

О.В. Сухова

Розчинність Cu, Ni, Mn у високобористих сплавах Fe-B-C

Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара, Дніпро, Україна, sukhovaya@ukr.net

В роботі досліджували вплив легуючих елементів на процеси формування структури та механічні властивості литих високобористих сплавів Fe-B-C, охолоджених зі швидкостями 10 і 10^3 К/с. Склад сплавів знаходився в наступному концентраційному діапазоні: В (10–14 ваг.%), С (0,1–1,2 ваг.%), М (5 ваг.%), де М – Cu, Ni чи Mn, Fe – залишок. Структуру сплавів вивчали методами кількісної металографії, рентгеноструктурного аналізу, сканувальної електронної мікроскопії, рентгеноспектрального мікроаналізу. Механічні властивості структурних складових, а саме мікротвердість і коефіцієнт тріщиностійкості, вимірювали на мікротвердомірі Віккерса. Мідь має нехтовно малу розчинність у фазах Fe(B,C) та Fe₂(B,C) високобористих сплавів Fe-B-C, тому цей елемент залишається в рідині під час кристалізації. В результаті по її закінченні в структурі спостерігаються глобулярні включення Cu. Порівняно з міддю нікель розчиняється в структурних складових сплавів у більшій кількості, переважно заміщуючи Fe в решітці фази Fe₂(B,C). Маючи обмежену розчинність, нікель також утворює вторинну фазу Ni₄B₃ по границях кристалів Fe₂(B,C). Марганець повністю розчиняється в структурних складових сплавів Fe-B-C, заміщуючи залізо переважно в кристалічній ґратці фази Fe(B,C). Потрапляючи в структуру боридів заліза, Mn і Ni підвищують їх пластичність, але знижують мікротвердість. Особливості структуроутворення та властивості легованих високобористих сплавів Fe-B-C пояснено з урахуванням електронної структури легуючих елементів.

Ключові слова: бориди заліза, легуючі елементи, розчинність, швидкість охолодження, механічні властивості.

Подано до редакції 25.01.2021; прийнято до друку 25.02.2021.

Вступ

Високобористі сплави Fe-B-C, що містять більше 10 ваг. % В, привертають увагу спеціалістів завдяки комплексу фізичних властивостей, таких як твердість, жаростійкість, термічна стабільність [1-3]. Попередні дослідження також указують на високу зносостійкість, окалинотійкість, корозійну стійкість сплавів Fe-B-C [4-5]. Крім того, до їх складу входять доступні та дешеві компоненти. Однак, з огляду на крихкість цих сплавів, указані властивості дозволяють використати їх лише у вигляді покриттів [6-9] або наповнювачів композиційних матеріалів із металевою матрицею [10,11].

Використання сплавів-наповнювачів Fe-B-C у складі композиційних матеріалів, що виготовляють методом просочення, пов'язане з необхідністю

вивчення процесів контактної взаємодії між цими сплавами та розплавленою металевою зв'язкою Cu-Ni-Mn [12, 13]. Ці процеси можуть супроводжуватися дифузиею компонентів зв'язки, а саме Cu, Ni чи Mn у твердий сплав-наповнювач Fe-B-C. У разі негативного впливу дифундуючих елементів на структуру та властивості сплаву Fe-B-C експлуатаційні характеристики композиційних матеріалів можуть суттєво погіршуватися [14, 15].

В літературі є окремі відомості про вплив Cu, Ni, Mn на мікроструктуру та властивості сплавів Fe-B-C [16-19]. Однак, дослідження стосуються, в основному, сплавів, що містять до 3 ваг. % В [20-22]. Більш того, вивчається вплив вмісту легуючих компонентів, тоді як впливу швидкості охолодження на їх розчинність приділяється менша увага [23-25].

Дослідження сплавів Fe-B-C, легованих Cu, Ni, Mn, а саме інформація про їх структуру та

властивості є виключно важливою для подальшої розробки композиційних матеріалів з матрицею на основі сплаву Cu-Ni-Mn, зміцненого частинками сплаву-наповнювача Fe-B-C. Крім того, розчинність компонентів матриці в фазах наповнювача можна регулювати, змінюючи його швидкість охолодження під час виготовлення. Тому в роботі досліджували вплив легування Cu, Ni, Mn та швидкості охолодження на закономірності формування структури та властивостей високобористих сплавів Fe-B-C.

I. Методика дослідження

У роботі досліджували високобористі сплави Fe-B-C, склад яких, встановлений за допомогою хімічного та спектрального аналізів, знаходився в наступному концентраційному діапазоні: 10,0 - 14,0 % В; 0,1-1,2 % С; 5,0 % М (де М – Cu, Ni, Mn); Fe – залишок (у ваг. %). Зразки виплавляли з шихтових компонентів високої чистоти (99,99 %) в печі Таммана і охолоджували зі швидкістю 10 та 10^3 К/с.

Мікроструктуру сплавів досліджували за допомогою металографічного мікроскопа Neophot-32 і скануючого електронного мікроскопа Jeol-2010 F (SEM), обладнаного енергодисперсійним

спектрометром (ЕДС). Склад і параметри ґраток фаз у досліджуваних легованих сплавах визначали за допомогою рентгенівського дифрактометра HZG-4A в CuK_α випромінюванні.

Мікротвердість (H_μ) за Вікерсом визначали за допомогою приладу ПМТ-3 за результатами не менше 10 вимірювань. Коефіцієнт тріщиностійкості оцінювали за довжиною тріщини, що утворювалася по краях відбитка індентора, за емпіричною формулою, запропонованою в роботі [26].

II. Результати експерименту та їх обговорення

Базові сплави Fe-B-C мають перитектичну структуру: на фоні легованого вуглецем гемібориду заліза Fe_2B розташовані первинні дендрити фази $\text{Fe}(\text{B},\text{C})$ [27]. Мідь практично не розчиняється в фазах $\text{Fe}_2(\text{B},\text{C})$ і $\text{Fe}(\text{B},\text{C})$ (рис. 1), що також підтверджують результати вимірювання параметрів їх кристалічних ґраток (табл. 1). З цим пов'язана поява в структурі сплавів окремих включень міді, що мають сферичну форму (рис. 1, а). Легування Cu не чинить помітного впливу на дендритні параметри фази $\text{Fe}(\text{B},\text{C})$ (табл. 2) і лише незначно змінює мікротвердість і коефіцієнт тріщиностійкості структурних складових (табл. 3).

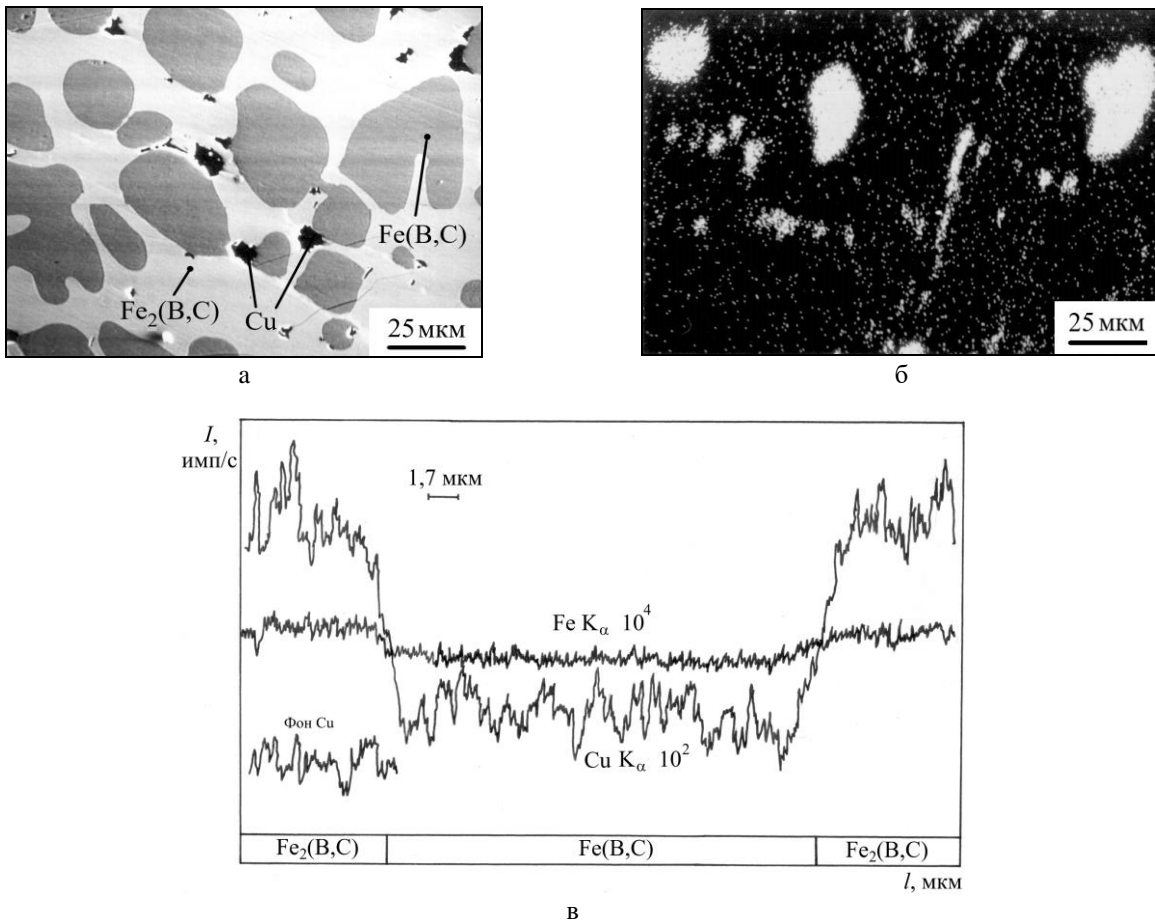


Рис. 1. СЕМ зразку сплаву Fe-12,1%B-0,12%C-5,0%Cu: а – сканована мікрограма у вторинних електронах; б – ЕДС мікрограма в характеристичному випромінюванні CuK_α ; в – діаграма розподілу інтенсивності випромінювання елементів при проходженні зонда через ділянку сплаву.

Таблиця 1

Параметри ґраток кристалів Fe(B, C) і Fe₂(B, C) в легованих сплавах Fe–12,1 % В–0,1 % С–5 % М, охолоджених зі швидкістю 10 К/с

Легуючий елемент	Fe(B, C) (ромбічна ґратка)			Fe ₂ (B, C) (тетрагональна ґратка)		
	a, Å	b, Å	c, Å	a, Å	c, Å	c/a
–	5,5051 ± 0,0061	4,0628 ± 0,0097	2,9480 ± 0,0007	5,1130 ± 0,0008	4,2399 ± 0,0035	0,8292
Cu	5,5050 ± 0,0027	4,0590 ± 0,0036	2,9472 ± 0,0017	5,1131 ± 0,0004	4,2403 ± 0,0018	0,8293
Ni	5,5041 ± 0,0034	4,0627 ± 0,0026	2,9445 ± 0,0025	5,1116 ± 0,0041	4,2343 ± 0,0012	0,8284
Mn	5,5350 ± 0,0044	4,0651 ± 0,0032	2,9482 ± 0,0021	5,1154 ± 0,0024	4,2405 ± 0,0037	0,8290

Таблиця 2

Вплив легуючих елементів на міждендритну відстань (*l*₀, мкм) і діаметр гілок II-го порядку (*d*₀, мкм) дендритів Fe(B, C) в легованих сплавах Fe–12,1 % В–0,1 % С–5 % М

Легуючий елемент	V _{охол} =10 К/с		V _{охол} =10 ³ К/с	
	<i>d</i> ₀	<i>l</i> ₀	<i>d</i> ₀	<i>l</i> ₀
–	29,9 ± 0,9	33,1 ± 0,3	4,9 ± 0,2	5,2 ± 0,2
Cu	28,9 ± 0,8	32,2 ± 0,3	4,3 ± 0,1	4,6 ± 0,1
Ni	23,6 ± 0,3	29,0 ± 0,1	3,8 ± 0,1	4,1 ± 0,1
Mn	29,0 ± 0,7	31,3 ± 0,5	4,6 ± 0,2	4,8 ± 0,2

Нікель у незначній кількості розчиняється в борідах Fe₂(B,C) і практично відсутній у борідах Fe(B,C) (рис. 2). Внаслідок обмеженої розчинності цього елемента відбувається збагачення ним

залишків рідини в міждендритних проміжках, що уповільнює ріст дендритів Fe(B,C) і приводить до їх подрібнення (табл. 2). В результаті по границях фази Fe₂(B,C) утворюються бориди Ni₄B₃ (рис. 2, а).

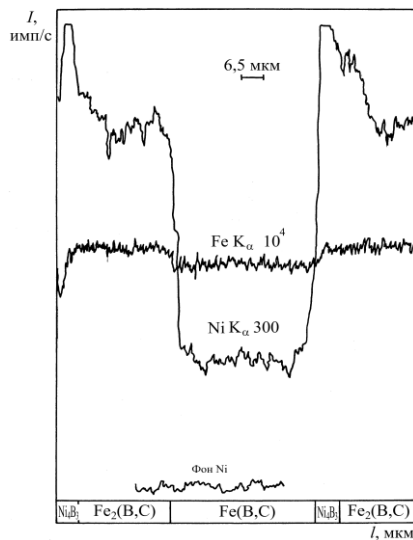
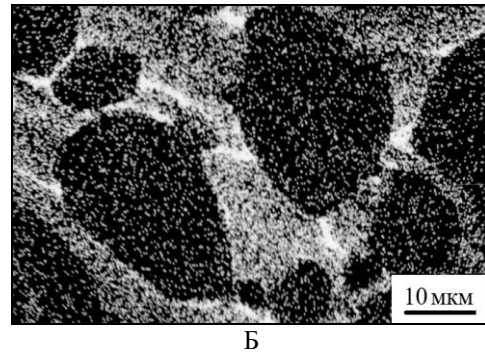
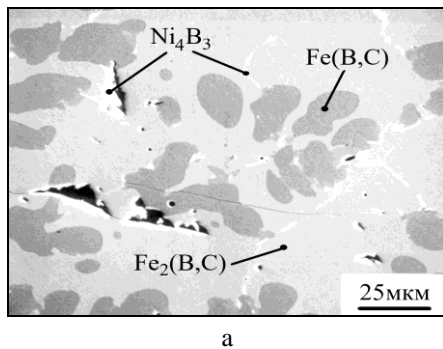


Рис. 2. СЕМ зразку сплаву Fe–12,1 % В–0,12 % С–5,0 % Ni: а – сканована мікрограма у вторинних електронах; б –ЕДС мікрограма в характеристичному випромінюванні NiK_α; в – діаграма розподілу інтенсивності випромінювання елементів при проходженні зонда через ділянку сплаву.

Таблиця 3

Вплив легуючих елементів на мікротвердість (H_{μ} , ГПа) і коефіцієнт тріщиностійкості (K_{1C} , МПа $\cdot\sqrt{м}$) твердих розчинів $Fe_2(B, C)$ і $Fe(B, C)$ в легованих сплавах Fe-12,1 % В-0,1 % С-5 % М

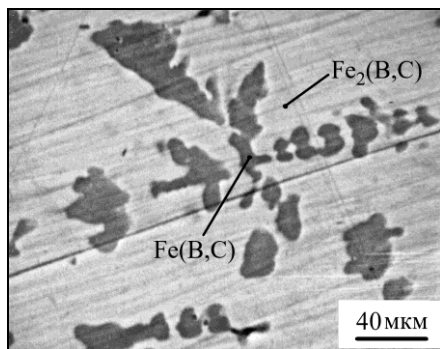
Легуючий елемент	$V_{\text{охол}}=10 \text{ К/с}$				$V_{\text{охол}}=10^3 \text{ К/с}$			
	Fe(B, C)		Fe ₂ (B, C)		Fe(B, C)		Fe ₂ (B, C)	
	H_{μ}	K_{1C}	H_{μ}	K_{1C}	H_{μ}	K_{1C}	H_{μ}	K_{1C}
–	17,8 ± 0,3	2,1 ± 0,2	15,8 ± 0,2	2,2 ± 0,3	20,1 ± 0,3	5,0 ± 0,2	17,0 ± 0,1	4,0 ± 0,1
Cu	17,7 ± 0,2	2,1 ± 0,1	15,6 ± 0,3	2,3 ± 0,2	20,1 ± 0,4	5,0 ± 0,1	16,8 ± 0,2	4,6 ± 0,3
Ni	17,1 ± 0,2	2,4 ± 0,1	15,3 ± 0,1	2,8 ± 0,2	19,8 ± 0,3	5,2 ± 0,2	16,0 ± 0,3	–
Mn	17,2 ± 0,1	3,5 ± 0,1	15,2 ± 0,1	2,6 ± 0,2	19,3 ± 0,2	–	15,9 ± 0,2	–

Для марганця характерна повна розчинність у сплавах Fe-B-C, причому в монобориді заліза цей елемент розчиняється в більшій кількості (рис. 3), а в гемібориді заліза – в меншій. Марганець дещо зменшує дендритні параметри легованих кристалів Fe(B,C) (табл. 2).

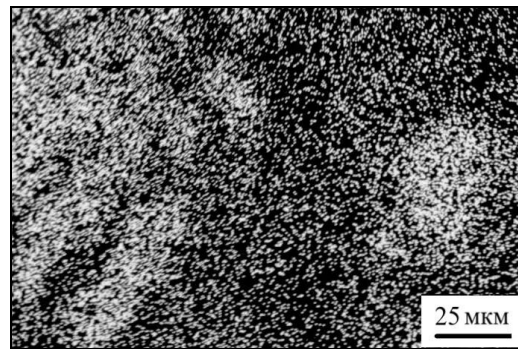
Подібно до нікелю, марганець займає позиції заліза в кристалічних ґратках фазових складових, утворюючи тверді розчини заміщення, про що свідчать результати рентгеноструктурних досліджень (табл. 1). Також Mn та Ni знижують мікротвердість H_{μ} та підвищують коефіцієнт тріщиностійкості K_{1C}

фаз (табл. 3).

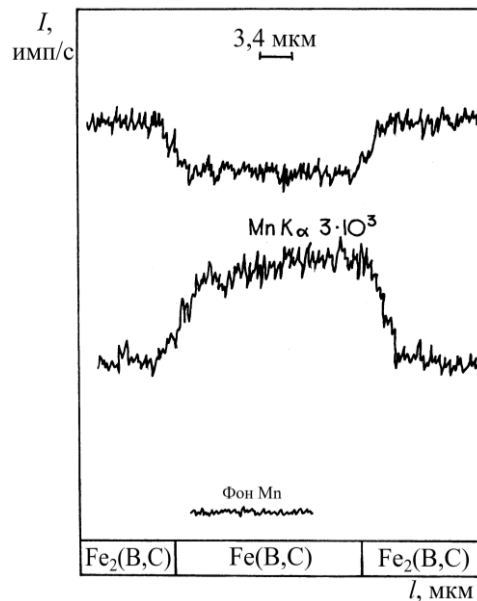
Збільшення швидкості охолодження з 10 до 10^3 К/с не змінює структурного складу високобористих сплавів Fe-B-C, легованих Cu, Ni та Mn, викликаючи лише подрібнення фаз (табл. 1). Незмінним залишається і характер розчинності легуючих елементів (табл. 4). Їх введення зменшує мікротвердість H_{μ} і збільшує коефіцієнт тріщиностійкості K_{1C} твердих розчинів $Fe_2(B,C)$ і $Fe(B,C)$ в такій послідовності: Cu→Ni→Mn (табл. 3).



а



б



в

Рис. 3. СЕМ зразку сплаву Fe-12,1 % В-0,12 % С-5,0 % Мп: а – сканована мікрограма у вторинних електронах; б – ЕДС мікрограма в характеристичному випромінюванні MnK_{α} ; в – діаграма розподілу інтенсивності випромінювання елементів при проходженні зонда через ділянку сплаву

Параметри ґраток кристалів Fe(B, C) і Fe₂(B, C) в легованих сплавах Fe–12,1 % В–0,1 % С–5 % М, охолоджених зі швидкістю 10³ К/с

Легуючий елемент	Fe(B, C) (ромбічна ґратка)			Fe ₂ (B, C) (тетрагональна ґратка)		
	a, Å	b, Å	c, Å	a, Å	c, Å	c/a
–	5,5041 ± 0,0052	4,0596 ± 0,0106	2,9501 ± 0,0037	5,1120 ± 0,0001	4,2418 ± 0,0011	0,8298
Cu	5,5031 ± 0,0002	4,0590 ± 0,0022	2,9502 ± 0,0018	5,1123 ± 0,0012	4,2413 ± 0,0026	0,8296
Ni	5,5009 ± 0,0010	4,0588 ± 0,0008	2,9697 ± 0,0011	5,1100 ± 0,0004	4,2367 ± 0,0003	0,8291
Mn	5,5065 ± 0,0027	4,0640 ± 0,0033	2,9573 ± 0,0037	5,1144 ± 0,0024	4,2447 ± 0,0035	0,8299

Особливості розчинення Cu, Ni та Mn у структурних складових високобористих сплавів Fe–B–C можна обґрунтувати з наступних міркувань. Mn у більшій кількості розчиняється в ґратці фази Fe(B, C), а Ni – в ґратці кристалів Fe₂(B, C). Це пов'язане з тим, що в першу чергу, можливість розчинення елемента визначає розмірний фактор. Радіуси атомів збільшуються в такій послідовності: Ni < Fe ≤ Cu < Mn [28]. Відповідно зменшується ймовірність заміщення атомів заліза атомами легуючих елементів у твердих розчинах. Тому зрозуміла переважна розчинність Mn у ромбічній ґратці Fe(B,C) порівняно з більш щільно упакованою тетрагональною ґраткою Fe₂(B,C) і зворотна закономірність для Ni. Атоми Mn і Ni утворюють тверді розчини заміщення, займаючи в ґратках боридів позиції атомів заліза. Порівняно з марганцем, атоми нікелю мають менші розміри і введення цього елемента менше впливає на параметри решіток фаз.

Однак, розмірний фактор не пояснює найбільшу розчинність марганцю, атоми якого мають порівняно з залізом більші розміри, і найменшу розчинність міді, атоми якої мають з залізом однакові розміри. Тому, окрім розмірного фактору, слід врахувати електронний фактор. Як відомо, структуру та властивості фази Fe₂(B,C) визначає міцність та спрямованість зв'язків Fe–B та Fe–Fe, а фази Fe(B,C) – зв'язків B–B та Fe–Fe [29]. Утворення цих зв'язків обумовлене участю колективізованих валентних електронів заліза. Валентні електрони марганця частково локалізовані в d⁵-конфігураціях і частково колективізовані. Тому цей елемент поводить себе як акцептор електронів. У процесі електронного обміну між атомами заліза і марганця відбувається передача частини локалізованих у d¹⁰-станах електронів заліза в d⁵-стани марганцю з енергетичним виграшем [30]. Це створює сприятливі умови для розчинення марганця в кристалічних ґратках боридів заліза.

При переході від марганця до нікелю і міді різко знижується ступінь локалізації електронів до 2 % і 0 % відповідно [30]. Причому акцепторна здатність нікелю менша порівняно з марганцем. Відповідно цей елемент у обмеженій кількості розчиняється в боридах заліза. Мідь має електронну конфігурацію d¹⁰s² і тому не може прийняти додаткові електрони. Цей легуючий елемент може стати лише донором валентних електронів. Це утруднює електронний обмін між атомами заліза і міді, оскільки будь-який перерозподіл електронів може призвести до руйнування стабільних конфігурацій. А відтак, розчинність Cu в кристалах Fe(B,C) і Fe₂(B,C)

практично відсутня.

Отже, іони легуючих елементів утворюють з бором такі ж валентні зв'язки, як і атоми заліза. При заміщенні атомів заліза атомами Mn і Ni менша кількість електронів може брати участь в електронному обміні. Це викликає послаблення зв'язків B–B та Fe–B у загальному балансі енергії зв'язку твердих розчинів, що містять Mn чи Ni. В результаті спостерігається зниження їх мікротвердості та крихкості.

Висновки

Заміщення заліза у високобористих сплавах Fe–B–C, що містять 10,0 Fe – 14,0 % B; 0,1 – 1,2 % C; Fe – залишок; 5,0 % М (де М – Cu, Ni чи Mn) (у ваг. %) не має визначального впливу на формування структури твердих розчинів Fe(B,C) і Fe₂(B,C), які є основними структурними складовими сплавів. Кристалізація починається з виділення первинних дендритів Fe(B,C), які потім беруть участь у перитектичній реакції з утворенням фази Fe₂(B,C).

Нехтовно мала розчинність міді в сплавах Fe–B–C приводить до появи в їх структурі включень міді глобулярної форми. Цей результат можна пояснити електронною структурою міді, яка не може бути постачальником валентних електронів для участі в електронному обміні. Мідь може вплинути на механічні властивості сплавів Fe–B–C завдяки виділенню вторинних включень міді, які можуть підвищити, наприклад, антифрикційні властивості сплавів.

Порівняно з міддю розчинність нікелю в сплавах Fe–B–C збільшується і переважає в фазі Fe₂(B,C). Обмежена розчинність цього елемента приводить до утворення в структурі вторинних кристалів фази Ni₄B₃ по границям кристалів Fe₂(B,C). Додавання Ni викликає найменші викривлення ґраток боридів, що пояснюється відносно невеликою різницею атомних радіусів заліза і заміщуючого атома.

Марганець розчиняється в сплавах Fe–B–C повністю, маючи більшу розчинність у фазі Fe(B,C). Збільшення розчинності Mn порівняно з Ni можна пояснити більшою акцепторною здатністю цього елемента. Атоми марганцю і нікелю заміщують залізо в ґратках боридів заліза, що викликає послаблення зв'язків у твердих розчинах. Тому легування нікелем та марганцем знижує мікротвердість і збільшує коефіцієнт тріщиностійкості структурних складових.

Підвищення швидкості охолодження

високобористих сплавів Fe-B-C з 10 до 10^3 K/c не впливає на характер розчинності Cu, Ni та Mn у твердих розчинах Fe(B,C) і Fe₂(B,C). Структурні складові сплавів подрібнюються, а їх мікротвердість та коефіцієнт тріщиностійкості збільшуються.

Проведені дослідження дозволять управляти процесами контактної взаємодії між сплавами-наповнювачами Fe-B-C і матрицею Cu-Ni-Mn під

час просочення макронеодомних композиційних покриттів, що мають високу абразивну та газоабразивну зносостійкість при підвищених температурах.

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

- [1] V. Homolova, L. Ciripova, A. Vyrostkova, Journal of Phase Equilibria and Diffusion 36(6), 599 (2015) (<https://doi.org/10.1007/s11669-015-0424-0>).
- [2] Z.F. Huang, J.D. Xing, S.Q. Ma, Y.M. Gao, M. Zheng, L.Q. Sun, Key Engineering Materials 732, 59 (2017) (<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/kem.732.59>).
- [3] A. Sudo, T. Nishi, N. Shirasu, M. Takano, M. Kurata, Journal of Nuclear Science and Technology 52(10), 1308 (2015) (<https://doi.org/10.1080/00223131.2015.1016465>).
- [4] X. Ren, H. Fu, J. Xing, Y. Yang, S. Tang, Journal of Materials Research 32(16), 304 (2017) (<https://doi.org/10.1557/jmr.2017.304>).
- [5] P. Sang, H. Fu, Y. Qu, C. Wang, Y. Lei, Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik 46(9), 962 (2015) (<https://doi.org/10.1002/mawe.201500397>).
- [6] I.M. Spirydonova, O.V. Sukhova, G.V. Zinkovskij, Metallurgical and Mining Industry 4(4), 2 (2012).
- [7] S.I. Ryabtsev, V.A. Polonsky, O.V. Sukhova, Powder Metallurgy and Metal Ceramics 58(9-10), 567 (2020) (<https://doi.org/10.1007/s11106-020-00111-2>).
- [8] O.V. Sukhova, V.A. Polonsky, K.V. Ustinova, Materials Science 55(2), 285 (2019) (<https://doi.org/10.1007/s11003-019-00302-2>).
- [9] O.V. Sukhova, Y.V. Syrovatko, Metallofizika i Noveishie Tekhnologii 41(9), 1171 (2019) (<https://doi.org/10.15407/mfint.41.09.1171>).
- [10] Z. M. Rykavets, J. Bouquerel, J.-B. Vogt, Z. A. Duriagina, V. V. Kulyk, T. L. Tepla, L. I. Bohun, T. M. Kovbasyuk, Progress in Physics of Metals 20(4), 620 (2019) (<https://doi.org/10.15407/ufm.20.04.620>).
- [11] O.P. Ostash, V.V. Kulyk, T.M. Lenkovskiy, Z.A. Duriagina, V.V. Vira, T.L. Tepla, Archives of Materials Science and Engineering 90(2), 49 (2018) (<https://doi.org/10.5604/01.3001.0012.0662>).
- [12] I.M. Spiridonova, E.V. Sukhovaya, S.B. Pilyaeva, O.G. Bezrukavaya, Metallurgical and Mining Industry 3, 58 (2002).
- [13] Z.A. Duriagina, M.R. Romanyshyn, V.V. Kulyk, T.M. Kovbasiuk, A.M. Trostianchyn, I.A. Lemishka, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering 100(2), 49 (2020) (<https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.3344>).
- [14] I.M. Spiridonova, O.V. Sukhova, A.P. Vashchenko, Metallofizika i Noveishie Tekhnologii 21(2), 122 (1999).
- [15] O.P. Ostash, V.H. Anofriev, I.M. Andreiko, L.A. Muradyan, V.V. Kulyk, Materials Science 48(6), 697 (2013) (<https://doi.org/10.1007/s11003-013-9557-7>).
- [16] Yu.G. Chabak, V.I. Fedun, T.V. Pastukhova, V.I. Zurnadzy, S.P. Berezhnyy, V.G. Efremenko, Problems of Atomic Science and Technology 110(4), 97 (2017).
- [17] S. Egashira, T. Sekiya, T. Ueno, M. Fujii, Mechanical Engineering Journal 6(6), 19 (2019) (<https://doi.org/10.1299/mej.19-00297>).
- [18] M.I. Pashechko, K. Dziedzic, M. Barszcz, Advances in Science and Technology Research Journal 10(31), 194 (2016) (<https://doi.org/10.12913/22998624/64020>).
- [19] K. Lee, M. Choi, G. Lee, M. Kim, J. Kim, IEEE Transactions on Magnetics 1-4, (2018) (<https://doi.org/10.1109/tmag.2018.2878292>).
- [20] L. Sidney, Alloy Steel: Property and Use (Scitus Academics LLC, Wilmington, 2016).
- [21] O.V. Sukhova, K.V. Ustinova, Functional Materials 26(3), 495 (2019) (<https://doi.org/10.15407/fm26.03.495>).
- [22] J. Miettinen, V.-V. Visuri, T. Fabritius, Archives of Metallurgy and Materials 66(1), 297 (2021) (<https://doi.org/10.24425/amm.2021.134787>).
- [23] W. Shenglin, China Welding 27 (4), 46 (2018) (<https://doi.org/10.12073/j.cw.20180603001>).
- [24] M. Zhang, X. Wang, S. Liu, K. Qu, Journal of Rare Earths 13(5), (2019) (<https://doi.org/10.1016/j.jre.2019.05.013>).
- [25] Z. Chen, S. Miao, L. Kong, X. Wei, F. Zhang, H. Yu, Materials 13(4), 975 (2020) (<https://doi.org/10.3390/ma13040975>).
- [26] K. Niihara, R. Morena, P.H. Hasselman, Journal of Materials Science Letters 1, 13 (1982) (<https://doi.org/10.1007/BF00724706>).
- [27] O.V. Sukhova, Physics and Chemistry of Solid State 21(2), 355 (2020) (<https://doi.org/10.15330/pcss.21.2.355-360>).
- [28] C.J. Smithells, Metals Reference Book (Butterworth and Co., London & Boston, 1976).
- [29] G. Li, D. Wang, Journal of Physics of Condensed Matter 1, 1799 (1989).
- [30] G.V. Samsonov, I.F. Pryadko, L.F. Pryadko, Electron Localization in Solids (Nauka, Moscow, 1976).

Solubility of Cu, Ni, Mn in Boron-Rich Fe-B-C Alloys

The Oles' Honchar Dniprovsk National University, Dnipro, Ukraine, sukhovaya@ukr.net

In the present study, the microstructure development and mechanical properties of the cast boron-rich Fe–B–C alloys cooled at 10 and 10³ K/s were investigated as functions of alloying elements additions. These alloys were prepared in the following compositional ranges: B (10–14 wt.%), C (0.1–1.2 wt.%), M (5 wt.%), where M – Cu, Ni or Mn, balance Fe. Structural properties were characterized by quantitative metallography, X-Ray diffraction, scanning electron microscopy, and energy dispersive spectroscopy. Mechanical properties of the structural constituents, such as microhardness and fracture toughness, were measured by a Vickers indenter. Copper becomes negligibly incorporated into the phases Fe(B,C) and Fe₂(B,C) of the Fe–B–C alloys, but solubility limit forces the remaining solute into the residual liquid. As a result, the globular Cu inclusions are seen in the structure. As compared with copper, nickel has higher solubility in the constituent phases, with preferential solubility observed in the Fe₂(B,C) crystals, where Ni occupies Fe positions. Having limited solubility, nickel also forms secondary Ni₄B₃ phase at the Fe₂(B,C) boundaries. Manganese was found to dissolve completely in the Fe–B–C alloys forming substitutional solid solutions preferentially with Fe(B,C) dendrites. By entering into the iron borides structure, Mn and Ni improve their ductility but lower microhardness. The peculiarities in the structure formation and properties of the doped boron-rich Fe–B–C alloys were explained with electronic structure of the alloying elements considered.

Key words: iron borides, alloying elements, solubility, cooling rate, mechanical properties.