PHYSICS AND CHEMISTRY OF SOLID STATE
V. 23, No. 4 (2022) pp. 714-719
Section: Technology

DOI: 10.15330/pcss.23.4.714-719

Vasyl Stefanyk Precarpathian National University

ФІЗИКА І ХІМІЯ ТВЕРДОГО ТІЛА
Т. 23, № 4 (2022) С. 714-719
Технічні науки

PACS: 64.10.+h, 05.70.Fh ISSN 1729-4428

Ю.Г. Чабак[1,2], М.А. Голинський[1], В.Г. Єфременко[1,2], К. Шиміцу[3], Х. Халфа[4], В.І. Зурнаджи[1], Б.В. Єфременко[1], Т.М. Ковбасюк[5]

Моделювання фазово-структурного стану в гібридному мультикомпонентному сплаві з високим вмістом бору

[1]*Приазовський державний технічний університет, Маріуполь, Україна, vgefremenko@gmail.com,*
[2]*Інститут матеріалознавства Словацької Академії наук, Кошице, Словаччина,*
[3]*Мурораньский інститут технології, Мураран, Японія,*
[4]*Центральний інститут металургійних досліджень і розробок, Элтеббін, Хелван, Каїр, Єгипет,*
[5]*Національний університет «Львівська політехніка», Львів, Україна*

В роботі проаналізовано структуроутворення у мультикомпонентному Fe-W-Mo-Cr-Ti-Mn-Si сплаві триботехнічного призначення, що вміщує 0,72 мас. % С та 2,75 мас. % В. Комп'ютерне моделювання рівноважного процесу кристалізації виконували із застосуванням програми «Thermo-Calc Software». Сплав відноситься до заевтектичних композицій; його кристалізація починається при 1472°С з формування первинного бориду WB і карбіду TiC. Після низки наступних евтектичних реакцій (в інтервалі 1126-923°С) та твердофазних перетворень в сплаві формується набір рівноважних фаз, що на момент досягнення кімнатної температури складається із боридів WB, MoB, Fe_2B, Cr_4B, Mn_4B, карбідів TiC, M_7C_3 та фериту. Загальна об'ємна частка боридів та карбідів становить 45,05 об. %. Співставлення отриманих даних з результатами дослідження реального сплаву показало, що моделювання із «Thermo-Calc Software» забезпечує задовільну адекватність при прогнозуванні структури в сплавах обраної системи легування.

Ключові слова: мультикомпонентний сплав, бориди, карбіди, мікроструктура, моделювання.

Подано до редакції 07.07.2022; прийнято до друку 22.11.2022.

Вступ

Триботехнічні сплави призначені для експлуатації в умовах інтенсивного тертя та зношування. Їх хімічний склад постійно модернізується, щоб відповідати зростаючим вимогам в умовах інтенсифікації роботи обладнання. Існують різні підходи для вибору хімічного складу та термічної обробки зносостійких сплавів, більшість з яких спрямовані на отримання гетерофазної структури з підвищеною об'ємною часткою твердих фазових складових на°Снові з'єднань перехідних металів із С, N, В [1, 2]. Білі леговані чавуни знаходять широке використання в різних областях виробництва, пов'язаних із подрібненням, переробкою та транспортуванням мінеральної сировини (гірнича, металургійна, енергетична сфери, тощо) [3, 4]. До цієї групи сплавів входять мультикомпонентні чавуни, леговані комплексом карбідоутворюючих елементів (W, Mo, V, Cr), взятих у рівних пропорціях, які утворюють багатофазну структуру з набором різних карбідів вказаних елементів (MC, M_2C, M_6C, M_7C_3), розподілених в аустенітно-мартенситній матриці [5, 6]. Така структура забезпечує чавунам високу експлуатаційну довговічність в умовах металургійного та цементного виробництв [7]. Альтернативним підходом є заміна вуглецю в чавунах на бор, що дозволяє формувати в структурі бориди та карбобориди, які мають перевагу перед карбідами в твердості та зносостійкості [8-10]. При цьому, бор вводять як у нелеговані або низькохромисті чавуні [11], так і додають до швидкорізальних сталей [12, 13].

В роботі [14] авторами запропоновано новий гібридний підхід, який полягає у поєднанні мультикомпонентного принципу легування сталі із

введенням високої кількості бору та додаванням такого сильного карбідоутворюючого елементу, як титан [15]. Даний підхід має на меті утворення комплексних карбоборидних фаз із підвищеним рівнем трибологічних характеристик [16]. Реалізація нових ідей має базуватися на комп'ютерному моделюванні, яке зараз досить широко використовується на стадії проектування сплавів [17, 18]. Ця робота присвячена аналізу процесів формування фазово-структурного стану у запропонованому гібридному сплаві на основі термодинамічного моделювання, виконаного в середовищі програмного продукту «Thermo-Calc Software».

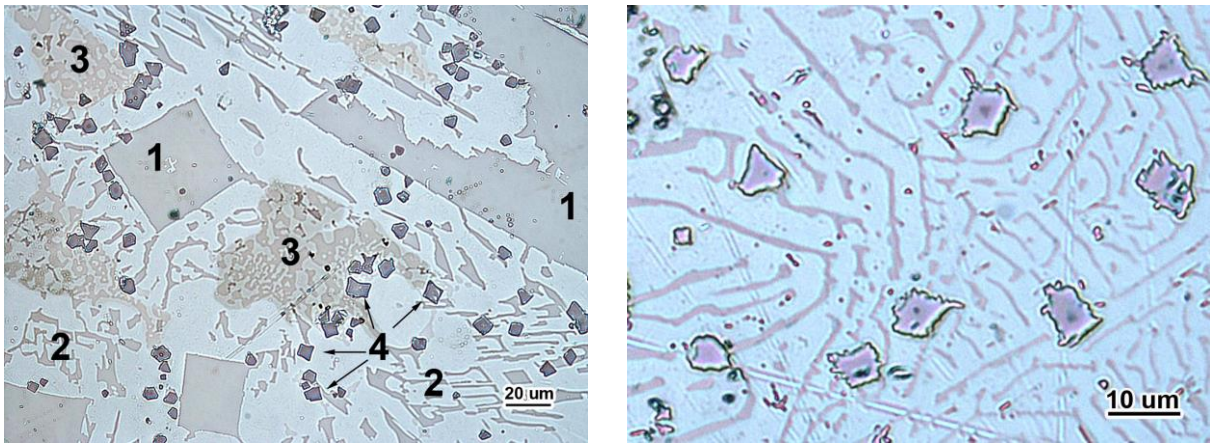
I. Експериментальні результати та обговорення

Матеріалом дослідження слугував високобористий мультикомпонентний сплав хімічного складу (мас. %): 0,72 C; 2,75 B; 0,90 Mn; 1,10 Si; 10,35 Cr, 5,05 W; 5,57 Mo; 2,60 Ti; Fe – залишок. Технологія виготовлення цього сплаву, методика його дослідження та фазово-структурний стан детально описані в роботі [14]. Сплав є заевтектичним, оскільки його мікроструктура складається із крупних первинних включень комплексно-легованого карбоборида $M_2(B,C)_5$ (де M=W,Mo,Ti,Fe), дисперсних карбоборидів титану Ti(C,B) та двох типів евтектики - «Chinese Script»-подібної на базі $M_2(B,C)_5$ та «розетко-подібної» – на базі карбоборида $(Fe,Cr,Mo,W,Mn)_7(B,C)_3$ (рис. 1) [14]. Металева матриця сплаву є переважно феритною із невеликою кількістю перліту. Послідовність формування фазово-структурних компонентів при кристалізації даного сплаву в рівноважних умовах вивчали шляхом термодинамічного моделювання із використанням програмного продукту «Thermo-Calc Software» [18].

На рис. 2 показано рівноважну діаграму «M – Бор», де M вміщує C, Mn, Si, W, Mo, Ti, Fe в кількості, що відповідає хімічному складу сплаву. Розташування сплаву на діаграмі позначено пунктирною лінією. Представлена на рис. 3 послідовність зміни фазового стану визначається зміною вільної енергії Гіббса окремих фаз, зображеною на рис. 4.

Згідно з діаграмою, кристалізація в сплаві починається при 1472°C шляхом виділення із рідини первинних включень тетрагонального бориду вольфраму WB за реакцією (1).

$$Liquid(L) \rightarrow L + WB(1472 - 1462\,°C) \qquad (1)$$



а) б)

Рис. 1. Мікроструктура дослідного сплаву: (а) загальний вигляд, (б) включення карбоборида титану на фоні евтектики «Chinese Script» (1 – первинні включення $M_2(B,C)_5$, 2 – евтектика «Chinese Script», 3 – евтектика на основі карбоборида $(Fe,Cr,Mo,W,Mn)_7(B,C)_3$, 4 – карборборид Ti(C,B)).

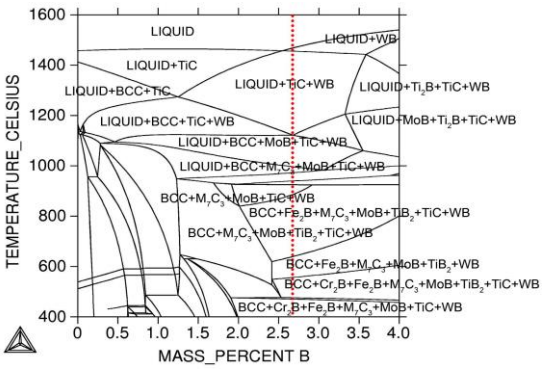


Рис.2. Діаграма стану «M – Бор», де M вміщує C, Mn, Si, W, Mo, Ti, Fe в кількості, що відповідає хімічному складу сплаву.

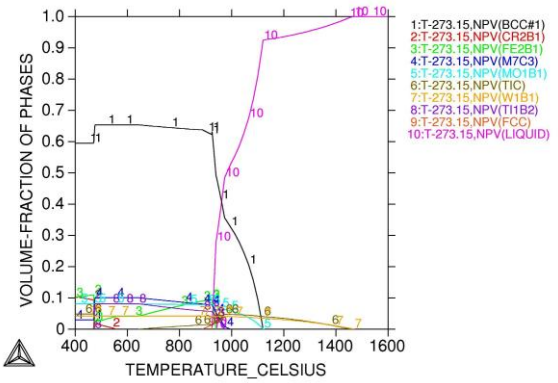


Рис. 3. Зміна об'ємної частки фаз при кристалізації.

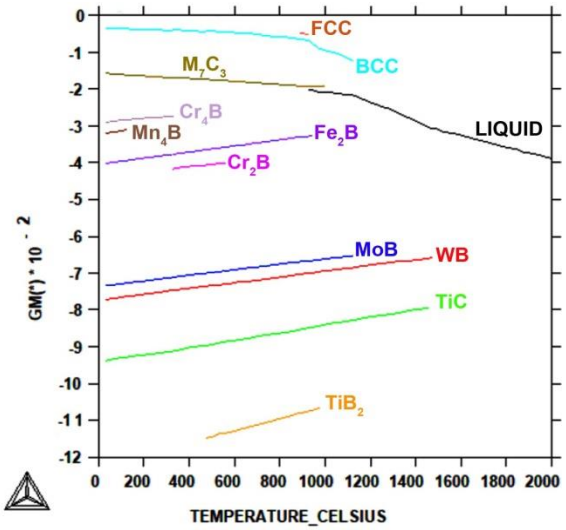


Рис. 4. Температурні залежності енергії Гіббса для різних фаз сплаву.

Рівноважний вміст вольфраму в бориді WB становить 94,45 мас. % (табл. 1). Вслід за цим, при 1460ºС, починає кристалізуватися кубічний карбід TiC (реакція (2)), і в достатньо широкому інтервалі температур (1472–1126ºС) ці дві фази формуються одночасно із зростанням їх сумарної об'ємної частки до ~ 6 об. %.

$$L + WB \rightarrow L + WB + TiC\ (1460 - 1126\ ^\circ C) \quad (2)$$

Виділення WB та TiC збіднює рідину відповідними хімічними елементами (C, B, W, Ti), що викликає послідовність евтектичних реакцій з кристалізацією α-заліза у вигляді фериту (BCC – Body Centred Cubic). При кристалізації кремній та марганець відтісняються зростаючими карбідами та боридами у рідину, внаслідок чого ці елементи накопичуються в фериті: при 500 К ферит вміщує 1,70 мас. % та 1,59 мас.% відповідно, що більше ніж у півтора рази перевищує їх загальну концентрацію у сплаві. Рівноважний вміст інших елементів в фериті є дуже низьким, особливо вуглецю та титану.

В інтервалі температур 1126-1000ºС за реакцією (3) формується евтектика «BCC+MoB», паралельно з цим продовжується виділення бориду WB та карбіду TiC.

$$L + WB + TiC \rightarrow L + BCC + MoB + TiC + WB\ (1126 - 1000\ ^\circ C) \quad (3)$$

Формування карбідів та боридів сильних карбідоутворюючих елементів (Ti, W, Mo) загальним об'ємом біля 17 об. % та виділення 35 об. % фериту різко збільшує вміст хрому у рідині, що залишилась на кінець реакції (3). Це створює умови для виділення багатого на хром гексагонального карбіду M_7C_3 (а точніше $(Cr, Mn)_7C_3$, що вміщує 88,2 мас. % Cr та 2,81 мас. % Mn (табл. 1)), який кристалізується в інтервалі температур 1000-978ºС за евтектичною реакцією (4):

$$L + \mathbf{BCC} + MoB + TiC + WB \rightarrow L + BCC + M_7C_3 + MoB + TiC + WB\ (\mathbf{1000 - 978}\ ^\circ C) \quad (4)$$

Як випливає з рис. 4, в температурному інтервалі 978-475ºС саме диборид титану TiB_2 має найменшу енергію Гіббса, тому при 978ºС починається його кристалізація за евтектичною реакцією (5):

$$L + BCC + M_7C_3 + MoB + TiC + WB \rightarrow L + BCC + M_7C_3 + MoB + TiB_2 + TiC + WB(978 - 945\ ^\circ C) \quad (5)$$

По її завершенню рідина є дуже збідненою на легуючі елементи, а тому залишок бору пов'язується з залізом у борид Fe_2B в ході евтектичної реакції (6), яка відбувається в інтервалі 984-923°С:

$$L + BCC + M_7C_3 + MoB + TiB_2 + TiC + WB \rightarrow L + BCC + Fe_2B + M_7C_3 + MoB + TiB_2 + TiC + WB(945 - 923\ ^\circ C) \quad (6)$$

Нижче 923°С сплав знаходиться у твердому стані. В інтервалі температур 923-891°С структура металевої матриці є двухфазною, складаючись із фериту (BCC) та аустеніту (FCC – Face Centred Cubic), а нижче 891°С – тільки з фериту. В твердому стані в інтервалі 563-333°С відбувається утворення бориду хрому Cr_2B (за рахунок дисоціації дибориду титану), а при температурі нижче 333°С Cr2B перетворюється на більш багатий на хром борид Cr_4B (95,05 мас.% Cr). Останнім (нижче 120°С) формується борид марганцю Mn_4B.

Температурний інтервал існування рівноважних фаз в дослідному сплаві та їхня об'ємна частка (при кімнатній температурі) наведені в таблиці 2. Моделювання показало, що після повного охолодження сплав має вміщувати дві карбідні (TiC, M_7C_3) та п'ять боридних фаз (WB, MoB, Fe_2B, Cr_4B, Mn_4B), а металева матриця має бути повністю феритною. Сумарна об'ємна доля карбідів та боридів має становити 45,05 об. %. За характером структури сплав є заевтектичним, оскільки кристалізація первинних боридів вольфраму відбувається раніше евтектичних перетворень.

Термодинамічні характеристики компонентів та їх

молярна частка при температурі 500 К та тиску 10^5 Па наведені в таблиці 3. За цих умов молярна маса сплаву становить 51,90 г/моль, його ентальпія (ΔH_{500K}) та енергія Гіббса (ΔG_{500K}) становлять $-2{,}53\cdot10^4$ Дж/моль та $-2{,}45\cdot10^4$ Дж/моль, відповідно. Судячи із даних табл. 1, для сплаву характерний значний міжфазний перерозподіл хімічних елементів. В фериті сконцентрований весь феритоутворюючий кремній та значна частина аустенітоутворюючого марганцю. Марганець також присутній у карбіді хрому. Сильні карбідоутворюючі елементи сконцентровані майже повністю у відповідних боридах та карбідах (за винятком хрому, який частково є розчиненим у фериті).

Таким чином, визначена основна послідовність формування зміцнювальних фаз в сплаві при його кристалізації: WB → TiC → MoB → M_7C_3 →TiB_2 → Fe_2B → Cr_2B (Cr_4B) → Mn_4B. Кристалізація сплаву розпочинається саме із виділення первинних боридів та карбідів титану, після чого вона продовжується формуванням евтектики на базі W(Mo)-вміщуючих боридів. Утворення евтектик на базі карбіду хрому та дибориду титану відбувається за значно нижчих температур. В інтервалі температур 923-891ºС сплав має в своїй структурі аустеніт, який потім перетворюється в евтектоїд.

Порівняння отриманих результатів із даними, наведеними в роботі [14], показує наявність як збігів, так і розбіжностей між термодинамічними розрахунками та реальною структурою дослідженого сплаву. Результати моделювання підтверджено в частині структурного статусу сплаву, який дійсно є заевтектичним, як видно з рис. 1,а. В структурі реального сплаву виявлено передбачені моделюванням первинні включення, а також наявність різних типів евтектик – одної на базі W(Mo)-збагачених з'єднань, іншої – на базі збагаченого хромом гексагонального з'єднання $M_7(B,C)_3$. До того ж, присутність перліту в структурі реального сплаву підтверджує адекватність моделювання, згідно з яким аустеніт входить до структури в інтервалі температур 923-891ºС (як відомо, перліт утворюється тільки з аустеніту в ході евтектоїдного перетворення).

До розбіжностей слід віднести те, що моделювання не передбачило формування карбоборидних фаз; крім того, замість низки евтектичних реакцій з утворенням боридів різних металів в реальності мала місце лише одна реакція з формуванням евтектики «Chinese Script» на базі карбобориду $M_2(B,C)_5$. За даними [14] $M_2(B,C)_5$ вміщує 23 мас. % Fe, по 11-18 мас. % W, Mo, Cr (кожного), а також ~1.5 мас. % Ti. Ці данні показують, що в реальних умовах кристалізації (у піщаній формі) замість утворення різних боридних фаз (що потребувало флуктаційного збагачення рідини

Таблиця 1

Рівноважний хімічний склад фаз в дослідному сплаві при 500 К та 10^5 Па.

Фаза	Вміст елементів, мас. %:								
	C	B	W	Mo	Ti	Cr	Mn	Si	Fe
WB	-	5,55	94,45	-	-	-	-	-	-
TiC	16,46	-	-	-	83,54	-	-	-	-
MoB	-	10,10	-	89,90	-	-	-	-	-
BCC	$8{,}5\cdot10^{-13}$	$3{,}13\cdot10^{-6}$	$2{,}92\cdot10^{-6}$	-	$6{,}7\cdot10^{-8}$	0,29	1,59	1,70	96,42
M_7C_3 $(Cr, Mn)_7C_3$	8,99	-	-	-	-	88,20	2,81	-	-
Cr_4B	-	4,94	-	-	-	95,06	-	-	-
Fe_2B	-	8,81	-	-	-	-	-	-	91,19

Таблиця 2

Температурний інтервал виділення фаз та їх рівноважна об'ємна частка при кімнатній температурі (RT).

Фаза	Температура, ºС		
	Початок	Закінчення	Об'ємна частка (RT), об. %
Рідина	>1472	923	–
WB	1472	RT	4,30
TiC	1460	RT	4,90
MoB	1126	RT	8,09
BCC	1126	RT	54,95
M_7C_3	1000	RT	3,00
FCC	923	891	–
Fe_2B	945	RT	13,94
TiB_2	978	475	–
Cr_2B	563	333	–
Cr_4B	333	RT	9,96
Mn_4B	120	RT	0,86

Таблиця 3

Термодинамічні характеристики компонентів у сплаві (при 500 К та 10^5 Па).

Компоненти	Молярна частка	Активність	Потенціал, Дж/моль
B	0,130	$8{,}51\cdot10^{-13}$	$-1{,}16\cdot10^{5}$
C	0,031	$5{,}63\cdot10^{-5}$	$-4{,}07\cdot10^{4}$
Cr	0,099	$2{,}36\cdot10^{-1}$	$-6{,}01\cdot10^{3}$
Fe	0,624	$9{,}43\cdot10^{-1}$	$-2{,}45\cdot10^{2}$
Mn	0,009	$5{,}19\cdot10^{-2}$	$-1{,}23\cdot10^{4}$
Mo	0,041	$1{,}11\cdot10^{-3}$	$-2{,}82\cdot10^{4}$
Si	0,018	$1{,}47\cdot10^{-11}$	$-1{,}04\cdot10^{5}$
Ti	0,027	$1{,}61\cdot10^{-14}$	$-1{,}32\cdot10^{5}$
W	0,021	$1{,}91\cdot10^{-4}$	$-3{,}56\cdot10^{4}$

відповідним елементом) відбувалось утворення лише одного з'єднання, яке формувалось шляхом приєднання найближчих різнорідних атомів із високою спорідненістю до вуглецю (бору). Очевидно, що такий процес був кінетично більш вигідним з огляду на обмежену дифузійну рухливість атомів легуючих елементів, що робило малоймовірним локальне підвищення концентрації певного елемента до рівноважного значення, характерного для конкретного бориду (табл. 1). За аналогічною причиною відбувалась заміна значної частки хрому залізом (35 мас.%) та іншими елементами (Mo, W, Mn) в карбобориді $M_7(B,C)_3$ та значної частки титану на вольфрам (10 мас.%) та молібден (3,5 мас. %) в карбобориді Ti(C,B).

В цілому, можна констатувати задовільну адекватність результатів моделювання реальному фазово-структурному стану високобористого мультикомпонентного сплаву, що вказує на перспективність широко використання програмного продукту «Thermo-CalcSoftware» при проектуванні сплавів подібних систем легування.

Висновок

Шляхом моделювання з використанням комп'ютерної програми «Thermo-Calc Software» визначено характер формування термодинамічно рівноважного фазово-структурного стану в мультикомпонентному 0,72 мас.%C-Fe-W-Mo-Cr-Ti-Mn-Si сплаві з високим вмістом бору (2,75 мас. %). Встановлено, що кристалізація в сплаві починається при 1472°C із формування первинного бориду WB і карбіду TiC та продовжується низкою послідовних реакцій з утворенням подвійних евтектик «Ферит + Борид» на базі різних боридів (MoB, TiB_2, Fe_2B)», а також евтектики «Ферит + Карбід M_7C_3». В твердому стані формуються бориди хрому (Cr_2B, Cr_4B), а також марганцю (Mn_4B). Загальна об'ємна частка боридів та карбідів становить 45,05 об. %. Результати моделювання в цілому відповідають реальному структурному стану сплаву за виключенням того, що в умовах нерівноважної кристалізації замість боридів окремих металів формується комплексно-легований карбоборид $(W,Mo,Ti,Fe)_2(B,C)_5$, а замість карбідів TiC та $(Cr, Mn)_7C_3$ кристалізуються карбобориди $Ti(C,B)$ та $(Fe,Cr,Mo,W,Mn)_7(B,C)_3$, відповідно.

Робота виконана за підтримки Міністерства освіти і науки України в рамках проекту 0122U000325.

Чабак Ю.Г. – доцент, кандидат технічних наук, доцент кафедри фізики;
Голинський М.А. – аспірант;
Єфременко В.Г. – професор, доктор технічних наук, завідувач кафедри фізики;
Шиміцу К. – професор, доктор наук, кафедра інженерії виробничих систем;
Зурнаджи В.І. - кандидат технічних наук, доцент кафедри фізики;
Халфа Х. – доктор наук, доцент кафедри технології сталі;
Єфременко Б.В. – кандидат технічних наук, доцент кафедри біомедичної інженерії;
Ковбасюк Т.М. – кандидат технічних наук, асистент кафедри матеріалознавства та інженерії матеріалів.

[1] Z. Duriagina, V. Kulyk, T. Kovbasiuk, B. Vasyliv, A. Kostryzhev, *Synthesis of functional surface layers on stainless steels by laser alloying*, Metals, 11(3), 1 (2021); https://doi.org/doi:10.3390/met11030434.
[2] Y. Chabak, V. Efremenko, V. Zurnadzhy, V. Puchý, I. Petryshynets, B. Efremenko, V. Fedun, K. Shimizu, I. Bogomol, V. Kulyk, D. Jakubéczyová, *Structural and tribological studies of "(TiC + WC)/Hardened Steel" PMMC coating deposited by air pulsed plasma*, Metals, 12, 218 (2022); https://doi.org/10.3390/met12020218.
[3] H. Pourasiabi, J. Gates, *Effects of chromium carbide volume fraction on high-stress abrasion performance of NbC-bearing high chromium white cast irons*, Wear, 498-499, 204312 (2022); https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204312.
[4] Yu. G. Chabak, V. G. Efremenko, K. Shimizu, A. Lekatou, T. V. Pastukhova, A. Yu. Azarkhov, V. I. Zurnadzhy, *Comparative analysis of the microstructural features of 28 wt.% Cr cast iron fabricated by pulsed plasma deposition and conventional casting*, J. Mater. Eng. Perform., 27(2), 379 (2018); https://doi.org/10.1007/s11665-017-3102-z.
[5] M. Hashimoto, O. Kubo, and Y. Matsubara, *Analysis of carbides in multi-component white cast iron for hot rolling mill rolls*, ISIJ Int., 44(2), 372 (2004); https://doi.org/10.2355/isijinternational.44.372.

[6] Y. Yokomizo, N. Sasaguri, K. Nanjo, and Y. Matsubara, *Continuous cooling transformation behavior of multi-component white cast iron*, J. Jpn. Foundry Eng. Soc., 74 (1), 9 (2002).
[7] Y. Zhang, K. Shimizu, X.B. Yaer, K. Kusumoto, and V.G. Efremenko, *Erosive wear performance of heat treated multi-component cast iron containing Cr, V, Mn and Ni eroded by alumina spheres at elevated temperatures*, Wear, 390-391, 135 (2017); https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.07.017.
[8] H.K. Zeytin, H. Yildirim, B. Berme, S. Duduoĝlu, G. Kazdal, A. Deniz, *Effect of Boron and Heat Treatment on Mechanical Properties of White Cast Iron for Mining Application*, J. Iron Steel Res. Int., 18(11), 31 (2011): https://doi.org/10.1016/S1006-706X(11)60114-3.
[9] O. V. Sukhova, *The effect of carbon content and cooling rate on the structure of boron-rich Fe–B–C alloys*, Physics and Chemistry of Solid State, 21(2), 355 (2020); https://doi.org/10.15330/PCSS.21.2.355-360.
[10] S. Ma, J. Zhang, *Wear resistant high boron cast alloy-A review*, Rev. Adv. Mater. Sci., 44, 54 (2016).
[11] Y.X. Jian, Z.F. Huang, J.D. Xing, X.T. Liu, L. Sun, B.C. Zheng, Y. Wang, *Investigation on two-body abrasive wear behavior and mechanism of Fe–3.0 wt% B cast alloy with different chromium content*, Wear, 362-363, 68 (2016); https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.04.029.
[12] M. Shengqiang, X. Jiandong, G. Shaoqiang, B. Yu, F. Hanguang, L. Ping, H. Zhifu, C. Wei, *Microstructural evolution and mechanical properties of the aluminum-alloyed Fe-1.50 wt%B-0.40 wt%C high-speed steel*, Materials Chemistry and Physics 199, 356 (2017); https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2017.07.023.
[13] Y.G. Chabak, V.I. Fedun, K. Shimizu, V.G. Efremenko, V.I. Zurnadzhy, Phase-structural composition of coating obtained by pulsed plasma treatment using eroded cathode of T1 high speed steel, Problems of Atomic Science and Technology, 104(4), 100 (2016).
[14] Yu. G. Chabak, K. Shimizu, V. G. Efremenko, M. A. Golinskyi, K. Kusumoto, V. I. Zurnadzhy, A. V. Efremenko, *Microstructure and phase elemental distribution in high-boron multi-component cast irons*, International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, 29(1), 78 (2022); https://doi.org/10.1007/s12613-020-2135-8.
[15] S. Son, J. Moon, K. Jongun, Hyeonseok, P. Asghari-Rad, H. Kato, H. Kim, V. Zherebtsov, *Novel Co-Cu-based immiscible medium-entropy alloys with promising mechanical properties*, Metals, 11, 238 (2021); https://doi.org/10.3390/met11020238.
[16] B. Efremenko, A. Belik, Y. Chabak, H. Halfa, *Simulation of structure formation in the Fe–C–Cr–Ni–Si surfacing materials*, Eastern-European Journal of Enterprise Technologies, 2 12(92), 33 (2018); https://doi.org/10.15587/1729-4061.2018.124129.
[17] B. N. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, V. V. Mohylko, *Enhanced resistance of Ti6Al4V alloy to high-temperature oxidation and corrosion by forming alumina composite coating*, J. Mater. Eng. Perform., 30(3), 1780 (2021); https://doi.org/10.1007/s11665-021-05492-y.
[18] T. V. Loskutova, I. S. Pogrebova, V. G. Khyzhnyak, M. M. Bobina, N. S. Nikitina, *Protective properties of a new type coatings involving titanium, chromium, aluminium*, Materials Today: Proceedings, 6, 202 (2019); https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.10.095.

Yu.G. Chabak[1,2], M.A. Golinskyi[1], V.G. Efremenko[1,2], K. Shimizu[3], H. Halfa[4], V.I. Zurnadzhy[1], B.V. Efremenko[1], T.M. Kovbasiuk[5]

Phase constituents modelling in hybrid multi-component high-boron alloy

[1]*Pryazovskyi State Technical University, Mariupol, Ukraine, vgefremenko@gmail.com,*
[2]*Institute of Materials Research of Slovak Academy of Sciences, Kosice, Slovakia*
[3]*Muroran Institute of Technology, Muroran-city, Hokkaido, Japan,*
[4]*Central Metallurgical Research and Development Institute, Eltebbin, Helwan, Cairo, Egypt,*
[5]*Lviv Polytechnic National University, Lviv,Ukraine*

The present work is focused on analyzing the thermodynamically equilibrium path of structure formation in a multi-component Fe-W-Mo-Cr-Ti-Mn-Si alloy of tribotechnical purpose, containing 0.72 wt. % C and 2.75 wt. % B is analyzed. Computer simulation of the crystallization process was performed using the program "Thermo-Calc Software". It was found that the alloy belongs to the hyper-eutectic compositions, since its crystallization begins at 1472 °C with the formation of primary boride WB and carbide TiC. After a series of subsequent eutectic reactions (in the range of 1126-923 °C) and solid-phase transformations, a set of equilibrium phases is formed in the alloy, which at room temperature consists of borides WB, MoB, Fe_2B, Cr_4B, Mn_4B, carbides TiC, M_7C_3, and ferrite. The total volume fraction of borides and carbides is 45.05 vol. %. A comparison of the obtained data with the results of the study of the manufactured alloy showed that the simulation with "Thermo-Calc Software" provides satisfactory adequacy in predicting the structure in the alloys of the selected alloying system.

Keywords: multi-component cast iron, bodied, carbide, microstructure, modelling.