PHASE TRANSFORMATIONS

PACS numbers: 05.70.Ce, 61.50.Ah, 61.66.-f, 64.10.+h, 81.05.Mh

Структурний стан та фазові перетворення у стопах системи Fe–B

Н. Ю. Філоненко^{*,**}, О. І. Бабаченко^{*}, Г. А. Кононенко^{*}

^{*}*Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України,
пл. Академіка Стародубова, 1,
49050 Дніпро, Україна*

^{**}*ДЗ «Дніпропетровська державна медична академія МОЗ України»,
вул. Володимира Вернадського, 9,
49044 Дніпро, Україна*

Дослідження проводили на стопах з вмістом Бору 9,0–15,0% мас., решта — Ферум. Для визначення структурного стану стопів використовували мікроструктурний, диференційний термічний та рентгеноструктурний аналізи. В роботі визначено температурний інтервал існування бориду Fe_5B_3 та показано, що утворення даної фази відбувається в стопах з вмістом Бору 9,0–15,0% мас. в результаті перитектичного перетворення. Показано, що відпал стопів системи Fe–B з вмістом Бору 10,5% мас. за температури 1473 К протягом чотирьох годин та охолодження зі швидкістю 10^2 К/с призвели до зменшення об'ємної частки фаз монобориду FeB та бориду Fe_2B . Відбулося збільшення об'ємної частки бориду Fe_5B_3 за рахунок перетворення в твердому стані. Показано, що фаза Fe_5B_3 утворюється за температури 1650 К, а за температури 1410 К втрачає термодинамічну стабільність з утворенням фаз монобориду FeB та бориду Fe_2B . Врахування внесків перших двох порядків малості при високотемпературному розвиненні термодинамічного потенціалу бориду Fe_5B_3 в бінарному стопі системи Fe–B дозволило виконати розрахунок залежності термодинамічної стійкості даної фази від температури. Вперше показано, що падіння стій-

Corresponding author: Oleksandr Ivanovych Babachenko
E-mail: A_Babachenko@i.ua

^{*}*Z. I. Nekrasov Iron and Steel Institute of N.A.S. of Ukraine,
1 Academician K. F. Starodubov Sqr., 49050 Dnipro, Ukraine*

^{**}*State Institution 'Dnipropetrovsk Medical Academy of the Ministry of Health of
Ukraine', 9 Volodymyr Vernasky Str., 49044 Dnipro, Ukraine*

Citation: N. Yu. Filonenko, A. I. Babachenko, and G. A. Kononenko, Structural State and Phase Transformations in Fe–B System Alloys, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 11: 1559–1572 (2020) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.42.11.1559](https://doi.org/10.15407/mfint.42.11.1559).

кості фази Fe_5B_3 за температури 1423 К може свідчити про початок її розпаду з утворенням інших фаз.

Ключові слова: система Fe–B, борид Fe_5B_3 , борид Fe_2B , моноборид FeB, термодинамічна стійкість.

Investigation is performed for alloys with boron content of 9.0–15.0% wt., the rest is iron. To determine the structural state of alloys, we use the microstructure analysis, as well as the differential thermal and the X-ray diffraction analyses. In the paper we determine the mechanism of Fe_5B_3 boride formation and show that formation of this phase occurs in Fe–B alloys with boron content of 9.0–15.0% wt. as a result of peritectic transformation $L + \text{FeB} \rightarrow \text{Fe}_5\text{B}_3$. As found, an annealing of Fe–B system alloys with boron content of 10.5% wt. at a temperature of 1473 K for four hours and a cooling with a rate of 10^2 K/s lead to decrease in the containing of FeB monoboride and Fe_2B boride. There is an increase in the volume fraction of Fe_5B_3 boride by the transformation in a solid state $\text{FeB} + \text{Fe}_2\text{B} \rightarrow \text{Fe}_5\text{B}_3$. As shown, the Fe_5B_3 phase forms at the temperature of 1650 K, and at 1410 K it loses the thermodynamic stability with formation of FeB monoboride and Fe_2B boride. The accounting for two first order of smallness of the high-temperature expansion for thermodynamic potential of Fe_5B_3 boride in a binary alloy of the Fe–B system enables to derive temperature dependence of thermodynamic stability of this phase. For the first time it is demonstrated that decrease of Fe_5B_3 phase stability at 1423 K shows that there its decomposition is started with formation of other phases.

Key words: Fe–B system, Fe_5B_3 boride, Fe_2B boride, FeB monoboride, thermodynamic stability.

(Отримано 23 квітня 2019 р.; остаточн. варіант — 14 вересня 2020 р.)

1. ВСТУП

Бориди та стопи, що містять Бор, мають застосування в атомній енергетиці завдяки спеціальним властивостям — тугоплавкості, високій твердості, хімічній стійкості в різних агресивних середовищах тощо [1].

Відомо, що в стопах системи Fe–B при вмісті Бору понад 8,86% мас. за температури 1682 К при взаємодії рідини та монобориду заліза FeB відбувається перитектичне перетворення, внаслідок чого утворюється борид заліза Fe_2B [2–4]. Існує думка, що у стопах системи Fe–B моноборид заліза FeB може існувати у двох модифікаціях: високотемпературній β -FeB та низькотемпературній α -FeB, який утворюється в результаті поліморфного перетворення β -FeB $\rightarrow$ α -FeB [5, 6]. Дане перетворення відображене на діаграмах стану системи Fe–B за температури 1400–1410 К [7, 8]. Відомо, що дві модифікації монобориду β - і α -FeB майже не відрізняються значенням магнітного моменту та мають однакову температуру Кюрі

$T_c = 580$ К [5, 6]. Крім того, автори цих досліджень вказували, що Карбон, Алюміній та інші домішки, що містяться в шихтових матеріалах в процесі виготовлення стопів, мають вплив на формування фази FeB. Дослідження К. І. Портного [9] показали існування єдиної модифікації монобориду заліза зі структурою B27.

Результати впливу Карбону на фазові перетворення у стопах системи Fe–B наведені в роботах [10, 11], автори яких вказують, що в стопах системи Fe–B утворюються боридні фази, леговані Карбоном: моноборид заліза Fe(B, C) та борид Fe₂(BC) [10, 11]. При цьому, автори не вказують на межу розчинності Карбону у боридних фазах. Відомо, що Карбон має низьку розчинність у монобориді та бориді Fe₂B заліза [12–14]. Крім того, легування стопів системи Fe–B з Карбоном до 0,2% мас. практично не змінює структуру стопу [15, 16], а при збільшенні вмісту Карбону відбувається утворення бороцементиту Fe₃(CB) та графіту.

Автори роботи [17] показали, що у стопах Fe–B при вмісті Бору до 38,5 ат.% при великій швидкості охолодження зразків відсутня фаза FeB. В роботі [17] зазначено, що в стопі системи FeB з вмістом бору 8,8% мас. борид заліза FeB топиться за температури 1678 К та за температури 1660 К та вмісті Бору 38,5 ат.% існує евтектика Fe₂B + FeB. Автори роботи [18] роблять порівняльний аналіз між діаграмами перехідних металів та Бором. Як приклад, порівнюють діаграму отриману Е. Kneeller, Y. Khan [17] з діаграмою Co–B [19, 20], в якій існує евтектика між фазами Co₂B та CoB, та за результатами дослідження термодинамічних функцій фаз стопів Fe–B приходять до висновку, що в стопах системи FeB існує евтектика $L = \text{FeB} + \text{Fe}_2\text{B}$ за температури 1657 К та вмісті Бору 33,7 ат.% [18].

Автори роботи [21, 22] пов'язують перетворення у стопах системи Fe–B за температури 1400–1500 К з утворенням метастабільної фази Fe₅B₃, але механізм утворення цієї фази та місце на діаграмі стану системи Fe–B автори не визначили. В статті [22] наведені експериментальні дослідження стопів Fe–B та показано, що можливо, фаза Fe₅B₃ утворюється за температури 1680 К, а в статті [24] теоретично на підставі результатів розрахунків термодинамічних функцій визначена температура утворення даної фази $T = 1685,17$ К.

Як відомо, у тернарній системі Fe–Si–B існує фаза зі структурою типу Cr₅B₃–Fe₅SiB₂, яка утворюється по перитектичній реакції між моноборидом та розтопом [25–27]. Таким чином, під дією Силіцію в стопах системи Fe–Si–B відбувається утворення фази Fe₅B₃, легованої Силіцієм.

Незважаючи на те, що дослідження структури, механічних та хімічних властивостей стопів системи Fe–B ведуться вже кілька десятиліть, питання фазового складу та фазових перетворень в стопах системи Fe–B залишаються актуальними.

Метою даної роботи було визначити структурний стан стопів сис-

теми Fe–B та визначити термодинамічну стабільність фази Fe_5B_3 .

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА МЕТОДИКА

Дослідження здійснювали на зразках з вмістом Бору 9,0–15,0% мас., решта — Ферум. Для отримання стопів систем Fe–B використовували шихту такого складу: залізо карбонільне (з вмістом Феруму 99,95% мас.), аморфний бор чорного кольору марки Б-99А ТУ 1-92-154-90 (з вмістом Бору 97,5% мас., домішки Феруму $\leq 0,8$, сумарний вміст (Силіцію, мангану, Алюмінію) $\leq 1,3$). Стоплення зразків проводили в печі з графітовим нагрівачем в алундових тиглях в атмосфері аргону. Швидкість охолодження стопів складала 10 К/с. Для визначення особливостей фазових перетворень стопів систем Fe–B зразки нагрівали до температури 1900 К та заливали у клиноподібні форми. Швидкість охолодження стопів складала 10^2 – 10^4 К/с. Для визначення температури фазових перетворень використали диференційний термічний аналіз на дериватографі зі швидкістю нагріву та охолодження 2 К·хв⁻¹.

Для визначення хімічного складу стопу використовували хімічний та спектральний аналіз [28]. Мікротвердість різних фазових складових визначали на мікротвердомірі ПМТ-3. Фазовий склад стопів досліджували методом мікрорентгеноспектрального аналізу на мікроскопі JSM-6490, а також за допомогою оптичного мікроскопу «Неофот-21». Рентгенофазовий аналіз здійснювали на дифрактометрі ДРОН-3 в монохроматизованому FeK_α -випромінюванні.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Для стопів Fe–B з вмістом Бору в інтервалі 9,0–10,5% мас. в вилітованому стані спостерігали евтектику, що мала стрижневу морфологію (рис. 1, а).

На дифрактограмі фазовий склад представлений фазами FeB, бориди Fe_2B та фазою Fe_5B_3 в малій кількості (рис. 1, б).

Відомо, що присутність Карбону може впливати на формування фаз у стопах системи Fe–B [10, 11, 15]. Результати спектрального аналізу стопів показали, що всі стопи, що досліджували в даній роботі мали домішки Карбону з вмістом 0,1% мас., Силіцію — 0,04% мас.

В роботах [12, 13] було проведено і експериментальні дослідження, і теоретично визначено межу розчинності Карбону в монобориді та бориді. Сумарна розчинність Карбону в даних фазах складає 0,1% мас. [12, 13].

При збільшенні вмісту Карбону понад 0,25% мас. відбувається утворення графіту [15].

Незважаючи на присутність Карбону в аморфному борі, можна стверджувати, що його вплив на фазові перетворення незначний.

Для визначення фазових перетворень, які відбуваються при кристалізації стопів, було проведено нагрів зразків з вмістом Бору 9,0–15,0% мас. до температури топлення та послідовний вилив рідини стопів у клиноподібні форми. В результаті чого, в частині клину, охолоджений зі швидкістю 10^2 К/с, на фоні первинних дендритів монобориду FeB білого кольору спостерігали ділянки структури з темним кольором забарвлення, які мали двофазну суміш, складовими якої були фази FeB та Fe₂B (рис. 2, а).

При збільшенні швидкості охолодження до 10^4 К/с рентгеноструктурний аналіз зразку показав окрім фаз FeB та Fe₂B присутність фази Fe₅B₃. Для ідентифікації ліній бориду Fe₅B₃ були взяті результати, які наведені в роботі [21].

Для виявлення фазових перетворень у стопах Fe–B був проведений диференціальний термічний аналіз. За його даними, у стопі на основі Феруму з вмістом Бору 14,0% мас. при охолодженні фазове перетворення $L \rightarrow \text{FeB}$ спостерігали за температури 1829 К (рис. 2, б). Ймовірно, утворення бориду Fe₅B₃ відбувається в результаті перитектичної реакції $L + \text{FeB} \leftrightarrow \text{Fe}_5\text{B}_3$ за температури 1650 К. За температури 1410 К спостерігали незначний тепловий ефект, що може свідчити про фазове перетворення $\text{Fe}_5\text{B}_3 \rightarrow \text{FeB} + \text{Fe}_2\text{B}$, яке відбувається в твердому стані.

Для перевірки можливих фазових перетворень за температури

Рис. 1. Стоп Fe–B з вмістом Бору 9,5% мас. після виливання: мікроструктура (а), дифрактограма (б).

Fig. 1. Microstructure (а), and diffractogram (б) of alloy with boron content of 9.5% wt.

1410 К зразки стопів з вмістом Бору 9,5–15,0% мас. були нагріті до температури 1473 К та витримані протягом чотирьох годин, потім охолоджені зі швидкістю 10^2 К/с.

Мікроструктура виливаного стопу з вмістом Бору 14,0% мас. була представлена, на перший погляд, відповідно до загальноприйнятої точки зору двома фазами моноборидом та боридами заліза Fe_2B . Але за результатами рентгенофазового аналізу стопу фазовий склад був представлений моноборидом, боридом Fe_2B та мав в незначній кількості лінії, що відповідають бориду Fe_5B_3 (рис. 3, б).

Після відпалу за температури 1473 К протягом чотирьох годин та охолодження зі швидкістю 10^2 К/с спостерігаються первинні кристали монобориду FeB в матриці, яка представлена двома фазами — Fe_2B та Fe_5B_3 (рис. 3, а), що підтверджено результатами рентгенофазового аналізу (рис. 3, б). Таким чином, відпал призводить до зміни кількості і інтенсивності ліній фаз FeB та Fe_5B_3 , а кількість ліній фази Fe_2B значно зменшується.

Дослідження мікроструктури стопу після виливання з вмістом Бору 10,5% мас. та результати рентгеноструктурного аналізу показали, що фазовий склад представлений моноборидом FeB та боридами Fe_2B , Fe_5B_3 в малій кількості (рис. 4, а). Після відпалу об'ємна частка фази Fe_5B_3 збільшилась, можливо, за рахунок перетворення в твердому стані $\text{FeB} + \text{Fe}_2\text{B} \rightarrow \text{Fe}_5\text{B}_3$. На дифрактограмі спостерігали зменшення кількості ліній, які відповідають фазі FeB .

Рис. 2. Стоп Fe–В з вмістом Бору 14% мас. після кристалізації при швидкості охолодження 10^2 К/с: мікроструктура (а); крива диференційного термічного аналізу (б) при охолодженні (1) та нагріві (2) зі швидкістю нагріву $2 \text{ К} \cdot \text{хв}^{-1}$.

Fig. 2. Microstructure, $\times 500$ (a), and diffractogram recorded upon cooling and heating at 2 K/min (b) of alloy with boron content of 14.0% wt. after cooling (1) and crystallization (2) with a rate of 10^2 K/s .

Структура стопу з вмістом бору 9,5% мас. після відпалу мала наступний фазовий склад — фаза Fe_2B та Fe_5B_3 , FeB , в малій кількості, відповідно до результатів рентгеноструктурного аналізу (рис. 4, б).

Аналіз отриманих результатів показав, що при вмісті Бору 10,5–15,0% мас. при кристалізації відбувається утворення бориду Fe_5B_3 за температури 1680 К по перитектичному перетворенню — $L + \text{FeB} \rightarrow \text{Fe}_5\text{B}_3$. За температури 1420 К відбувається розпад фази Fe_5B_3 на дві фази: Fe_2B та FeB , що узгоджується з результатами наведеними в роботах [21–24].

Слід зазначити, що в стопах системи Fe–B–Si можливе сумісне існування фаз — Fe_2B , FeB та Fe_5SiB_2 [25–27]. Ймовірно, вплив на формування фази Fe_5B_3 мають домішки Силіцію з аморфного бору.

Одним із важливих факторів впливу на утворення фази та фазові перетворення є термодинамічні функції фази. Отримання на підставі експериментальних даних значень термодинамічних функцій бориду Fe_5B_3 пов'язане з певними труднощами. Проведене в даній роботі врахування у вільній енергії Гіббса внесків, що відповідають за флуктуаційні процеси, дало змогу теоретично визначити термодинамічну стійкість бориду Fe_5B_3 .

Для розрахунку термодинамічної стійкості бориду Fe_5B_3 використовувався вираз для енергії Гіббса, в якому врахували внесок першого ступеня наближення високотемпературного розвинення тер-

Рис. 3. Стоп Fe–B з вмістом Бору 14,0% мас.: мікроструктура після відпалу при 1473 К протягом чотирьох годин та подальшого охолодження зі швидкістю 10^2 К/с (а); дифрактограма (б).

Fig. 3. Microstructure, $\times 500$ (a) and diffractogram (b) of alloy with boron content of 14.0% wt. after annealing at 1473 K for 4 hours and cooling with a rate of 10^2 K/s.

модинамічного потенціалу бінарного стопу у вигляді нескінченного ряду за ступенями $1/T$ [29]:

$$G_m^{\text{FeB}} = x_1 G_1^0 + x_2 G_2^0 + RT(5x_1 \ln x_1 + 3x_2 \ln x_2) + x_1 x_2 L_{12} - \frac{I_{12}^2 x_1^2 x_2^2}{2ZTR}, \quad (1)$$

де $x_1 = x_{\text{Fe}}$, $x_2 = x_{\text{B}}$ — масовий вміст елементів у сполуці; $G_1^0 = G_{\text{Fe}}^0$, $G_2^0 = G_{\text{B}}^0$ — енергії Гіббса чистих елементів. Енергія взаємодії між елементами L_{12} в рівнянні (1) залежить від температури. Температурну залежність енергії взаємодії між елементами представимо як $L_{12} = a + bT + cT \ln T$. Для визначення енергії чистих елементів G_1^0 , G_2^0 були використані дані з робіт [31, 32], а дані енергії взаємодії між елементами в фазі з роботи [30].

Використаний в даній роботі підхід для визначення термодинамічної стійкості фази Fe_5B_3 базується на об'єднанні теорії Гіббса [33], теорії термодинамічної стійкості простих систем (Є. Д. Солдато́ва) [34] та загального підходу для надання опису фазових переходів багатокомпонентних систем [35].

Для визначення стійкості фази Fe_5B_3 знайдемо варіацію енергії Гіббса:

$$\delta G = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{n!} \left[\delta T \frac{\partial}{\partial T} + \delta x_1 \frac{\partial}{\partial x_1} + \delta x_2 \frac{\partial}{\partial x_2} \right]^n G.$$

Загальна умова стійкості фази за Гіббсом полягає в тому, що доволь-

Рис. 4. Стоп Fe–B з вмістом Бору 10,5% мас.: мікроструктура після виливання (а); дифрактограма стопу в литому стані та після відпалу (б).

Fig. 4. Microstructure (a) and diffractogram (b) of alloy with boron content of 10.5% wt. after annealing at 1473 K for 4 hours and cooling with a rate of 10^2 K/s.

ні варіації внутрішньої енергії та зовнішніх параметрів системи не повинні викликати в системі як зворотні, так і незворотні процеси (щоб система не вийшла з рівноваги), тому вони повинні бути такими, що

$$\delta U - T\delta S + p\delta V - \mu_1\delta x_1 - \mu_2\delta x_2 > 0$$

з врахуванням співвідношення між внутрішньою енергією та вільною енергією Гіббса $U = G + TS - pV$, та того факту, що

$$\delta S = -\delta\left(\frac{\partial G}{\partial T}\right)_{x_i} = -\left(\frac{\partial\delta G}{\partial T}\right)_{x_1x_2}, \quad \delta\mu_1 = \left(\frac{\partial\delta G}{\partial x_1}\right)_T, \quad \delta\mu_2 = \left(\frac{\partial\delta G}{\partial x_2}\right)_T.$$

Енергію Гіббса розвинемо в ряд за малими δT та δx , при цьому врахуємо лише члени першого і другого порядків малості.

Таким чином, у визначенні стійкості системи «виживають» доданки:

$$\begin{aligned} \left(\frac{\partial S}{\partial T}\right)_{x_1x_2} \delta T^2 + \left(\frac{\partial\mu_1}{\partial x_1}\right)_{Tx_2} \delta x_1^2 + \left(\frac{\partial\mu_2}{\partial x_2}\right)_{Tx_1} \delta x_2^2 + 2\left(\frac{\partial\mu_1}{\partial T}\right)_{x_1x_2} \delta x_1 \delta T + \\ + 2\left(\frac{\partial\mu_2}{\partial T}\right)_{x_1x_2} \delta x_2 \delta T + 2\left(\frac{\partial\mu_2}{\partial x_1}\right)_{Tx_2} \delta x_1 \delta x_2 \geq 0. \end{aligned} \quad (2)$$

Якщо ми маємо квадратичну форму $a_{11}x_1^2 + a_{12}x_1x_2 + a_{13}x_1x_3 + \dots +$

Рис. 5. Стоп Fe–B з вмістом бору 9,5% мас.: мікроструктура після відпалу при 1473 К протягом чотирьох годин та подальшого охолодження зі швидкістю 10^2 К/с (а); дифрактограма в вилитому стані та після відпалу (б).

Fig. 5. Microstructure (a) and diffractogram (b) of alloy with boron content of 9.5% wt. after annealing at 1473 K for 4 hours and cooling with a rate of 10^2 K/s.

$+ a_{nn}x_n^2 \geq 0$, то вона буде додатно визначеною, коли будуть додатними визначник, що складається з її коефіцієнтів, та всі його головні мінори (критерій Сільвестра).

Таким чином, з виразу (2) ми отримуємо визначник матриці термодинамічної стійкості для бориду Fe_5B_3 :

$$D = \begin{vmatrix} \left(\frac{\partial S}{\partial T}\right)_{x_1x_2} & \left(\frac{\partial \mu_1}{\partial T}\right)_{x_1x_2} & \left(\frac{\partial \mu_2}{\partial T}\right)_{x_1x_2} \\ \left(\frac{\partial \mu_1}{\partial T}\right)_{x_1x_2} & \left(\frac{\partial \mu_1}{\partial x_1}\right)_{Tx_2} & \left(\frac{\partial \mu_2}{\partial x_1}\right)_{Tx_2} \\ \left(\frac{\partial \mu_2}{\partial T}\right)_{x_1x_2} & \left(\frac{\partial \mu_1}{\partial x_2}\right)_{Tx_1} & \left(\frac{\partial \mu_2}{\partial x_2}\right)_{Tx_1} \end{vmatrix}. \quad (3)$$

Для того, щоб фаза знаходилась в стані стійкої рівноваги, необхідно, щоб D та всі головні мінори матриці стійкості були невід'ємними [36].

Оскільки детермінант матриці стійкості (3) більший за нуль і головні мінори матриці стійкості більші за нуль, то борид Fe_5B_3 в інтервалі температур 1673–1423 К є термодинамічно-стійким (рис. 6).

Проведений в даній роботі розрахунок термодинамічної стійкості фази Fe_5B_3 дозволяє визначити нижню температурну границю існування фази. На рисунку 6 крива детермінанту термодинамічної стійкості за температури 1423 К має виражений мінімум. Падіння стійкості при зменшенні температури означає, що можливо, починається її розпад з утворенням інших фаз.

Рис. 6. Залежність детермінанту термодинамічної стійкості бориду Fe_5B_3 від температури.

Fig. 6. Temperature dependence of the determinant of thermodynamic stability for Fe_5B_3 boride.

4. ВИСНОВКИ

Визначено температурний інтервал існування бориду заліза Fe_5B_3 у стопах системи Fe–B з вмістом Бору 9,0–15,0% мас. А саме, за температури 1650 К відбувається утворення фази Fe_5B_3 в результаті перитектичного перетворення $L + \text{FeB} \rightarrow \text{Fe}_5\text{B}_3$, а її розпад в твердому стані — за температури 1410 К з утворенням фаз FeB та Fe_2B .

Врахування внеску першого ступеня наближення високотемпературного розвинення термодинамічного потенціалу бориду Fe_5B_3 в бінарному стопі Fe–B дозволяє виконати розрахунок залежності термодинамічної стійкості від температури. Вперше показано, що падіння стійкості фази Fe_5B_3 за температури 1423 К може свідчити про початок її розпаду з утворенням інших фаз.

Робота виконана в межах цільового проекту НАН України «Ресурс» КС063.18 «Розробка хімічного складу та технологічних рішень для виготовлення залізничних коліс різного призначення та їх ремонтпридатності».

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. О. В. Єфімов, М. М. Пилипенко, Т. В. Потаніна, В. Л. Каверцев, Т. А. Гаркуша, *Реактори і парогенератори енергоблоків АЕС: схеми, процеси, РЗІ матеріали, конструкції, моделі* (Харків : ТОВ «В справі» : 2017).
2. O. Kubaschewski, *IRON–Binary Phase Diagrams* (Springer Science & Business Media: 2013) (in Spanish).
3. F. A. Sidorenko, N. N. Serebrennikov, V. D. Budozhanov, Yu. V. Putintsev, S. N. Trushevskii, V. D. Korabanova, and P. V. Gel'd, *High Temp.*, **15**: 36 (1977).
4. T. Van Rompaey, K. C. Hari Kumar, and P. Wollants, *J. Alloys Compd.*, **334**: 173 (2002).
5. S. Rades, A. Kornowski, H. Weller, and B. Albert, *Chem. Phys. Chem.*, **12**: 1756 (2011).
6. V. A. Barinov, G. A. Dorofeev, L. V. Ovechkin, E. P. Elsukov, and A. E. Ermakov, *phys. status solidi (a)*, **123**, No. 2: 527 (1991).
7. Н. П. Лякишев, *Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник* (Москва: Машиностроение: 2001).
8. Ю. Б. Кузьма, П. Ф. Чабан, *Двойные и тройные системы, содержащие бор. Справочник* (Москва: Металлургия: 1990).
9. К. И. Портной, М. Х. Левинская, В. М. Ромашов, *Порошковая металлургия*, **80**, № 8: 66 (1969).
10. I. M. Spiridonova, E. V. Sukhovaya, and V. P. Balakin, *Metallurgia*, **35**, No. 2: 65 (1996).
11. O. V. Sukhova, K. V. Ustinova, and Yu. V. Syrovatko, *Вісник Дніпропетровського університету. Фізика. Радіоелектроніка*, **21**, вип. 20: 76 (2013).

12. Н. Ю. Філоненко, О. М. Галдіна, *East European Journal of Physics*, **3**, № 2: 49 (2016).
13. Н. Ю. Філоненко, О. М. Галдіна, *Фізика і хімія твердого тіла*, **17**, № 2: 251 (2016).
14. V. Homolova, L. Ciripova, and A. Vyrostkova, *JPEDAV*, **36**: 599 (2015).
15. Н. Ю. Філоненко, О. Ю. Береза, О. Г. Безрукава, *Вопросы атомной науки и техники*, **5**: 168 (2013).
16. P. Rogl, *Boron-Carbon-Iron System* (Eds. G. Effenberg and S. Ilyenko) *Ternary Alloy Systems. Subvol. D, Part 1* (Berlin: Heidelberg: 2008), p. 279.
17. E. Kneeller and Y. Khan, *Z. Metallkde*, **78**, No. 12: 825 (1987).
18. Marie-Aline Van Ende and In-Ho Jung, *J. Alloys Compd.*, **548**: 133 (2013).
19. Y. Du, J. Schuster, Y. Chang, Z. Jin, and B. Huang, *Z. Metallkde*, **93**(11):1157 (2002).
20. M. I. S. T. Faria, T. Leonardi, Gilberto Carvalho Coelho, Carlos Angelo Nunes, and Roberto Ribeiro de Aveliz, *Materials Characterization*, **58**(4): 358 (2006).
21. Н. Ю. Філоненко, О. Ю. Береза, О. Г. Безрукава, *Металлофиз. новейшие технол.*, **35**, № 8: 1101 (2013).
22. N. Yu. Filonenko, *Вісник ХНУ. Фізика*, **23**: 49 (2015).
23. N. Yu. Filonenko and A. N. Galdina, *Proc. of the 7th IEEE 'International Conference on Nanomaterials: Application and Properties' (Sept. 9–14, 2017)* (Zatoka: 2017), vol. 6, No. 3. p. 003NNSA25.
24. N. Yu. Filonenko, A. N. Galdina, and N. A. Ivanov, *Proc. of the 8th IEEE 'International Conference on Nanomaterials: Application and Properties' (Sept. 9–14, 2018)* (Zatoka: 2018) p. 01SPN53. – 4 p.
25. G. M. Poletti and L. Battezzati, *Calphad*, **43**: 40 (2013).
26. J. Miettinen, V-V. Visuri, T. Fabritius, N. Milcheva, and G. Vassilev, *Archives of Metallurgy and Materials*, **64**(4):1239 (2019).
27. Tatsuya Tokunagaa, Hiroshi Ohtani, and Mitsuhiro Hasebe, *Calphad*, **28**: 354 (2004).
28. С. В. Твердохлебова, *Вісник Дніпропетров. нац. ун-ту. Сер. Фізика. Радіоелектроніка*, **14**, № 12/1: 100 (2007).
29. Lois A. Girifalco, *Statistical Mechanics of Solids* (Oxford: University Press: 2000).
30. T. Van Rompaey, K. C. Kumar, and P. Wollants, *J. Alloys Compd.*, **334**:173 (2002).
31. R. A. Roble and D. R. Waldbaum, *Thermodynamic Properties of Minerals and Related Substances at 298.15 K (25.0°C) and One Atmosphere (1.013 Bars) Pressure and at Higher Temperatures* (Orton Memorial Library the OHIO State University 155 S. Oval Drive, 1970), p. 262.
32. A. T. Dinsdale, *SGTE Data for Pure Elements* (NPL Materials Centre, Division of Industry and Innovation, National Physical Laboratory, Teddington, Middlesex, TW11 0LW, UK. 1991), p. 174.
33. J. W. Gibbs, *Elementary Principles in Statistical Mechanics* (Scribner's Son, New York, 1902; Reprinted by Dover, New York, 1960), p. 325.
34. E. D. Soldatova, *J. Molecular Liquids*, **127**(13): 603 (2006).
35. R. B. Griffiths, *Phys. Rev. A* **2**:1047 (1970).
36. И. П. Базаров *Термодинамика* (Москва: Высшая школа: 2010).

REFERENCES

1. O. V. Efimov, M. M. Pylypenko, T. V. Potanina, V. L. Kavertsev, and T. A. Garkusha, *Reaktory i Paroheneratory Enerhoblokiv AES: Skhemy, Protsesy, R31 Materialy, Konstruktsiyi, Modeli* [Reactors and Steam Generators of NPP Power Units: Circuits, Processes, R31 Materials, Designs, Models] (Kharkiv: TOV ‘V Spravi’: 2017) (in Russian).
2. O. Kubaschewski, *IRON–Binary Phase Diagrams* (Springer Science & Business Media: 2013) (in Spanish).
3. F. A. Sidorenko, N. N. Serebrennikov, V. D. Budozhanov, Yu. V. Putintsev, S. N. Trushevskii, V. D. Korabanova, and P. V. Gel’d, *High Temp.*, **15**: 36 (1977).
4. T. Van Rompaey, K. C. Hari Kumar, and P. Wollants, *J. Alloys Compd.*, **334**: 173 (2002).
5. S. Rades, A. Kornowski, H. Weller, and B. Albert, *Chem. Phys. Chem.*, **12**: 1756 (2011).
6. V. A. Barinov, G. A. Dorofeev, L. V. Ovechkin, E. P. Elsukov, and A. E. Ermakov, *phys. status solidi (a)*, **123**, No. 2: 527 (1991).
7. N. P. Lyakishev, Yu. L. Pliner and S. I. Lappo, *Borsoderzhashchye Stali i Splavy* [Boron-Bearing Steels and Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1986) (in Russian).
8. Yu. B. Kuzma, *Dvoynye i Troynye Sistemy, Soderzhashchiye Bor: Spravochnik* [Boron-Bearing Binary and Ternary Systems] (Moscow: Metallurgiya: 1990) (in Russian).
9. K. Y. Portnoy, M. Kh. Levynskaya, and V. M. Romashov, *Poroshkova Metallurgiya*, **80**, No. 8: 66 (1969) (in Russian).
10. I. M. Spiridonova, E. V. Sukhovaya, and V. P. Balakin, *Metallurgia*, **35**, No. 2: 65 (1996).
11. O. V. Sukhova, K. V. Ustinova, and Yu. V. Syrovatko, *Visnyk Dnipropetrovskogo Universytetu. Fizyka. Radioelektronika*, **21**, Iss. 20: 76 (2013).
12. N. Yu. Filonenko and A. N. Galdina, *East European Journal of Physics*, **3**, No. 2: 49 (2016) (in Ukrainian).
13. N. Yu. Filonenko and O. M. Galdina, *Fizyka i Khimiya Tverdogo Tila*, **17**, No. 2: 251 (2016) (in Ukrainian).
14. V. Homolova, L. Ciripova, and A. Vyrostkova, *JPEDAV*, **36**: 599 (2015).
15. N. Yu. Filonenko, O. Yu. Beryoza, and O. G. Bezrukava, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki*, **5**: 168 (2013) (in Russian).
16. P. Rogl, *Boron-Carbon-Iron System* (Eds. G. Effenberg and S. Ilyenko) *Ternary Alloy Systems. Subvol. D, Part 1* (Berlin: Heidelberg: 2008), p. 279.
17. E. Kneeller and Y. Khan, *Z. Metallkde*, **78**, No. 12: 825 (1987).
18. Marie-Aline Van Ende and In-Ho Jung, *J. Alloys Compd.*, **548**: 133 (2013).
19. Y. Du, J. Schuster, Y. Chang, Z. Jin, and B. Huang, *Z. Metallkde*, **93(11)**: 1157 (2002).
20. M. I. S. T. Faria, T. Leonardi, Gilberto Carvalho Coelho, Carlos Angelo Nunes, and Roberto Ribeiro de Aveliz, *Materials Characterization*, **58(4)**: 358 (2006).
21. N. Yu. Filonenko, O. Yu. Bereza, and O. G. Bezrukava, *Metallfiz. Noveishie Tekhnol.*, **35**, No. 8: 1101 (2013) (in Ukrainian).
22. N. Yu. Filonenko, *Visnyk KNU. Fizyka*, **23**: 49 (2015).

23. N. Yu. Filonenko and A. N. Galdina, *Proc. of the 7th IEEE 'International Conference on Nanomaterials: Application and Properties' (Sept. 9–14, 2017)* (Zatoka: 2017), vol. 6, No. 3. p. 003NNSA25.
24. N. Yu. Filonenko, A. N. Galdina, and N. A. Ivanov, *Proc. of the 8th IEEE 'International Conference on Nanomaterials: Application and Properties' (Sept. 9–14, 2018)* (Zatoka: 2018) p. 01SPN53. – 4 p.
25. G. M. Poletti and L. Battezzati, *Calphad*, **43**: 40 (2013).
26. J. Miettinen, V-V. Visuri, T. Fabritius, N. Milcheva, and G. Vassilev, *Archives of Metallurgy and Materials*, **64**(4):1239 (2019).
27. Tatsuya Tokunagaa, Hiroshi Ohtani, and Mitsuhiro Hasebe, *Calphad*, **28**: 354 (2004).
28. S. V. Tverdokhlebova, *Visnyk Dnipropetrovskogo Universytetu. Seriya Fizika. Radioelektronika*, **14**, No. 12/1: 100 (2007) (in Russian).
29. Lois A. Girifalco, *Statistical Mechanics of Solids* (Oxford: University Press: 2000).
30. T. Van Rompaey, K. C. Kumar, and P. Wollants, *J. Alloys Compd.*, **334**:173 (2002).
31. R. A. Roble and D. R. Waldbaum, *Thermodynamic Properties of Minerals and Related Substances at 298.15 K (25.0°C) and One Atmosphere (1.013 Bars) Pressure and at Higher Temperatures* (Orton Memorial Library the OHIO State University 155 S. Oval Drive, 1970), p. 262.
32. A. T. Dinsdale, *SGTE Data for Pure Elements* (NPL Materials Centre, Division of Industry and Innovation, National Physical Laboratory, Teddington, Middlesex, TW11 0LW, UK. 1991), p. 174.
33. J. W. Gibbs, *Elementary Principles in Statistical Mechanics* (New York: Scribner's Son: 1902; New York: Reprinted by Dover: 1960), p. 325.
34. E. D. Soldatova, *J. Molecular Liquids*, **127**(13): 603 (2006).
35. R. B. Griffiths, *Phys. Rev. A* **2**:1047 (1970).
36. P. Bazarov, *Termodinamika* [Thermodynamics] (Moscow: Vysshaya Shkola: 2010) (in Russian).