

CRYSTAL-LATTICE DEFECTS

PACS numbers: 61.50.Ks, 68.70.+w, 81.05.Bx, 81.30.-t

Вплив швидкості охолодження безперервнолитої заготовки, що твердне, на параметри дендритної структури вуглецевої сталі з 0,54% C

О. І. Бабаченко, К. Г. Дьоміна, Г. А. Кононенко, Ж. А. Дементьєва,
Р. В. Подольський, О. А. Сафронова

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

Виконано аналіз процесу утворення литої структури вуглецевої сталі марки F (AAR M-101-2017) з 0,54% C після завершення її кристалізації у разі зміни в широкому діапазоні швидкості охолодження металу під час затвердіння безперервнолитої заготовки діаметром 470 мм. Показано, що у разі зміни швидкості охолодження металу в усьому дослідженому інтервалі $(1-10^6)^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ затвердіння вуглецевої сталі з 0,54% C перебігає за механізмом дендритної кристалізації. Металографічний аналіз дозволив виявити неоднорідність розподілу хемічних елементів — Силіцію та Мангану — у мікроструктурі вуглецевої сталі з 0,54% C, яка утворилася в процесі кристалізації і є наслідком дендритної ліквідації цих елементів. Її кількісними характеристиками є розмір колишніх дендритів, щільність дендритної структури, об'ємна частка сегрегаційних ділянок і коефіцієнт розподілу хемічного елемента. Визначено, що вплив швидкості охолодження металу у разі затвердіння аналізованої заготовки на розмір дендритних кристалів описується залежністю $y = 342,48x^{-0,163}$. Встановлено, що варіацією швидкості охолодження в діапазоні $(1-10^6)^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ можна досягти суттєвої зміни середнього розміру і щільності дендритних кристалів

Corresponding author: Oleksandr Ivanovych Babachenko
E-mail: office.isi@nas.gov.ua

*Z. I. Nekrasov Iron and Steel Institute, N.A.S. of Ukraine,
1 Academician Starodubov Sqr., UA-49050 Dnipro, Ukraine*

Citation: O. I. Babachenko, K. H. D'omina, H. A. Kononenko, Zh. A. Dement'yeva, R. V. Podol's'kyi, and O. A. Safronova, Influence of Cooling Rate at Hardening of Continuous Casting Blank on Parameters of Dendritic Structure of Carbon Steel with 0.54% C, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 11: 1537–1551 (2021) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.43.11.1537](https://doi.org/10.15407/mfint.43.11.1537).

у разі збереження сталості об'ємної частки ліквацийних (сегрегаційних) ділянок кремнію та марганцю $\sim 25\%$ у вуглецевій сталі з $0,54\%$ С. Визначено, що в усьому дослідженому діапазоні швидкостей охолодження $(1-10^6)^\circ\text{C}/\text{хв}$ коефіцієнти дендритної ліквации $K_{\text{д}}^{\text{I}}$ та $K_{\text{д}}^{\text{II}}$ і кремнію, і марганцю змінюються незначно і становлять $1,8-1,9$ і $1,5$ для $K_{\text{д}}^{\text{I}}$ та $K_{\text{д}}^{\text{II}}$ відповідно. Водночас значення коефіцієнтів $K_{\text{д}}^{\text{I}}$ та $K_{\text{д}}^{\text{II}}$ для обох елементів практично постійні і в перліті, і у фериті. На підставі результатів мікрорентгеноспектрального аналізу встановлено, що неоднорідність розподілу хімічних елементів, яка утворюється в результаті дендритної ліквации кремнію та марганцю, є первинною і постійною складовою мікроструктури вуглецевої сталі.

Ключові слова: вуглецева сталь, безперервнолита заготовка, затвердіння, швидкість охолодження, дендритна структура.

The analysis of the formation process of the cast structure of carbon steel grade F (AAR M-101-2017) after the completion of its crystallization with a change in a wide range of metal cooling rate during solidification of a continuously cast billet (CCB) with a diameter of 470 mm is carried out. It is shown that when the cooling rate of the metal changes in the whole investigated interval $(1-10^6)^\circ\text{C}/\text{min}$, the solidification of carbon steel grade F proceeds according to the mechanism of dendritic crystallization. Metallographic analysis reveals the heterogeneity of the distribution of chemical elements—silicon and manganese—in the microstructure of carbon steel grade F, which is formed during crystallization and is a consequence of dendritic segregation of these elements. Its quantitative characteristics are the size of the former dendrites, the density of the dendritic structure, the volume fraction of segregation areas and the distribution coefficient of the chemical element. It is determined that the effect of the metal cooling rate during the solidification of the investigated CCB on the size of dendritic crystals is described by the relationship $y = 342.48x^{-0.163}$. It is established that by varying the cooling rate in the range $(1-10^6)^\circ\text{C}/\text{min}$, one can achieve a significant change in the average size and density of dendritic crystals while maintaining the constancy of the volume fraction of segregation areas of silicon and manganese $\sim 25\%$ in carbon steel ($0.45-0.59\%$ wt. C). It is determined that in the entire investigated range of cooling rates $(1-10^6)^\circ\text{C}/\text{min}$, the coefficients of dendritic segregation $K_{\text{д}}^{\text{I}}$ and $K_{\text{д}}^{\text{II}}$ of silicon and manganese change insignificantly and amount to $1.8-1.9$ and 1.5 for $K_{\text{д}}^{\text{I}}$ and $K_{\text{д}}^{\text{II}}$, respectively. In this case, the values of the coefficients $K_{\text{д}}^{\text{I}}$ and $K_{\text{д}}^{\text{II}}$ for both elements are practically constant in both pearlite and ferrite. Based on the results of X-ray microanalysis, it is established that the heterogeneity of the distribution of chemical elements, which is formed as a result of dendritic segregation of silicon and manganese, is the primary and constant component of the microstructure of carbon steel.

Key words: carbon steel, continuously cast billet, solidification, cooling rate, dendritic structure.

(Отримано 2 квітня 2021 р.)

1. ВСТУП

Як відомо, неоднорідність розподілу хемічних елементів у структурі вуглецевих сталей конструкційного класу утворюється переважно під час їхньої кристалізації, у разі твердіння стопка або безперервною литою заготовки.

Своєю чергою безперервне розливання сталі відкриває нові можливості вивчення впливу умов кристалізації залежно від ступеня перегріву та переохолодження розтопу, швидкості відведення тепла від металу, що твердіє, і виявлення окремих важливих моментів для управління процесом структуроутворення та формування більш досконалої (дрібнозернистої та хемічнооднорідної) структури сталі порівняно з процесом консервативного розливання сталі у виливниці. Ці особливості початкової литої структури певною мірою зберігаються на наступних стадіях гарячої пластичної деформації і термічної обробки та впливають на формування кінцевої структури і механічні властивості металопродукції. Тому встановлення закономірностей впливу умов кристалізації на формування первинної, дендритної структури вуглецевих сталей є одним з основних питань щодо процесу структуроутворення.

Як відомо, найчастіше кристалізація металів і стопів призводить до утворення розгалужених дендритних кристалів. Серед факторів, що впливають на розгалуженість дендрита і на середню відстань між гілками, дуже важливе значення має швидкість охолодження металу, що кристалізується. Чим швидше охолоджується розтоп, тим менше виходить відстань між гілками [1].

Вивченню розмірів дендритних форм і розвитку процесів дендритної ліквідації залежно від швидкості росту або швидкості охолодження присвячені дослідження [2–9], в яких доведено, що відстані між осями дендритів визначаються швидкістю кристалізації стопів. При цьому, чим швидше охолоджується розтоп, тим дрібніше дендритні гілки. Залежність поперечного розміру дендритних гілок (d) описують відомим виразом [10]:

$$d = a(GR)^{-n}, \quad (1)$$

де a — коефіцієнт, пропорційний інтервалу кристалізації $\sim \Delta T$, G — градієнт температури на фронті росту, $^{\circ}\text{C}/\text{мм}$, R — швидкість переміщення фронту кристалізації, $\text{мм}/\text{хв}$, n — значення показника степеня, що змінюється від $1/4$ до $1/2$ для відстаней між гілками другого порядку і зазвичай дуже близьке до $1/2$ для відстаней між гілками першого порядку.

Виходячи з цього співвідношення, можна збільшити швидкість охолодження і, отже, зменшити розмір структурних складових також за рахунок підвищення температурного градієнта на фронті

кристалізації.

Гradient температури G , швидкість кристалізації R і концентрація легувальних і домішкових елементів C у розтопі є основними факторами, що визначають ріст кристалів (дендритів) [11]. Gradient температури на фронті кристалізації і швидкість кристалізації відносять до зовнішніх факторів і визначають фізичну кінетику на фронті росту. До того ж, відношення величини G/R визначає тип структури кристалів, що формуються, а добуток GR , який має розмірність швидкості охолодження $V_{\text{охол.}} (^{\circ}\text{C}/\text{хв})$, визначає дисперсність структурних складових стопу [12]. Концентрацію легувальних елементів і домішок можна віднести до внутрішніх чинників росту. Цей фактор дуже сильно впливає на ріст кристала, оскільки він визначає взаємодію між атомами та хемічну кінетику. Однак в загальній ієрархії факторів, що впливають на ріст кристалів, gradient температури знаходиться на першому місці. Це пов'язано з тим, що саме gradient температури є наслідком відкритості відведення теплоти від фронту кристалізації.

В умовах сучасного металургійного виробництва кристалізацію сталі у процесі безперервного розливання здійснюють у досить широкому інтервалі швидкостей охолодження, оскільки процес затвердіння безперервнолитих заготовок (БЛЗ) відбувається в два етапи: у кристалізаторі і в зоні вторинного охолодження (ЗВО) машини безперервного лиття заготовок (МБЛЗ). Причому зі збільшенням розміру поперечного перерізу безперервнолитих заготовок діапазон швидкостей охолодження розширюється. Цьому, насамперед, сприяє застосування водоохолоджуваного кристалізатора.

У кристалізаторі формується тверда скоринка заготовки, яка у випадку виходу з кристалізатора несе на собі функцію оболонки, що утримує рідку фазу і забезпечує теплоперенос від серцевини до поверхні заготовки [13]. Тому основною функцією кристалізатора є рівномірне нарощування бездефектної скоринки стопка.

Зона вторинного охолодження виконує дві основні функції — забезпечує високий і рівномірний тепловідвід без виникнення істотних термічних напружень і повне затвердіння заготовки. Особливо важливо забезпечити монотонне зниження температури по поверхні заготовки у разі охолодження на повітрі. Також важливо забезпечити рівномірний розподіл інтенсивності тепловідведення по периметру заготовки, щоб мінімізувати виникаючі у процесі охолодження термічні напруження.

Як встановлено в цілій низці науково-дослідних робіт, саме завдяки термокінетичним умовам затвердіння, структура стопка, одержаного методом безперервного розливання, відрізняється від стопка консервативного розливання у виливниці більш дрібнодисперсною будовою первинних кристалів і, як наслідок, більш рівномірним розподілом хемічних елементів на макро- і мікрорівнях

[13–17].

У зв'язку з викладеним вище, мета цієї роботи полягала у дослідженні впливу швидкості охолодження, що змінюється у широкому діапазоні, на особливості первинної, дендритної структури вуглецевої сталі з 0,54% С, яка утворилася під час твердіння БЛЗ Ø 470 мм.

2. МАТЕРІАЛ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Матеріалом для досліджень були зразки вуглецевої сталі марки F (AAR M-101-2017 [18]), хемічний склад якої наведено у табл. 1.

Принцип відбирання досліджуваних зразків від БЛЗ великого перерізу Ø 470 мм полягав у тому, щоб за мінімальної кількості зразків мати можливість проаналізувати процес кристалізації сталі в усьому, досить широкому, інтервалі швидкостей охолодження. Схему відбору та маркування зразків для металографічного аналізу показано на рис. 1.

Металографічний аналіз виконано на світловому мікроскопі «Axiovert 200 M MAT» виробництва фірми «Carl Zeiss». Підрахунок розмірів ділянок колишньої дендритної структури виконано методом вимірювання довжин хорд за допомогою програми «Axio-Vision 4.6.3» у напівавтоматичному режимі.

Мікрорентгеноспектральний аналіз (МРА) проведено на зразках № 1, № 3 та № 5 досліджуваної вуглецевої сталі, що відібрані на відстані 100–90, 50 і 10–0% R відповідно (рис. 1). Мікрорентгеноспектральний аналіз виконано за допомогою аналітичного автоемісійного растрового електронного мікроскопа «Zeiss Ulrta Plus» виробництва фірми «Carl Zeiss» (Німеччина) з приставкою для мікроаналізу «INCA Penta FETx3» виробництва компанії «OXFORD Instruments» (Великобританія).

3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Розглянемо вплив швидкостей охолодження, які реалізують на практиці металургійного переділу за безперервного розливання заготовок великого профілю поперечного перерізу, на формування первинної, дендритної структури вуглецевої сталі з 0,54% С.

За методикою «Розрахунки технологічних параметрів процесу безперервного розливання» [17] та вихідними даними роботи [19] визначено температури ліквідусу, солідусу, температуру рідкої сталі з 0,54% С на вході в кристалізатор, тривалість затвердіння у кристалізаторі та у ЗВО МБЛЗ № 2 аналізованої БЛЗ Ø 470 мм. За відомою величиною інтервалу кристалізації і тривалістю затвердіння кожного шару, розраховували зміну швидкості охолодження

металу по перерізу БЛЗ $\varnothing 470$ мм (рис. 2).

Визначено, що швидкість охолодження у разі затвердіння металу змінюється по перерізу БЛЗ $\varnothing 470$ мм у широкому інтервалі: від 10^6 до $1^\circ\text{C}/\text{хв}$. Водночас зміну швидкості охолодження зі збільшенням товщини шару затверділого металу заготовки описують функціональною залежністю:

$$y = 67279x^{-2}, \quad (2)$$

де y — швидкість охолодження металу, $^\circ\text{C}/\text{хв}$, x — товщина шару затверділого металу, мм.

Максимальна швидкість $10^6^\circ\text{C}/\text{хв}$ охолодження металу реалізується в поверхневих шарах скоринки заготовки у разі безпосереднього контакту металу з поверхнею водоохолоджуваного кристалізатора. Як тільки між поверхнею заготовки та стінкою кристаліза-

ТАБЛИЦЯ 1. Хемічний склад досліджуваної БЛЗ $\varnothing 470$ мм.

TABLE 1. Chemical composition of the investigated continuously cast billet $\varnothing 470$ mm.

| Марка сталі | Вміст елементів, % ваг. | | | | |
|-----------------------|-------------------------|------|------|-------|-------|
| | C | Si | Mn | P | S |
| F | 0,54 | 0,20 | 0,90 | 0,009 | 0,004 |
| Вимоги ААР М-101-2017 | | | | | |
| min | 0,45 | 0,15 | 0,70 | — | — |
| max | 0,59 | — | 1,00 | 0,045 | 0,050 |

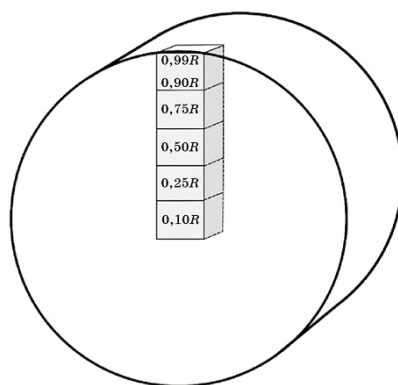


Рис. 1. Схема відбору та маркування зразків БЛЗ $\varnothing 470$ мм: R — радіус БЛЗ.

Fig. 1. Scheme of selection and marking of samples of continuously cast billet $\varnothing 470$ mm: R is radius of continuously cast billet.

тора утворюється газовий проміжок, швидкість охолодження різко знижується, і вже на відстані 5 мм від поверхні заготовки вона дорівнює $\sim 10^3$ °C/хв (рис. 2). На виході з кристалізатора товщина твердої скоринки заготовки $\varnothing 470$ мм, що твердне, складає 45 мм. До того ж швидкість охолодження металу знижується до 33 °C/хв.

Подальше затвердіння БЛЗ відбувається, якщо її охолоджувати на спокійному повітрі в зоні вторинного охолодження. Швидкість охолодження металу заготовки $\varnothing 470$ мм в ЗВО змінюється від 33 до 1 °C/хв (рис. 2).

Проаналізуємо, як зміна у такому широкому діапазоні швидкостей охолодження вплинула на морфологію первинних кристалів і, як наслідок, на розподіл хемічних елементів в мікроструктурі вуглецевої сталі.

Як відомо, після завершення затвердіння макроструктура сталевих стопків, відлитих у виливницю, складається з трьох характерних кристалічних зон:

- кіркова зона товщиною в кілька міліметрів, що складається з дрібних кристаликів, близьких до рівновісних, осі першого порядку яких розташовуються переважно перпендикулярно до поверхні стопка;
- зона стовпчастих (дендритних) кристалів, осі першого порядку яких спрямовані практично перпендикулярно (або з невеликим відхиленням) до поверхні стопка (у разі заливання дуже перегрітої сталі стовпчасти кристали досягають осі стопка, і таке явище називають транскристалізацією);
- зона неорієнтованих рівновісних кристалів, що займає всю середню частину стопка і складається з великих кристалів з безладним напрямком осей першого порядку.

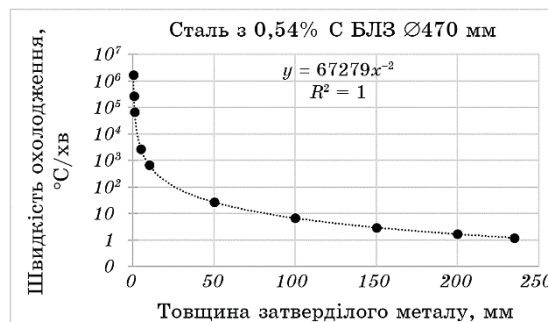


Рис. 2. Зміна швидкості охолодження металу БЛЗ $\varnothing 470$ мм, що твердне, у кристалізаторі та в зоні вторинного охолодження МБЛЗ № 2.

Fig. 2. Change of the cooling rate of the metal of the continuously cast billet $\varnothing 470$ mm at curing in the mold and in the zone of secondary cooling of the metal of the continuously cast billet No. 2.

На рисунку 3 показано, що будова колишніх дендритів у литій мікроструктурі вуглецевої сталі з 0,54% С по перерізу досліджуваної БЛЗ $\varnothing 470$ мм відповідає класичній схемі розподілу зон 2 і 3. Що стосується зони 1, то в умовах настільки інтенсивного охолодження металу у водоохолоджуваному кристалізаторі ($V_{\text{охол.}} = 10^3 - 10^6$ °C/хв) вона просто вироджується, і, починаючи від самої поверхні заготовки, можна спостерігати ріст дрібних, але спрямованих стовпчастих кристалів.

Виявити так звані «сліди» дендритної структури стало можливим завдяки наявності в структурі вуглецевої сталі мікрооб'ємів з підвищеним і зниженим вмістом основних хемічних елементів — Силіцію і Мангану. Хемічна неоднорідність розподілу Силіцію і Маргану в мікроструктурі вуглецевої сталі утворюється у процесі її кристалізації і є наслідком дендритної ліквідації цих елементів. Тому в мікроструктурі вона повністю відображає обриси дендритів (від грец. δένδρον — дерево), звідси і поява терміну «сліди» дендритної структури.

На підставі детального дослідження неоднорідності розподілу хемічних елементів в мікроструктурі вуглецевої сталі визначено, що її основними кількісними характеристиками є: розмір колишніх дендритів, щільність дендритної структури, об'ємна частка ліквідаційних (сегрегаційних) ділянок і ділянок без видимої ліквідації (сегрегації), коефіцієнт розподілу хемічного елемента.

Результати металографічного аналізу зразків вуглецевої сталі з 0,54% С, відібраних від БЛЗ $\varnothing 470$ мм, показали, що дендритні гілки і у поздовжньому, і у поперечному перерізі БЛЗ мають форму овалу. Тому для точного визначення розміру дендрита D виміри його гілок виконано як мінімум по двом (великій і малій) осям овалу.

Визначено, що у разі зміни швидкості охолодження металу, що твердне, від 10^6 до 1 °C/хв розмір дендритів у напрямку від поверх-

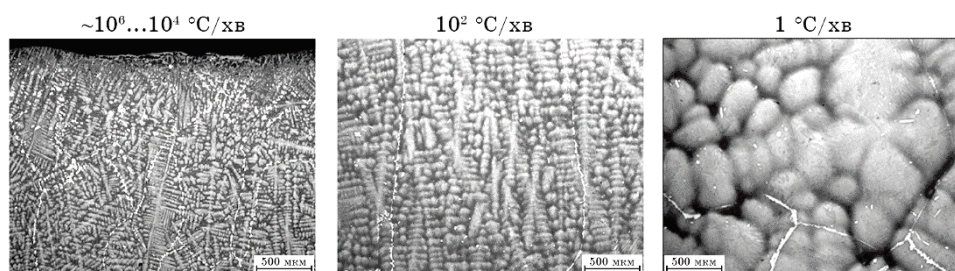


Рис. 3. Вплив швидкості охолодження під час затвердіння БЛЗ $\varnothing 470$ мм на дендритну структуру вуглецевої сталі з 0,54% С, $\times 50$.

Fig. 3. The effect of cooling rate during curing of a continuous billet $\varnothing 470$ mm on the dendritic structure of carbon steel with 0.54% С, $\times 50$.

невих до серединних шарів БЛЗ $\varnothing 470$ мм збільшився у ~ 8 разів. Вплив швидкості охолодження металу, що твердне, аналізованої заготовки на розмір дендритних кристалів описується залежністю (рис. 4):

$$y = 342,48x^{-0,163}, \quad (3)$$

де y — середній розмір дендритних кристалів, мкм, x — швидкість охолодження металу, $^{\circ}\text{C}/\text{хв}$.

Щільність лінійних елементів в об'ємі стопу є відомою металографічною характеристикою [20]. Автори роботи [21], спираючись на методику визначення щільності дендритів для аналізу дендритної структури, запропонували оперувати не «лінійними елементами», а «площинними фігурами», тобто щільність дендритної структури визначали як кількість дендритів N , зосереджених на 1 мм^2 площі шліфа металографічного зразка. Незважаючи на те, що в мікроструктурі БЛЗ з конструкційної сталі, як зазначено вище, дендритні гілки мають форму овалу, для спрощення методики аналізу, за форму дендритної гілки у будь-якому перерізі БЛЗ обрано круг.

Таким способом визначили, що щільність дендритної структури вуглецевої сталі з 0,54% С у напрямку від поверхневих до центральних шарів БЛЗ $\varnothing 470$ мм зменшується від 682,25 шт./мм² до 9,92 шт./мм², а характер її залежності від інтенсивності тепловідведення є зворотним характером зміни середнього розміру дендритів.

Під час аналізу будови хемічної неоднорідності розподілу кремнію і марганцю виявлено, що зміна швидкості охолодження у досить широкому діапазоні від 10^6 до $1^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ не вплинула на об'ємну частку сегрегаційних ділянок і ділянок без видимої сегрегації

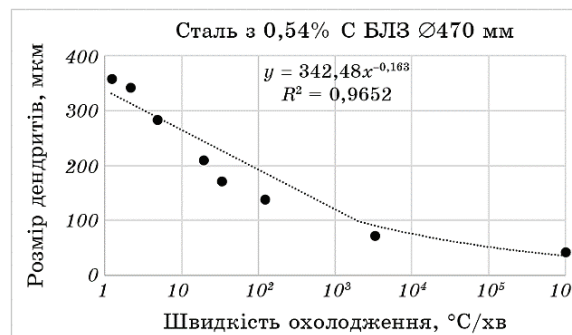


Рис. 4. Вплив швидкості охолодження металу, що твердне, БЛЗ $\varnothing 470$ мм на розмір дендритної структури.

Fig. 4. The influence of the cooling rate of the metal during curing of a continuous billet $\varnothing 470$ mm on the size of the dendritic structure.

(рис. 5). У всьому дослідженому інтервалі швидкостей у мікроструктурі досліджуваної сталі з 0,54% С співвідношення кількості сегрегаційних ділянок і ділянок без видимої за допомогою світлової мікроскопії сегрегації залишається постійним — 25/75%.

Таким чином, встановлено, що варіацією швидкості охолодження в діапазоні $1-10^6$ °C/хв можна досягти суттєвої зміни середнього розміру і щільності дендритних кристалів за збереження сталості об'ємної частки ліквацийних (сегрегаційних) ділянок кремнію та марганцю у вуглецевій сталі з 0,54% С. Інакше кажучи, цей факт цікавий також тим, що в деякому сенсі відкриває перед металознавцями завісу під назвою «природа сталі».

Представляло інтерес визначення вмісту кремнію та марганцю у ліквацийних (сегрегаційних) ділянках, у колишніх просторах між гілками I-го і II-го порядку, та в ділянках без видимої ліквациї, у колишніх дендритних гілках. Результати мікрорентгеноспектрального аналізу зразків БЛЗ Ø 470 мм з вуглецевої сталі з 0,54% С показали, що максимальний вміст кремнію та марганцю характерний для колишніх просторів між дендритними гілками I-го порядку, а мінімальний їхній вміст — для колишніх дендритних гілок. До того ж, кількість даних елементів в мікроб'ємах сталі, які є колишніми просторами між дендритними гілками II-го порядку, в середньому на 50% більша, ніж у колишніх дендритних гілках.

Оскільки ліквация в складних стопах досить повно характеризується співвідношенням концентрацій елемента в межах дендритного кристала, як її кількісну оцінку прийнято коефіцієнт дендритної ліквациї, який розраховували за формулою [22]:

$$K_d = C_m / C_v, \quad (4)$$

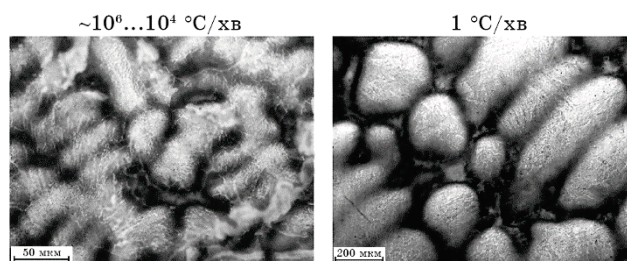


Рис. 5. Розподіл сегрегаційних ділянок в дендритній структурі сталі з 0,54% С залежно від швидкості охолодження у разі затвердіння БЛЗ Ø 470 мм.

Fig. 5. Distribution of segregation sections in the dendritic structure of steel with 0.54% C depending on the cooling rate during curing of a continuous billet Ø 470 mm.

де C_m — концентрація елемента в міжвісному (міждендритному) просторі, C_v — концентрація елемента в осі (в гілці) дендрита.

Визначено, що в усьому дослідженому діапазоні швидкостей охолодження 10^6 – $1^\circ\text{C}/\text{хв}$ коефіцієнти дендритної ліквації K_d^I та K_d^{II} і кремнію, і марганцю змінюються незначно і становлять 1,8–1,9 і 1,5 для K_d^I та K_d^{II} відповідно.

Цікавим з точки зору розвитку уявлень про розподіл хемічних елементів в мікроструктурі вуглецевої сталі є також той факт, що значення коефіцієнтів K_d^I і K_d^{II} для обох елементів практично постійні і в перліті, і у фериті.

Тобто і Силіцій, і Манган, будучи елементами заміщення з досить великими порівняно з елементами проникнення розмірами атомних радіусів [23], мають високу дифузійну рухливість тільки за достатньо високих температур, коли сталь знаходиться у твердорідкому стані. У міру зниження температури їхня дифузійна рухливість різко знижується.

Так, за даними [24] у стопах заліза у випадку зниження температури від температури солідусу t_c до 900°C коефіцієнти дифузії кремнію (D_{Si}) і марганцю (D_{Mn}) зменшуються на шість порядків: з 10^{-11} до $10^{-17} \text{ м}^2/\text{с}$.

Як показали розрахунки термокінетичних параметрів процесу затвердіння, час повного затвердіння БЛЗ великого перерізу $\varnothing 470 \text{ мм}$ складає 65,7 хв. Цього часу достатньо для розвитку лікваційних процесів у тій мірі, щоб по всьому перерізу заготовки сформувати постійний концентраційний фон. Наступні фазові та структурні перетворення або просто «накладаються» на нього, або він сам за певних умов впливає на процес структуроутворення у вуглецевих сталях конструкційного класу.

Таким чином, одержані результати металографічного та мікрорентгеноспектрального аналізів доводять, що неоднорідність розподілу хемічних елементів, яка утворюється в результаті дендритної ліквації кремнію та марганцю, є первинною та постійною складовою мікроструктури вуглецевої сталі. Її склад і розподіл в об'ємі початкової, литої заготовки можуть багато у чому визначити підсумковий структурний стан у готовій металопродукції.

4. ВИСНОВКИ

Виконано аналіз процесу утворення литої структури вуглецевої сталі з 0,54% С після завершення її кристалізації у разі зміни у широкому діапазоні швидкості охолодження металу під час затвердіння БЛЗ $\varnothing 470 \text{ мм}$.

Показано вплив швидкості охолодження у разі затвердіння БЛЗ $\varnothing 470 \text{ мм}$ на параметри хемічної неоднорідності розподілу кремнію і марганцю в мікроструктурі вуглецевої сталі з 0,54% С.

Показано, що зі зміною швидкості охолодження металу в усьому дослідженому інтервалі $1-10^6$ °C/хв затвердіння вуглецевої сталі з 0,54% С перебігає за механізмом дендритної кристалізації. Водночас в дендритній структурі БЛЗ Ø 470 мм спостерігаються тільки дві з прийнятих за класичною схемою трьох структурних зон стопка: зона стовпчастих кристалів і центральна зона рівновісних кристалів. Поверхнева зона дрібних рівновісних кристалів за даних умов настільки інтенсивного тепловідведення ($V_{\text{охол.}} = 10^3-10^6$ °C/хв) вироджується.

Визначено, що вплив швидкості охолодження металу у разі затвердіння аналізованої заготовки на розмір дендритних кристалів описується залежністю $y = 342,48x^{-0,163}$. Якщо змінювати швидкість охолодження металу у разі затвердіння від 10^6 до 1°С/хв, то розмір дендритів збільшується у ~ 8 разів. До того ж щільність дендритної структури вуглецевої сталі з 0,54% С у напрямку від поверхневих до центральних шарів БЛЗ Ø 470 мм зменшується в 69 разів, а характер її залежності від інтенсивності тепловідведення є зворотним характером зміни розміру дендритів.

Встановлено, що варіацією швидкості охолодження в діапазоні 10^6-1 °C/хв можна досягти суттєвої зміни середнього розміру і щільності дендритних кристалів у разі збереження сталості об'ємної частки ліквацийних (сегрегаційних) ділянок кремнію та марганцю ~ 25% у вуглецевій сталі з 0,54% С.

Результати мікрорентгеноспектрального аналізу зразків БЛЗ Ø 470 мм з вуглецевої сталі з 0,54% С показали, що максимальний вміст Силіцію та Мангану характерний для колишніх просторів між дендритними гілками I-го порядку, мінімальний їхній вміст — для колишніх дендритних гілок. Водночас кількість даних елементів в мікроб'ємах сталі, які є колишніми просторами між дендритними гілками II-го порядку, у середньому на 50% більша, ніж в колишніх дендритних гілках.

Визначено, що в усьому дослідженому діапазоні швидкостей охолодження 10^6-1 °C/хв коефіцієнти дендритної ліквації K_d^I та K_d^{II} і кремнію, і марганцю змінюються незначно і становлять 1,8–1,9 і 1,5 для K_d^I та K_d^{II} відповідно.

Водночас значення коефіцієнтів K_d^I та K_d^{II} для обох елементів практично постійні і в перліті, і у фериті.

Доведено, що і кремній, і марганець мають високу дифузійну рухливість тільки за достатньо високих температур, коли сталь знаходиться у твердо-рідкому стані.

На підставі результатів мікрорентгеноспектрального аналізу встановлено, що неоднорідність розподілу хемічних елементів, яка утворюється у результаті дендритної ліквації Силіцію та Мангану, є первинною і постійною складовою мікроструктури вуглецевої сталі.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. A. Papapetrou, *Zeitschrift für Kristallographie*, 92: Iss. 1: 89 (1935).
2. Я. Н. Малиночка, А. И. Духин, Е. Н. Русин, *Чёрная металлургия. Наука–технология–производство*, Вып. 38: 131 (1970).
3. W. Kurz and D. J. Fischer, *Acta Metall.*, 29, No. 1: 11 (1981).
4. A. Suzuki, *J. Japan Institute of Metals*, 33, No. 6: 658 (1969).
5. T. Z. Kattamis and M. C. Flemings, *Transactions of the Japan Institute of Metals*, 23, No. 6: 1523 (1966).
6. M.-A. Taga, *J. Materials Science Letters*, No. 3: 307 (1986).
7. В. С. Коваленко, Е. Л. Зац, *Известия вузов. Чёрная металлургия*, № 2: 102 (1971).
8. С. Є. Кондратюк, О. М. Стоянова, *Металознавство та обробка металів*, № 1–2: 3 (1999).
9. K. Kishitake and T. Okamoto, *Tetsu-to-Hagane*, 63, No. 3: 425 (1977).
10. М. Флемингс, *Процессы затвердевания* (Москва: Мир: 1977).
11. Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов, В. Н. Толорая, О. С. Гаврилин, *Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов* (Москва: Машиностроение: 1997).
12. С. С. Гранкин, В. Я. Свердлов, *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники*, № 1: 162 (2008).
13. А. Н. Смирнов, В. Л. Пилюшенко, А. А. Минаев, С. В. Молот, Ю. Н. Белобров, *Процессы непрерывной разливки* (Донецк: ДонНТУ: 2002).
14. В. Т. Сладкошеев, В. И. Ахтырский, Р. В. Потанин, *Качество стали при непрерывной разливке* (Москва: Государственное научно-техническое издательство по чёрной и цветной металлургии: 1963).
15. А. И. Чижииков, В. П. Перминов, В. Л. Иохимович, В. Е. Гирский, Л. И. Морозенский, Л. Ф. Григорьев, *Непрерывная разливка стали в заготовки крупного сечения* (Москва: Металлургия: 1970).
16. Е. Н. Смирнов, *Металл и литьё Украины*, № 3–4: 17 (2001).
17. А. Н. Смирнов, С. В. Куберский, Е. В. Штефан, *Непрерывная разливка стали* (Донецк: ДонНТУ: 2011).
18. *Стандарт ассоциации американских железных дорог AAR M-101-2017: Оси из термообработанной и нетермообработанной углеродистой стали.*
19. *Отчёт по проекту: «Совершенствование сквозной технологии производства железнодорожных осей из непрерывнолитой заготовки стали марки F»* (Днепр: ООО «МЗ «ДНЕПРОСТАЛЬ», ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ», ООО «ИНТЕРПАЙП Украина»: 2018).
20. С. А. Салтыков, *Стереометрическая металлография* (Москва: Металлургия: 1976).
21. Е. Г. Дёмина, Ж. А. Дементьева, А. С. Миргородская, Д. В. Гунченко, *Наука і металургія*, Вип. 2: 4 (2018).
22. И. Н. Голиков, С. Б. Масленков, *Дендритная ликвация в сталях и сплавах* (Москва: Металлургия: 1977).
23. *Радиус атома, справочная таблица.*
24. H. Oikawa, *The Technology Reports of the Tohoku University*, 47, No. 2: 215 (1982).

REFERENCES

1. A. Papapetrou, *Zeitschrift für Kristallographie*, **92**: Iss. 1: 89 (1935).
2. Ya. N. Malinochka, A. I. Dukhin, and E. N. Rusin, *Chernaya Metallurgiya. Nauka–Tekhnologiya–Proizvodstvo*, Iss. 38: 131 (1970) (in Russian).
3. W. Kurz and D. J. Fischer, *Acta Metall.*, **29**, No. 1: 11 (1981).
4. A. Suzuki, *J. Japan Institute of Metals*, **33**, No. 6: 658 (1969).
5. T. Z. Kattamis and M. C. Flemings, *Transactions of the Japan Institute of Metals*, **23**, No. 6: 1523 (1966).
6. M.-A. Taga, *J. Materials Science Letters*, No. 3: 307 (1986).
7. V. S. Kovalenko and E. L. Zats, *Izvestiya Vuzov. Chernaya Metallurgiya*, No. 2: 102 (1971) (in Russian).
8. S. Ye. Kondratyuk and O. M. Stoyanova, *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, No. 1–2: 3 (1999) (in Ukrainian).
9. K. Kishitake and T. Okamoto, *Tetsu-to-Hagane*, **63**, No. 3: 425 (1977).
10. M. Flemings, *Protsessy Zatverdevaniya* [Solidification Processing] (Moscow: Mir: 1977) (in Russian).
11. R. E. Shalin, I. L. Svetlov, E. B. Kachanov, V. N. Toloraiya, and O. S. Gavrilin, *Monokristally Nikelevykh Zharoprochnykh Splavov* [Single-Crystals of Nickel Heat-Resistant Alloys] (Moscow: Mashinostroenie: 1997) (in Russian).
12. S. S. Grankin and V. Ya. Sverdlov, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki. Seriya: Vakuum, Chistye Materialy, Sverkhprovodniki*, No. 1: 162 (2008) (in Russian).
13. A. N. Smirnov, V. L. Pilyushenko, A. A. Minaev, S. V. Molot, and Yu. N. Belobrov, *Protsessy Nepreryvnoy Razlivki* [Continuous Casting Processes] (Donetsk: DonNTU: 2002) (in Russian).
14. V. T. Sladkosheev, V. I. Akhtyrskiy, and R. V. Potanin, *Kachestvo Stali pri Nepreryvnoy Razlivke* [The Quality of Steel during Continuous Casting] (Moscow: Gosudarstvennoe Nauchno-Tekhnicheskoe Izdatel'stvo po Chernoy i Tsvetnoy Metallurgii: 1963) (in Russian).
15. A. I. Chizhikov, V. P. Perminov, V. L. Iokhimovich, V. E. Girskiy, L. I. Morozenskiy, and L. F. Grigor'ev, *Nepreryvnaya Razlivka Stali v Zagotovki Krupnogo Secheniya* [Continuous Casting of Steel into Large Section Billets] (Moscow: Metallurgiya: 1970) (in Russian).
16. E. N. Smirnov, *Metall i Lit'e Ukrainy*, No. 3–4: 17 (2001) (in Russian).
17. A. N. Smirnov, S. V. Kuberskiy, and E. V. Shtefan, *Nepreryvnaya Razlivka Stali* [Continuous Casting of Steel] (Donetsk: DonNTU: 2011) (in Russian).
18. AAR M-101-2017. Axles, Carbon Steel, Heat-Treated.
19. *Otchet po Proektu: 'Sovershenstvovanie Skvozhnoy Tekhnologii Proizvodstva Zheleznodorozhnykh Osey iz Nepreryvnolitoi Zagotovki Stali Marki F'* [The Project Report: 'Improvement of the End-to-End Technology for the Production of Railway Axles from Continuously Cast Billets of Steel Grade F'] (Dnipro: OOO 'MZ 'DNEPROSTAL', PAO 'INTERPAYP NTZ', OOO 'INTERPAYP Ukraina': 2018) (in Russian).
20. S. A. Saltykov, *Stereometricheskaya Metallografiya* [Stereometric Metallography] (Moscow: Metallurgiya: 1976) (in Russian).
21. E. G. Demina, Zh. A. Dement'eva, A. S. Mirgorodskaya, and

- D. V. Gunchenko, *Nauka i Metalurhiya*, Iss. 2: 4 (2018) (in Russian).
22. I. N. Golikov and S. B. Maslenkov, *Dendritnaya Likvatsiya v Stalyakh i Splavakh* [Dendritic Segregation in Steels and Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1977) (in Russian).
23. *Radius Atoma, Spravochnaya Tablitsa* [Radius of an Atom, Reference Table] (in Russian).
24. H. Oikawa, *The Technology Reports of the Tohoku University*, **47**, No. 2: 215 (1982).