

О.В. Сухова

## Вплив вмісту вуглецю та швидкості охолодження на структуру високобористих сплавів Fe–B–C

Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара, Дніпро, Україна, [sukhovaya@ukr.net](mailto:sukhovaya@ukr.net)

У роботі досліджено структурний та фазовий склад високобористих сплавів Fe–B–C в області концентрацій 9,0 - 16,0 % B, 0,001 - 1,7 % C, Fe – залишок (у мас. %). Швидкість охолодження сплавів становила  $10 - 10^3$  К/с. Використано методи кількісного металографічного, рентгеноструктурного, мікрорентгеноспектрального і диференціального термічного аналізів. Встановлено, що максимальна розчинність вуглецю в гемібориді  $Fe_2B$  становить 0,55 %, а в монобориді FeB – 0,41 %. Залежно від структури можна виділити сплави, що належать до двофазної перитектичної ( $Fe_2(B,C) + Fe(B,C)$ ), двофазної перитектико-евтектичної ( $Fe_2(B,C) + Fe(B,C)$ ) та трифазної перитектико-евтектичної ( $Fe_2(B,C) + Fe(B,C) + C$ ) областей діаграми стану Fe–B–C. Появу евтектичних складових у структурі досліджених сплавів пояснено переходом перитектичної реакції  $L + Fe(B,C) \rightarrow Fe_2(B,C)$  в евтектичну реакцію  $L \rightarrow Fe(B,C) + Fe_2(B,C)$  в інтервалі температур 1623 - 1583 К у присутності вуглецю. Збільшення швидкості охолодження з  $10$  до  $10^3$  К/с супроводжується подібненням структурних складових, зміною їх об'ємного вмісту, збільшенням мікротвердості та коефіцієнта тріщиностійкості.

**Ключові слова:** структура, швидкість охолодження, кристалізація, фазові перетворення, мікро-механічні характеристики.

Подано до редакції 05.02.2020; прийняті до друку 15.06.2020.

### Вступ

Сплави Fe–B привертають увагу спеціалістів завдяки високій твердості, зносостійкості, стійкості до окиснення та жаростійкості [1-4]. Крім того, ці сплави не потребують дорого вартісних виробничих витрат [5]. Така комбінація властивостей обумовлює широкий спектр галузей застосування сплавів, наприклад для отримання зносо- і корозійностійких покриттів [6-8]. Однак дотепер існують розбіжності щодо фазового та структурного складу сплавів Fe–B в області концентрацій бору від 9 до 16 мас. %. Так, автори [9] вважають, що ці сплави мають перитектичну структуру, яку утворюють первинні кристали FeB і фаза  $Fe_2B$ , яка кристалізується за перитектичною реакцією  $L + FeB \rightarrow Fe_2B$ . Автори [10] повідомили про можливе існування евтектики  $Fe_2B$ –FeB у структурі сплавів Fe–B. Вони стверджували, що після загартування з рідини в сплаві Fe–9%B відсутня фаза FeB. З цього був

зроблений висновок, що фаза  $Fe_2B$  кристалізується не за перитектичною, а за евтектичною реакцією.

Описані розбіжності щодо структурного складу сплавів Fe–B можуть бути пов'язані з впливом домішок, перш за все, вуглецю на процеси структуроутворення в сплавах Fe–B [11]. Залізо активно взаємодіє з вуглецем. Цей елемент легко адсорбується при виплавці зразків із повітря і є природньою домішкою в сплавах Fe–B. Фазовий склад сплавів Fe–B–C в області концентрацій від 9 - 16 мас. %. описаний в роботах [12, 13]. Автори [13] врахували розчинність близько 2 ат % вуглецю в бориді заліза і виділили на діаграмі стану сплавів три трифазні області, а саме:  $(FeB + Fe_2B + C)$ ,  $(B + FeB + B_4C)$ ,  $(B_4C + FeB + C)$ . Однак, автори [12] не повідомили про можливі реакції за участю вказаних фаз, що відповідають за формування структури сплавів, а автори [13] не підтвердили очікувані реакції експериментально. Крім того, з огляду на можливе застосування цих сплавів у широкому діапазоні швидкостей охолодження під

час металургійного циклу, що включає технологію кристалізації, важливим є краще розуміння залежності мікроструктури сплавів Fe–B–C від швидкості охолодження. До того ж, у багатьох випадках експлуатація сплавів Fe–B передбачає їх контакт з вуглецевісними середовищами. Тому в роботі досліджували вплив вуглецю та швидкості охолодження на процеси структуроутворення сплавів Fe–B–C концентраційного трикутника Fe<sub>2</sub>B–FeB–C.

### I. Методика дослідження

Сплави Fe–B–C, що містили 9,0 - 16,0 % B, 0,001 – 1,7 % C, Fe – залишок (у мас. %), отримували сплавленням хімічно чистих елементів (99,93 % - 99,99 %) в алундових тиглях у печі Таммана. Швидкість охолодження сплавів становила 10 - 10<sup>3</sup> К/с. Вміст хімічних елементів визначали методом рентгенофлуоресцентного аналізу на установці СЕФ-01-М «Спрут». Локальний хімічний склад фаз вимірювали на растровому електронному мікроскопі JSM-6491LV з використанням енергодисперсійного аналізатора. Мікроструктуру сплавів вивчали на оптичному мікроскопі «Neophot». Кількісні металографічні дослідження виконували на структурному аналізаторі «Eriquant». Ідентифікацію фаз проводили методом рентгеноструктурного аналізу на апараті ДРОН-УМ з використанням характеристичного випромінювання CuK<sub>α</sub>. Температури фазових перетворень визначали методом диференціального термічного аналізу

(ДТА). Криві охолодження записували за швидкості охолодження зразків 5 К/хв. Мікротвердість за Вікерсом (H<sub>v</sub>) оцінювали за результатами не менш, ніж 10 вимірювань, а коефіцієнт тріщиностійкості (K<sub>1C</sub>) фаз розраховували за результатами вимірювання розміру зони крихкого руйнування на приборі ПМТ-3.

### II. Результати експерименту та їх обговорення

Основними фазами, що утворюють структуру сплавів Fe–B–C у концентраційному діапазоні 9,0 - 16,0 % B, 0,001 - 1,7 % C, є тверді розчини Fe(B,C) та Fe<sub>2</sub>(B,C) (табл. 1). Максимальна розчинність вуглецю в гемібориді заліза Fe<sub>2</sub>B, визначена методом рентгеноспектрального мікроаналізу, становить 0,55 %. Вміст вуглецю в фазі Fe(B,C) не перевищує 0,41 %. Зі збільшенням швидкості охолодження з 10 до 10<sup>3</sup> К/с відхилення параметрів кристалічних ґраток від табличних значень збільшуються (табл. 2). Можна припустити, що при цьому створюються умови для збільшення розчинності вуглецю в борідах заліза. У разі перевищення межі розчинності вуглецю в борідах FeB та Fe<sub>2</sub>B у структурі з'являється вільний графіт (табл. 1).

Залежно від концентрації вуглецю в досліджених сплавах Fe–B–C відбуваються наступні структурні зміни. У структурі двофазних перитектичних сплавів Fe–B–C за вмісту вуглецю 0,001 - 0,165 % спостерігаються первинні дендрити фази Fe(B,C) на

Таблиця 1

Вплив вмісту вуглецю на фазовий та структурний склад сплавів Fe–B–C

Вміст вуглецю (у мас. %)	Структура	Фазовий склад	Структурний склад
0,01 - 0,165	Двофазна перитектична	Fe <sub>2</sub> (B,C), Fe(B,C)	Fe <sub>2</sub> (B,C), Fe(B,C)
0,17 - 0,5	Двофазна перитектико-евтектична	Fe <sub>2</sub> (B,C), Fe(B,C)	Fe <sub>2</sub> (B,C), Fe(B,C), евтектика Fe <sub>2</sub> (B,C)–Fe(B,C)
0,55 - 1,7	Трифазна перитектико-евтектична	Fe <sub>2</sub> (B,C), Fe(B,C), C	Fe <sub>2</sub> (B,C), Fe(B,C), C, колонії Fe <sub>2</sub> (B,C)–C, евтектика Fe <sub>2</sub> (B,C)–Fe(B,C)–C

Таблиця 2

Вплив вмісту вуглецю (у мас. %) та швидкості охолодження на параметри кристалічної ґратки фаз Fe<sub>2</sub>(B,C) та Fe(B,C) у сплаві Fe – 10,1 % B–C

Вміст вуглецю у сплаві	Швидкість охолодження, К/с	Fe <sub>2</sub> B (тетрагональна ґратка)			FeB (ромбічна ґратка)		
		a, Å	c, Å	c/a	a, Å	b, Å	c, Å
0,1	10	5,1112± 0,0031	4,2442± 0,0075	0,8304	5,5057± 0,0023	4,0614± 0,0096	2,9517± 0,0042
	10 <sup>3</sup>	5,1109± 0,0038	4,2495± 0,001	0,8315	5,5041± 0,0052	4,0596± 0,0106	2,9501± 0,0037
0,7	10	5,1141± 0,0040	4,2241± 0,0137	0,8250	5,4803± 0,0115	4,0401± 0,0051	2,9579± 0,0055
	10 <sup>3</sup>	5,1121± 0,0020	4,2393± 0,0055	0,8293	5,4778± 0,0031	4,0362± 0,0021	2,9595± 0,0012
1,6	10	5,1149± 0,0019	4,2245± 0,0120	0,8259	5,4805± 0,0018	4,0397± 0,0011	2,9582± 0,0007
	10 <sup>3</sup>	5,1132± 0,0031	4,2356± 0,0059	0,8284	5,4737± 0,0046	4,0345± 0,0037	2,9614± 0,0016

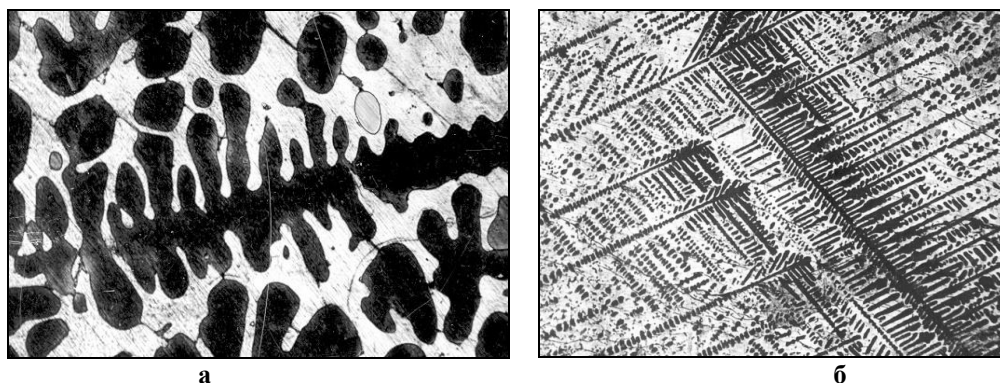


Рис. 1. Мікроструктура сплаву Fe–12,1%B–0,1%C (x300): а –  $V_{\text{охол}}=10$  K/c; б –  $V_{\text{охол}}=10^3$  K/c.

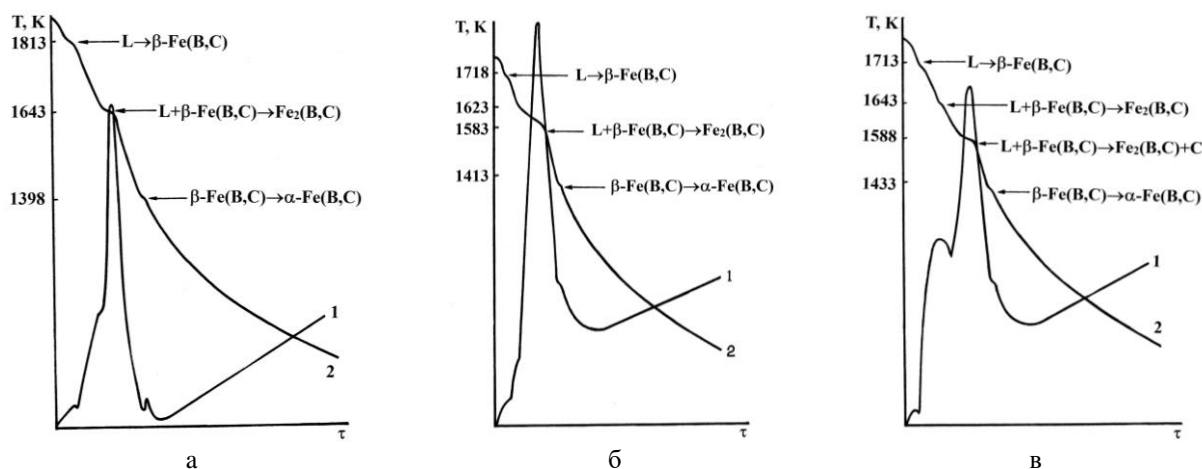


Рис. 2. Термограми сплавів Fe– 12,1 % B – 0,1 % C (а), Fe – 10,8 % B – 0,3 % C (б), Fe – 11,0 % B – 1,24 % C (в): 1 –  $\Delta T(\tau)$ ; 2 –  $T(\tau)$ .

фоні твердого розчину  $Fe_2(B,C)$ , що утворюється за перитектичною реакцією  $L + Fe(B,C) \rightarrow Fe_2(B,C)$  (табл. 1, рис. 1). У сплавах, склад яких близький до перитектичної точки, фаза  $Fe_2(B,C)$  також кристалізується безпосередньо з рідини через малий вміст первинної фази  $Fe(B,C)$ . Результати термічного аналізу свідчать про зниження температури перитектичної реакції до 1653–1643 K у присутності вуглецю (рис. 2,а). Зареєстрований при 1398 K слабкий екзотермічний термічний ефект може бути пов'язаний з поліморфним перетворенням  $\beta-Fe(B,C) \rightarrow \alpha-Fe(B,C)$  [4]. При збільшенні вмісту вуглецю з 0,01 % до 0,165 % вміст фази  $Fe(B,C)$  збільшується в середньому на 10 об.%, що може вказувати як на полегшення зародження цієї фази, так і на гальмування перитектичної реакції.

Підвищення швидкості охолодження з 10 до  $10^3$  K/c викликає подрібнення структурних складових двофазних перитектичних сплавів (рис. 1, б). Діаметр ( $d$ ) дендритних гілок 2-го порядку для кристалів  $Fe(B,C)$  змінюється зі збільшенням швидкості охолодження ( $V_{\text{охол}}$ ) за наступною залежністю:  $\ln d = -0,55 \cdot \ln V_{\text{охол}} + 3,0$ . Параметри кристалічної ґратки при утворенні твердих розчинів вуглецю в бориди  $Fe_2B$  та  $FeB$  з підвищенням швидкості охолодження практично не змінюються (табл. 2). Вміст фази  $Fe(B,C)$  при цьому збільшується в

середньому на 12 об.%, а фази  $Fe_2(B,C)$  відповідно зменшується. Мікротвердість фаз підвищується як зі збільшенням вмісту вуглецю, так і швидкості охолодження сплавів.

У разі збільшення вмісту вуглецю з 0,17 до 0,5 % у структурі двофазних перитектико-евтектичних сплавів Fe–B–C окрім фаз  $Fe_2(B,C)$  та  $Fe(B,C)$  утворюється подвійна евтектика  $Fe_2(B,C)–Fe(B,C)$ , що має стрижневу морфологію (табл. 1, рис. 2, а) [14]. Базовою фазою та фазою, що веде евтектичну кристалізацію, є фаза  $Fe(B,C)$ . Появу цієї евтектики також підтверджують автори [15], однак у роботі не вказаний механізм кристалізації евтектики в сплавах, структура яких за діаграмою стану повинна бути перитектичною.

Об'ємний вміст евтектики  $Fe_2(B,C)–Fe(B,C)$  зменшується зі збільшенням концентрації бору в сплавах. Підвищення швидкості охолодження в інтервалі 10–700 K/c спочатку приводить до збільшення вмісту евтектики та її подрібнення (рис. 2,б). Подальше збільшення швидкості охолодження до  $10^3$  K/c викликає зменшення кількості цієї структурної складової. При цьому мікротвердість евтектики підвищується з  $17,5 \pm 0,2$  ГПа до  $19,0 \pm 0,5$  ГПа.

Подвійна евтектика  $Fe_2(B,C)–Fe(B,C)$  може утворюватися в сплавах Fe–B–C у присутності

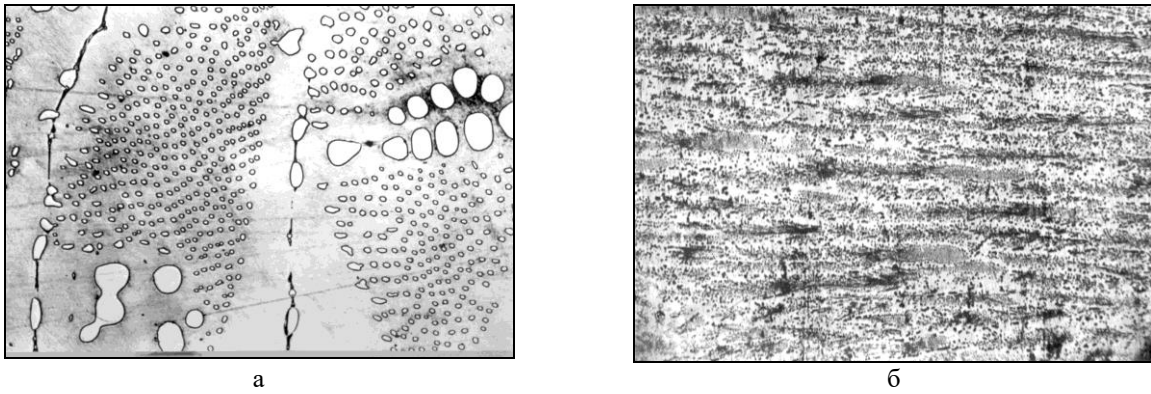


Рис. 3. Мікроструктура сплаву Fe – 10,8 % В – 0,3 % С (x300): а –  $V_{\text{охол}} = 10 \text{ K/c}$ ; б –  $V_{\text{охол}} = 700 \text{ K/c}$ .

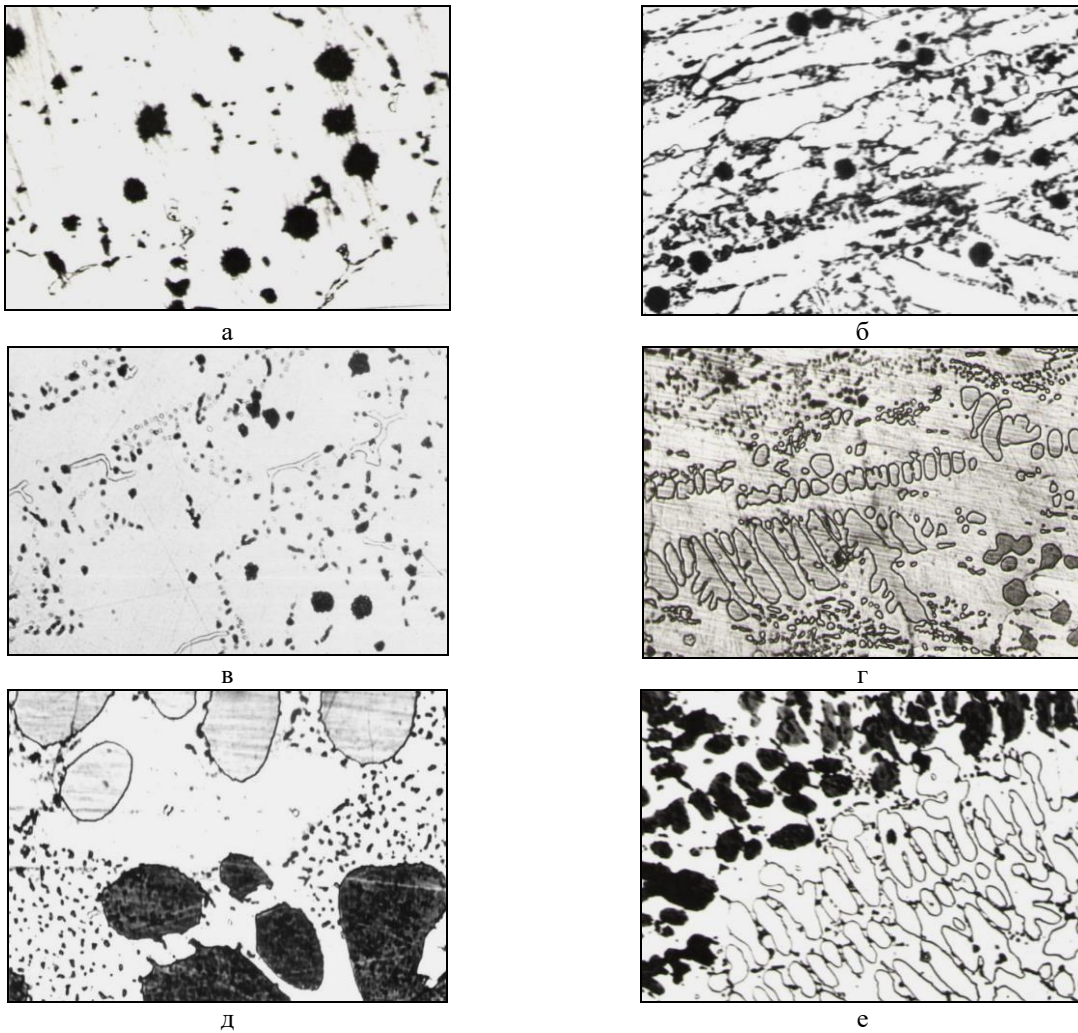


Рис. 4. Мікроструктура (x300) сплавів Fe – 9,1 % В – 1,45 % С (а, б), Fe – 12,3 % В – 0,82 % С (в, г), Fe – 14,3 % В – 0,8 % С (д, е): а, в, д –  $V_{\text{охол}} = 10 \text{ K/c}$ ; б, г, е –  $V_{\text{охол}} = 10^3 \text{ K/c}$ .

вуглецю внаслідок неперервного переходу перитектичної реакції  $L + \text{Fe}(\text{B,C}) \rightarrow \text{Fe}_2(\text{B,C})$  в евтектичну  $L \rightarrow \text{Fe}(\text{B,C}) + \text{Fe}_2(\text{B,C})$  в інтервалі температур 1623 - 1583 К (рис. 2,б). Методом гартівного мікроструктурного аналізу (стоп-загартування) встановлено, що первинні кристали  $\text{Fe}(\text{B,C})$  при досягненні температури перитектичної реакції за температури 1633 – 1623 К спочатку розчиняються з утворенням фази  $\text{Fe}_2(\text{B,C})$ . З

накопиченням бору і вуглецю в рідині ступінь розчинення зменшується і в області перитектико-евтектичного переходу міжфазна границя дендритів  $\text{Fe}(\text{B,C})$  стабілізується. Розчинення припиняється і в присутності фази  $\text{Fe}(\text{B,C})$  з рідини починає кристалізуватися фаза  $\text{Fe}_2(\text{B,C})$ . Перехід складу рідини в евтектичну область супроводжується її двофазним розпадом в інтервалі температур [16]. В результаті в структурі потрійних сплавів Fe–B–C, що

містять 9,0 - 16,0 % В та 0,17 - 0,5 % С, спостерігається моноваріантна евтектика  $Fe_2(B,C)$ – $Fe(B,C)$ .

Особливістю структури трифазних перитектико-евтектичних сплавів Fe–B–C, вміст вуглецю в яких підвищений з 0,5 до 1,7 %, є утворення структурних складових, що містять графіт (табл. 1, рис. 4). Глобулярні включення графіту зазвичай спостерігаються в сплавах, що містять 9,0 - 9,2 % В (рис. 4,а). Крім того, в усьому концентраційному діапазоні по границях кристалів  $Fe_2(B,C)$  кристалізуються двофазні колонії  $Fe_2(B,C)$ –С (рис. 4, 2,с). Вони мають глобулярну дрібнодисперсну будову. Їх утворення пов'язане з проходженням чотирифазного перитектичного перетворення  $L + Fe(B,C) \rightarrow Fe_2(B,C) + C$  [12]. Підвищення швидкості охолодження до  $10^3$  К/с приводить до подрібнення і зменшення кількості цієї структурної складової (рис. 4, б, г, е). При збільшенні концентрації бору понад 12,0 % кількість глобулярних виділень графіту зменшується і з'являються ділянки потрійної евтектики  $Fe_2(B,C)$ – $Fe(B,C)$ –С по границях кристалів  $Fe_2(B,C)$  (рис. 4, в). На евтектичне походження цієї структурної складової вказують результати гартувального мікроструктурного аналізу. У сплавах Fe–B–C із вмістом бору 14 – 16 % В потрійна евтектика не спостерігається (рис. 4,д). Підвищення швидкості охолодження до  $10^3$  К/с викликає подрібнення структури та зменшення кількості евтектичних складових (рис. 4, б, г, е). При цьому загальна мікротвердість сплавів збільшується в середньому на 15 %, а коефіцієнт тріщиностійкості – в 2,5 рази.

Появу потрійної евтектики  $Fe_2(B,C)$ – $Fe(B,C)$ –С у структурі досліджених сплавів Fe–B–C можна пояснити так. Як відомо, фігуративна точка чотирифазного перитектичного перетворення  $L + Fe(B,C) \rightarrow Fe_2(B,C) + C$  є точкою перетинання трьох моноваріантних кривих, що відповідають двом евтектичним перетворенням  $L \rightarrow Fe_2(B,C) + C$  та  $L \rightarrow Fe(B,C) + C$  і одному перитектичному перетворенню  $L + Fe(B,C) \rightarrow Fe_2(B,C)$ . Однак, якщо врахувати існування неперервного переходу трифазного перитектичного перетворення  $L + Fe(B,C) \rightarrow Fe_2(B,C)$  у трифазне евтектичне перетворення  $L \rightarrow Fe(B,C) + Fe_2(B,C)$ , то в результаті потрапляння складу сплаву в чотирифазну евтектичну область стає можливим розпад рідини за реакцією  $L \rightarrow Fe_2(B,C) + Fe(B,C) + C$  за температури 1588 К [16].

## Висновки

В системі Fe–B–C у концентраційному діапазоні 9,0 - 16,0 % В, 0,001 - 1,7 % С, Fe – залишок, в

інтервалі швидкостей охолодження  $10 - 10^3$  К/с, залежно від вмісту вуглецю можна виділити сплави з двофазною перитектичною (0,001 - 0,165 % С), двофазною перитектико-евтектичною (0,17 - 0,5 % С) та трифазною перитектико-евтектичною (0,55 - 1,7 % С) структурами.

Сплави з двофазною перитектичною структурою містять кристали первинної фази  $Fe(B,C)$  та фази  $Fe_2(B,C)$ , що кристалізується за перитектичною реакцією або безпосередньо з рідини. Підвищення швидкості охолодження сплавів до  $10^3$  К/с викликає подрібнення структури, збільшення об'ємного вмісту первинної фази  $Fe(B,C)$ , підвищення мікротвердості та коефіцієнта тріщиностійкості фаз.

Особливістю структури двофазних перитектико-евтектичних сплавів є наявність, окрім фаз  $Fe(B,C)$  та  $Fe_2(B,C)$ , евтектичних колоній  $Fe_2(B,C)$ – $Fe(B,C)$ , що мають стрижневу морфологію. Їх появу пояснено існуванням у потрійній системі Fe–B–C неперервного переходу моноваріантного перитектичного перетворення  $L + Fe(B,C) \rightarrow Fe_2(B,C)$  в евтектичне перетворення  $L \rightarrow Fe(B,C) + Fe_2(B,C)$  в інтервалі температур 1623 - 1583 К. З підвищенням швидкості охолодження сплавів з 10 до 700 К/с вміст евтектики спочатку збільшується. Подальше збільшення швидкості охолодження до  $10^3$  К/с викликає зменшення вмісту евтектики. Мікротвердість евтектики при цьому збільшується.

В трифазних перитектико-евтектичних сплавах виявлені наступні структурні складові: тверді розчини  $Fe_2(B,C)$  і  $Fe(B,C)$ , графіт С, колонії  $Fe_2(B,C)$ –С і евтектика  $Fe_2(B,C)$ – $Fe(B,C)$ –С. Появу глобулярних включень графіту та колоній  $Fe_2(B,C)$ –С пов'язано з проходженням чотирифазного перитектичного перетворення  $L + Fe(B,C) \rightarrow Fe_2(B,C) + C$ . Кристалізацію потрійної евтектики  $Fe_2(B,C)$ – $Fe(B,C)$ –С пояснено можливістю проходження чотирифазного евтектичного перетворення  $L \rightarrow Fe_2(B,C) + Fe(B,C) + C$  замість перитектичного перетворення  $L + Fe(B,C) \rightarrow Fe_2(B,C) + C$  внаслідок існування неперервного переходу перитектичного перетворення  $L + Fe(B,C) \rightarrow Fe_2(B,C)$  в евтектичне перетворення  $L \rightarrow Fe(B,C) + Fe_2(B,C)$  в інтервалі температур. Підвищення швидкості охолодження сплавів з 10 до  $10^3$  К/с приводить до подрібнення структури та зменшення вмісту евтектичних складових. Їх мікротвердість та коефіцієнт тріщиностійкості збільшуються.

**Сухова О.В.** – професор, д.т.н., професор кафедри експериментальної фізики.

[1] X. Ren, H. Fu, J. Xing, Y. Yang, S. Tang, Journal of Materials Research 32(16), 1 (2017).

[2] I.M. Spiridonova, E.V. Sukhovaya, V.F. Butenko, A.P. Zhudra, A.I. Litvinenko, A.I. Belyi, Powder Metallurgy and Metal Ceramics 2, 45 (1993).

- [3] O. Hesse, J. Merker, M.N. Brykov, V.G. Efremenko, Tribologie und Schmierungstechnik 60(6), 37(2013).
- [4] I.M. Spiridonova, E.V. Sukhovaya, V.P. Balakin, Metallurgia 35(2), 65 (1996).
- [5] O.V. Sukhova, Metallofizika i Noveishie Tekhnologii 31(7), 1001 (2009).
- [6] I.M. Spiridonova, O.V. Sukhova, A.P. Vashchenko, Metallofizika i Noveishie Tekhnologii 21(2), 122 (1999).
- [7] O.V. Sukhova, Y.V. Syrovatko, Metallofizika i Noveishie Tekhnologii 33, 371 (2011).
- [8] E.V. Sukhovaya, Journal of Superhard Materials 35(5), 277 (2013).
- [9] K.I. Portnoi, V.M. Romashov, Powder Metallurgy and Metal Ceramics 5, 48 (1972).
- [10] E. Kneller, Y. Khan, Z. Metallkunde 78(12), 825 (1987).
- [11] I.M. Spirydonova, Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov i Splavov 2, 58 (1984).
- [12] E. Schurmann, L. Shao-Xiong, Giessereiforschung 37(4), 121 (1985).
- [13] V. Homolova, L. Ciripova, A. Vyrostkova, J. Phase Equilibria and Diffusion 36(6), 599 (2015).
- [14] I.M. Spirydonova, E.V. Sukhovaya, G.A. Sergeyev, Theory and Practice of Metallurgy 4-5, 57 (2006).
- [15] N.Y. Filonenko, E.Y. Beryoza, O.G. Bezrukavaya, Physics and Chemistry of Solid State 5, 168 (2013).
- [16] D.A. Petrov, Binary and Ternary Systems (Metallurgy, Moscow, 1986).

O.V. Sukhova

## The Effect of Carbon Content and Cooling Rate on the Structure of Boron-rich Fe–B–C alloys

*The Oles' Honchar Dniprovsk National University, Dnipro, Ukraine, [sukhovaya@ukr.net](mailto:sukhovaya@ukr.net)*

The structural and phase composition of boron-rich Fe–B–C alloys in the concentration range of 9.0 - 16.0 % B, 0.001 - 1.7 % C, Fe – the balance (in wt. %) was investigated in this work. The cooling rate of the alloys was from 10 to 10<sup>3</sup> K/s. The methods of quantitative metallographic, X-ray, energy dispersive X-ray, and differential thermal analyses were applied. It was established that the maximal solubility of carbon in Fe<sub>2</sub>B hemiboride does not exceed 0.55 %, and that in FeB monoboride – 0.41 %. The alloys that belong to two-phase peritectic (Fe<sub>2</sub>(B,C) + Fe(B,C)) region, two-phase peritectic-eutectic (Fe<sub>2</sub>(B,C) + Fe(B,C)) region, and three-phase peritectic-eutectic (Fe<sub>2</sub>(B,C) + Fe(B,C) + C) region of the Fe–B–C phase diagram were distinguished depending on their structure. The appearance of an eutectic constituents in the investigated alloys was explained by transition of peritectic reaction L + Fe(B,C) → Fe<sub>2</sub>(B,C) to eutectic reaction L → Fe(B,C) + Fe<sub>2</sub>(B,C) within the temperature range of 1623 - 1583 K in the presence of carbon. With cooling rate increasing from 10 to 10<sup>3</sup> K/s, structural constituents tended to be fine, their volume fraction changed, microhardness and fracture toughness increased.

**Key words:** structure, cooling rate, crystallization, phase transformations, microdurometric characteristics.