



УКРАЇНА

(19) UA (11) 77001 (13) C2
(51) МПК (2006)
B22D 11/06

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ
І НАУКИ УКРАЇНИ

ДЕРЖАВНИЙ ДЕПАРТАМЕНТ
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ
ВЛАСНОСТІ

ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА ВИНАХІД

(54) СПОСІБ ВИГОТОВЛЕННЯ СТАЛЕВОЇ СМУГИ ТА СТАЛЕВА СМУГА (ВАРІАНТИ)

1

(21) 2004031857
(22) 13.09.2002
(24) 16.10.2006
(86) PCT/AU02/01257, 13.09.2002
(31) 60/322,261
(32) 14.09.2001
(33) US
(46) 16.10.2006, Бюл. № 10, 2006 р.
(72) Блейд Уолтер, US, Махапатра Рама Баллав, US, Стрезов Лазар, US
(73) НЬЮКОР КОРПОРЕЙШН, US
(56) US, 5934359, 10.08.1999
US, 5184668, 09.02.1993
US, 5720336, 24.02.1998
US, 5277243, 11.01.1994
WO, 0226422, A1, 04.04.2002
JP, 03291139, 20.12.1991
JP, 02205618, 15.08.1990
(57) 1. Спосіб виготовлення сталеві смуги методом безперервного лиття, що включає операції, при яких
а) встановлюють пару горизонтальних охолоджуваних прокатних валків із зазором між ними і об'їднують їх обмежувальними пристроями, розміщеними у зоні кінцевих ділянок цього зазору;
б) вводять розплавлену низьковуглецеву сталь з вмістом загального кисню щонайменше 100 частин на мільйон та з вмістом вільного кисню від 30 до 50 частин на мільйон між парою горизонтальних охолоджувальних прокатних валків для формування ванни розплаву між ними;
с) забезпечують обертання вказаних прокатних валків у протилежних напрямках, за допомогою яких отверджують шари розплавленої сталі з рівнями включень оксидів, що відображає вміст загального кисню у розплавленій сталі;
д) виготовляють затверділу тонколистову смугу з затверділих шарів в зазорі між горизонтальними охолоджувальними прокатними валками.
2. Спосіб виготовлення сталеві смуги за п. 1, який відрізняється тим, що як розплав у ванні використовують розплавлену сталь, яка містить: вуглець в межах від 0,001 до 0,01мас.%, марганець - від 0,01 до 2,0мас.%, кремній - від 0,01 до 10мас.%.
3. Спосіб виготовлення сталеві смуги за п.2, який відрізняється тим, що як розплав у ванні використовують розплавлену сталь з додатковим вмістом алюмінію $\leq 0,01$ мас.%.
4. Спосіб виготовлення сталеві смуги за будь-яким з пп.1-3, який відрізняється тим, що як розплав у ванні використовують розплавлену сталь з вмістом кисню від 100 до 250 частин на мільйон.
5. Спосіб виготовлення сталеві смуги за будь-яким з пп.1-4, який відрізняється тим, що використовують розплавлену сталь, що містить оксидні включення, які складаються з одного або декількох оксидів MnO, SiO₂ і Al₂O₃, при цьому ці включення розподіляють у сталі з їх густиною в межах від 2г/см³ до 4г/см³.
6. Спосіб виготовлення сталеві смуги за будь-яким з пп.1-5, який відрізняється тим, що використовують розплавлену сталь, оксидні включення якої мають розмір від 2 до 12 мікронів.
7. Спосіб виготовлення сталеві смуги за будь-яким з пп.1-6, який відрізняється тим, що використовують розплавлену сталь з вмістом сірки менше 0,01мас.%.
8. Спосіб виготовлення сталеві смуги за п.1, який відрізняється тим, що перед формуванням ванни розплаву між валками додатково здійснюють рафінування та розкислення сталі у ковші, що включає нагрівання шихтового і шлакоутворюючого матеріалу у ковші для виготовлення розплаву сталі, покритого шлаком, який містить оксиди кремнію, марганцю і кальцію, розкислюють сталь кремнієм або марганцем, знесірчують її, причому перемішують розплав сталі у ковші шляхом введення у розплавлену сталь під тиском інертного газу, а потім вводять під тиском кисень для одержання розплавленої сталі з вмістом загального кисню більше 100 частин на мільйон.
9. Спосіб виготовлення сталеві смуги за п. 8, який відрізняється тим, що при знесірченні сталі вміст сірки у розплавленій сталі знижується до величини менше 0,01мас.%.
10. Спосіб виготовлення сталеві смуги за будь-яким з пп.8 або 9, який відрізняється тим, що затверділою сталлю є розкислена кремнієм або марганцем сталь, із оксидними включеннями, що містять один або декілька оксидів MnO, SiO₂, Al₂O₃.
11. Спосіб виготовлення сталеві смуги за будь-яким з пп.8-10, який відрізняється тим, що оксидні включення мають розмір від 2 до 12 мікронів.
12. Спосіб виготовлення сталеві смуги за будь-яким з пп.8-11, який відрізняється тим, що затве-

2

(13) C2

(11) 77001

(19) UA

рділа сталь містить загальний кисень від 100 до 250 частин на мільйон.

13. Тонколистова сталева смуга, виготовлена методом безперервного лиття з використанням пари горизонтальних охолоджувальних прокатних валків, яка має товщину до 5 мм і виготовлена з затверділої сталі, що містить затверділі включення оксидів, розподілені таким чином, що на глибину 2 мікрону від поверхні поверхневі зони смуги містять згадані включення при питомій густині щонайменше близько 120 включень/мм².

14. Тонколистова сталева смуга за п. 13, яка **відрізняється** тим, що затверділою сталлю є розкислена кремнієм або марганцем сталь, із оксидними включеннями, що містять один або декілька оксидів MnO, SiO₂, Al₂O₃.

15. Тонколистова сталева смуга за будь-яким з пп. 13 або 14, яка **відрізняється** тим, що оксидні включення мають розмір від 2 до 12 мікронів.

16. Тонколистова сталева смуга за будь-яким з пп. 13-15, яка **відрізняється** тим, що затверділа

сталь являє собою сталь з вмістом загального кисню від 100 до 250 частин на мільйон і вмістом вільного кисню від 30 до 50 частин на мільйон у розплаві сталі, з якої виконана ця смуга.

17. Тонколистова сталева смуга, одержана методом безперервного лиття з використанням пари охолоджувальних горизонтальних прокатних валків, яка має товщину менше 5 мм і виготовлена з затверділої сталі, що містить включення оксидів, розподілені таким чином, що відображають вміст загального кисню від 100 до 250 частин на мільйон і вміст вільного кисню від 30 до 50 частин на мільйон у розплаві сталі, з якої виконана ця смуга.

18. Тонколистова сталева смуга за п. 17, яка **відрізняється** тим, що затверділа сталь являє собою сталь, розкислену кремнієм або марганцем, а оксидні включення містять один або декілька оксидів MnO, SiO₂ і Al₂O₃.

19. Тонколистова сталева смуга за будь-яким з пп. 17 або 18, яка **відрізняється** тим, що оксидні включення мають розмір від 2 до 12 мікронів.

Даний винахід належить до способу виливання сталевих смуг. Зокрема, заявка на винахід стосується способу безперервного лиття сталевих тонколистових смуг на машині безперервного лиття, яка оснащена парою горизонтальних охолоджувальних прокатних валків.

При литті з використанням здвоєних валків розплавлений метал вводять між парою горизонтальних валків, що обертаються у протилежних напрямках. Валки охолоджують таким чином, що шари металу затвердівають на рухомих поверхнях валків і з'єднуються разом у зазорі між валками, утворюючи виріб у вигляді отверділої смуги, яка спрямовується вниз від зазору між згаданими валками. Термін "зазор" у контексті даного винаходу стосується спільної зони, в межах якої дані валки найбільш близько розташовані стосовно один одного. Розплавлений метал можна зливати з ковша у меншу місткість, з якої він може стікати через патрубок для подачі рідкого металу, що розміщений над зазором і спрямовує метал у зазор між валками, формуючи таким чином ванну розплавленого металу, що бере участь у процесі лиття, причому розплавлений метал утримується на поверхнях прокатних валків безпосередньо над зазором і розпливається по довжині всього зазору. Ванна розплавленого металу звичайно локалізується між бічними пластинами або перемичками, які утримуються у стані рухомого сполучення з торцевими поверхнями валків для перекриття обох кінцевих зон ванни розплавленого металу з метою попередження її стікання за межі локалізації. Як альтернативний засіб можуть бути використані електромагнітні бар'єри, які також входять в обсяг захисту даного винаходу.

При виливанні тонколистової сталевих смуг на виливній машині зі здвоєними валками розплавлена сталь у ванні розплавленого металу, в основному, повинна мати температуру порядку 1500°C і вище, тому існує потреба в обладнанні дуже високої інтенсивності охолодження на поверхнях прокатних валків. Дуже важливо забезпечити

високе значення величини питомого теплового потоку і велику ділянку зародження центрів кристалізації при первинному отвердінні сталі на поверхнях прокатних валків з метою формування шарів (кірок) металу. [Патент США №5,720,336] описує, яким чином можна збільшити значення питомого теплового потоку при первинному отвердінні, застосувавши такий хімічний склад розплаву сталі, при якому істотна частка окисів металу, сформованих у вигляді продуктів розкиснення, присутня у рідкому стані при температурі первинного отвердіння, формуючи таким чином, як правило, рідкий шар у проміжній ділянці між розплавленим металом і поверхнею кожного з прокатних валків. Згідно з описами [до патентів США №№5,934,359; 6,059,014 і міжнародної заявки №AU 99/00641], стан центрів кристалізації сталі при первинному отвердінні може залежати від структури поверхні прокатних валків. Зокрема, [у міжнародній заявці № AU 99/00641] розкрито, що структура, яка характеризується безладним розташуванням підвищень та западин, може збільшити інтенсивність первинного отвердіння завдяки забезпеченню наявності зон потенціальних центрів кристалізації, розподілених по поверхнях прокатних валків. Нами було встановлено, що поява центрів кристалізації залежить також від наявності у розплаві сталі включень оксидів; при цьому несподіваним виявилось спостереження, в результаті якого напрошувався висновок про те, що не має сенсу здійснювати процес виливання смуги з використанням здвоєних валків, застосовуючи розплав "чистої" сталі, у якій кількість включень, сформованих у процесі розкиснення, у розплавленій сталі зводилася до мінімуму перед процесом лиття.

Сталь для безперервного лиття піддається розкисненню у ковші перед розливанням. При литті з використанням здвоєних валків сталь піддається розкисненню кремнієм та/або магнієм у ковші, хоча існує можливість використання й процесу розкиснення алюмінієм з додаванням кальцію для регулювання формування твердих включень Al₂O₃, які

можуть закупорювати тонкі канали, що проводять потоки розплавленого металу у системі подачі металу, по якій розплав подається у ванну розплавленого металу. До цього часу вважалося за доцільне прагнути отримання оптимальної чистоти сталі, піддаючи її такій обробці у ковші, яка зводила б до мінімуму рівень загального кисню у розплавленій сталі. Однак ми дійшли висновку, що зниження рівня кисню у сталі зменшує обсяг включень, і якщо вміст загального кисню сталі спадає нижче певного рівня, природа первинного контакту між сталлю і поверхнями валків може бути настільки несприятливо змінена, що кількість центрів кристалізації виявиться недостатньою для генерування процесу швидкого первинного отвердіння та одержання високого значення питомого теплового потоку. Завдяки належній організації процесу розкиснення у ковші, розплав сталі приготується у ковші таким чином, що склад загального кисню знижується до величини в межах діапазону значень, які забезпечують успішне отвердіння на прокатних валках і одержання штабового прокату із задовільними властивостями. Розплавлена сталь характеризується таким розподілом включень оксидів (звичайно MnO , CaO , SiO_2 і/або Al_2O_3), який достатній для забезпечення адекватної густини зон зародження центрів кристалізації на поверхнях валків для первинного отвердіння, при цьому одержаний штабовий прокат демонструє характеристичний розподіл отверділих включень.

Створено спосіб виготовлення сталевोї смуги шляхом безперервного лиття, що включає операції, при яких:

а) складають пару охолоджених прокатних валків, які встановлюють із зазором і обладнують обмежувальними пристроями, розміщеними у зоні кінцевих ділянок зазору;

б) вводять розплавлену низьковуглецеву сталь з вмістом загального кисню, щонайменше, 100 частин на мільйон і вмістом вільного кисню від 30 до 50 частин на мільйон між парою прокатних валків для формування ванни розплаву між прокатними валками;

в) забезпечують обертання прокатних валків у протилежних напрямках і отвердівають розплавлену сталь для формування шарів (кірок) металу на поверхні прокатних валків з рівними включень оксидів, відображеними вмістом загального кисню розплавленої сталі, з метою активізації формування тонкостінної сталевої смуги;

г) формують отверділу тонкостінну сталеву смугу з отверділих шарів через зазор між вказаними прокатними валками.

Вміст загального кисню розплавленої сталі у ванні розплавленого металу може складати від 100 до 250 частин на мільйон. Більш конкретно, він може складати, приблизно, 200 частин на мільйон. Сталь може характеризуватися вмістом вуглецю в межах від 0,001% до 0,1%, за вагою, вмістом марганцю в межах від 0,1% до 2,0%, за вагою, і вмістом кремнію в межах від 0,01% до 10%, за вагою. Сталь може характеризуватися вмістом алюмінію порядку 0,01% або менше, за вагою. Вміст алюмінію може скласти 0,008% або менше, за вагою. Розплавленою сталлю може бути сталь, розкислена кремнієм та/або марган-

цем.

Включеннями оксидів можуть бути включення, одержані в результаті отвердіння, і включення, одержані в результаті розкислення. Включення, одержані в результаті отвердіння, формуються під час охолодження і отвердіння сталі у процесі лиття, а включення, одержані в результаті розкиснення розплавленої сталі, формуються перед виливанням. Отверділа сталь може містити включення оксидів, що звичайно складаються з одного або декількох оксидів, представлених групою з MnO , CaO , SiO_2 і/або Al_2O_3 , розподілених по сталі з густиною центрів кристалізації в межах від $2r/cm^3$ до $4r/cm^3$.

Розплавлена сталь може бути рафінована у ковші перед введенням у простір між прокатними валками для формування ванни розплавленого металу шляхом нагріву завантаження сталі і шлакоутворювального матеріалу у ковші, формуючи при цьому розплав сталі, покритий шлаком, що містить оксиди кремнію, марганцю і кальцію. Розплав сталі може перемішуватися шляхом введення до неї під тиском інертних газів з метою здійснення знесірчення, а у випадку виробництва сталі, розкисленої кремнієм та/або марганцем, шляхом подальшого вприскування кисню для одержання сталі із заданим вмістом загального кисню, т/що найменше, 100 частин на мільйон, а звичайно, менше чим 250 частин на мільйон. Процес знесірчення може знижувати вміст сірки у розплаві сталі до величини менше 0,01%, за вагою.

Тонкостінна сталева смуга, одержана методом безперервного литва з використанням здвоєних валків, як було описано вище, має товщину менше 5мм і формується з отверділої сталі, що містить отверділі включення оксидів. Розподіл включень може бути таким, при якому у двох зонах поверхонь смуги на глибину до 2 мікронів від зовнішньої поверхні містяться отверділі включення, що характеризуються питомою поверхневою густиною, щонайменше, до 120 включень/мм².

Затверділою сталлю може бути сталь, що розкислена кремнієм та/або марганцем, а включення оксидів можуть містити одне або декілька включень MnO , CaO , SiO_2 і Al_2O_3 . Як правило, розмір включень знаходиться в межах від 2 до 12 мікронів, у всякому разі, принаймні, більшість включень має розміри у вказаних вище межах.

Описаний вище спосіб забезпечує одержання єдиної у своєму роді сталі з високим вмістом кисню, розподіленого у включеннях оксидів. Зокрема, поєднання високого вмісту кисню у розплаві сталі і малий проміжок часу, протягом якого розплавлена сталь знаходиться у ванні розплавленого металу, забезпечують одержання тонкостінної сталевої смуги з поліпшеною пластичністю.

Для більш детального опису винаходу деякі приклади здійснення подані з посиланнями на малюнки, що додаються, на яких:

на Фіг.1 зображено дію температур плавлення включень на величину значень питомих теплових потоків, одержаних при дослідженнях способу виливання із застосуванням здвоєних валків та з використанням сталей, розкислених кремнієм/марганцем;

на Фіг.2 зображена карта енергетичної диспе-

рсної спектроскопії (EDS) марганцю, що демонструє зону тонких включень отвердіння в отверділії сталевій смугі;

на Фіг.3 зображено графік, що демонструє вплив різних вмістів марганцю і кремнію на температуру ліквідусу (переходу у рідкий стан) включень;

на Фіг.4 зображена взаємозалежність між вмістом оксиду алюмінію (визначеного за v складом включень смуги) та ефективністю розкиснення;

на Фіг.5 наведена трьохкомпонентна фазова діаграма MnO , CaO , SiO_2 і Al_2O_3 ;

на Фіг.6 зображена взаємозалежність між вмістом включень оксиду алюмінію і температурою ліквідусу (переходу у рідкий стан);

на Фіг.7 продемонстровано вплив кисню у розплаві сталі на поверхневий натяг;

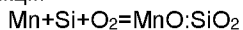
на Фіг.8 зображено графік результатів розрахунків, що стосуються включень, які є в наявності для зародження центрів кристалізації при різному ступені чистоти сталі.

Проведено розширені дослідження процесу лиття на виливній машині зі здвоєними валками, тип якої у всій повноті ознак описаний [у патентах США №№5,184,668 і 5,277,243]. Виливна машина призначена для виробництва сталевих смуг товщиною порядку 1мм і менше. Дані досліджень процесу лиття з використанням сталі, розкисленої кремнієм і марганцем, продемонстрували, що температура плавлення включень оксидів у розплавленій сталі справляє вплив на значення питомих теплових потоків, одержаних під час отвердіння сталі, як показано на Фіг.1. Оксиди з низькою температурою плавлення при теплопередачі покращують контакт між розплавленим металом і поверхнями прокатних валків у верхніх зонах ванни, забезпечуючи більш високу інтенсивність теплопередачі. Рідинні включення не виникають, якщо їх температура плавлення вища за температуру сталі у ванні розплавленого металу. Тому існує загроза критичного зниження інтенсивності передачі тепла, якщо температура плавлення включень перевищить температуру близько 1600°C.

Дослідження процесу лиття з використанням сталей, розкислених алюмінієм, привели до наступного висновку: щоб уникнути формування включень оксиду алюмінію з високою (температурою плавлення (температурою плавлення 2050°C), необхідно обробити її кальцієм для одержання рідких включень $CaO:Al_2O_3$.

Включення оксидів, сформовані у шарах (кірках) металу, що затвердівають, і, у свою чергу, у тонкій сталевій смугі, являють собою включення, сформовані під час охолодження і отвердіння сталі, а також включення розкиснення, сформовані під час здійснення рафінування у ковші.

Рівень вільного кисню у сталі різко знижується при охолодженні у менісках металу, внаслідок чого створюються умови для виникнення включень отвердіння в безпосередній близькості від поверхні смуги. Ці включення отвердіння формуються, головним чином, з v $MnO:SiO_2$ у процесі наступної реакції:



Поява на поверхні смуги включень отвердіння, виявлених і одержаних на карті в результаті дос-

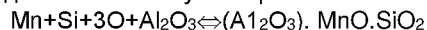
ліджень методом енергетичної дисперсійної спектроскопії (EDS), показана на Фіг.2. При аналізі зображення можна зробити висновок, що включення отвердіння надзвичайно малі (як правило, менше 2-3 μ m) і локалізуються у зоні, розташованій в межах від 10 до 20 μ m від поверхні. Типовий розподіл за крупністю (гранулометричний склад) по всій товщині смуги показаний на Фіг.3 нашої роботи під назвою [Recent Developments in Project M the Joint Development of Low Carbon Steel Strip Casting by BNP and IHI], представлений на конгресі METEC 99, Дюсельдорф, Німеччина (13-15 червня 1999р.).

Порівняльні рівні включень отвердіння визначаються, головним чином, рівнями Mn і Si у сталі. На Фіг.3 показано, що величина відношення Mn до Si справляє значний вплив на температуру ліквідусу (температуру переходу у рідкий стан) включень. Сталь, розкислена марганцем та/або кремнієм, що містить вуглець у кількості від 0,001% до 0,1%, за вагою, марганець - у кількості від 0,1% до 2,0%, за вагою, кремній - у кількості від 0,1% до 10%, за вагою, і алюміній - у кількості порядку 0,01% або менше, за вагою, може формувати такі включення оксидів при охолодженні сталі у верхніх зонах ванни розплавленого металу. Зокрема, сталь може мати наведений нижче склад, що отримав позначення M06:

вуглець	0,06%, за вагою
марганець	0,6%, за вагою
кремній	0,28%, за вагою
алюміній	0,002%, за вагою

Включення розкиснення утворюються у процесі розкиснення розплавленої сталі у ковші за допомогою Al, Si, Mn. Таким чином, склад включень оксидів, сформований під час розкиснення, базується, головним чином, на MnO , SiO_2 , Al_2O_3 . Ці включення оксидів безладно локалізуються у смугі і мають більш крупну зернистість, ніж включення отвердіння, що знаходяться у безпосередній близькості від поверхні смуги.

Вміст оксиду алюмінію включень справляє великий вплив на рівень вільного кисню у сталі. На Фіг.4 показано, як із збільшенням вмісту оксиду алюмінію у сталі зменшується вміст вільного кисню. З введенням оксиду алюмінію включення $MnO:SiO_2$ розчиняються при подальшому зниженні їх активності, що у свою чергу знижує рівень вільного кисню. Це можна спостерігати на реакції, представлений наступним рівнянням:



Що стосується включень на основі (Al_2O_3) . $MnO \cdot SiO_2$, вплив складу включення на температуру ліквідусу (температуру переходу у рідкий стан) може бути продемонстрований на потрібній фазовій діаграмі, показаній на Фіг.5. Дослідження включень окисів у тонкостінній в сталевій смугі показали, що відношення MnO/SiO_2 звичайно складає від 0,6 до 0,8. Було встановлено, що у цьому режимі вміст окису алюмінію у включеннях окисів мав найбільший вплив на температуру плавлення включення (температуру ліквідусу), як показано на Фіг.6.

Визначено, що відповідно до даного винаходу, для процесу лиття важливо мати такі включення отвердіння і розкиснення, які знаходяться у рідкому стані при температурі первинного отвердіння

сталі, при цьому розплав сталі у ванні розплавленого металу характеризується вмістом кисню, що складає, приблизно, 100 частин на мільйон, для того щоб одержати шари металу з рівнями включень оксидів, відображеними вмістом загального кисню у розплавленому металі, з метою активізації зародження центрів кристалізації і забезпечення високого значення питомого теплового потоку під час первинного отвердіння сталі на поверхнях прокатних валків. Включення як отвердіння, так і розкислення є включеннями оксидів, забезпечують зони зародження центрів кристалізації і значно покращують кристалізацію під час процесу отвердіння металу. Однак інтенсивність утворення включень розкислення у кінцевому рахунку контролюється, тому їх концентрація може бути різною. Включення розкислення набагато більші, звичайно більше 4 мікронів, тоді як включення отвердіння, в основному, менше 2 мікронів, утворюються на основі $MnO \cdot SiO_2$ і не містять Al_2O_3 , тоді як включення розкислення звичайно містять Al_2O_3 .

При дослідженнях процесу лиття з використанням згаданої вище марки сталі, розкисленої кремнієм або марганцем, було встановлено, що якщо вміст загального кисню сталі знижується при здійсненні процесу рафінування у ковші до низьких рівнів, як мінімум, нижче 100 частин на мільйон, значення питомих теплових потоків також зменшуються, а сам процес лиття погіршується, тоді як добрих результатів лиття можна досягти при забезпеченні вмісту загального кисню величиною, щонайменше, 100 частин на мільйон, а звичайно,

200 частин на мільйон. Такі рівні кисню у ковші забезпечують одержання рівнів загального кисню величиною, щонайменше, 70 частин на мільйон і рівнів вільного кисню від 20 до 60 частин на мільйон у проміжному розливному пристрої і, у свою чергу, такі ж самі або дещо нижчі рівні кисню у ванні розплавленого металу. Вміст загального кисню може бути виміряний приладом "Leco" і відрегульований за рахунок інтенсивності «промивання» у процесі обробки у ковші, тобто за рахунок кількості аргону, барботованого у ковші через пористу пробку або верхню кисневу фурму, а також за рахунок тривалості обробки. Вміст загального кисню виміряли традиційними способами, використовуючи прилад для хімічного аналізу (Nitrogen/Oxygen Determinator) типу LECO TC-436, описаний у посібнику з експлуатації Nitrogen/Oxygen Determinator, отриманому від LECO [форма №200-403, відредаговано, квітень 96, розділ 7 на стор. від 7-1 до 7-4].

Щоб визначити, чи дійсно підвищені значення питомих теплових потоків, одержані при більш високих вмістах загального кисню, досягнуті завдяки наявності включень оксидів як зон для утворення центрів кристалізації, були проведені дослідження процесу лиття з використанням сталей, у яких розкиснення у ковші проводилося за допомогою кальцію-силіциду (Cal-Sil), а результати порівнювалися з результатами процесу лиття при Si-розкислених низьковуглецевих сталях, відомих як сталі марки M06. Результати подані у наступній таблиці:

Таблиця 1

Відмінності у значеннях питомого теплового потоку між марками M06 і Ca-Si

Відливоч №	Марка	Швидкість виливання (м/хв)	Висота ванни розплаву металу (мм)	Загальна кількість відведеного тепла (MW)(MBt)
M33	M06	64	171	3,55
M34	M06	62	169	3,58
O50	Cal-Sil	60	176	2,54
O51	Cal-Sil	66	175	2,56

Хоча рівні Mn і Si були однакові для нормально розкислених марок, рівень вільного кисню у плавках Ca-Si виявився нижчим, а включення оксидів-містили більшу кількість CaO. Значення пи-

томих теплових потоків у плавках Ca-Si були нижчими, незважаючи на більш низьку температуру плавлення включення (див. Таблицю 2).

Таблиця 2

Склади шлаків з розкисненням Ca-Si

Марка	Вільний кисень (частин на мільйон)	Склад шлаку (ваг. %)				Температура плавлення включення (°C)
		SiO_2	MnO	Al_2O_3	CaO	
Ca-Si	23	32,5	9,8	32,1	22,1	1399

Рівні вільного кисню у марках Ca-Si були нижчими, звичайно їх величина складала від 20 до 30 частин на мільйон, у порівнянні з величиною від 40 до 50 частин на мільйон для марок M06. Кисень є поверхнево-активним елементом, тому зниження рівня кисню спричиняє зменшення змочування між розплавленою сталлю і прокатними валками і викликає зниження інтенсивності передачі тепла. Однак з Фіг.7 зрозуміло, що зменшення кількості кисню від 40 до 20 частин на мільйон може виявитися недостатнім для підвищення поверхневого

натягу до рівнів, які пояснюють зниження, що спостерігалось, значення питомого теплового потоку.

На підставі викладеного можна зробити висновки, що зниження у сталі рівнів вільного і загального кисню знижує обсяг включень і, таким чином, знижує число включень оксидів для забезпечення первинного утворення центрів кристалізації. Це потенційно погіршує природу первинного контакту сталі з поверхнею валка. Випробування зануренням показало, що для генерування значення питомого теплового потоку,

достатнього для первинного отвердіння у верхній або меніскній зоні ванни розплавленого металу, необхідне утворення центрів кристалізації з питомою поверхневою густиною близько 120/мм². Глибоке занурення у процесі випробувань передбачає подачу охолодженого блока у ванну розплавленої сталі зі швидкістю, яка з великим наближенням повторює умови на поверхнях прокатних валків виливної машини зі здвоєними прокатними валками. Сталь затвердіває на охолодженому блоці, як тільки його починають переміщати через ванну розплавленого металу для утворення шару отверділої сталі на поверхні блока. Товщина цього шару може бути виміряна у точках, розташованих по всій площі поверхні, для одержання карти варіантів інтенсивності отвердіння, а отже, і для визначення ефективної інтенсивності передачі тепла у різних точках розташування. Таким чином, існує можливість повсюдно забезпечити вимір інтенсивності отвердіння і всіх значень питомого теплового потоку. При цьому можуть проводитися дослідження мікроструктури поверхні смуги для кореляції змін у мікроструктурі отвердіння за рахунок внесення зміни в інтенсивність досліджуваних отвердінь і значення, що характеризують процес передачі тепла, а також з'являється можливість для дослідження структур, пов'язаних з центрами кристалізації, при первинному отвердінні на охолодженій поверхні. Пристрій для тестування зануренням більш повно розкритий в описі [до патенту США №5,720,336].

Взаємозалежність між вмістом кисню у рідкій сталі при утворенні первинних центрів кристалізації і передачею тепла була досліджена на моделі, описаній у Додатку 1. Дана модель характеризується тим, що всі включення окисів мають сферичну форму і рівномірно розподілені у сталі. Передбачається, що поверхневий шар складає 2μм і що тільки ті включення, які присутні у цьому поверхневому шарі, можуть брати участь у процесі кристалізації при первинному отвердінні сталі. Початковими даними моделі стали: загальний вміст кисню у сталі, діаметр включення, товщина смуги, швидкість лиття і товщина поверхневого шару. Як вихідні дані було прийнято процентний вміст включень у повному обсязі сталі, необхідний для забезпечення питомої поверхневої густини зародження центрів кристалізації 120/мм².

На Фіг.8 подано графік процентного вмісту включень кисню у поверхневому шарі, необхідного для участі у процесі кристалізації з метою досягнення питомої поверхневої густини зародження центрів кристалізації при різному ступені чистоти сталі, вираженої вмістом загального кисню, передбачаючи проведення досліджень на смузі завтовшки 1,6мм при швидкості лиття 80м/хв. Показано, що при використанні включення розміром 2μм і при вмісті загального кисню 200 частин на мільйон для досягнення питомої поверхневої густини зародження центрів кристалізації 120/мм² у поверхневому шарі буде потрібна присутність 20% від загальних наявних включень оксидів. Проте при вмісті загального кисню 80 частин на мільйон для досягнення критичної інтенсивності утворення центрів кристалізації буде потрібно близько 50% включень, а при рівні загального кисню 40 частин

на мільйон рівень включень оксидів виявиться недостатнім для забезпечення відповідності вимогам одержання питомої поверхневої густини зародження центрів кристалізації. Відповідно до викладеного вище, при регулюванні складу сталі методом розкиснення у ковші вмістом кисню сталі слід управляти таким чином, щоб забезпечити вміст загального кисню в межах від 100 до 250 частин на мільйон, звичайно близько 200 частин на мільйон. У результаті, шари глибиною 2 мікрона, що прилягають до прокатних валків при первинному отвердінні, будуть містити включення оксидів, що мають значення питомої поверхневої густини зародження центрів кристалізації 120/мм². Ці включення повинні розташовуватися у зовнішніх поверхневих шарах остаточно сформованого отвердлого виробу, виконаного у вигляді смуги, і можуть бути виявлені в результаті відповідних досліджень, наприклад, методом енергетичної дисперсійної спектроскопії (EDC).

Приклад

ПОЧАТКОВІ ДАНІ	
Критичне значення питомої поверхневої густини зародження центрів кристалізації, число/мм ² (необхідно для досягнення достатніх значень інтенсивності передачі тепла)	120 вкл./мм Це значення було одержане при дослідженні зразка методом занурення
Ширина (довжина) валка, м	1
Товщина смуги, мм	1,6
Місткість ковша у тонах, т	120
Густина сталі, кг/м ³	7800
Вміст загального кисню, частин на мільйон	75
Густина включень, кг/м ³	3000
ВИХІДНІ ДАНІ	
Маса включень, кг	21,42857
Діаметр включення, м	2,00E-06
Обсяг включення, м ³	0,0
Загальне число включень	1706096451319381,5
Товщина поверхневого шару, шп (цм) (одна сторона)	2
Загальне число включень тільки для поверхні	4265241128298,4536. Ці включення можуть брати участь у процесі первинної кристалізації
Швидкість лиття, м/хв.	80
Довжина смуги, м	9615, 38462
Площа поверхні смуги, м ²	19230, 76923
Загальне число заданих зон утворення центрів кристалізації	2307692,30760
Процентний вміст наявних включень, які повинні брати участь у процесі кристалізації, (%)	54,10462

Додаток 1

Перелік символів

w = ширина (довжина) валка, м
 t = товщина смуги, мм
 m_s = вага сталі у ковші, тонни
 P_s = густина сталі, кг/м³
 P_i = густина включень, кг/м³
 O_t = загальний вміст кисню у сталі, частин на мільйон (ppm)
 d = діаметр включення, м
 v_i = обсяг одного включення, м
 m_i = маса включень, кг
 N_t = загальна кількість включень
 t_s = товщина поверхневого шару, м (μм)
 N_s = загальна кількість включень у поверхневому шарі (яка може брати участь в утворенні центрів кристалізації)
 u = швидкість виливання смуги, м/хв.
 L_s = довжина смуги, м
 A_s = площа поверхні смуги, м²
 N_{req} = загальна кількість включень, що необхідна для забезпечення відповідності густини зародження центрів кристалізації
 NC_t = питома густина зародження центрів кристалізації, число/мм² (одержано в результаті дослідження методом занурення)
 N_{av} = % загальної кількості включень, присутніх у розплаві сталі на поверхні прокатних валків, для здійснення процесу первинного утворення центрів кристалізації

Рівняння

$$m_i = (O_t \times m_s \times 0,001) / 0,42$$

Примітка: для сталі, розкисленої Mn-Si, потрібно 0,42кг кисню для одержання 1кг включень, до складу яких входять 30% MnO, 40% SiO₂ і 30% Al₂O₃.

Для сталі, розкисленої Al (з уприскуванням

Ca), потрібно 0,38кг кисню для одержання 1кг включень, до складу яких входять 50% Al₂O₃ та 50% CaO.

$$v_i = 1,9 \times (d/2)^3$$

$$(3) N_t = m_i / (P_i \times v_i)$$

$$(4) N_s = (2,0 t_s \times 0,001 \times N_t / t)$$

$$(5) L_s = (m_s \times 1000) / (P_s \times w \times t / 1000)$$

$$(6) A_s = 2,0 \times L_s \times w$$

$$(7) N_{req} = A_s \times 10^6 \times NC_t$$

$$(8) N_{av} \% = (N_{req} / N_s) \times 100,0$$

Рівняння 1 застосовують для розрахунку маси включень, присутніх у сталі.

Рівняння 2 застосовують для розрахунку обсягу одного включення, припускаючи, що включення мають сферичну форму.

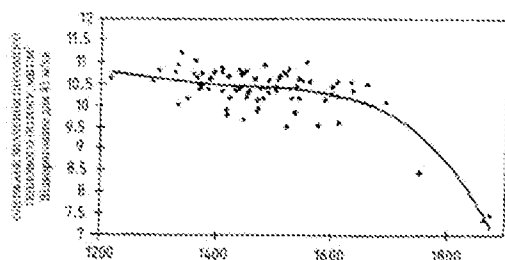
Рівняння 3 використовують для розрахунку загальної кількості включень, присутніх у сталі.

Рівняння 4 використовують для розрахунку загальної кількості включень, присутніх у поверхневому шарі (передбачаючи наявність 2μм з кожної сторони). Слід взяти до уваги, що дані включення можуть брати участь тільки при первинній кристалізації.

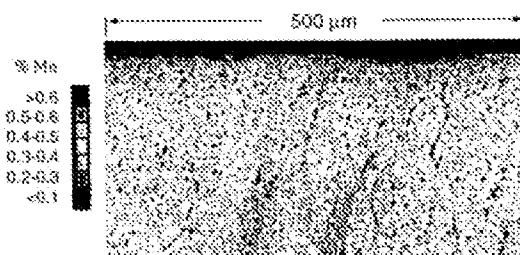
Рівняння 5 і 6 використовують для розрахунку загальної площі поверхні смуги.

Рівняння 7 використовують для розрахунку кількості включень, необхідних для розміщення на поверхні, щоб відповідати умовам інтенсивності зародження центрів кристалізації.

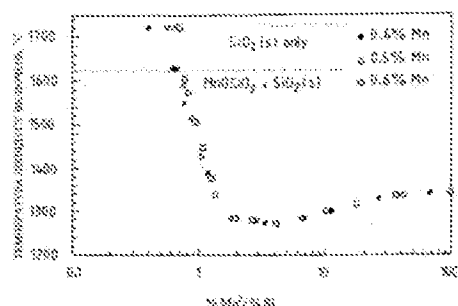
Рівняння 8 використовують для розрахунку процентного вмісту загального числа включень, присутніх на поверхні, які повинні брати участь у процесі зародження центрів кристалізації. Слід мати на увазі, що якщо це число перевищує 100%, то кількість включень на поверхні виявляється недостатньою для відповідності умовам зародження центрів кристалізації.



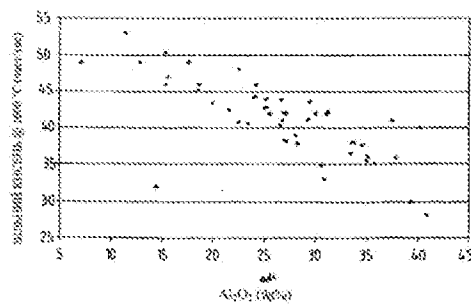
Фіг. 1



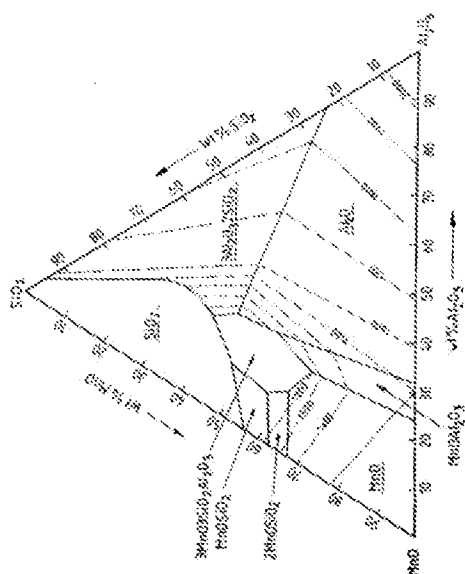
Фіг. 2



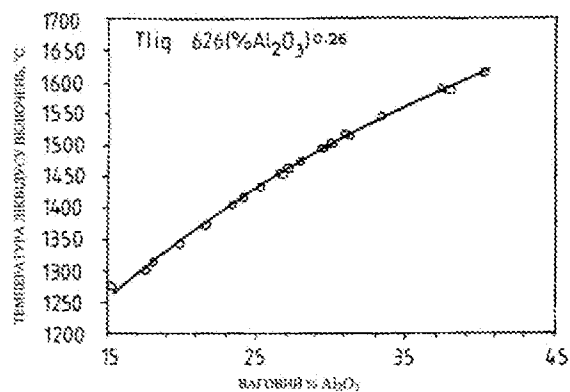
Фіг. 3



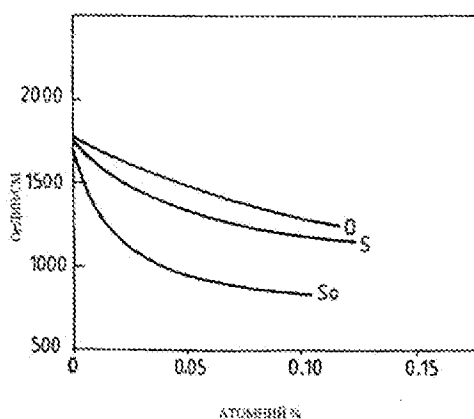
Фіг. 4



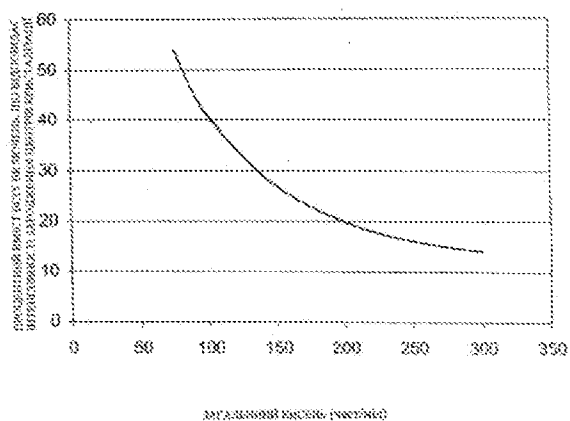
Фиг. 5



Фиг. 6



Фиг. 7



Фиг. 8