

Вплив швидкості охолодження при затвердінні безперервнолитої заготовки на характеристики дендритної структури сталі марки ОС

О. І. Бабаченко, доктор технічних наук, директор Інституту, завідувач відділом,
a_babachenko@i.ua, ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4710-0343>

К. Г. Дьоміна, кандидат технічних наук, старший науковий співробітник,
katya20@ua.fm, ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9668-8169>

Г. А. Кононенко, кандидат технічних наук, вчений секретар Інституту,
perlit@ua.fm, ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7446-4105>

О. Л. Сафронов, молодший науковий співробітник, oks.testcenter@ukr.net

О. П. Клинова, провідний інженер, klinovaya.olga@gmail.com

Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, Дніпро

Виконано аналіз процесу утворення литої структури вуглецевої сталі марки ОС (ДСТУ ГОСТ 4728:2014) після завершення її кристалізації при зміні в широкому діапазоні швидкості охолодження розплаву під час затвердіння безперервнолитої заготовки (БЛЗ) діаметром 450 мм. Показано вплив швидкості охолодження на параметри хімічної неоднорідності розподілу кремнію і марганцю в мікроструктурі вуглецевої сталі. Визначено, що вплив швидкості охолодження металу при затвердінні аналізованої заготовки на розмір дендритних кристалів описується обернено пропорційною залежністю: $y = 423,75 x^{-0,161}$. При зміні швидкості охолодження від 10^6 до 1 °С/хв розмір дендритів в напрямку від поверхневих до серединних шарів БЛЗ Ø 450 мм збільшується у ~ 8 разів, а щільність дендритної структури вуглецевої сталі марки ОС зменшується в 65 разів. При цьому характер її залежності від інтенсивності тепловідведення є зворотнім щодо характеру зміни розміру дендритів.

Встановлено, що варіацією швидкості охолодження в інтервалі $1 - 10^6$ °С/хв можна досягти суттєвої зміни середнього розміру і щільності дендритних кристалів при збереженні сталості об'ємної частки ліквідаційних (сегрегаційних) ділянок кремнію та марганцю ~ 24 % у вуглецевій сталі (0,42 – 0,50 % мас. С).

Визначено, що в усьому дослідженому інтервалі зміни швидкості охолодження $1 - 10^6$ °С/хв коефіцієнти дендритної ліквідації 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. При цьому значення коефіцієнтів K_D^I та K_D^{II} для обох елементів практично постійні і в перліті, і у фериті. Доведено, що кремній і марганець мають високу дифузійну рухливість тільки при достатньо високих температурах, коли сталь знаходиться в твердо-рідкому стані.

На підставі результатів мікрорентгеноспектрального аналізу (МРА) встановлено, що неоднорідність розподілу хімічних елементів, яка утворюється в результаті дендритної

Плавлення і кристалізація

ліквіації кремнію та марганцю, є первинною і постійною характеристикою мікроструктури вуглецевої сталі.

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

Неоднорідність розподілу хімічних елементів у структурі вуглецевих конструкційних сталей утворюється переважно при їх кристалізації, під час твердіння злитка або безперервнолитої заготовки.

Технологія безперервного лиття сталі відкриває нові можливості вивчення впливу умов кристалізації залежно від ступеня перегріву та переохолодження розплаву, швидкості відведення тепла від тверднучого металу і виявлення окремих важливих моментів для управління процесом структуроутворення та формування більш досконалої (дрібнозернистої та хімічно однорідної) структури сталі порівняно з процесом розливання сталі в виливниці. Особливості початкової литої структури в певній мірі 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.

В умовах сучасного металургійного виробництва кристалізація сталі в процесі безперервного розливання здійснюється у досить широкому інтервалі швидкостей охолодження, оскільки процес формування безперервнолитих заготовок (БЛЗ) відбувається в два етапи: в кристалізаторі і в зоні вторинного охолодження (ЗВО) машини безперервного лиття заготовок (МБЛЗ). Причому зі збільшенням розміру поперечного перерізу безперервнолитих заготовок діапазон зміни швидкостей охолодження розширюється. Цьому, в першу чергу, сприяє застосування водоохолоджуваного кристалізатора [1].

Саме завдяки термодинамічним умовам затвердіння, структура злитка, отриманого методом безперервного розливання, відрізняється від злитка традиційного розливання у виливниці більш дисперсною будовою первинних кристалів і, як наслідок, більш рівномірним розподілом хімічних елементів на макро- і мікрорівнях [1-5].

У зв'язку з викладеним метою цієї роботи було дослідження впливу швидкості охолодження, що змінюється у широкому діапазоні, на особливості первинної дендритної структури вуглецевої сталі марки ОС, яка формується під час твердіння БЛЗ діаметром 450 мм.

Матеріалом для досліджень були зразки вуглецевої сталі марки ОС (ДСТУ ГОСТ 4728:2014 [6]), хімічний склад якої наведено у табл. 1.

Принцип відбирання досліджуваних зразків від БЛЗ великого перерізу \varnothing 450 мм полягав в тому, щоб при мінімальній кількості зразків мати можливість проаналізувати процес кристалізації сталі в усьому, досить широкому, інтервалі зміни швидкостей охолодження. Схема відбору та маркування зразків для металографічного аналізу показані на рис. 1.

Металографічний аналіз виконано на світловому мікроскопі «Axiovert 200 M MAT» виробництва фірми «Carl Zeiss». Підрахунок розмірів ділянок

Плавлення і кристалізація

Таблиця 1

Хімічний склад досліджуваної вуглецевої сталі

Сплав	Вміст елементів, % ваг.				
	C	Si	Mn	P	S
БЛЗ	0,46	0,32	0,65	0,007	0,002

Примітка: наведено хімічний склад досліджуваної безперервнолитої заготовки Ø 450 мм, визначений за ківшевою пробою в лабораторії ТОВ «МЗ «ДНПРОСТАЛЬ».

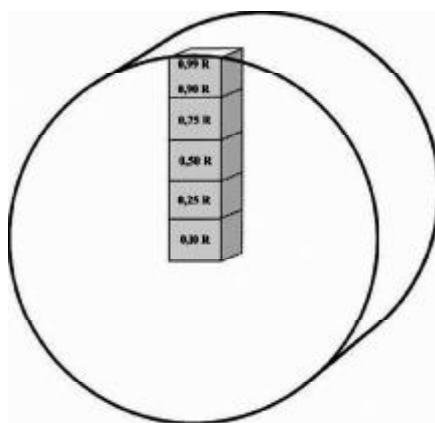


Рис. 1. Схема відбору та маркування зразків БЛЗ Ø 450 мм: R – радіус БЛЗ.

вихідної дендритної структури виконано методом вимірювання довжин хорд в програмі «AxioVision 4.6.3» в напівавтоматичному режимі.

Мікрорентгеноспектральний аналіз (МРА) проведено на зразках сталі, відібраних на відстані 100...90, 50 і 10...0 % R відповідно (рис. 1). МРА виконано за допомогою аналітичного автоемісійного растрового електронного мікроскопа «Zeiss Ultra Plus» виробництва фірми «Carl Zeiss» (Німеччина) з приставкою для мікроаналізу «INCA Penta FETx3» виробництва компанії «OXFORD Instruments» (Великобританія).

Розглянемо вплив швидкостей охолодження, які реалізуються на практиці металургійного переділу при безперервному розливанні заготовок великого профілю поперечного перерізу, на формування первинної, дендритної, структури вуглецевої сталі марки ОС.

Згідно методики «Розрахунки технологічних параметрів процесу безперервного розливання» [5] та вихідним даним роботи [7] було визначено температури ліквідусу, солідусу, температуру рідкої сталі марки ОС на вході в кристалізатор, тривалість затвердіння в кристалізаторі та у ЗВО МБЛЗ №2 аналізованої БЛЗ Ø 450 мм. Знаючи величину інтервалу кристалізації і тривалість затвердіння кожного шару, розраховали, як змінюється швидкість охолодження металу по перерізу БЛЗ Ø 450 мм (рис. 2).

Визначено, що швидкість охолодження при затвердінні металу змінюється по перерізу БЛЗ Ø 450 мм в широкому інтервалі: від 10^6 до $1^\circ\text{C}/\text{хв}$. При цьому зміна швидкості охолодження в міру збільшення

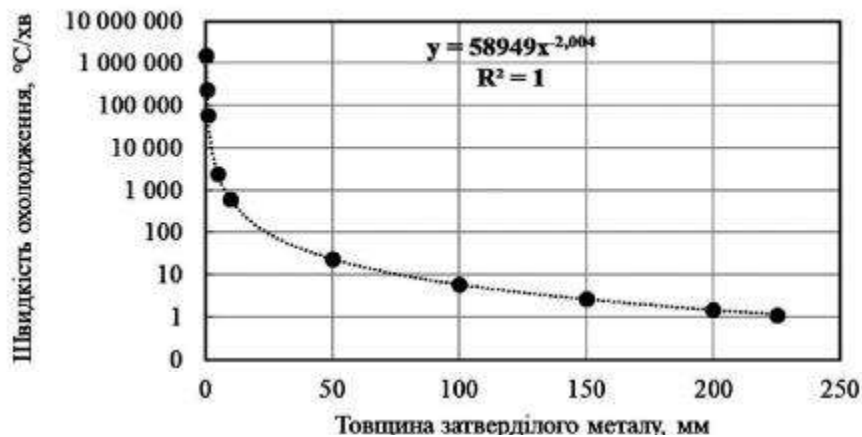


Рис. 2. Зміна швидкості охолодження металу БЛЗ Ø 450 мм при затвердінні в кристалізаторі та в зоні вторинного охолодження МБЛЗ №2.

товщини шару затверділого металу заготовки описується функціональною обернено пропорційною залежністю:

$$y = 58949 x^{-2,004}, \quad (1)$$

де y – швидкість охолодження металу, °C/хв, x – товщина шару затверділого металу, мм.

Максимальна швидкість 10^6 °C/хв охолодження металу реалізується в поверхневих шарах скоринки заготовки при безпосередньому контакті металу з поверхнею водоохолоджуваного кристалізатора. Як тільки між поверхнею заготовки та стінкою кристалізатора утворюється газовий зазор, швидкість охолодження різко падає, і вже на відстані 5 мм від поверхні заготовки вона знижується до $\sim 10^3$ °C/хв (рис. 2). На виході з кристалізатора товщина твердої скоринки заготовки Ш 450 мм, складає 45 мм. При цьому швидкість охолодження металу знижується до 29 °C/хв.

Подальше затвердіння БЛЗ відбувається при охолодженні на спокійному повітрі в зоні вторинного охолодження. Швидкість охолодження металу заготовки в ЗВО змінюється від 29 до 1 °C/хв (рис. 2).

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

Як відомо, після завершення затвердіння макроструктура сталевих злитків, 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 злитка;
- зона стовпчастих (дендритних) кристалів, осі першого порядку яких спрямовані практично перпендикулярно (або з невеликим відхиленням) до

Плавлення і кристалізація

поверхні злитка (в разі заливання дуже перегрітої сталі стовпчасті кристали досягають осі злитка, і таке явище називається транскристалізацією);

• зона неорієнтованих рівновісних кристалів, що займає всю середню частину злитка і складається з великих кристалів з безладним напрямком осей першого порядку.

На рис. 3 показано, що будова дендритів в литій структурі вуглецевої сталі марки ОС по перерізу досліджуваної БЛЗ Ø 450 мм відповідає класичній схемі розподілу зон 2 і 3. Що стосується зони 1, то в умовах настільки інтенсивного охолодження металу в водоохолоджуваному кристалізаторі ($V_{\text{охол}} = 10^3 - 10^6 \text{ }^\circ\text{C}/\text{хв}$) 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 сталі мікрооб'ємів з підвищеним і зниженим вмістом основних хімічних елементів – кремнію і марганцю. Хімічна неоднорідність розподілу кремнію і марганцю в мікроструктурі сталі утворюється в процесі її кристалізації і є наслідком дендритної ліквідації цих елементів. Тому в мікроструктурі вона повністю відображає обриси дендритів.

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

Результати металографічного аналізу зразків вуглецевої сталі марки ОС, відібраних від БЛЗ Ø 450 мм, показали, що дендритні гілки і в поздовжньому, і в поперечному перерізі БЛЗ мають форму овалу. Тому для точного визначення розміру дендрита D виміри його гілок були виконані як мінімум по двом (великій і малій) осям.

Визначено, що при зміні швидкості охолодження металу від 10^6 до $1 \text{ }^\circ\text{C}/\text{хв}$ розмір дендритів в напрямку від поверхневих до серединних шарів БЛЗ Ø 450 мм збільшився у ~ 8 разів. Вплив швидкості охолодження металу при затвердінні аналізованої заготовки на розмір дендритних кристалів описується обернено пропорційною залежністю (рис. 4):

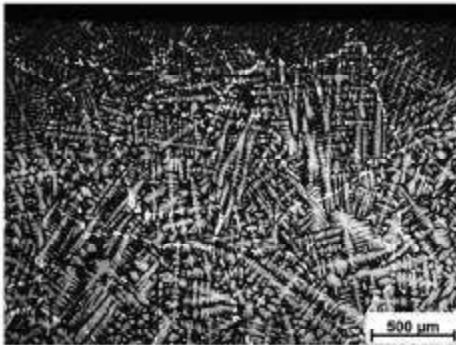
$$y = 423,75 x^{-0,161}, \quad (2)$$

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

Щільність лінійних елементів в об'ємі сплаву є відомою металографічною характеристикою [8]. Автори роботи [9], спираючись на методику визначення щільності дендритів при аналізі дендритної структури запропонували оперувати не «лінійними елементами», а «площинними фігурами», тобто щільність дендритної структури визначалася як кількість

Плавлення і кристалізація

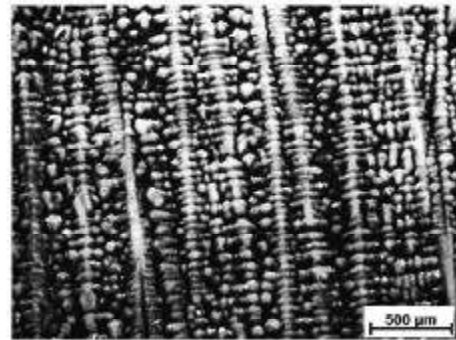
Затвердіння в кристалізаторі
 $\sim 10^6 \dots 10^4$ °C/хв (100...99 % R)



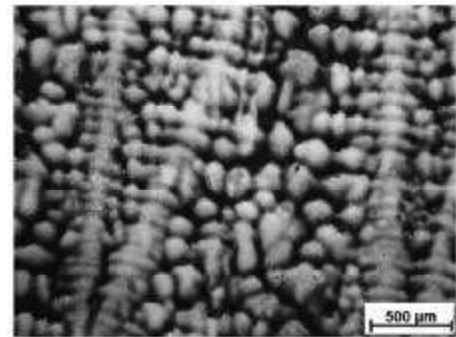
10^3 °C/хв (98 % R)



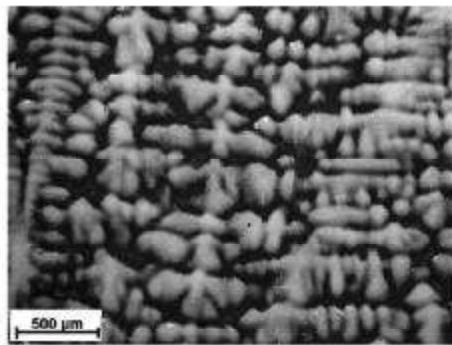
10^2 °C/хв (90 % R)



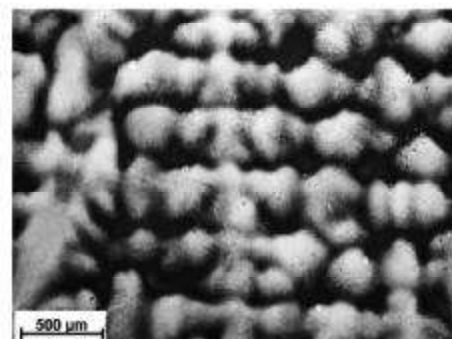
30 °C/хв (80 % R)



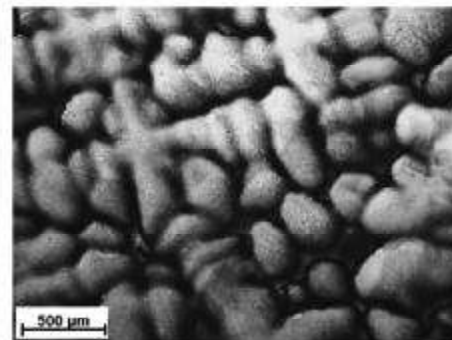
Затвердіння в ЗВО
20 °C/хв (75 % R)



5 °C/хв (50 % R)



2 °C/хв (25 % R)



~ 1 °C/хв (10...0 % R)

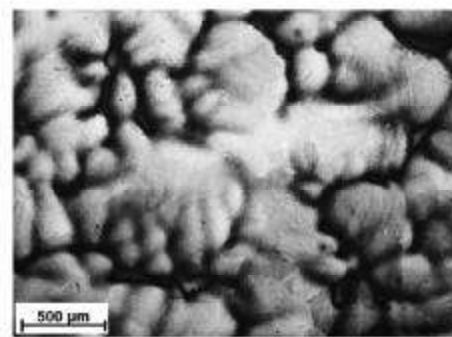


Рис. 3. Вплив швидкості охолодження під час затвердіння БЛЗ Ø 450 мм на дендритну структуру сталі. x50.

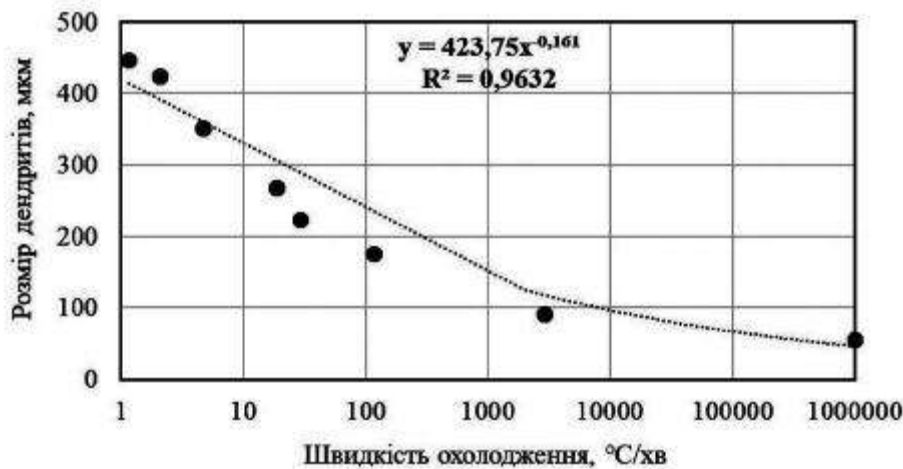


Рис. 4. Вплив швидкості охолодження металу при затвердінні БЛЗ Ø 450 мм на розмір дендритів.

дендритів N , зосереджених на 1 мм^2 площі шліфа металографічного зразка. Незважаючи на те, що в мікроструктурі БЛЗ з конструкційної сталі, як було сказано вище, дендритні гілки мають форму овалу, для спрощення методики аналізу, за форму дендритної гілки в будь-якому перерізі БЛЗ прийнято коло.

Таким способом було визначено, що щільність дендритної структури у напрямку від поверхневих до центральних шарів БЛЗ Ø 450 мм зменшується від 415,30 шт./мм² до 6,40 шт./мм², а характер її залежності від інтенсивності тепловідведення є зворотнім щодо характеру зміни середнього розміру дендритів.

При аналізі будови хімічної неоднорідності щодо розподілу кремнію і марганцю виявлено, що зміна швидкості охолодження в діапазоні від 10^6 до 1 °C/хв не вплинула на об'ємну частку сегрегаційних ділянок і ділянок без видимої сегрегації (рис. 5). У всьому дослідженому інтервалі швидкостей в мікроструктурі сталі марки ОС співвідношення кількості сегрегаційних ділянок і ділянок без видимої за допомогою світлової мікроскопії сегрегації залишається постійним – 24 % / 76 % відповідно.

Таким чином, встановлено, що зміною швидкості охолодження в діапазоні $1 - 10^6 \text{ °C/хв}$ можна досягти суттєвої зміни середнього розміру і щільності дендритних кристалів при збереженні сталості об'ємної частки ліквацийних (сегрегаційних) ділянок кремнію та марганцю у сталі. Представляло інтерес визначити вміст кремнію та марганцю в ліквацийних (сегрегаційних) ділянках, в об'ємах між гілками I-го і II-го порядку, та в ділянках без видимої ліквации, в дендритних гілках.

Результати мікрорентгеноспектрального аналізу зразків БЛЗ зі сталі марки ОС показали, що максимальний вміст кремнію та марганцю характерний для міждендритних ділянок дендритних гілок I-го порядку.

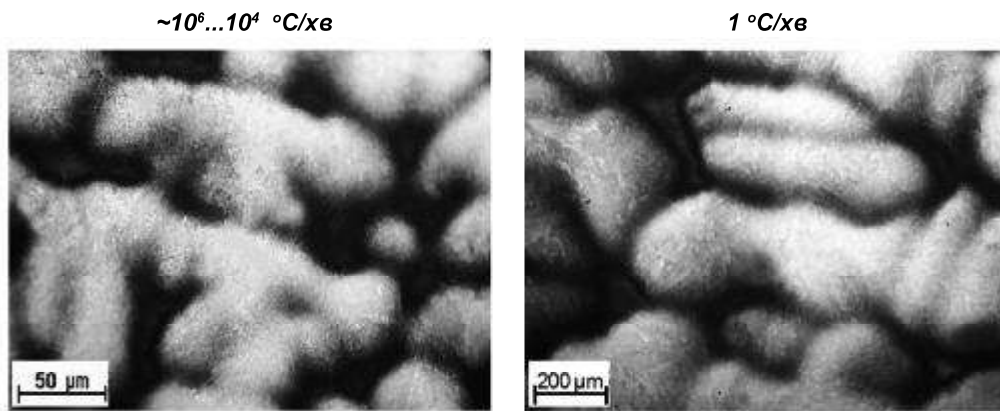


Рис. 5. Розподіл сегрегаційних ділянок в дендритній структурі сталі марки ОС залежно від швидкості охолодження при затвердінні БЛЗ Ø 450 мм.

Оскільки ліквация в складних сплавах досить повно характеризується співвідношенням концентрацій елемента в межах дендритного кристала, в якості її кількісної оцінки був прийнятий коефіцієнт дендритної ліквации, який розраховували за формулою [10]:

$$K_{\delta} = C_m / C_a, \quad (3)$$

де C_m – концентрація елемента в міжвісному (міждендритному) просторі, C_a – концентрація елемента в осі (в гілці) дендрита.

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

Цікавим з точки зору розвитку уявлень про розподіл хімічних елементів в мікроструктурі вуглецевої сталі є також той факт, що значення коефіцієнтів K_{δ}^I і K_{δ}^{II} для обох елементів практично постійні і в перліті, і у фериті. Тобто і кремній, і марганець, будучи елементами заміщення з досить великими порівняно з елементами проникнення розмірами атомних радіусів [11], мають високу дифузійну рухливість тільки при достатньо високих температурах, коли сталь знаходиться у твердо-рідкому стані. По мірі зниження температури їх дифузійна рухливість різко знижується. Так, за даними [12], в сплавах заліза при зниженні температури від температури солідусу t_c до 900 °C коефіцієнти дифузії кремнію (D_{Si}) і марганцю (D_{Mn}) зменшуються на шість порядків: від 10^{-11} до 10^{-17} м²/сек.

Як показали розрахунки термокінетичних параметрів процесу затвердіння, час повного затвердіння БЛЗ великого перерізу Ø 450 мм складає 60,2 хв. Цього достатньо для розвитку ліквацийних 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 в вуглецевих сталях конструкційного класу.

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

Література

1. Смирнов А. Н., Пилюшенко В.Л., А.А. Минаев, Молот С.В., Белобров Ю.Н. Процессы непрерывной разливки. – Донецк: ДонНТУ, 2002. – 536 с.
2. Сладкошеев В. Т., Ахтырский В.И., Потанин Р.В. Качество стали при непрерывной разливке. – М.: Государственное научно-техническое издательство по чёрной и цветной металлургии, 1963. – 174 с.
3. Чижиков А. И., Перминов В.П, Иохимович В.Л., Гирский В.Е, Морозенский Л.И., Григорьев Л.Ф. Непрерывная разливка стали в заготовки крупного сечения. – М.: Металлургия, 1970. – 136 с.
4. Смирнов Е. Н. Свойства и структура заготовок из непрерывнолитого металла для производства проката ответственного назначения // Металл и литьё Украины. – 2001. – № 3–4. – С. 17 – 20.
5. Смирнов А. Н., Куберский С.В., Штефан Е.В. Непрерывная разливка стали. – Донецк: ДонНТУ, 2011. – 482 с.
6. ДСТУ ГОСТ 4728:2014 (ГОСТ 4728-2010, IDT) (Національний стандарт України). Заготівки осьові для залізничного рухомого складу. Технічні умови / Axle billets for railway rolling stock. Specifications. – Введ. 2015-02-01. – 18 с.
7. Совершенствование сквозной технологии производства железнодорожных осей из непрерывнолитой заготовки стали марки F // Отчёт по проекту / ООО «МЗ «ДНЕПРОСТАЛЬ», ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ, ООО «ИНТЕРПАЙП Украина»; [руководители: А. Микъелан, И. В. Донской, Ю. В. Климчик]. – Днепр, 2018. – 77 с.
8. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1976. – 271 с.
9. Дёмина Е.Г., Дементьева Ж.А., Миргородская А.С., Гунченко Д.В. Анализ прорабатываемости структуры стали 09Г2С в процессе горячей прокатки непрерывнолитой заготовки // Наука і металургія. Електронне видання збірки наукових праць. – Дніпро, 2018. – Вип. 2. – С. 4-18.
10. Голиков И. Н., Масленков С.Б. Дендритная ликвация в сталях и сплавах. – М.: Металлургия, 1977. – 223 с.

11. Радиус атома, справочная таблица [электронный ресурс]. Формулы и расчёты online $f(x, y, z)$.ru. Режим доступа: https://www.fxyz.ru/справочные_данные/свойства_атомов_веществ/радиусы_атомов_элементов/
12. Oikawa H. Review on lattice diffusion of substitutional impurities in iron. A summary report // Technol. Rep. Tohoku Univ. – 1982. – Vol. 47. – No. 2. – P. 215 – 224.

References

1. Smirnov A., Pilyushenko V., Minaev A., Molot S., Belobrov Yu. *Processy nepreryvnoj razlivki* [Continuous casting processes]. Doneczk: DonNTU, 2002, 536 p. [in Russian].
2. Sladkosheev V.T., Axtyrskij V.I., Potanin R.V. *Kachestvo stali pri nepreryvnoj razlivke* [The quality of steel during continuous casting]. – Moscow: Gosudarstvennoe nauchno-tehnicheskoe izdatelstvo po chyornoy i czvetnoy metallurgii, 1963, 174 p. [in Russian].
3. Chizhikov A.I., Perminov V.P., Ioximovich V.L., Girskij V.E., Morozenskij L.I., Grigorev L.F. *Nepreryvnaya razlivka stali v zagotovki krupnogo secheniya* [Continuous casting of steel into large section billets]. Moscow: Metallurgiya, 1970, 136 p. [in Russian].
4. Smirnov E.N. *Metall i lityo Ukrainy*, 2001, No. 3-4, pp. 17-20. [in Russian].
5. Smirnov A.N., Kuberskij S.V., Shtefan E.V. *Nepreryvnaya razlivka stali* [Continuous casting of steel]. Doneczk: DonNTU, 2011, 482 p. [in Russian].
6. DSTU HOST4728:2014 (HOST4728-2010, IDT) (Natsionalnyj standart Ukrainy). *Zahotivky osovi dlia zaliznychnoho rukhomoho skladu. Tekhnichni umovy* [Axle billets for railway rolling stock. Specifications]. Valid from 2015-02-01, 18 p. [in Ukrainian].
7. *Sovershenstvovanie skvoznoy tehnologii proizvodstva zheleznodorozhnyx osey iz nepreryvnolitoj zagotovki stali marki F* [Improvement of the end-to-end technology for production of railway axles made of continuously cast billets of steel grade F] / Ltd «MZ «DNEPROSTAL», PJSC «INTERPIPE NTZ, Ltd «INTERPIPE Ukraina»; [managers: A. Mikelan, I.V. Donskoy, Yu.V. Klimchik], Dnepr, 2018, 77 p. [in Russian].
8. Saltykov S.A. *Stereometricheskaya metallografiya* [Stereometric metallography]. Moscow: Metallurgiya, 1976, 271 p. [in Russian].
9. Dyomina E.G., Dementeva Zh.A., Mirgorodskaya A.S. Gunchenko D.V. *Nauka i metalurhiia*, 2018, Vol. 2, pp. 4-18. [in Russian].
10. Golikov I.N., Maslenkov S.B. *Dendritnaya likvatsiya v stalyah i splavah* [Dendritic segregation in steels and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1977, 223 p. [in Russian].
11. *Radius atoma, spravochnaya tablicza* [Electronic resource]. Formuly i raschyoty online $f(x, y, z)$.ru. Access mode: https://www.fxyz.ru/справочные_данные/свойства_атомов_веществ/радиусы_атомов_элементов/ [in Russian].
12. Oikawa H. *Technol. Rep. Tohoku Univ.*, 1982, Vol. 47, No. 2, pp. 215 – 224. [in English].

Одержано 21.12.20

O. I. Babachenko, K. G. Domina, G. A. Kononenko, O. L. Safronov, O. P. Klinova

The cooling rate effect during a continuously cast billet solidification on the dendritic structure features of carbon steel

Summary

The analysis of the formation process of the cast structure of carbon steel grade OC (ДСТУ ГОСТ 4728:2014) 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 450 mm has been carried out.

The effect of the cooling rate during the solidification of CCB 450 mm on the parameters of the chemical heterogeneity of the distribution of silicon and manganese in the microstructure of carbon steel has been shown.

It has been 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 inversely proportional relationship: $y = 423.75 x^{-0.161}$. With a change in the cooling rate of the metal during solidification from 10^6 до 1 °C/min, the size of the dendrites in the direction from the surface to the central layers of the CCB Ø 450 mm increased by ~ 8 times, and the density of the dendritic structure of carbon steel OC decreases by 65 times. In this case, the nature of its dependence on the intensity of heat removal is the opposite nature of the change in the size of dendrites.

It has been established that by varying the cooling rate in the range $1 - 10^6$ °C/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 ~ 24 % in carbon steel (0.42 – 0.50 % wt. C).

It has been determined that in the entire investigated range of cooling rates $1 - 10^6$ °C/min, the coefficients of dendritic segregation K_{dI} and K_{dII} of silicon and manganese change insignificantly and amount to 1.8-1.9 and 1.5 for K_{dI}' and K_{dII}'' , respectively. In this case, the values of the coefficients K_{dI}' and K_{dII}'' for both elements are practically constant in both pearlite and ferrite. It has been proven that both silicon and manganese have high diffusion mobility only at sufficiently high temperatures, when steel is in a solid-liquid state.

Based on the results of X-ray microanalysis, it has been 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.

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