

## Investigation of structural components after continuous casting of steels, alloyed with manganese and silicon

Natalia Filonenko<sup>1,2</sup>, Olexander Babachenko<sup>2</sup>,  
Ganna Kononenko<sup>2</sup>, Lyudmila Bartashevskaya<sup>3\*</sup>

<sup>1</sup>Dnipro State Medical University, Dnipro, Ukraine

<sup>2</sup>Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov of National Academy of Science of Ukraine (ISI NASU), Dnipro, Ukraine

<sup>3</sup>Dnipro University of Technology, Dnipro, Ukraine

\*Corresponding author: [natph2016@gmail.com](mailto:natph2016@gmail.com)

**Abstract.** In this work, we study the steel specimens after continuous casting with different contents of carbon, manganese and silicon, cooled at rates in the range from 106 °C/min up to 1 °C / min. We used microstructural, X-ray diffraction analyses and X-ray microanalysis to determine the structural state of the alloys. It is shown that when cooling at a rate of 106 °C/ min in the surface zone there is suppression of  $\delta$ -iron formation and formation of  $\gamma$ -iron dendrites from the melt. It is determined that the coefficient of dendritic liquation of silicon remains constant and is 1.7; the coefficient for manganese varies slightly from 2.26 in the surface layers to 2.34 in the central layers. As it is revealed, depending on the location zone, martensite is formed in steel specimens, and in certain areas bainite and perlite are formed. In addition, complex carbides are found in the steel structure –  $\text{Fe}_{0,4} \text{Mn}_{3,6} \text{C}$ ,  $\text{Fe}_{2,7} \text{Mn}_3 \text{C}$ ,  $\text{FeSiC}$ , as well as phases –  $\text{Fe}_2 \text{MnSi}$ ,  $\text{Fe}_5 \text{Si}_3$  та  $\text{Fe}_{0,68} \text{Mn}_{6,4} \text{Si}_2$ . In the paper we calculate the liquidus temperature of steels by two methods and show that the outcomes are in good agreement. It is shown for the first time that the inhibition of formation of the primary phase during crystallization of steels can be obtained at high cooling rates or as a result of overheating of steels.

**Keywords:** continuous casting of steels, alloying with manganese and silicon, liquidus temperature, suppression of primary phases

## Дослідження структурних складових при безперервному литті сталей, легованих марганцем та кремнієм

Наталія Філоненко<sup>1,2</sup>, Олександр Бабаченко<sup>2</sup>,  
Ганна Кононенко<sup>2</sup>, Людмила Барташевська<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Дніпровський державний медичний університет, Дніпро, Україна

<sup>2</sup>Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України (ІЧМ НАНУ), Дніпро, Україна

<sup>3</sup>Національний технічний університет «Дніпровська політехніка», Дніпро, Україна

\*Відповідальний автор: [natph2016@gmail.com](mailto:natph2016@gmail.com)

**Анотація.** В даній роботі проведено дослідження зразків сталей після безперервного лиття з різним вмістом вуглецю, марганцю та кремнію охолоджених зі швидкостями в інтервалі від 106°С/хв. до 1°С/хв. Для визначення структурного стану сплавів використовували мікроструктурний, мікрорентгеноспектральний та рентгенофазовий аналізи. Показано, що при охолодженні зі швидкістю в інтервалі 106 °C/хв. в поверхневій зоні відбувається пригнічення утворення  $\delta$ -заліза та утворення з розплаву дендритів  $\gamma$ -заліза. Визначено, що коефіцієнт дендритної ліквідації кремнію залишається постійним і становить 1,7; коефіцієнт марганцю змінюється незначно від 2,26 в поверхневих шарах до 2,34 в центральних шарах. Визначено, що в залежності від зони розташування в зразках сталі відбувається утворення мартенситу, а в окремих ділянках – бейніту та перліту. Крім цього, в структурі сталі були виявлені складні карбіди –  $\text{Fe}_{0,4} \text{Mn}_{3,6} \text{C}$ ,  $\text{Fe}_{2,7} \text{Mn}_3 \text{C}$ ,  $\text{FeSiC}$ , фази –  $\text{Fe}_2 \text{MnSi}$ ,  $\text{Fe}_5 \text{Si}_3$  та  $\text{Fe}_{0,68} \text{Mn}_{6,4} \text{Si}_2$ . В роботі

проведений розрахунок температури ліквідусу сталей двома методами та показано, що отримані розрахункові результати добре узгоджуються. Вперше показано, що пригнічення утворення первинної фази при кристалізації сталей можна отримати при великих швидкостях охолодження або в результаті перегріву сталей.

**Ключові слова:** безперервне лиття сталей, легування марганцем та кремнієм, температура ліквідусу, пригнічення первинних фаз

## 1. Вступ

Система Fe-C-Si-Mn є однією з найбільш промислововажливих систем для отримання високоміцних та високопластичних сталей, які мають широке застосування в промисловості, зокрема, в залізничному транспорті.

При дослідженні сплавів системи Fe-0,3C-2,5Mn-1,5Si % (мас.) авторами роботи було показано, що після охолодження сплавів з температури 900 °C до 370 °C відбулось утворення мартенситу та на границях рейок спостерігали вміст вуглецю до 20 %. Після відпуску мартенситу при температурах 300 – 200 °C більша частина мартенситу перетворилась в карбіди ( $\theta$ ,  $\epsilon$  и  $\eta$ ) та нестехіометричні карбіди [1]. На рис. 1 зображено вплив легуючих елементів на фазову діаграму Fe-C [2].

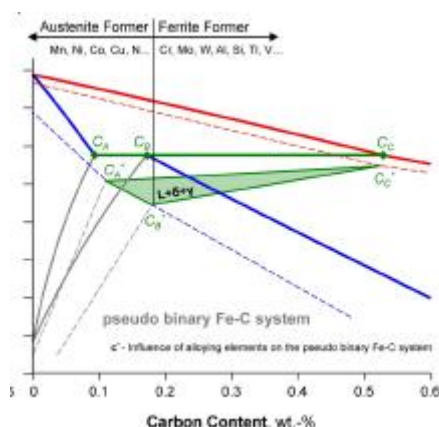


Рисунок 1. Вплив легуючих елементів на систему Fe-C у діапазоні високих температур [2]

В інтервалі від 0,4 % (мас.) до 0,6 % (мас.) вуглецю на рис. 1, відображений фазовий перехід  $L+\delta \rightarrow L+\gamma \rightarrow \gamma$ . В сплавах системи Fe-0,2%C-0,5%Si-2%Mn-0,8%Al можливе утворення мікросегрегацій в междендрітному просторі, де концентрації елементів можуть бути близькими до ~1%C, ~1-2%Si, ~4-6%Mn, ~0,6%Al [2].

Мікроаналітичні сліди границь зерен фериту в низьковуглецевому сплаві Fe-C-Mn-Si, були виявлені при температурі 751 °C, та показано, що відбувається збагачення Mn (і, ймовірно, Si) границі фериту та в аустеніті [3].

Дослідження комбінованих ефектів Si і Mn може бути ще більш актуальним через їх спільну сегрегацію не тільки в перліті, але також на границях зерен фериту [4]. Взаємодія між атомами Si і Mn призводить до додаткового підвищення температури початку рекристалізації, тобто до ефекту гальмування цього процесу [4]. Відомо, що марганець стабілізує аустеніт [5] та зменшує дифузійну рухливість карбону в аустеніті та схильний до макросегрегації [6]. Додавання кремнію в сталь може покращити механічні властивості, головним чином завдяки утворенню фаз по границях зерен [7]. Автори роботи [8] показали, що легування сплавів системи Fe-0,2C-1,5Mn-1,3Si хромом та нікелем сповільнює кінетику розпаду аустеніту.

Результати досліджень впливу швидкості охолодження при затвердінні безперервнолитої заготовки сталі марки EA1N (~ 0,4 % ваг. С) на особливості дендритної структури вуглецевої сталі представлено в роботі [9], [10]. Показано вплив швидкості охолодження при затвердінні БЛЗ Ø 470 мм на параметри хімічної неоднорідності розподілу кремнію і марганцю та формування дендритної структури.

Незважаючи на велику кількість робіт, присвячених дослідженню сплавів та сталей, що містять кремній та марганець, впливу швидкості охолодження на формування структури, залишається питання щодо формування фазового складу та впливу переохолодження.

Метою даної роботи було дослідити вплив факторів таких, як швидкість охолодження, легування кремнієм та марганцем сталей на формування структури, ліквідацію елементів та умови пригнічення утворення первинної фази.

## 2. Методика проведення досліджень

В даній роботі проводили дослідження вуглецевої сталі, яку можна використовувати для виготовлення залізничних коліс (табл. 1).

Таблиця 1. Вміст хімічних елементів в дослідній сталі

№ п/п	Основні легуючі елементи			Mn %/ Si %	Додаткові легуючі елементи								
	C	Si	Mn		P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	V	Ti
5	0,52	0,47	0,77	1,63	0,014	0,0056	0,056	0,085	0,0098	0,051	0,136	0,0028	0,0018
7	0,57	0,18	0,61	3,38	0,0130	0,0044	0,053	0,084	0,0076	0,043	0,138	0,0038	0,0011
12	0,55	0,16	0,63	3,94	0,0210	0,0290	0,027	0,026	0,003	0,0016	0,026	0,0011	0,0005

Зразки сталі були отримані в результаті безперервного лиття та охолодження на повітрі. Швидкість охолодження зразків складала від  $10^6$  у охолоджувальному водою кристалізаторі до  $1^\circ\text{C}/\text{хв}$  в зоні первинного охолодження. Швидкість охолодження металу заготовки Ø 470 мм в ЗВО змінюється від 29 до  $1^\circ\text{C}/\text{хв}$ .

Для визначення хімічного складу сплаву використовували хімічний та спектральний аналіз. Дослідження виконані за допомогою оптичного мікроскопа «Неофот-21». Основні результати мікрорентгеноспектрального аналізу отримані за допомогою електронного мікроскопа JSM-6490 зі скануючою приставкою ASID-4D й енергодисперсійного рентгенівського мікроаналізатора «Link Systems 860» із програмним забезпеченням. Рентгеноструктурний аналіз здійснювали на дифрактометрі ДРОН-3 у монохроматизованому Fe-K $\alpha$  випромінюванні.

## 3. Результати та обговорення

При кристалізації зразків сталей охолодження сталі з максимальною швидкістю відбувається при безпосередньому контакті металу з поверхнею водоохолоджуваного кристалізатора. Мікроструктура кіркової зони, швидкість охолодження якої була максимальна, та складала  $10^6^\circ\text{C}/\text{хв}$  складається з дендритів, які мають гілки першого та другого порядку, що свідчить про їх утворення з розплаву (рис. 2, а). Слід зазначити, що при великих швидкостях охолодження процес кристалізації відбувається не за рівноважною діаграмою. Як показано на рис. 1, при кристалізації з нерівноважних умов можливе перетворення  $L \rightarrow L+\gamma+\delta \rightarrow \gamma$  (рис. 1) [2]. Відповідно до результатів авторів [2], при кристалізації при рівноважних умовах при вмісті вуглецю в сталі 0,5-0,6 % (мас.) при кристалізації ділянка, що відповідає утворенню  $\delta$ -заліза на діаграмі складає  $20-30^\circ\text{C}$ , а за метастабільною діаграмою перетворення  $L+\gamma+\delta$  відбувається в інтервалі  $10-20^\circ\text{C}$  [2]. При швидкості охолодження  $10^6^\circ\text{C}/\text{хв}$  виникає велике переохолодження сталі, що сприяє утворенню дендритів аустеніту зразу з розплаву. Крім того, слід зазначити, що дендрити верхньої частини зразків мали вміст марганцю склав 0,2 % (мас.), а кремнію – 0,38 % (мас.). В міждендритному просторі вміст марганцю зростає

до 0,7 % (мас.), а кремнію до 0,5 % (мас.). Чим ~~дані~~ ближче до центру заготовки, тим менша швидкість охолодження, та тим більші за розміром так звані «сліди» дендритної структури (рис. 2, б). На відстані  $\frac{1}{2}$  радіусу заготовки, яка була охолоджена зі швидкістю  $10^{\circ}\text{C}/\text{хв}$  в междендритному просторі вміст марганцю складав 0,72 % (мас.), а кремнію – 0,56 % (мас.), що ймовірно пов'язане з рухом фронту кристалізації та відтісненням надлишкової концентрації марганцю та кремнію. Слід зазначити, що зміни коефіцієнтів розподілу між вмістом марганцю та кремнію в дендриті та між дендритним простором викликані перитектичною реакцією [14]. Показано, що перитектична реакція призводить до зменшення зворотних дифузій, що ще збільшує концентрацію марганцю та кремнію в залишковому розплаві [14].

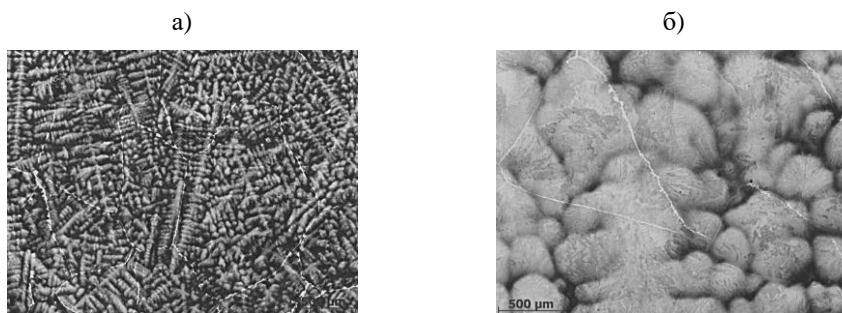


Рисунок 2. Мікроструктура зразка БЛЗ сталі 7: а) кірки, б) середини

В центральній частині, яка була охолоджена зі швидкістю  $1-3^{\circ}\text{C}/\text{хв}$  спостерігали зменшення міждендритного простору та вміст кремнію та марганцю був майже таким, як вміст цих елементів в сталі. Отриманий результат можна пояснити тим, що формування дендритів аустеніту в центральній частині відбувається майже за рівноважних умов та отримані результати добре узгоджуються з результатами щодо максимальної розчинності марганцю та кремнію в  $\gamma$ -залізі [11].

Таким чином, за перерізом зразків сталі коефіцієнт дендритної ліквідації кремнію залишається постійним і становить 1,7; коефіцієнт марганцю змінюється незначно: від 2,26 в поверхневих шарах до 2,34 в центральних шарах. Отриманий результат можна пояснити схильністю марганцю до сегрегації [6] в міжзеренному просторі та максимальним вмістом вуглецю, марганцю та кремнію в структурних складових після охолодження [12], [13].

При подальшому охолодженні сталей нижче температури  $A_{\gamma 3}$  відбувається утворення надлишкового фериту та границям аустенітних зерен (рис. 3). При охолодженні в інтервалі температур  $A_{\gamma 1}$  до температури навколишнього середовища відбувається розпад аустеніту на ферито-карбідну суміш (рис. 3).

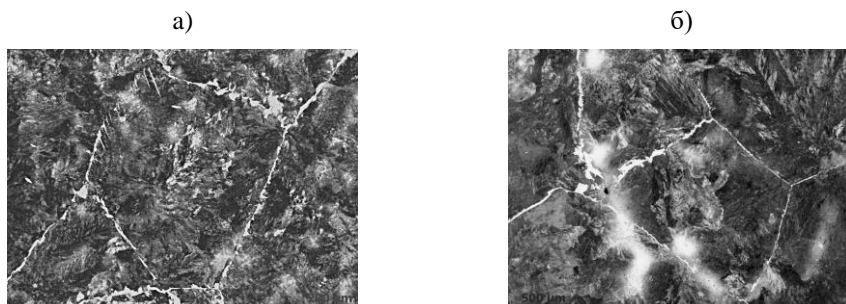


Рисунок 3. Мікроструктура зразка БЛЗ сталі 7 після травлення поверхні шліфів розчином  $\text{HNO}_3$ : а) кірки, б) середина

В поверхневій зоні сталі при кімнатній температурі спостерігали утворення мартенситу (рис. 3, а). В мікроструктурі сталі на відстані 0,5 радіусу злитка спостерігали утворення як мартенситу, так і окремих ділянок бейніту. Центр злитку був представлений як мартенситом, так і окремими ділянками бейніту та перліту (рис. 3, б).

Дослідження структурних складових зразків сталі 5 показали, що в результаті фазових перетворень при кімнатній температурі були виявлені наступні структурні складові: складні карбіди –  $\text{Fe}_{0,4}\text{Mn}_{3,6}\text{C}$ ,  $\text{Fe}_{2,7}\text{Mn}_3\text{C}$ ,  $\text{FeSiC}$ , фази –  $\text{Fe}_2\text{MnSi}$ ,  $\text{Fe}_5\text{Si}_3$  та  $\text{Fe}_{0,68}\text{Mn}_{6,4}\text{Si}_2$ . При зменшенні вмісту кремнію та марганцю в сплав до 0,18 % (мас.) та 0,61% (мас.), відповідно, спостерігали утворення наступних фаз: складний карбід –  $\text{Fe}_{0,4}\text{Mn}_{3,6}\text{C}$  та фази –  $\text{Fe}_5\text{Si}_3$ ,  $\text{Fe}_{0,68}\text{Mn}_{6,4}\text{Si}_2$ ,  $\text{FeSiC}$ . Подальше зменшення вмісту кремнію в сталі до 0,16 % (мас.) сприяє утворенню складних карбідів, що містять тільки марганець  $\text{Fe}_{0,4}\text{Mn}_{3,6}\text{C}$ ,  $\text{Fe}_{2,7}\text{Mn}_3\text{C}$ .

Слід зазначити, що для даних сталей, легованих марганцем та кремнієм оптимальний вміст вуглецю повинен складати 0,5-0,6 % (мас.). При даному вмісті вуглецю відбувається максимальне насичення аустеніту вуглецем та утворення окремих включень складних карбідів, що сприяє зміцненню сталей.

Досить часто для визначення температури ліквідусу сталі використовують співвідношення  $T_L = T_L^0 + \sum_i f([\% X_i])$ , але як зазначають автори роботи [15] має

велику похибку у порівнянні з експериментальними результатами. Окрім цього, слід зазначити, що параметр  $T_L^0$  – температура плавлення чистого заліза за результатами досліджень інших авторів може мати значення 1534 °C, 1536 °C, 1538°C, а  $\gamma$ -заліза – 1491 °C, 1526°C, 1528°C, в залежності від чистоти заліза [15].

В даній роботі для визначення температури ліквідусу дослідних сталей було використане співвідношення Schurmann та Stisovic:

$$T_L = T_L^0 + A_{\delta,\gamma} \left( [\% C] + \sum_i [\% X_i] (1 + a_{\delta,\gamma}^i + b_{\delta,\gamma}^i [\% X_i]) \right) + B_{\delta,\gamma} \left( [\% C] + \sum_i [\% X_i] (1 + a_{\delta,\gamma}^i + b_{\delta,\gamma}^i [\% X_i]) \right)^2, \quad (1)$$

де коефіцієнти рівняння мають значення:  $A_{\delta} = -76,77$ ;  $A_{\gamma} = -58,74$ ;  $B_{\delta} = -6,89$ ;  $B_{\gamma} = -4,64$ , а значення коефіцієнтів з роботи [15].

Таким чином, температура ліквідусу для зразка сталі 5 складала 1504°C, 7 – 1507°C, а 12 – 1509°C. Для визначення температури ліквідусу в даній роботі було запропоновано наступну термодинамічну модель. За умов рівноважного стану повинно виконуватись рівняння:

$$G_L = G_{\delta} + G_{L1}, \quad (2)$$

де  $G_L$  – енергія Гіббса розплаву,  $G_{\delta}$  – енергія Гіббса  $\delta$ -заліза, а  $G_{L1}$  – енергія Гіббса розплаву після утворення  $\delta$ -заліза.

Для розрахунку числових значень термодинамічних функцій розплаву використали дані для чистих компонент  $G_i^0$  [16] та енергії взаємодії між компонентами в фазі за даними роботи [17].

По аналогії записавши рівняння енергії Гіббса  $\delta$ -заліза та енергії Гіббса розплаву після утворення  $\delta$ -заліза отримали температурну залежність лінії ліквідусу, що дозволяє визначити температуру ліквідусу для конкретних умов (2).

Для зразку сталі 5 температура ліквідусу буде складати – 1507°C (рис. 4).

Порівняння отриманих двома різними методами (результатів співвідношеннями Schurmann та Stisovic та термодинамічним) температури ліквідусу показують гарне узгодження. Таким чином, при швидкості охолодження  $10^6$ °C з розплаву при БЛЗ сталі, легованої марганцем та кремнієм пригнічується процес утворення первинної фази  $\delta$ -заліза.

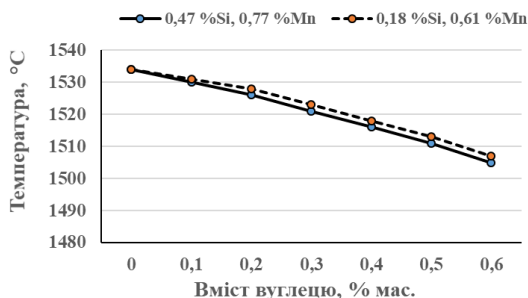


Рисунок 4. Лінія ліквідусу системи Fe-C, в залежності від вмісту марганцю та кремнію

Як відомо, з літературних джерел, процесу пригнічення утворення первинних фаз можна досягти перегрівом вище лінії ліквідусу та досягненням термодинамічної стійкості розплаву, стану розплаву в якому будуть відсутні будь-які стабільні мікрокомплекс [18], [19].

Відповідно до термодинамічного підходу авторів [18], [19] потрібно знайти детермінант термодинамічної стійкості розплаву.

Для отримання термодинамічної стійкості розплаву сталі необхідною та достатньою умовою є рівність нулю всіх мінорів та головних діагоналей матриці (3). Отже, необхідно дослідити умову:  $dD = 0$ .

В результаті розв'язку була отримана температурна залежність:

$$T^2 = \left( (x_C x_{Fe} L_{Fe:C})^2 + (x_C x_{Mn} L_{Mn:C})^2 + (x_C x_{Si} L_{Si:C})^2 + (x_{Mn} x_{Fe} L_{Fe:Mn})^2 + (x_{Si} x_{Fe} L_{Fe:Si})^2 + (x_{Si} x_{Mn} L_{Si:Mn})^2 \right) \times \left( (x_{Fe}^2 + x_C^2)(L_{Fe:C})^2 + (x_{Fe}^2 + x_{Mn}^2)(L_{Fe:Mn})^2 + (x_{Fe}^2 + x_{Si}^2)(L_{Fe:Si})^2 + (x_{Mn}^2 + x_{Si}^2)(L_{MnSi})^2 + (x_{Mn}^2 + x_C^2)(L_{Mn:C})^2 + (x_{Si}^2 + x_C^2)(L_{Si:C})^2 \right)^{-1} \quad (3)$$

Отриманий результат показав, що для отримання однорідного розплаву сталі, який би не містив стабільні мікрокомплекс (зародки первинної фази), необхідно виконати перегрів на 30 – 50 °C вище температури ліквідусу в залежності від вмісту вуглецю, та марганцю та кремнію в сталі.

Таким чином, отримані в даній роботі результати надають опис та обґрунтування впливів факторів таких, як швидкість охолодження, легування кремнієм та марганцем сталей на формування структури, ліквідацію елементів та умови пригнічення утворення первинної фази.

#### 4. Висновки

Проведені в даній роботі дослідження зразків сталей з різним вмістом вуглецю, марганцю та кремнію при безперервному литті, охолоджених зі швидкостями в інтервалі  $10^6$ °C/хв. до  $1$ °C/хв показали, що:

1. При виготовленні БЛЗ сталей при охолодженні зі швидкістю в інтервалі  $10^6$ °C/хв. в поверхневій зоні відбувається пригнічення утворення  $\delta$ -заліза та утворення з

розплаву дендритів  $\gamma$ -заліза. При зменшенні швидкості охолодження спостерігали збільшення розмірів дендритів та зменшення міждендритного простору.

2. За перерізом зразків сталі коефіцієнт дендритної ліквідації кремнію залишається постійним і становить 1,7, коефіцієнт марганцю змінює незначно від 2,26 в поверхневих шарах до 2,34 в центральних шарах.

3. В поверхневій зоні сталі при кімнатній температурі спостерігали утворення мартенситу. На відстані 0,5 радіуса злитка спостерігали утворення як мартенситу, так і окремі ділянки бейніту, а в центральній частині злитку спостерігали як мартенсит, так і окремі ділянки бейніту та перліту. Крім цього, в структурі сталі були виявлені складні карбіди –  $\text{Fe}_{0,4}\text{Mn}_{3,6}\text{C}$ ,  $\text{Fe}_{2,7}\text{Mn}_3\text{C}$ ,  $\text{FeSiC}$ , фази –  $\text{Fe}_2\text{MnSi}$ ,  $\text{Fe}_5\text{Si}_3$  та  $\text{Fe}_{0,68}\text{Mn}_{6,4}\text{Si}_2$ .

4. Отримано двома методами температуру ліквідусу сталей та виконано порівняльний аналіз результатів. Показано, що отримані розрахункові результати добре узгоджуються.

5. Вперше показано, що пригнічення утворення первинної фази при кристалізації сталей можна отримати при великих швидкостях охолодження або в результаті перегріву сталей.

Дослідження виконані в рамках виконання проекту «Дослідження особливостей формування хімічної неоднорідності в вуглецевих сталях (0,4 – 0,6 % ваг. С) і її спадкового впливу на мікроструктуру та механічні властивості металопродукції залізничного призначення» за відомчою тематикою НАН України (ДП №0120U101186)

## Література

1. Aoued, S., Danoix, F., Allain, S. Y. P., Gaudez, S., Geandier, G., Hell, J., Soler, M., Gouné M. (2020). Microstructure Evolution and Competitive Reactions during Quenching and Partitioning of a Model Fe–C–Mn–Si Alloy. *Metals*, 10(1), 137-143. <https://doi.org/10.3390/met10010137>
2. Presoly, P., Six, J., Bernhard C. (2016) Thermodynamic optimization of in dividable steel database by means of systematic DSC measurement saccording the CALPHAD. *Proceedings of the conf. ser.: Mater. Sci. Eng.* 119. 012013(8 <https://doi.org/10.1088/1757-899X/119/1/012013>
3. Guo, H., Purdy, G. R., Enomoto, M., & Aaronson, H. I. (2006). Kinetic transitions and substitutional solute (Mn) fields associated with later stages of ferrite growth in Fe-C-Mn-Si. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37(6), 1721-1729. <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0115-x>
4. Shah, V., Krugl, M., Offerman, S. E., Sietsma, J., Hanlon D. N. (2020) Effect of Silicon, Manganese and Heating Rate on the Ferrite Recrystallization Kinetics. *ISIJ International*, Advance Publication by J-STAGE, 1-12. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2019-475>
5. Cias, A., (2015) Chemical Reactions During Sintering of Fe-Cr-Mn-Si-Ni-Mo-C Steels with Special Reference to Processing in Semi-closed Containers. *Science of Sintering*, 47(1), 61-69. <https://doi.org/10.2298/SOS1501061C>
6. Tu, Y., Huang, L., Zhang, Q., Zhou, X., Jiang J. (2018) Effect of Si on the partitioning of Mn between cementite and ferrite. *Materials Science and Technology*, 34(7) 780-785. <https://doi.org/10.1080/02670836.2017.1407558>
7. Zhu, Z., Liang, Y. J. Z., (2020) Modeling Composition Design of Low-Alloy Steel's Mechanical Properties Based on Neural Networks and Genetic Algorithms. *Materials*, 13(23), 5316(23). <https://doi.org/10.3390/ma13235316>
8. Pierce, D. T., Coughlin, D. R., Clarke, K. D., De Moor, E., Poplawsky, J., Williamson, D. L., ... Clarke, A. J. (2018). Microstructural evolution during quenching and partitioning of 0.2C-1.5Mn-1.3Si steels with Cr or Ni additions. *Acta Materialia*, 151, 454–469. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.03.007>
9. Babachenko, A. I., Domina, K. G., Kononenko, G. A., Dement'eva, Z. ., & Safronova, E. A. (2020). Research of the effect of the cooling rate during solidification of a continuously cast billet on the features of the dendritic structure of carbon steel. *Fundamental and Applied Problems of Ferrous Metallurgy*, (34), 229-246. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2020-34-229-246>

10. Babachenko, O. I., Domina, K. G., Kononenko, G. A., Safronov, O. L., Klinova, O. P. (2021). The cooling rate effect during a continuously cast billet solidification on the dendritic structure features of carbon steel. *Metaloznavstvo Ta Obrobka Metaliv*, 97(1), 9-19. <https://doi.org/10.15407/mom2021.01.009>
11. Filonenko, N., Babachenko, O., Kononenko, G., Domina, K. (2020) Solubility of Carbon, Manganese and Silicon in  $\gamma$ -Iron of Fe-Mn-Si-C alloys. *Physics And Chemistry of Solid State*, 21(3), 525-529. <https://doi.org/10.15330/pcss.21.3.525-529>
12. Filonenko, N.Yu., Galdina, A.N., Babachenko, A.I., Kononenko, G.A. (2019). Structural State and Thermodynamic Stability of Fe-B-C Alloys. *Physics and Chemistry of Solid State*, 20(4), 437-444. <https://doi.org/10.26565/2312-4334-2020-1-06>
13. Filonenko, N., Babachenko, O., Kononenko, G. (2019) Investigation of Silicon and Manganese Solubility in Cementite of Iron-Based Alloys. *East European Journal of Physics*, (2), 46-51. <https://doi.org/10.26565/2312-4334-2019-2-07>
14. You, D., Bernhard, C., Michelic, S., Wieser, G., Presoly, P. (2016) On the modelling of microsegregation in steels involving thermodynamic databases. *Materials Science and Engineering*, (119), 012027(9). <https://doi.org/10.1088/1757-899X/119/1/012027>
15. Bernhard, M., Presoly, P., Bernhard, C., Hahn, S., Ilie S. (2021) An Assessment of Analytical Liquidus Equations for Fe-C-Si-Mn-Al-P-Alloyed Steels Using DSC/DTA Techniques. *Metallurgical and Materials Transactions B*. <https://doi.org/10.1007/s11663-021-02251-1>
16. Dinsdale, T.A. (1991). SGTE data for pure elements. *Calphad*, 15(4), 317-425. [https://doi.org/10.1016/0364-5916\(91\)90030-N](https://doi.org/10.1016/0364-5916(91)90030-N)
17. Miettinen, Visuri, J., Fabritius, V. (2019). *Thermodynamic description of the Fe-Al-Mn-Si-C system for modelling solidification of steels*. University of Oulu, Faculty of Technology, Process Metallurgy Research Unit Acta Univ. Oul. C 704, 242 p.
18. Filonenko, N.Yu., Galdina, A.N., Babachenko, A.I., & Kononenko, G.A. (2019). Structural State and Thermodynamic Stability of Fe-B-C Alloys. *Physics and Chemistry of Solid State*, 20(4), 437-444. <https://doi.org/10.26565/2312-4334-2020-1-06>
19. Filonenko, N. Yu. (2020) Structural state and thermodynamic stability of Al-Cu alloys. *International Journal of Modern Physics B*, 34(8), 2050057. <https://doi.org/10.1142/S0217979220500575>