

PACS: 06.60.Vz, 68.08.De, 68.35.Fx, 81.05.Ni, 81.20.Vj, 81.40.Ef, 81.70.Jb

EFFECT OF Ti, Al, Si ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF BORON-RICH Fe–B–C ALLOYS

 Olena V. Sukhova

Oles Honchar Dnipro National University

72, Haharin Ave., Dnipro, 49010, Ukraine

Corresponding Author: sukhovaya@ukr.net

Received February 19, 2021; revised March 31, 2021; accepted April XX, 2021

The effects of substitution of Fe in the boron-rich Fe–B–C alloys, containing 10.0–14.0 % B; 0.1–1.2 % C; Fe – the remainder, 5.0 % Ti, Al, or Si (in wt. %) have been studied with optical microscopy, X-ray diffractometry, scanning electron microscopy, energy dispersive spectroscopy. Mechanical properties, such as microhardness and fracture toughness, have been measured by Vickers indenter. The microstructure of the master Fe–B–C alloys cooled at 10 and 10³ K/s consists of primary dendrites of Fe(B,C) solid solution and Fe₂(B,C) crystals. It has been found that titanium has the lowest solubility in the constituent phases of the Fe–B–C alloys, with preferential solubility observed in the Fe(B,C) dendrites, where Ti occupies Fe positions. This element has been shown to be mainly present in secondary phases identified as TiC precipitates at the Fe₂(B,C) boundaries. Titanium slightly enhances microhardness and lowers fracture toughness of the boron-rich Fe–B–C alloys due to substitutional strengthening of Fe(B,C) dendrites and precipitation of the secondary phases. The level of the content of Al or Si in the Fe(B,C) and Fe₂(B,C) solid solutions and quantity of the secondary phases observed in the structure suggest that more Al or Si are left in the constituent phases as compared with Ti. These elements mainly enter the crystal lattice of Fe₂(B,C) phase replacing iron atoms and form at their boundaries AlB₁₂C and SiC compounds respectively. The additions of Al and Si to the boron-rich Fe–B–C alloys help to modify their fragility: while they slightly decrease microhardness values, addition of these elements improves the fracture toughness of the constituent phases. Increase in a cooling rate from 10 to 10³ K/s does not bring about any noticeable changes in the solubility behavior of the investigated alloying elements. The rapid cooling gives rise to microhardness and fracture toughness of the phase constituents which average sizes significantly decrease. The effects of the alloying elements on the structure and mechanical properties of the investigated boron-rich Fe–B–C alloys have been explained considering differences in the atomic radii and electronic structure of the solute Ti, Al, or Si atoms.

KEYWORDS: structure, iron borides, alloying elements, solubility, microhardness, fracture toughness.

Materials scientists have been striving for several centuries to develop new materials that are stronger, stiffer, and more ductile than existing materials and which can be used at high temperatures [1-3]. It is very important to work out structural materials that require less processing cost and to improve their properties, such as elevated temperature strength and stiffness. Improved properties can ensure higher performance characteristics resulting in extended lifetime [4-6]. The need for these improvements is of particular importance in developing iron alloys [7,8].

The boron-rich Fe–B–C alloys containing more than 10 wt. % B have attracted lots of interest because they can give a challenging opportunity for the potential industrial usage [9,10]. Many investigations have been focused on the solidification behavior of the Fe–B–C alloys [11,12]. These alloys exhibit a broad variety of high physical, chemical, mechanical, and tribological properties [13,14]. Meanwhile, their brittleness retards the development of practical applications. Therefore, boron-rich Fe–B–C alloys have a potential for applications, such as coatings [15,16] or reinforcement particles of composite materials [17,18].

For the use of boron-rich Fe–B–C alloys in many other applications, alloying these alloys with other elements is crucial to achieve the performance specifications that are required. The elements, commonly used for alloying, include titanium, aluminum, silicon etc. [19-23]. But influence of their additions is mainly studied on the Fe–B–C alloys containing up to 3 wt. % B [24-32]. That is why, the research of the effects of alloying by titanium, aluminum, silicon of the boron-rich Fe–B–C alloys produced by the conventional solidification method as well as clarification of their solubility are particularly important for further development of these new materials. Besides, cooling rate during producing alloys also greatly contributes to the solubility of alloying elements in phase constituents thus affecting their properties [33].

Thus, better understanding of the solidification microstructure of the Fe–B–C alloys system with additional elements is essential to support the utilization of these materials. Further work is necessary to understand the solubility behavior of alloying elements in the Fe–B–C alloys and a phase change caused by their addition. Therefore, the purpose of the present work is to investigate the alloying effects of Ti, Al or Si and influence of cooling rate on the structure and mechanical properties of boron-rich Fe–B–C alloys.

MATERIALS AND METHODS

To investigate the structural and mechanical properties of the phases which are present in the cast Fe–B–C alloys cooled at 10 and 10³ K/s, these alloys were prepared in the following compositional ranges: B (10.0–14.0 wt. %), C (0.1–1.2 wt. %), M (5 wt. %, where M – Ti, Al, or Si), Fe (the remainder). The alloys were prepared by melting of

silicon, on the contrary, mainly dissolve in Fe₂(B,C) crystals forming AlB₁₂C and SiC compounds, correspondingly, at the Fe₂(B,C) boundaries due to limited solubility. Cooling rate favors the significant decrease in the dimensions of the constituent phases giving rise to their microhardness and fracture toughness.

The work was performed within the framework of research project No. 0118U003304 “Investigation of the processes of super-rapid quenching from melts and vapor of metal alloys and dielectric compounds” (2018-2020).

ORCID ID

 Olena V. Sukhova, <https://orcid.org/0000-0001-8002-0906>

REFERENCES

- [1] V.V. Shyrokov, Kh.B. Vasylyv, Z.A. Duryahina, H.V. Laz'ko, and N.B. Rats'ka, *Mater. Sci.* **45**(4), 473-480 (2009), <https://doi.org/10.1007/s11003-010-9204-5>.
- [2] S.I. Ryabtsev, V.A. Polonsky, and O.V. Sukhova, *Powder Metall. Met. Ceram.* **58**(9-10), 567-575 (2020), <https://doi.org/10.1007/s11106-020-00111-2>.
- [3] O.V. Sukhova, V.A. Polonsky, and K.V. Ustinova, *Mater. Sci.* **55**(2), 285-292 (2019), <https://doi.org/10.1007/s11003-019-00302-2>.
- [4] V.G. Efremenko, Yu.G. Chabak, K. Shimizu, A.G. Lekatou, V.I. Zurnadzhy, A.E. Karantzalis, H. Halfa, V.A. Mazur, and B.V. Efremenko, *Mater. Des.* **126**, 278-290 (2017), <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.04.022>.
- [5] O.V. Sukhova, V.A. Polonsky, and K.V. Ustinova, *Voprosy Khimii i Khimicheskoi Tekhnologii.* **6**(121), 77-83 (2018), <https://doi.org/10.32434/0321-4095-2018-121-6-77-83>. (in Ukrainian)
- [6] O.V. Sukhova, *J. Superhard Mater.* **35**(5), 277-283 (2013), <https://doi.org/10.3103/S106345761305002X>.
- [7] N. Pavlenko, N. Shcherbovskikh, and Z.A. Duriagina, *EPJ Appl. Phys.* **58**(1), 10601 (2012), <https://doi.org/10.1051/epjap/2012110002>.
- [8] W. Shenglin, *China Weld.* **27** (4), 46-51 (2018), <https://doi.org/10.12073/j.cw.20180603001>.
- [9] T. Van Rompaey, K. Hari Kumar, and P. Wollants, *J. Alloy Compd.* **334**(1-2), 173-181 (2002), [https://doi.org/10.1016/s0925-8388\(01\)01777-7](https://doi.org/10.1016/s0925-8388(01)01777-7).
- [10] S. Rades, A. Kornowski, H. Weller, and B. Albert, *Chem. Phys. Chem.* **12**(9), 1756-1760 (2011), <https://doi.org/10.1002/cphc.201001072>.
- [11] V. Homolova, L. Ciripova, and A. Vyrostkova, *J. Phase Equilibria Diff.* **36**(6), 599-605 (2015), <https://doi.org/10.1007/s11669-015-0424-0>.
- [12] O.V. Sukhova, K.V. Ustinova, and Yu.V. Syrovatko, *Bull. Dnepropetrovskogo Univ. Fizika. Radioelektronika* **21**(2), 76-78 (2013).
- [13] J. Lentz, A. Röttger, and W. Theisen, *Mater. Charact.* **135**, 192-202 (2018), <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.11.012>.
- [14] J. Zhang, J. Liu, H. Liao, M. Zeng, and S. Ma, *J. Mater. Res. Technol.* (2019), <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.09.004>.
- [15] O.V. Sukhova and Yu.V. Syrovatko, *Metallofiz. Noveishie Technol.* **33**(Special Issue), 371-378 (2011). (in Russian)
- [16] Z.A. Duriagina, M.R. Romanyshyn, V.V. Kulyk, T.M. Kovbasiuk, A.M. Trostianchyn, and I.A. Lemishka, *J. Achiev. Mater. Manuf.* **100**(2), 49-57 (2020), <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.3344>.
- [17] O.V. Sukhova, *Metallofiz. Noveishie Technol.* **31**(7), 1001-1012 (2009). (in Ukrainian)
- [18] I.M. Spiridonova, O.V. Sukhova, and A.P. Vashchenko, *Metallofiz. Noveishie Technol.* **21**(2), 122-125 (1999).
- [19] Z. Chen, S. Miao, L. Kong, X. Wei, F. Zhang, and H. Yu, *Mater.* **13**(4), 975 (2020), <https://doi.org/10.3390/ma13040975>.
- [20] L. Rovatti, J.N. Lemke, A. Emami, O. Stejskal, and M. Vedani, *J. Mater. Eng. Perform.* **24**, 4755-4763 (2015), <https://doi.org/10.1007/s11665-015-1798-1>.
- [21] J. Miettinen, V.-V. Visuri, and T. Fabritius, *Arch. Metall. Mater.* **66**(1), 297-304 (2021), <https://doi.org/10.24425/amm.2021.134787>.
- [22] X. Ren, H. Fu, J. Xing, Y. Yang, and S. Tang, *J. Mater. Res.* **32**(16), 304-314 (2017), <https://doi.org/10.1557/jmr.2017.304>.
- [23] O. Kon and U. Sen, *Acta Phys. Pol. A* **127**(4), 1214-1217 (2015), <https://doi.org/10.12693/APhysPolA.127.1214>.
- [24] P. Sang, H. Fu, Y. Qu, C. Wang, and Y. Lei, *Materwiss. Werksttech.* **46**(9), 962-969 (2015) <https://doi.org/10.1002/mawe.201500397>.
- [25] M.I. Pashechko, K. Dziedzic, and M. Barszcz, *Adv. Sci. Technol. Res.* **10**(31), 194-198 (2016), <https://doi.org/10.12913/22998624/64020>.
- [26] V.V. Yemets, M.M. Dron', and O.S. Kositsyna, *J. Chem. Technol.* **27**(1), 58-64 (2019), <https://doi.org/10.15421/081906>.
- [27] S. Ma and J. Zhang, *Rev. Adv. Mater. Sci.* **44**, 54-62 (2016).
- [28] Z.F. Huang, J.D. Xing, S.Q. Ma, Y.M. Gao, M. Zheng, and L.Q. Sun, *Key Eng. Mater.* **732**, 59-68 (2017), <https://doi.org/https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/kem.732.59>.
- [29] T.N. Baker, *Ironmak. Steelmak.* **46**(1), 1-55 (2019), <https://doi.org/10.1080/03019233.2018.1446496>.
- [30] A. Sudo, T. Nishi, N. Shirasu, M. Takano, and M. Kurata, *J. Nuclear Sci. Technol.* **52**(10), 1308-1312 (2015), <https://doi.org/10.1080/00223131.2015.1016465>.
- [31] L. Sidney, *Alloy Steel: Property and Use*, (Scitus Academics LLC, Wilmington, 2016).
- [32] X. Huang, W.G. Ischak, H. Fukuyama, T. Fujisawa, and C. Yamauchi, *ISIJ Int.* **36**(9), 1151-1156 (1996), <https://doi.org/10.2355/isijinternational.36.1151>.
- [33] O.V. Sukhova and K.V. Ustinova, *Funct. Mater.* **26**(3), 495-506 (2019), <https://doi.org/10.15407/fm26.03.495>.
- [34] K. Niihara, R. Morena, and P.H. Hasselman, *J. Mater. Sci. Lett.* **1**, 13-16 (1982), <https://doi.org/10.1007/BF00724706>.
- [35] C.J. Smithells, *Metals Reference Book*, (Butterworth and Co., London, Boston, 1976).
- [36] G.V. Samsonov, I.F. Pryadko, L.F. Pryadko, *Электронная локализация в твердом теле [Electron Localization in Solids]*, (Nauka, Moscow, 1976), pp. 339. (in Russian)
- [37] G. Li and D. Wang, *J. Condens. Matter. Phys.* **1**, 1799-1808 (1989), <https://doi.org/10.1088/0953-8984/1/10/002>.

ВПЛИВ Ti, Al, Si НА СТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОБОРИСТИХ СПЛАВІВ Fe–B–C**Олена В. Сухова***Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара
49010, Україна, м. Дніпро, просп. Гагаріна, 72*

Досліджено вплив заміщення Fe у високобористих сплавах Fe–B–C, що містять 10,0–14,0 % B; 0,1–1,2 % C; Fe – залишок, 5,0 % Ti, Al чи Si (у ваг. %) із застосуванням методів оптичної мікроскопії, рентгеноструктурного аналізу, сканувальної електронної мікроскопії та рентгеноспектрального мікроаналізу. Механічні властивості, а саме мікротвердість та коефіцієнт тріщиностійкості, вимірювали на приладі Віккерса. Мікроструктура базових сплавів Fe–B–C, охолоджених зі швидкістю 10 та 10^3 K/c, складається з первинних дендритів твердого розчину Fe(B,C) та кристалів Fe₂(B,C). Встановлено, що титан має найнижчу розчинність у структурних складових сплавів Fe–B–C, причому Ti переважно розчиняється в решітці фази Fe(B,C), займаючи в ній позиції Fe. Показано, що цей елемент, в основному, бере участь в утворенні вторинних фаз, ідентифікованих як TiC, які спостерігаються в структурі у вигляді виділень по границям фази Fe₂(B,C). Титан незначно підвищує мікротвердість і знижує коефіцієнт тріщиностійкості високобористих сплавів Fe–B–C завдяки твердо-розчинному зміцненню дендритів Fe(B,C) та виділенню вторинних фаз. Розчинність Al та Si в фазах Fe(B,C) та Fe₂(B,C), а також кількість вторинних фаз, що утворюються в структурі, свідчать про більшу розчинність Al та Si у структурних складових порівняно з Ti. Ці елементи переважно розчиняються в кристалічній решітці фази Fe₂(B,C), заміщуючи атоми заліза, а також утворюють по її границях сполуки AlB₁₂C та SiC відповідно. Додавання Al та Si до високобористих сплавів Fe–B–C незначно зменшує мікротвердість і збільшує коефіцієнт тріщиностійкості структурних складових. Підвищення швидкості охолодження з 10 до 10^3 K/c не викликає суттєвої зміни характеру розчинності досліджених легуючих елементів у високобористих сплавах Fe–B–C. Охолодження з більшою швидкістю забезпечує зростання мікротвердості та коефіцієнта тріщиностійкості структурних складових, середні розміри яких стають значно меншими. Вплив легуючих елементів на структуру та механічні властивості досліджених високобористих сплавів Fe–B–C пояснено різницею атомних радіусів та електронної структури розчинених атомів Ti, Al, Si.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: структура, бориди заліза, легуючі елементи, розчинність, мікротвердість, коефіцієнт тріщиностійкості.