

УДК 669.14.014.294:3:621.785.669.017, 536.71  
DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.280323.52.945

## ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ, ТЕМПЕРАТУРИ НАГРІВУ ТА ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРНИХ СКЛАДОВИХ СТАЛЕЙ

ФІЛОНЕНКО Н. Ю.<sup>1</sup>, канд. ф-м. наук, ст. наук. співроб.,  
БАБАЧЕНКО О. І.<sup>2</sup>, докт. техн. наук, ст. наук. співроб.,  
КОНОНЕНКО Г. А.<sup>3\*</sup>, докт. техн. наук,  
ВОЛЧУК В. М.<sup>4</sup>, докт. техн. наук, проф.

<sup>1</sup> Відділ проблем деформаційно-термічної обробки конструкційних сталей, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: [natph2016@gmail.com](mailto:natph2016@gmail.com), ORCID ID: 0000-0002-2869-3478

<sup>2</sup> Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: [A.Vabachenko@i.ua](mailto:A.Vabachenko@i.ua), ORCID ID: 0000-0002-2869-3478

<sup>3\*</sup> Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: [perlit@ua.fm](mailto:perlit@ua.fm), ORCID ID: 0000-0001-7446-4105

<sup>4</sup> Кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, e-mail: [volchuky@gmail.com](mailto:volchuky@gmail.com), ORCID ID: 0000-0001-7199-192X

**Анотація. Постановка проблеми.** Формування структурних складових починається під час затвердіння сталей. Тому важливо дослідити вплив хімічного складу, температури додаткового нагріву та швидкості охолодження розтопу на формування структурних складових сталей. **Мета дослідження** – провести порівняння впливу хімічного складу, температури нагріву та швидкості охолодження на формування структурних складових в сталях. **Методика.** Для визначення особливостей структурного стану сталей використовували мікроструктурний, мікрорентгеноспектральний, рентгеноструктурний аналізи та травлення поверхні зразків ніталем та гарячим розчином пікрату натрію. **Результати.** Досліджено зразки сталей з різним вмістом вуглецю, марганцю та кремнію. Порівнювали структурний стан сталі за перерізом БЛЗ та сталі близького хімічного складу після додаткового нагрівання вище лінії ліквідусу на 50 °С, 150 °С та охолодження зі швидкостями 10–10<sup>4</sup> °С/с. **Наукова новизна.** Встановлено, що в процесі виготовлення БЛЗ при охолодженні в кристалізаторі зі швидкістю ~10<sup>4</sup> °С/с у поверхневій зоні заготовки зі сталей з вмістом вуглецю ≥0,5 % (мас.), марганцю ≥0,75 % (мас.) та кремнію ≥0,45 % (мас.) відбувається повне пригнічення утворення δ-фериту та утворення з розтопу дендритів γ-заліза. Вперше досліджено вплив температури нагріву вище лінії ліквідусу до 150 °С та швидкості охолодження 10–10<sup>3</sup> °С/с на структуроутворення дослідних вуглецевих сталей. Встановлено, що додаткове нагрівання вище лінії ліквідусу та охолодження зі швидкостями 10<sup>2</sup>–10<sup>3</sup> °С/с практично повністю пригнічують утворення фериту по границях зерен, сприяють утворенню більш однорідної структури, зростанню дисперсності структурних складових, одночасному твердорозчинному і дисперсійному зміцненню сталі та поліпшенню механічних властивостей сталей. Крім цього, спостерігали зменшення об'ємної частки ділянок, що містять ліквацію елементів (марганцю та кремнію). Ділянки були розподілені більш рівномірно, дозволяє припустити, що буде зменшення перепаду по вмісту хімічних елементів, порівняно зі станом без додаткового нагрівання розтопу. **Практична значимість.** Використання отриманих результатів дозволить розробити технології отримання сталей з більш однорідною структурою.

**Ключові слова:** вуглецева сталь; дендритна кристалізація; сегрегація марганцю та кремнію; додаткове нагрівання вище лінії ліквідусу; швидкість охолодження

## THE INFLUENCE OF CHEMICAL COMPOSITION, HEATING TEMPERATURE AND COOLING RATE ON THE FORMATION OF STRUCTURAL COMPONENTS OF STEELS

FILONENKO N.Yu.<sup>1</sup>, Ph. D. in Physics-Math. Sc.,  
BABACHENKO O.I.<sup>2</sup>, Dr. Sc. (Tech.), Sen. Res.,  
KONONENKO G.A.<sup>3\*</sup>, Dr. Sc. (Tech.),  
VOLCHUK V.M.<sup>4</sup>, Dr. Sc. (Tech.), Prof.

<sup>1</sup> Department of Structural Steels' Deformation and Heat Treatment Problems, Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, 1, Academician Starodubov Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 713-59-51, e-mail: [natph2016@gmail.com](mailto:natph2016@gmail.com), ORCID ID: 0000-0003-1219-348X

<sup>2</sup> Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, 1, Academician Starodubov Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: [A\\_Babachenko@i.ua](mailto:A_Babachenko@i.ua), ORCID ID: 0000-0002-2869-3478

<sup>3\*</sup> Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, 1, Academician Starodubov Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: [perlit@ua.fm](mailto:perlit@ua.fm), ORCID ID: 0000-0001-7446-4105

<sup>4</sup> Department of Materials Science and Processing, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, e-mail: [volchuky@gmail.com](mailto:volchuky@gmail.com), ORCID ID: 0000-0001-7199-192X

**Abstract. Problem statement.** The formation of structural components starts with the hardening of steels. Therefore, it is important to investigate the influence of chemical composition, temperature of additional heating and cooling rate of the melt on the formation of structural components of steels. **The purpose of the research** – to compare the influence of the chemical composition, heating temperature and cooling rate on the formation of structural components in steels. **Methods.** To determine the features of the structural state of steels, we use microstructural analysis, X-ray microanalysis, X-ray diffraction method and surface etching of specimens with nital and hot solution of sodium picrate. **Results.** In the work, a study of steel specimens with different carbon, manganese and silicon content was carried out. We compared the structural state of steel in the cross-section of continuous cast steel billet and steel of a similar chemical composition after additional heating above the liquidus line at 50 °C, 150 °C and cooling at rates of 10–10<sup>4</sup> °C/s. **Scientific novelty.** It was found that in the process of manufacturing of continuous cast steel billets, when cooling in a crystallizer at the rate of ~10<sup>4</sup> °C/s in the surface zone of the billet of steels with a carbon content of ≥ 0.5 wt.%, manganese ≥ 0.75 wt.% and silicon ≥ 0.45 wt.% the δ-ferrite formation and γ-iron dendrites formation from the melt are completely suppressed. For the first time, the effect of heating temperature above the liquidus line up to 150 °C and cooling rate of 10–10<sup>3</sup> °C/s on the structure formation of experimental carbon steels was investigated. It was established that additional heating above the liquidus line and cooling at rates of 10<sup>2</sup>–10<sup>3</sup> °C/s almost completely inhibits the formation of ferrite along the grain boundaries, enhances formation of a more uniform structure, an increase in the dispersion of structural components, simultaneous solid-solution and dispersion hardening of steel, and improvement of mechanical properties of steels. In addition, a decrease in the volume fraction of the areas containing liquation elements (manganese and silicon) was observed. The areas were distributed more evenly, which suggests that there could be a decrease in the difference in the content of chemical elements, compared to the condition without additional heating of the melt. **Practical value.** The use of the obtained results could allow to develop technologies for obtaining steels with a more uniform structure.

**Keywords:** carbon steel; dendritic crystallization; segregation of manganese and silicon; additional heating above the liquidus line; cooling rate

**Вступ.** Один із ключових напрямків впливу на механічні властивості сталей – це отримання в результаті обробки мікроструктури з підвищеним ступенем дисперсності структурних складових.

Відомо, що формування структурних складових починається під час затвердіння сталей. Тому важливо дослідити вплив хімічного складу, температури додаткового нагрівання та швидкості охолодження розтопу на формування структурних складових сталей. Найбільш поширений метод фіксації високотемпературного стану металевих систем – гартування, в результаті цього процесу може відбуватись формування метастабільних фаз. Відомо, що за температур, які перевищують температуру ліквідусу в розтопах, відбувається формування мікрокомплексів, які

визначають первинні фази під час затвердіння [1–2].

В літературних джерелах наведено результати експериментальних досліджень бінарних стопів для визначення температури, за якої розтоп буде однорідним та не буде містити будь-які термодинамічно стабільні мікрокомплекси [1]. В публікаціях також наведено результати досліджень впливу температури додаткового нагрівання вище лінії ліквідусу та швидкості охолодження на однорідність розтопів бінарних стопів [3–4].

Відомо, що одними з основних чинників впливу на утворення центрів кристалізації, первинних фаз, послідовність фазових перетворень, закономірності формування структурних складових є температура нагріву розтопу та швидкість охолодження [3–5].

Як відомо, високі швидкості охолодження, особливо кіркової зони заготовки досягаються за безперервного лиття сталей. При цьому можливе утворення поверхневих поздовжніх тріщин у низьковуглецевих сталях унаслідок проходження фазових перетворень за перитектичною реакцією: розтоп (L)→ферит ( $\delta$ )→аустеніт ( $\gamma$ ) [5–6]. Інші автори виникнення тріщин пов'язують з некогерентністю границь фериту ( $\delta$ ) та аустеніту ( $\gamma$ ) до 6 %, різною теплопровідністю фаз, максимальною термічною усадкою зі збільшенням переохолодження, виникненням напружень або деформації стиснення, що перевищує

критичне значення міцності на розрив або деформацію затверділої оболонки, дифузією хімічних елементів, конвекційними потоками тощо [6–8]. Один із підходів до зменшення розтріскування сталі – обґрунтований вибір її хімічного складу. Слід зазначити, що за високого вмісту Mn, Al або Si в сталі зона співіснування фаз L +  $\delta$  +  $\gamma$  збільшується [9].

**Мета дослідження** – порівняти вплив хімічного складу, температури нагріву та швидкості охолодження на формування структурних складових у вуглецевих сталях.

**Матеріал.** Досліджено вуглецеву сталь залізничного призначення (табл. 1).

Таблиця 1

Вміст хімічних елементів у дослідних сталях

Умовне позначення	Хімічні елементи, % мас.									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Al	Cu	V
1	0,36	0,21	0,54	0,014	0,004	0,010	0,011	–	0,15	≤0,005
2	0,46	0,32	0,65	0,007	0,002	0,010	0,009	0,011	0,15	0,032
3	0,50	0,45	0,75	0,014	0,0056	0,085	0,0098	0,051	0,136	0,0028
4	0,51	0,88	0,89	0,019	0,0087	≤0,005	0,011	0,023	0,08	≤0,005

Наведено хімічний склад безперервнолитої заготовки (сталі № 1–3), визначений за ківшевою пробою в лабораторії ТОВ «МЗ «Дніпросталь». Швидкість охолодження металу заготовки Ø 450 мм змінюється від  $10^4$  °C/с в охолоджуваному водою кристалізаторі в зоні первинного охолодження до 1 °C/с в зоні вторинного охолодження.

Дослідні проби сталі № 4, виготовленої в лабораторних умовах, нагрівали на 50 °C ( $T_H = 1\ 550$  °C) та 150 °C ( $T_H = 1\ 650$  °C) вище лінії ліквідусу та заливали в клиноподібну ливарну форму. Умовно клини можна поділити на три частини, з різними швидкостями охолодження – «товста», яка має швидкість охолодження  $\sim 10^2$  °C/с, середня  $\sim 10^3$  °C/с та тонка  $\sim 10^4$  °C/с.

Шліфи зразків виконали за стандартною методикою, травлення поверхні зразків здійснили гарячим розчином пікрату натрію (для визначення ділянок із сегрегацією кремнію та марганцю, які формуються під час кристалізації та розташовані у міждендритних просторах) та ніталем.

Для визначення хімічного складу стопу застосовували хімічний та спектральний аналіз. Мікроструктуру оцінювали за допомогою оптичного мікроскопа «Неофот-21». Результати мікрорентгеноспектрального аналізу отримані за допомогою електронного мікроскопа JSM–6490 зі сканувальною 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.

**Результати та обговорення.** Дослідження мікроструктури сталей (зразки № 1–3) показали, що залежно від вмісту вуглецю, марганцю та кремнію спостерігається зміна дефектності дендритів заліза.

За вмісту вуглецю 0,36 % (мас.), кремнію 0,21 % (мас.) та марганцю 0,74 % (мас.) після травлення поверхні зразків гарячим пікратом натрію в результаті аналізу розташування сегрегаційних ділянок

установлено, що в зоні швидкого охолодження ( $10^4$  °C/хв.) відбувається утворення дендритів заліза, що мають більші розміри, вищу дефектність, сформовану вісь першого порядку та частково другого порівняно зі зразками сталей № 2, 3. У структурі дендритів заліза спостерігали наявність мікропор округлої форми, що можуть виникати під час кристалізації БЛЗ та «деформаційні смуги», які мають однаковий напрямок, що може бути доказом того, що в сталі відбувається перитектичне перетворення  $L + \delta \rightarrow \gamma$  (рис. 1, а) [10].

Збільшення вмісту вуглецю до 0,46 % (мас.), марганцю 0,65 % (мас.) та кремнію 0,34 % (мас.) (зразок № 2) в сталі спричинює зменшення розмірів дендритів та їх дефектності, порівняно зі зразками сталі № 1. У структурі дендритів були виявлені «зморшки шорсткості» (рис. 1, б). Їх появу можна пояснити тим, що за даного вмісту вуглецю, марганцю та кремнію в сталі можливе співіснування фаз:  $L$ ,  $\gamma$  та  $\delta$ , що узгоджується з результатами авторів [8; 11–12].

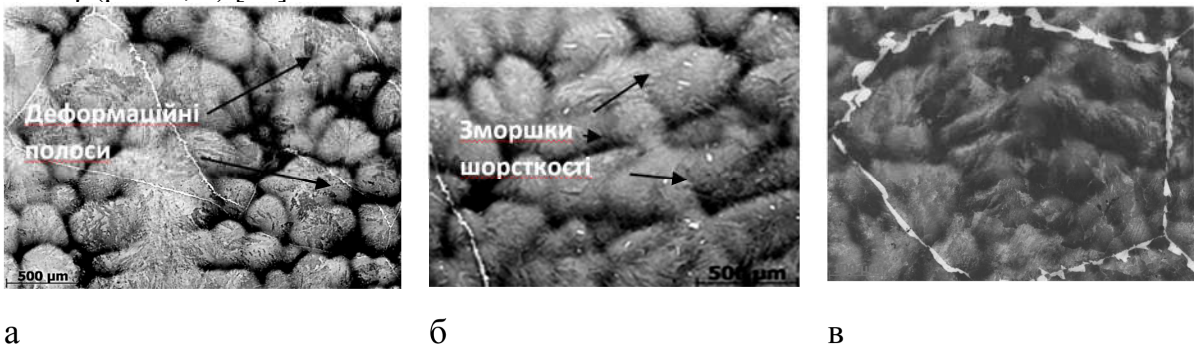


Рис. 1. Мікроструктура сталі з вмістом, % мас.: а – сталь № 1 з  $C = 0,36$  %,  $Si = 0,21$  %,  $Mn = 0,54$  %, б – сталь № 2 з  $C = 0,46$  %,  $Si = 0,34$  %,  $Mn = 0,65$  %, в – сталь № 3 з  $C = 0,50$  %,  $Si = 0,47$  %,  $Mn = 0,77$  %. Травлено пікратом натрію.  $\times 500$

У разі збільшення вмісту в сталі вуглецю  $\geq 0,5$  % (мас.), марганцю  $\geq 0,75$  % (мас.) та кремнію  $\geq 0,45$  % (мас.) (сталь № 3) в поверхневій зоні спостерігали утворення більш дисперсних дендритів. На їх поверхні не спостерігали утворення деформаційних смуг, що можна пояснити тим, що з розтопу відбувається утворення  $\gamma$ -кристалів заліза [10–12] (рис. 1, в).

У мікроструктурі сталей № 1–3 по границях аустенітних зерен фіксували утворення надлишкового фериту (рис. 2–3).

У сталі № 1 фіксували утворення сегрегаційних ділянок марганцю та кремнію, об'ємна частка яких досягала 10–15 % в центральній частині та до 18–20 % в поверхневій (рис. 2, а). У структурі сталі виявлено такі структурні складові:  $\alpha$ -Fe, складні карбіди –  $Fe_{0,4}Mn_{3,6}C$ , фази –  $FeMn_3$ ,  $Fe_2Si$  (рис. 2, б).

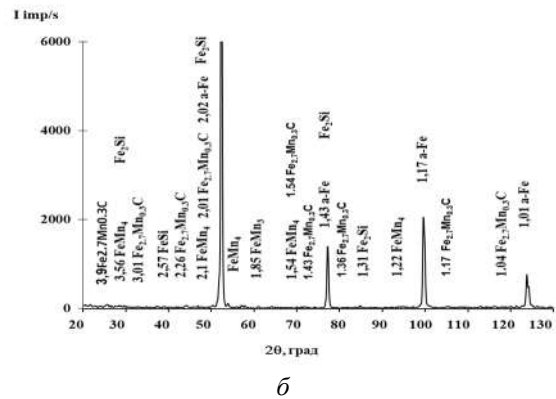
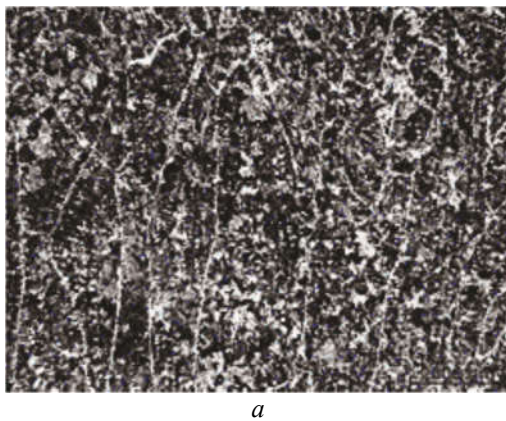
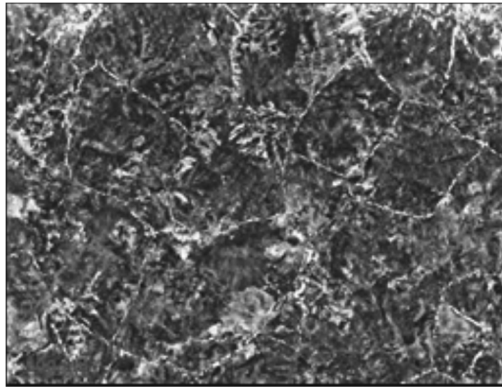
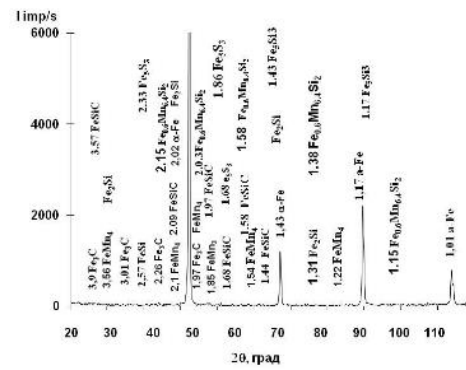


Рис. 2. Дослідження сталі № 1: а – мікроструктура поверхні на 90 % R (22,5 мм від поверхні),  $\times 50$ , б – дифрактограма



а



б

Рис. 3. Дослідження металу сталі № 3: а – мікроструктура поверхні на 90 % R (22,5 мм від поверхні), × 50, б – дифрактограма

Дослідження структурних складових зразків сталі № 3 показали, що в результаті фазових перетворень за кімнатної температури сформувались такі структурні складові у вигляді мікротвердінь: складні карбіди –  $Fe_{0,4}Mn_{3,6}C$ ,  $Fe_{2,7}Mn_3C$ ,  $FeSiC$ , фази –  $Fe_2MnSi$ ,  $Fe_5Si_3$  та  $Fe_{0,68}Mn_{6,4}Si_2$  (рис. 3, б).

Утворення різних структурних складових можна пояснити нерівномірним розподілом хімічних компонентів, який зумовлений міждендритною сегрегацією під час кристалізації сталі.

З літературних джерел відомо, що марганець та кремній схильні до макросегрегації [13]. Дендрити зразків з кіркової зони БЛЗ мали вміст марганцю 0,2 % (мас.), а кремнію – 0,38 % (мас.). В міждендритному просторі вміст марганцю зростає до 0,7 % (мас.), а кремнію до 0,5 % (мас.). На відстані  $\frac{1}{2}$  радіуса заготовки, яка була охолоджена зі швидкістю 10 °C/c в міждендритному просторі, вміст марганцю складав 0,72 % (мас.), а кремнію – 0,56 % (мас.), що ймовірно пов'язано з рухом фронту кристалізації та відтисненням надлишкової концентрації марганцю та кремнію.

У центральній частині, охолодженій зі швидкістю 1–3 °C/c, спостерігали зменшення міждендритного простору, вміст кремнію та марганцю був майже таким, як середній вміст цих елементів у сталі.

Слід зазначити, що збільшення вмісту вуглецю, марганцю та кремнію в сталі сприяє зменшенню розмірів зерна (рис. 4).

Для порівняння впливу температури додаткового нагрівання рідкої сталі та швидкості її охолодження виконано нагрівання сталі № 4 вище температури ліквідусу до 1 550 °C (на 50 °C вище температури кристалізації) та 1 650 °C (на 150 °C) та розливання в ливарну клиноподібну форму, що дало змогу зафіксувати високотемпературний стан та дослідити зміну структурних складових за різних швидкостей охолодження (10–10<sup>3</sup>°C/c).

Зауважимо, що додаткове нагрівання розтопу на 50 °C та 150 °C вище температури ліквідусу не збільшило забрудненість неметалевими включеннями дослідних зразків, вона не перевищувала 1 бал за ГОСТ 1778. Підвищення температури додаткового нагрівання розтопу на 150 °C вище лінії ліквідусу не сприяє збільшенню ні об'ємної частки, ні розмірів неметалевих включень, це можна пояснити тим, що за даної температури відбувається значне зменшення термодинамічно стійких мікрокомплексів у розтопі [4–5].

У дослідній сталі № 4 після нагрівання на 50 °C вище лінії ліквідусу та охолодження зі швидкістю 10 °C/c спостерігали незначне зменшення розмірів включень та зерен, порівняно з мікроструктурою БЛЗ № 3 близького

складу. Збільшення швидкості охолодження до  $10^3$  °C/c сприяє зменшенню розмірів зерен, об'ємної частки фериту до

8–9 % та розміру включень  $\leq 2,5$  мкм. Спостерігали утворення фериту по границях зерен у вигляді переривчастої сітки (рис. 5).

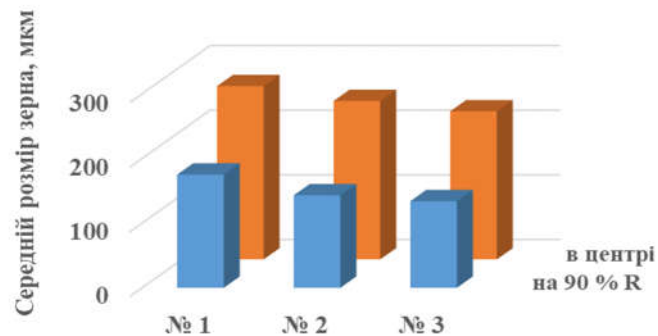


Рис. 4. Залежність розмірів зерна від умісту вуглецю, марганцю та кремнію досліджуваних сталей № 1–3

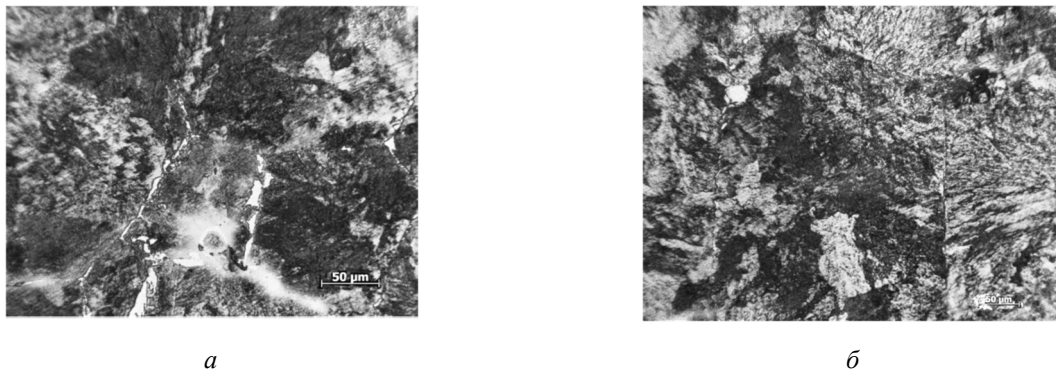


Рис. 5. Мікроструктура зразка сталі № 4 після нагрівання вище лінії ліквідусу на 50 °C та охолодження зі швидкістю: а – 10 °C/c, б –  $10^3$  °C/c.  $\times 1000$

Нагрівання сталі № 4 вище лінії ліквідусу на 150 °C та охолодження зі швидкостями  $\sim 10$  °C/c сприяє утворенню більш однорідної структури порівняно з БЛЗ № 3 близького хімічного складу (рис. 6, а): зменшилась об'ємна частка фериту до 8 %, об'ємна частка ділянок, що містять ліквіацію елементів (марганцю та кремнію) та розмір зерна у 2–2,5 раза.

Збільшення температури додаткового нагрівання сталі № 4 вище лінії ліквідусу на 150 °C та охолодження зі швидкістю  $10^2$ – $10^3$  °C/c сприяє утворенню більш однорідної структури – пригнічується майже повністю процес утворення фериту по границях зерен (рис. 5).

Спостерігали подальше зменшення розмірів включень до 1–2 мкм та зерен, об'ємної частки ділянок, що містять

ліквіацію порівняно зі сталю без додаткового нагрівання (рис. 2–6).

Слід зазначити, що включення не були центрами кристалізації – їх спостерігали в об'ємі зерна.

Нагрівання вище температури ліквідусу на 150 °C сталей спричиняє повне пригнічення утворення фериту в мікроструктурі сталі за високих швидкостей охолодження. Додаткове нагрівання впливає на рівень мікротвердості та середній розмір зерна залежно від швидкості охолодження (рис. 7).

Отриманий результат можна пояснити тим, що за нагрівання сталі на 150 °C зменшується кількість термодинамічно стабільних мікрокомплексів.

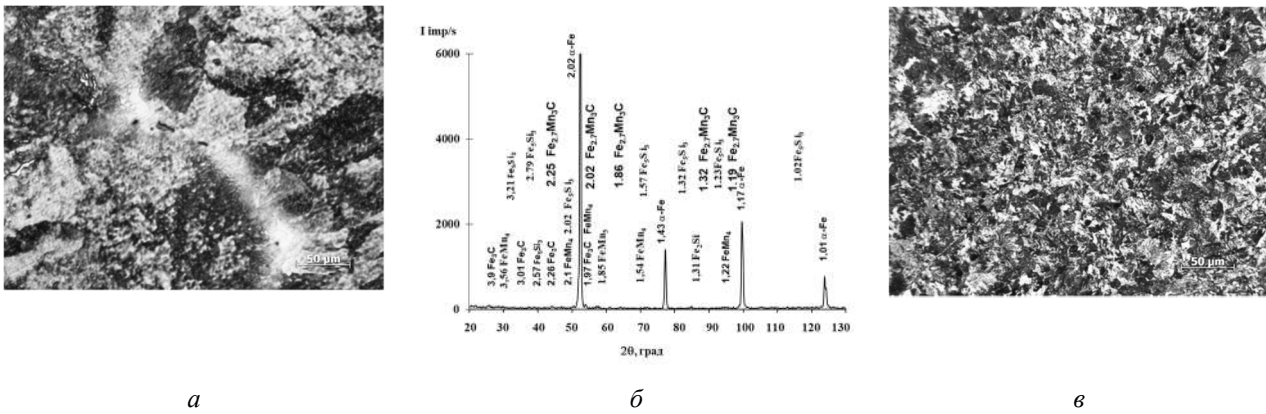


Рис. 6. Мікроструктура зразка сталі № 4 після нагрівання вище лінії ліквідусу на 150 °С та охолодження зі швидкістю: а – 10 °С/с; б – дифрактограма; в – 10<sup>3</sup> °С/с. × 1000

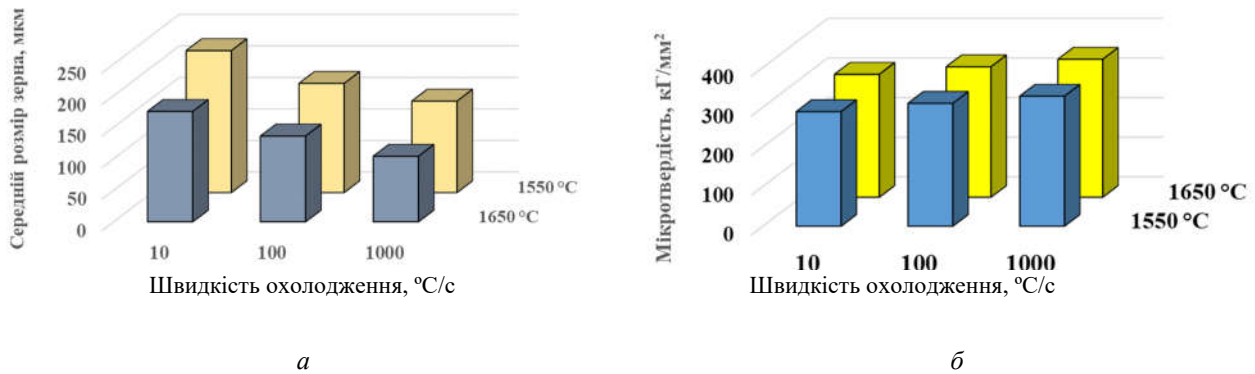


Рис. 7. Залежність від швидкості охолодження та температури додаткового нагрівання: а – середнього розміру зерна, б – мікротвердості сталі № 4

Таким чином, нагрівання сталей до 150 °С вище лінії ліквідусу та охолодження за швидкості 10<sup>2</sup>–10<sup>3</sup> °С/с сприяє утворенню хімічно однорідної та дрібнозернистої структури, спричинює практично повне пригнічення утворення фериту по границях зерен та збільшує дисперсність як включень, так і перліту.

### Висновки

1. Дослідження зразків сталей з різним вмістом вуглецю (0,36–0,51 %, мас.), марганцю (0,54–0,89 %, мас.) та кремнію (0,21–0,88 %, мас.) за безперервного лиття, охолоджених зі швидкостями 10<sup>4</sup>–1 °С/с, показали, що у процесі виготовлення БЛЗ сталей в поверхневій зоні заготовок зі сталей з вмістом вуглецю ≥ 0,5 % (мас.), марганцю ≥ 0,75 % (мас.) та кремнію ≥ 0,45 % (мас.) відбувається повне

пригнічення утворення δ-фериту та утворення з розтопу дендритів γ-заліза.

2. Вперше досліджено вплив температури нагріву вище лінії ліквідусу до 150 °С та швидкості охолодження 10–10<sup>3</sup> °С/с на структуроутворення дослідних вуглецевих сталей. Встановлено, що:

- неметалеві включення, що утворюються в сталі, не перевищували 1 бал за ГОСТ 1778 розміром ≤ 1–2 мкм та не були центрами кристалізації – їх спостерігали в об’ємі зерна;

- нагрівання сталей до температури 1 650 °С (на 150 °С вище лінії ліквідусу) та охолодження зі швидкістю 1–10 °С/с викликає зменшення об’ємної частки фериту до 10 %, розташованого по границях зерен. Розмір зерна зменшився в 2–2,5 раза порівняно з литим станом БЛЗ Ø 450 мм

близького хімічного складу з температурою нагріву  $\sim 1550$  °С. Основну структуру покладає дрібнодисперсний перліт;

- збільшення швидкості охолодження до  $10^2$ – $10^3$  °С/с майже повністю пригнічує утворення фериту по границях зерен, сприяє утворенню більш однорідної структури, зростанню дисперсності структурних складових;

- об'ємна частка ділянок, що містять ліквіацію елементів (марганцю та кремнію) була меншою порівняно зі зразками сталі, нагрітої до  $1550$  °С після безперервного лиття. Ділянки були розподілені більш рівномірно, що дозволяє припустити, що буде зменшення градієнта по вмісту хімічних елементів.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Filonenko N. Yu. Influence of overheating and cooling rate on the structures and properties of alloys of the Fe–B system. *Materials Science*. 2019. Vol. 55 (3). Pp. 440–446.
2. Liu H., Papadimitriou I., X. F. Lin J. Lorca. Precipitation during high temperature aging of Al–Cu alloys : a multiscale analysis based on first principles calculations. *Acta Materialia*. 2019. Pp. 1–32.
3. Peijie Li, Nikitin V. I., Kandalova E. G., Nikitin K. V. Effect of melt overheating, cooling and solidification rates on Al–16wt.%Si alloy structure. *Materials Science and Engineering: A*. 2002. Vol. 332 (1–2). Pp. 371–374.
4. Filonenko N. Yu. Structural state and thermodynamic stability of Al–Cu alloys. *International Journal of Modern Physics B*. 2020. Vol. 34, № 8. Pp. 2050057 (11 pages).
5. Griesser S., Bernhard C., Dippenaar R. Effect of nucleation undercooling on the kinetics and mechanism of the peritectic phase transition in steel. *Acta Materialia*. 2014. Vol. 81. Pp. 111–120.
6. Qu T., Wang D., Wang H., Hou D., Tian J. Effect of Magnesium Treatment on the Hot Ductility of Ti-Bearing Peritectic Steel. *Metals*. 2020. Vol. 10. Pp. 1282 (11 pages).
7. Guo J., Wen G., Tang P., Fu J., Gu S. Analysis of Crack Susceptibility of Peritectic Steels Based on Surface Roughness Steel research int. 2019. Pp. 1900376 (7 pages).
8. Cias A. 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*. 2015. Vol. 47 (1). Pp. 61–69.
9. Guo J., Wen G., Tan P., Guo J., Wen G., Tang P. Analysis of crack susceptibility of peritectic steels based on surface roughness. *Steel Res. Int.* 2019. Vol. 91. Pp. 376–382.
10. Ren Q., Liu T., Mao Z., Krakauer B. W., Seidman D. N. The effects of alloying elements on the peritectic range of Fe–C–Mn–Si steels. *J Mater Sci*. 2021. Vol. 56. Pp. 6448–6464.
11. Pu D., Wen G., Fu D., Tang P., Guo J. Study of the Effect of Carbon on the Contraction of Hypo-Peritectic Steels during Initial Solidification by Surface Roughness. *Metals*. 2018. Vol. 8 (12). Pp. 982–991.
12. Liu K., Cheng S., Li Y. Study of Crack Sensitivity of Peritectic Steels. *Coatings*. 2022. Vol. 12. Pp. 15 (7 pages).
13. Tu Y., Huang L., Zhang Q., Zhou X., Jiang J. Effect of Si on the partitioning of Mn between cementite and ferrite. *Materials Science and Technology*. 2018. Vol. 34 (7). Pp. 780–785.

## REFERENCES

1. Filonenko N.Yu. Influence of overheating and cooling rate on the structures and properties of alloys of the Fe–B system. *Materials Science*. 2019, vol. 55 (3), pp. 440–446.
2. Liu H., Papadimitriou I. and X. F. Lin J. Lorca. Precipitation during high temperature aging of Al–Cu alloys : a multiscale analysis based on first principles calculations. *Acta Materialia*. 2019. Pp. 1–32.
3. Peijie Li, Nikitin V.I., Kandalova E.G. and Nikitin K.V. Effect of melt overheating, cooling and solidification rates on Al–16wt. % Si alloy structure. *Materials Science and Engineering : A*. 2002, vol. 332 (1–2), pp. 371–374.
4. Filonenko N.Yu. Structural state and thermodynamic stability of Al–Cu alloys. *International Journal of Modern Physics : B*. 2020, vol. 34, no. 8, pp. 2050057 (11 pages).
5. Griesser S., Bernhard C. and Dippenaar R. Effect of nucleation undercooling on the kinetics and mechanism of the peritectic phase transition in steel. *Acta Materialia*. 2014, vol. 81, pp. 111–120.
6. Qu T., Wang D., Wang H., Hou D. and Tian J. Effect of Magnesium Treatment on the Hot Ductility of Ti-Bearing Peritectic Steel. *Metals*. 2020, vol. 10, pp. 1282 (11 pages).
7. Guo J., Wen G., Tang P., Fu J. and Gu S. Analysis of Crack Susceptibility of Peritectic Steels Based on Surface Roughness Steel Research Int., 2019, pp. 1900376 (7 pages).
8. Cias A. 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*. 2015, vol. 47 (1), pp. 61–69.



9. Guo J., Wen G., Tan P., Guo J., Wen G. and Tang P. Analysis of crack susceptibility of peritectic steels based on surface roughness. *Steel Res. Int.* 2019, vol. 91, pp. 376–382.
10. Ren Q., Liu T., Mao Z., Krakauer B.W. and Seidman D.N. The effects of alloying elements on the peritectic range of Fe–C–Mn–Si steels. *J Mater Sci.* 2021, vol. 56, pp. 6448–6464.
11. Pu D., Wen G., Fu D., Tang P. and Guo J. Study of the Effect of Carbon on the Contraction of Hypo-Peritectic Steels during Initial Solidification by Surface Roughness. *Metals.* 2018, vol. 8 (12), pp. 982–991.
12. Liu K., Cheng S. and Li Y. Study of Crack Sensitivity of Peritectic Steels. *Coatings.* 2022, vol. 12, pp. 15 (7 pages).
13. Tu Y., Huang L., Zhang Q., Zhou X. and Jiang J. Effect of Si on the partitioning of Mn between cementite and ferrite. *Materials Science and Technology.* 2018, vol. 34 (7), pp. 780–785.

Надійшла до редакції: 15.02.2023.