині NaCl // Питання хімії та хім. технології. 2019. **124**, № 3. С. 46–52.
- 22. Ryabtsev S. I., Polonskyy V. A., and Sukhova O. V. Corrosion resistance of alloys of the Al-Cu-Fe-(Si, B) system in mineralized saline and acid solutions // Materials Science. - 2020. - 56, № 2. - P. 263-272.
- 23. Sukhova O. V. and Polonskyy V. A. Structure and corrosion of quasicrystalline cast Al–Co–Ni and Al–Fe–Ni alloys in aqueous NaCl solution // East Eur. J. Phys. 2020. № 3. P. 5–10.
- Erosive wear performance of heat-treated multi-component cast iron containing Cr, V, Mn and Ni eroded by alumina spheres at elevated temperatures / Y. Zhang, K. Shimizu, X. Yaer, K. Kusumoto, and V. G. Efremenko // Wear. – 2017. – **390–391**. – P. 135–145.

Одержано 14.02.2023