



УКРАЇНА

(19) UA (11) 57775 (13) C2

(51) 7 C21D8/02, C22C38/48, 38/50

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ  
І НАУКИ УКРАЇНИ

ДЕРЖАВНИЙ ДЕПАРТАМЕНТ  
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ  
ВЛАСНОСТІ

## ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА ВИНАХІД

(54) СТАЛЬ І СПОСІБ ОДЕРЖАННЯ ЛИСТА ІЗ СТАЛІ

1

2

(21) 99095240  
(22) 26 02 1998  
(24) 15 07 2003  
(86) PCT/US98/02966, 26 02 1998  
(31) 9/43630  
(32) 27 02 1997  
(33) JP  
(46) 15 07 2003, Бюл. № 7, 2003 р  
(72) Ку Джеянг, US, Бангару Нарасіма-Рая В, US, Лутон Майкл Дж, US, Петерсен Кліффорд В, US, Фудживара Казуки, JP, Окагучі Шуджі, JP, Хамада Масахіко, JP, Комізо Ю-Ійші, JP  
(73) ЕКСОНМОБІЛ АПСТРІМ РІСЕРЧ КОМПАНІ (US), СУМІТОМО МЕТАЛ ІНДАСТРІЗ, ЛТД (JP)  
(56) Заявка UA 94096932, 25 12 1998  
Заявка UA 96041369, 25 12 1998  
Заявка UA 96083162, 15 02 2002  
Заявка UA 97010202, 29 12 1999  
Заявка UA 97062659, 15 02 2002  
Заявка UA 97062660, 15 03 2002  
US 4572748, 25 02 1986  
US 5213634, 25 05 1993  
(57) 1 Сталь, що має межу міцності на розрив щонайменше 900 МПа (130 тис фунтів на кв дюйм) і яка містить залізо і такі добавки в мас %  
C від 0,02% до 0,1%,  
Mn від 0,2% до 2,5%,  
Ni від 0,2% до 1,2%,  
Nb від 0,01% до 0,1%,  
Ti від 0,005% до 0,03%,  
N від 0,001% до 0,006%,  
а також інші домішки, у тому числі  
P не більше 0,015%, і  
S не більше 0,003%,  
а також додатково містить карбід, частки якого мають розмір менший, ніж 5 мікрон, і при цьому згадана сталь має значення  $V_s$  у межах від 0,15 до 0,42 і яке визначається за наведеним нижче рівнянням (1)  
$$V_s = C + (Mn/5) + 5P - (Ni/10) - (Mo/15) + (Cu/10),$$
  
(1)  
в яке замість хімічного позначення атома кожного елемента підставляють вміст цього елемента в мас % і де  $V_s$  означає індекс сегрегації біля центральної лінії  
2 Сталь за п 1, яка відрізняється тим, що до її складу додатково вводять разом або незалежно одна від одної такі добавки в мас %

Si до 0,6%,  
Al до 0,1%,  
Cu до 0,6%,  
Cr до 0,8%,  
Mo до 0,6%,  
V до 0,1%,  
B до 0,0025%, і  
Ca до 0,006%,  
3 Сталь за п 1 або 2, яка відрізняється тим, що має значення  $V_s$  у межах від 0,28 до 0,42 і де  $V_s$  означає індекс сегрегації біля центральної лінії  
4 Сталь за п 1 або 2, яка відрізняється тим, що додатково має мікроструктуру, яка містить змішану структуру, яка складається з мартенситу і нижнього бейніту, причому (I) згадана змішана структура займає щонайменше 90 об % згаданої мікроструктури, (II) згаданий нижній бейніт займає щонайменше 2 об % згаданої змішаної структури, а (III) вихідні аустенітні зерна мають відношення довжини до ширини щонайменше 3  
5 Сталь за п 1 або 2, яка відрізняється тим, що додатково має значення  $Seq$  у межах від 0,4 до 0,7, яке визначають за наведеним нижче рівнянням (2)  
$$Seq = C (Mn/6) + [(Cu + Ni)/15] + [(Cr + Mo + V)/5],$$
  
(2)  
в яке замість хімічного позначення атома кожного елемента підставляють вміст цього елемента в мас %  
6 Сталь за п 1 або 2, яка відрізняється тим, що (а) додатково має мікроструктуру, що містить змішану структуру, що складається з мартенситу і нижнього бейніту, причому (I) згадана змішана структура складає щонайменше 90 об % згаданої мікроструктури, (II) згаданий нижній бейніт складає щонайменше 2 об % у вказаній змішаній структурі, а (III) вихідні аустенітні зерна мають відношення довжини до ширини щонайменше 3, і (б) додатково має значення  $Seq$  в межах від 0,4 до 0,7, яке визначають за наведеним нижче рівнянням (2)  
$$Seq = C (Mn/6) + [(Cu + Ni)/15] + [(Cr + Mo + V)/5],$$
  
(2)  
в яке замість хімічного позначення атома кожного елемента підставляють вміст цього елемента в мас %  
7 Сталь за будь-яким із пп 1 - 3, яка відрізняється тим, що містить манган у межах від 0,2 мас % до 1,7 мас % і бор в межах до 0,0003

(13) C2

(11) 57775

(19) UA

мас %

8 Сталь за п 1 або 2, яка **відрізняється** тим, що містить манган у межах від 0,2 мас % до 1,7 мас %, бор в межах до 0,0003 мас % і значення Seq у межах від 0,53 до 0,7, яке визначають за наведеним нижче рівнянням (2)

$$Seq = C (Mn/6) + [(Cu + Ni)/15] + [(Cr + Mo + V)/5], \quad (2)$$

в яке замість хімічного позначення атома кожного елемента підставляють вміст цього елемента в мас %

9 Сталь за п 1 або 2, яка **відрізняється** тим, що містить манган у межах від 0,2 мас % до 1,7 мас %, бор в межах до 0,0003 мас %, значення Seq в межах від 0,53 до 0,7, яке визначають за наведеним нижче рівнянням (2), і мікроструктуру, яка містить змішану структуру, яка складається з мартенситу і нижнього бейніту, причому (I) вказана змішана структура складає щонайменше 90 об % від вказаної мікроструктури, (II) нижній бейніт складає щонайменше 2 об % від змішаної структури, а (III) вихідні аустенітні зерна мають відношення довжини до ширини щонайменше 3

$$Seq = C (Mn/6) + [(Cu + Ni)/15] + [(Cr + Mo + V)/5], \quad (2)$$

куди замість хімічного позначення атома кожного елемента підставляють вміст цього елемента в мас %

10 Сталь за будь-яким із пп 1 - 3, яка **відрізняється** тим, що містить манган у межах від 0,2 мас % до 1,7 мас % і бор у межах від 0,0003 мас % до 0,0025 мас %

11 Сталь за п 1 або 2, яка **відрізняється** тим, що містить манган у межах від 0,2 мас % до 1,7 мас %, бор в межах від 0,0003 мас % до 0,0025 мас % і значення Seq в межах від 0,4% до 0,58, яке визначають за наведеним нижче рівнянням (2)

$$Seq = C (Mn/6) + [(Cu + Ni)/15] + [(Cr + Mo + V)/5], \quad (2)$$

в яке замість хімічного позначення атома кожного елемента підставляють вміст цього елемента в мас %

12 Сталь за п 1 або 2, яка **відрізняється** тим, що містить манган у межах від 0,2 мас % до 1,7 мас %, бор в межах від 0,0003 мас % до 0,0025 мас %, значення Seq в межах від 0,4 до 0,58, яке визначають за наведеним нижче рівнянням (2), і мікроструктуру, яка містить змішану структуру, яка складається з мартенситу і нижнього бейніту, причому (I) вказана змішана структура складає щонайменше 90 об % від вказаної мікроструктури, (II) вказаний нижній бейніт займає щонайменше 2 об % від вказаної змішаної структури, а (III) вихідні аустенітні зерна мають відношення довжини до ширини щонайменше 3

$$Seq = C (Mn/6) + [(Cu + Ni)/15] + [(Cr + Mo + V)/5], \quad (2)$$

куди замість хімічного позначення атома кожного елемента підставляють вміст цього елемента в мас %

13 Спосіб одержання листа із сталі, що має межу міцності на розрив щонайменше 900 МПа (130 тис фунтів на кв дюйм), який відрізняється тим, що складається з таких операцій

а) нагрів сталевий плоский прокатний заготовки до температури в межах від 950°C (1742°F) до

1250°C (2282°F),

б) гаряча прокатка згаданої сталевий плоский прокатний заготовки за умови, що сукупний ступінь обтіснення при температурі не вищій за 950°C (1742°F) складає щонайменше 25% для формування товстолистової сталі,

в) завершення стадії гарячої прокатки при температурі не нижчій за температуру фазового перетворення  $Ar_3$  при охолодженні або ж 700°C (1292°F), у залежності від того, яке з цих значень температури буде вищим, і

г) охолодження згаданої товстолистової сталі при температурі не нижчій за 700°C (1292°F) при швидкості охолодження в межах від 10°C/сек до 45°C/сек (від 18°F за секунду до 81°F за секунду) при вимірі її в центральній по суті зоні згаданої товстолистової сталі доти, поки центральна зона згаданої товстолистової сталі не охолоне до температури не вищої за 450°C (842°F), і сталь містить записо і такі добавки, що вказані в мас %

C від 0,02% до 0,1%,  
Mn від 0,2% до 2,5%,  
Ni від 0,2% до 1,2%,  
Nb від 0,01% до 0,1%,  
Ti від 0,005% до 0,03%,  
N від 0,001% до 0,006%,  
а також інші домішки, у тому числі

P не більше за 0,015%, і

S не більше за 0,003%,

при цьому згадана сталь має розміри часток карбиду, що менші 5 мікрон, а значення Vs у межах від 0,15 до 0,42, яке визначають за наведеним нижче рівнянням (1)

$$Vs = C + (Mn/5) + 5P - (Ni/10) - (Mo/15) + (Cu/10), \quad (1)$$

в яке замість хімічного позначення атома кожного елемента підставляють вміст цього елемента в мас % і де Vs означає індекс сегрегації біля центральної лінії

14 Спосіб за п 14, який **відрізняється** тим, що сталь додатково містить разом або окремо такі добавки в мас %

Si до 0,6%,

Al до 0,1%,

Cu до 0,6%,

Cr до 0,8%,

Mo до 0,6%,

V до 0,1%,

B до 0,0025%, і

Ca до 0,006%,

15 Спосіб за п 13 або 14, який **відрізняється** тим, що додатково містить операцію

(д) відпускання вказаної товстолистової сталі при температурі не вищій за 675°C (1247°F)

16 Спосіб за п 13 або 14, який **відрізняється** тим, що товстолиста сталь має значення Vs у межах від 0,28 до 0,42, і де Vs означає індекс сегрегації біля центральної лінії

17 Спосіб за п 13 або 14, який **відрізняється** тим, що сталь має мікроструктуру, яка містить змішану структуру, яка складається з мартенситу і нижнього бейніту, причому (I) згадана змішана структура складає щонайменше приблизно 90 об % від згаданої мікроструктури, (II) згаданий нижній бейніт складає щонайменше 2 об % від згаданої змішаної структури, а (III) вихідні аустенітні зерна

мають відношення довжини до ширини щонайменше 3

18 Спосіб за п 13 або 14, який відрізняється тим, що товстолистову сталь має значення  $C_{eq}$  у межах від 0,4 до 0,7, яке визначають за наведеним нижче рівнянням (2)

$$C_{eq} = C (Mn/6) + [(Cu + Ni)/15] + [(Cr + Mo + V)/5], \quad (2)$$

в яке замість хімічного позначення атома кожного елемента підставляють вміст цього елемента в мас %

Предметом цього винаходу є сталь з високим опором до розриву, що має чудову ударну в'язкість за всією своєю товщиною, відмінні властивості у зварних з'єднаннях і міцність, що має межу міцності до розриву (ММР), щонайменше, приблизно 900МПа (130тис. фунтів на кв дюйм) Більш точно предметом цього винаходу є товстолистову сталь з високим опором до розриву, яка призначена для будівництва магістральних трубопроводів для транспортування природного газу, сирої нафти і тому подібного, а також спосіб виробництва товстолистової сталі з високим опором до розриву

В галузі трубопроводів для транспортування природного газу і сирої нафти повсюдно спостерігають прагнення до зниження транспортних витрат, заходи, що вживають з цією метою зосереджуються на підвищенні ефективності транспортування за рахунок підвищення максимального робочого тиску Стандартний підхід до вирішення питання про підвищення максимального робочого тиску пов'язаний із збільшенням товщини стінок магістрального трубопроводу, що виготовляється з марки сталі з низькою міцністю Проте, у зв'язку зі збільшенням ваги конструкції такий засіб призводить до зниження продуктивності виконуваних на будівельному майданчику зварювальних робіт, а, значить, до загального зниження економічної ефективності будівництва трубопроводу Альтернативний підхід до вирішення даної проблеми полягає в обмеженні збільшення товщини стінок за рахунок підвищення міцності матеріалу магістрального трубопроводу Наприклад, Американським нафтовим інститутом (API) стандартизована сталь марки X80, у зв'язку з чим ця сталь марки X80 знайшла практичне застосування, Марка "X80" означає, що межа текучості (MT) складає, щонайменше, 551МПа (80тис. фунтів на кв дюйм)

Виходячи з передбачуваного підвищення попиту на сталь, що має ще більш високу міцність, були запропоновані декілька способів виробництва сталі марки X100 або марок сталі з більш високою міцністю, заснованих на технології виробництва сталі марки X80 Наприклад, були запропоновані така сталь і спосіб її виробництва, у яких міцність і ударна в'язкість підвищують завдяки забезпеченню дисперсійного твердіння з застосуванням Si і рафінуванню мікроструктури (див. викладену заяву на японський патент №8-104922) Крім того, також були запропоновані й інші марки сталі такого типу і способи їх виробництва, у яких підвищення міцності й ударної в'язкості забезпечені за рахунок збільшення вмісту Mn і рафінування мікроструктури (див. заявки на євро-

пейські патенти EP 0753596A1 (WO 96/23083) і EP 0757113A1 (WO 96/23909)

Проте, застосування вищевказаних марок сталі і способів їх виробництва пов'язано з виникненням таких проблем Перший із зазначених вище способів, у якому використовують дисперсійне твердіння, що здійснюване з застосуванням Si, дозволяє надати сталі як високу міцність, так і гарну зварюваність у поповових умовах, але в зв'язку з присутністю виділень Si ( $\epsilon$ -Si фази), диспергованої у межах сталевих основи, цей спосіб у більшості випадків неефективний з огляду надання сталі достатньо високої ударної в'язкості Також, коли описану в другому з вказаних вище способів сталь із високим опором до розриву, що містить Mn у кількості понад 1мас. %, отримують із застосуванням процесу безперервного розливу (процесу БР), спостерігають тенденцію до погіршення ударної в'язкості в центральній за товщиною зоні товстолистової сталі, яка обумовлена сегregaцією по центральній лінії Для сталі, що не може бути отримана за допомогою процесу безперервного розливу, тобто, для сталі, плоску прокатну заготовку з якої треба виготовляти за допомогою розливу сталі у виливниці і прокатки в обжимному стані-блюмінгу, спостерігають тенденцію до одержання значно меншої кількості продукції, що випускається, ніж у випадку організації виробництва із застосуванням процесу безперервного розливу Сталь, отриману з застосуванням процесу розливу її в виливниці, небажано використовувати в умовах масового виробництва, характерних для випуску труб для магістральних трубопроводів, через витрати, пов'язані із здійсненням процесу розливу сталі в виливниці

Крім того, відповідно до технічних рішень, що розкриті в патентах США №5 545 269, 5 545 270 і 5 531 842, виданих на ім'я Ку і Лутона, встановлена практична доцільність виробництва марок сталі, що мають чудову міцність, межу текучості, щонайменше, приблизно 830МПа (120тис. фунтів на кв дюйм) і межу міцності до розриву, щонайменше, приблизно 900МПа (130тис. фунтів на кв дюйм), як попереднього продукту для виробництва труб магістрального трубопроводу Властивості міцності марок сталі, запропонованих Ку і Лутоном у патенті США № 5 545 269, забезпечені за рахунок досягнення збалансованості між хімічним складом сталі і технологією її виробництва, завдяки чому одержувана сталь має по суті однорідну мікроструктуру, що містить, в основному, дрібнозернистий мартенсит відпуску і бейніт, що додатково зміцнені виділеннями  $\epsilon$ -міді і деякими карбідами, нітридами або карбонітридами ванадію, ніобію і молібдену

У патенті США № 5 545 269, виданому на ім'я Ку і Лутона, запропонований спосіб виробництва високоміцної сталі, при застосуванні якого сталь різко охолоджують з температури закінчення гарячої прокатки до температури, що не перевищує 400°C (752°F за температурною шкалою Фаренгейта) із швидкістю охолодження, щонайменше, 20°C за секунду (36°F за секунду), бажано - із швидкістю приблизно 30°C за секунду (54°F у секунду), з таким розрахунком, щоб при цьому одержати, в основному, мартенситну і бейнітну мікроструктуру. Крім того, для одержання бажаної мікроструктури і бажаних властивостей, відповідно до винаходу Ку і Лутона, необхідно, щоб товстолистову сталь була піддана повторній процедурі зміцнення за допомогою виконання додаткової технологічної операції, що передбачає відпуск товстолистової сталі, що охолоджується водою, при температурі, що не перевищує точки перетворення Ас<sub>1</sub> при нагріванні, тобто, температури, при якій під час нагрівання починає утворюватися аустеніт, протягом періоду часу, достатнього для того, щоб викликати виділення  $\epsilon$ -міди і деяких згаданих карбідів, нітридів або карбонітридів ванадію, ніобію і молібдену. Наявність додаткової технологічної операції відпуску, виконуваної після різкого охолодження цих марок сталі, забезпечує одержання співвідношення між межею текучості і межею міцності до розриву, що перевищує 0,93, з погляду забезпечення кращої конструкції трубопроводу, бажано було б, щоб співвідношення між межею текучості і межею міцності до розриву складало не більш, ніж приблизно 0,93 із збереженням при цьому високих значень опору до розриву.

Одним із засобів вирішення цієї проблем є забезпечення високого вмісту нікелю в сталі. Патентом США № 5 545 263 передбачається забезпечити наявність нікелю в сталі в кількості до 2 мас. %. Проте, у залежності від вмісту карбону та інших легуючих елементів у сталі, наявність у її складі високого вмісту нікелю, наприклад, у кількості, що перевищує приблизно 1,5 мас. %, може призвести до погіршення зварюваності при зварюванні кільцевим швом, яке здійснюють під час будівництва трубопроводу, крім того, додаткове введення нікелю призводить до зростання витрат на легування. Таким чином, метою цього винаходу є створення сталі з високим опором до розриву, що має гарне співвідношення між межею текучості і межею міцності до розриву, тобто, не більш, ніж приблизно 0,93, і яку можна виробляти за допомогою процесу безперервного розливу, і яка відрізняється чудовою ударною в'язкістю за всією товщиною, відмінними властивостями у зварних з'єднаннях і має ММР (межу міцності до розриву), щонайменше, приблизно 900 МПа (130 тис фунтів на кв дюйм), енергію удару при температурі -40°C (-40°F) наприклад,  $\nu E$  при -40°C, що перевищує значення приблизно в 120 Дж (90 футо-фунтів). Інші цілі цього винаходу полягають у створенні таких марок сталі, які мають гарну зварюваність, не дають тріщин при зварюванні і мають енергію удару при температурі -20°C (-4°F), наприклад,  $\nu E$  при -20°C у зоні термічного впливу (ЗТВ), або у зварному

з'єднанні, що перевищує значення приблизно в 70 Дж (52 футо-фунтів).

Здійснюючи спробу одержати сталь із високим опором до розриву, що має межу міцності до розриву (ММР), щонайменше, приблизно 900 МПа (130 тис фунтів на кв дюйм) і чудову ударну в'язкість за всією своєю товщиною, навіть у тому випадку, коли плоску прокатну заготовку виготовляють з неї за допомогою процесу безперервного розливу, автори цього винаходу дослідили цілий ряд марок сталі, що мають різноманітний склад, і при цьому встановили такі:

Коли сталь із високим опором до розриву, що має вміст Mn, щонайменше, приблизно 1 мас. %, виробляють за допомогою процесу безперервного розливу, обмеження значення  $V_s$ , яке визначається з наведеного нижче рівняння (1), величиною, що не досягає більш, ніж приблизно 0,42, дозволяє значною мірою зменшити сегрегацію біля центральної лінії. Отже, спостерігають істотне підвищення ударної в'язкості в центральній зоні товщини стінки. Коли вміст Mn складає менше за приблизно 1,7 мас. %, вказане вище обмеження по  $V_s$  стає особливо ефективним.

$V_s = C + (Mn/5) + 5P - Ni/10 - Mo/15 + Cu/10$ , (1)  
куди замість хімічного позначення атома кожного елемента підставляють вміст цього елемента (в мас. %).

Виникнення крихкого зламу потребує наявності якогось дефекту, який виступає центром зародження крихкого зламу. З підвищенням ММР (межу міцності до розриву) сталі відбувається зменшення критичного розміру дефекту, необхідного в більшості випадків для того, щоб почався крихкий злам. Карбіди, наприклад, такі як цементит, що добре диспергуються в сталі, є істотно важливими для забезпечення зміцнення дисперсними частками, але при цьому вони можуть вважатись і свого роду дефектом з погляду крихкого зламу, оскільки вони самі дуже тверді і крихкі. Відповідно, із цієї причини для сталі з високим опором до розриву розмір часток карбідів бажано було б обмежувати визначеним рівнем. Початок крихкого зламу визначається швидше максимальним розміром часток карбідів, а не їх середнім розміром. Іншими словами, центром зародження для крихкого зламу служить частка карбиду, яка має максимальний розмір. Незважаючи на те, що середній розмір часток якоюсь мірою пов'язаний з максимальним розміром часток карбідів, важливо в технічних умовах зазначити максимальний розмір часток карбідів з тим, щоб одержати можливість проконтролювати ударну в'язкість сталі.

Вимога щодо зазначення в технічних умовах максимального розміру часток карбідів поширюється не тільки на центральну за товщиною зону товстолистової сталі, але також і на всю іншу частину за товщиною товстолистової сталі. Проте, більш важливо зазначити в технічних умовах цей розмір для центральної або ж, по суті, центральної за товщиною зони товстолистової сталі, де виявляється тенденція до концентрації C, Mn і подібних їм елементів.

Сталь із високим опором до розриву, що має кращу збалансованість між ударною в'язкістю і міцністю, можна одержати, забезпечивши вико-

нання такої умови у відношенні мікроструктури змішана структура мартенситу і бейніту повинна займати, щонайменше, 90об % всієї мікроструктури, нижній бейніт повинен займати, щонайменше, 2об % цієї змішаної структури, а співвідношення довжини до ширини (згідно наведеному тут нижче визначенню) для попереднього аустенітного зерна повинне бути відкориговано таким чином, щоб складало, щонайменше, 3. Відповідно до визначення, прийнятого в цьому описі винаходу і у формулі винаходу, що додається до нього, відношення довжини до ширини для аустенітного зерна в нерекристалізованому стані, або для попереднього аустенітного зерна, характеризується таким чином відношення довжини до ширини = діаметру (довжині) витягнутого зерна в напрямку прокатки, поділеному на діаметр (ширину) аустенітного зерна, виміряного в напрямку за товщиною товстолистової сталі.

Суть цього винаходу полягає в створенні сталі з високим опором до розриву і способу виробництва цієї сталі, описаних нижче.

(1) Сталь із високим опором до розриву, що має межу міцності до розриву, щонайменше, приблизно 900МПа (130тис фунтів на кв дюйм) і такий склад, наведений у мас % карбон (C) від приблизно 0,02% до приблизно 0,1%, силіцій (Si) не більше за приблизно 0,6%, манган (Mn), від приблизно 0,2% до приблизно 2,5%, нікель (Ni) від приблизно 0,2% до приблизно 1,2%, ніобій (Nb), від приблизно 0,01% до приблизно 0,1%, титан (Ti), від приблизно 0,005% до приблизно 0,03%, алюміній (Al), не більш, ніж приблизно 0,1%, нітроген (N), від приблизно 0,001% до приблизно 0,006%, купрум (Cu) від 0% до приблизно 0,6%, хром (Cr) від 0% до приблизно 0,8%, молібден (Mo) від 0% до приблизно 0,6%, ванадій (V) від 0% до приблизно 0,1%, бор (B) від 0% до приблизно 0,0025%, а також кальцій (Ca) від 0% до приблизно 0,006%, при цьому значення  $V_s$ , визначене з наведеного нижче рівняння (1), знаходиться в межах бажано від приблизно 0,15, а бажаніше, від приблизно 0,28 до приблизно 0,42, фосфор (P) і сульфур (S) у числі інших домішок містяться в кількості не більш, ніж приблизно 0,015мас % і, відповідно, не більш, ніж приблизно 0,003мас %, а частки карбиду, які містяться в сталі, мають розмір не більш, ніж приблизно 5мкм у подовжньому напрямку

$$V_s = C + (Mn/5) + 5P - (Ni/10) - (Mo/15) + Cu/10, \quad (1)$$

куди замість хімічного позначення атома кожного елемента підставляють вміст цього елемента (в мас %)

(2) Сталь із високим опором до розриву, що відповідає наведеному в пункті (1) опису, у якій мікроструктура задовольняє наступній умові (а)

(а) Змішана структура, що по суті містить мартенсит і нижній бейніт, що складають, щонайменше, приблизно 90об % мікроструктури, нижній бейніт складає, щонайменше, приблизно 2об % цієї змішаної структури, а відношення довжини до ширини для попередніх аустенітних зерен складає, щонайменше, приблизно 3

(3) Сталь із високим опором до розриву, що відповідає наведеному тут вище в пункті (1) опису, у якому значення  $Seq$ , визначене з наведеного

нижче рівняння (2), знаходиться в межах від приблизно 0,4 до приблизно 0,7,

$$Seq = C (Mn/6) + [(Cu + Ni)/15] + (Cr + Mo + V)/5, \quad (2)$$

куди замість хімічного позначення атома кожного елемента підставляють вміст цього елемента (у мас %)

(4) Сталь із високим опором до розриву, що відповідає наведеному вище в пункті (1) опису, у якому мікроструктура задовольняє наступній умові (а), а значення  $Seq$  знаходиться в межах від приблизно 0,4 до приблизно 0,7

(а) Змішана структура, що по суті містить мартенсит і нижній бейніт, що складають, щонайменше, приблизно 90об % мікроструктури, нижній бейніт складає, щонайменше, приблизно 2об % цієї змішаної структури, а відношення довжини до ширини для попереднього аустеніту складає, щонайменше, приблизно 3

(5) Сталь, що по суті не містить бору, із високим опором до розриву, що відповідає наведеному вище в пункті (1) опису, у якій вміст мангану знаходиться в межах від приблизно 0,2мас % до приблизно 1,7мас %, бажано, виключаючи 1,7мас %, а вміст бору знаходиться в межах від 0 мас % до приблизно 0,0003мас %

(6) По суті сталь, що не містить бору, із високим опором до розриву, що відповідає наведеному вище в пункті (2) опису, у якій вміст мангану знаходиться в межах від приблизно 0,2мас % до приблизно 1,7мас %, переважно, виключаючи 1,7мас %, а вміст бору знаходиться в межах від 0мас % до приблизно 0,0003мас %

(7) Сталь, що не містить бору, із високим опором до розриву, що відповідає наведеному тут вище в пункті (3) опису, у якій вміст мангану знаходиться в межах від приблизно 0,2мас % до приблизно 1,7мас %, переважно, виключаючи 1,7мас %, вміст бору знаходиться в межах від 0мас % до приблизно 0,0003мас %, а значення  $Seq$  знаходиться в межах від приблизно 0,53 до приблизно 0,7

(8) Сталь, що не містить бору, із високим опором до розриву, що відповідає наведеному тут вище в пункті (4) опису, у якій вміст мангану знаходиться в межах від приблизно 0,2мас % до приблизно 1,7мас %, переважно, виключаючи 1,7мас %, вміст бору знаходиться в межах від 0мас % до приблизно 0,0003мас %, а значення  $Seq$  знаходиться в межах від приблизно 0,53 до приблизно 0,7

(9) Сталь із високим опором до розриву, що відповідає наведеному вище в пункті (1) опису, у якій вміст мангану знаходиться в межах від приблизно 0,2мас % до приблизно 1,7мас %, а переважно, виключаючи 1,7мас %, а вміст бору знаходиться в межах від приблизно 0,0003мас % до приблизно 0,0025мас %

(10) Сталь із високим опором до розриву, що відповідає наведеному вище в пункті (2) опису, у якій вміст мангану знаходиться в межах від приблизно 0,2мас % до приблизно 1,7мас %, а переважно, виключаючи 1,7мас %, а вміст бору знаходиться в межах від приблизно 0,0003мас % до приблизно 0,0025мас %

(11) Сталь із високим опором до розриву, що відповідає наведеному вище в пункті (3) опису, у

який вміст мангану знаходиться в межах від приблизно 0,2мас % до приблизно 1,7мас %, а переважно, виключаючи 1,7мас %, вміст бору знаходиться в межах від приблизно 0,0003мас % до приблизно 0,0025мас %, а значення Seq знаходиться в межах від приблизно 0,4 до приблизно 0,58

(12) Сталь із високим опором до розриву, що відповідає наведеному вище в пункті (4) опису, у який вміст мангану знаходиться в межах від приблизно 0,2мас % до приблизно 1,7мас %, а, бажано, виключаючи 1,7мас %, вміст бору знаходиться в межах від приблизно 0,0003 мас % до приблизно 0,0025мас %, а значення Seq знаходиться в межах від приблизно 0,4 до приблизно 0,58

(13) Спосіб виробництва товстолистової сталі з високим опором до розриву з хімічним складом, який відповідає наведеному вище в будь-якому з пунктів (1), (2), (3), (4), (5), (6), (7), (8), (9), (10), (11) або (12) опису, причому вказаний спосіб передбачає виконання стадій нагрівання сталевих плоских прокатних заготовок до температури в межах від приблизно 950°C (1742°F) до приблизно 1250°C (2282°F), гарячої прокатки цієї сталевих плоских прокатних заготовок за умови, що сукупний ступінь обтіснення при температурі не вищій за приблизно 950°C (1742°F) складає, щонайменше, приблизно 25%, завершення гарячої прокатки при температурі не нижче, ніж температура фазового перетворення  $Ag_3$  при охолодженні (тобто, температура, при якій аустеніт починає перетворюватися у ферит під час охолодження), або приблизно 700°C (1292°F), у залежності від того, яка з них буде вищою, а також охолодження гарячекатаної товстолистової сталі з температури не нижче, ніж приблизно 700°C (1292°F), при швидкості охолодження в межах від приблизно 10°C/сек до приблизно 45°C/сек (від приблизно 18°F за секунду до приблизно 81°F за секунду) при вимірі її в центральній зоні, або по суті в центральній зоні товстолистової сталі доти, доки ця центральна зона або по суті центральна зона не охолоне до температури приблизно 450°C (842°F) або ж до нижчої температури

(14) Спосіб виробництва товстолистової сталі з високим опором до розриву, який відповідає наведеному вище в пункті (13) опису, причому вказаний спосіб додатково передбачає виконання стадії відпуску прокатаної товстолистової сталі при температурі не вищій за приблизно 675°C (1247°F)

Розглянуту вище згідно з винаходом сталь передбачають виробляти, головним чином, із застосуванням процесу безперервного розливу, але її також можна виробляти і з застосуванням процесу розливу сталі у виливниці. Відповідно, у контексті даного опису винаходу, а також у формулі винаходу, що додається, в якості "сталевих плоских прокатних заготовок" може фігурувати отримана за допомогою безперервного розливу сталевих плоских прокатних заготовок або ж плоских прокатних заготовок, отримана за допомогою прокатки злитка в обтісному стані-блему

Розглянута вище сталь може містити не тільки легуючі компоненти в кількостях, граничні значення яких зазначені вище, але також і деякі відомі

елементи в малих кількостях, які вводять до складу сталі додатково з метою отримання відповідного результату, що звичайно спостерігають при наявності в сталі таких елементів у малих кількостях. Наприклад, для того, щоб проконтролювати форму включень і підвищити ударну в'язкість у межах отриманої при зварюванні зони термічного впливу (ЗТВ), до складу сталі можуть бути введені в малих кількостях рідкоземельні елементи або ж інші, подібні їм елементи

У одному з варіантів здійснення цього винаходу, "карбіди" можна спостерігати при розгляді екстракційної репліки мікроструктури сталі під електронним мікроскопом. Стосовно до цього опису винаходу, термін "розмір у подовжньому напрямку" відноситься до "найбільшого діаметра" частки карбіду, що має максимальний розмір, серед усіх часток карбідів, що спостерігають при приблизно 2900-кратному збільшенні в полі зору електронного мікроскопа. Стосовно до даного опису винаходу і формули винаходу, що додана до нього, поняття "розмір часток карбіду" являє собою середнє значення розміру в подовжньому напрямку для часток карбідів, що мають максимальний розмір, і які спостерігали приблизно в 10 полях екстракційної репліки при вимірі за допомогою електронного мікроскопа при приблизно 2000-кратному збільшенні. Цей розмір часток карбіду, або середнє значення для часток карбіду, що мають максимальний розмір, або середнє значення максимального розміру в подовжньому напрямку, при вимірі їх у кожній із таких зон у центральній зоні або по суті центральній за товщиною зони товстолистової сталі, у зоні на глибині 1/4 частини товщини товстолистової сталі й у поверхневому шарі - бажано було б втримати в рамках згаданих вище меж

Коли вищезгадана мікроструктура містить залишковий аустеніт у якості іншої структури, на відміну від мартенситу і нижнього бейніту, відсотковий вміст залишкового аустеніту за об'ємом можна визначити за допомогою рентгенографії. Крім мартенситу і нижнього бейніту у вищезгаданій змішаній структурі можна також розрізнити й інші фази, наприклад, верхній бейніт або перліт, спостерігаючи метал, що протравлений пікралем, в оптичний мікроскоп. Крім того, оскільки карбід має характерну морфологічну особливість, у кожній з цих структур, можна також розпізнати карбід, спостерігаючи карбідну екстракційну репліку в електронний мікроскоп приблизно при 2000-кратному збільшенні. Коли при застосуванні вищезгаданих засобів таке розпізнавання утруднене, для того, щоб домогтися такого розпізнавання, можна вдаватися до спостереження тонкого зразка в просвічувальний електронний мікроскоп. У зв'язку, із тим, що даний засіб передбачає проведення спостереження при великому збільшенні, достатньо надійний результат може бути отриманий тільки при спостереженні цілого ряду полів зору, наприклад, приблизно 10 або більше

Для того, щоб визначити відсотковий вміст нижнього бейніту за об'ємом в змішаній структурі, що складається з мартенситу і нижнього бейніту, відповідно до наведеного вище опису, можна провести спостереження карбідної екстракційної репліки або тонкого зразка в електронний мікроскоп

Відповідно до іншого способу дослідження, можна стосовно до досліджуваної сталі змодельовати термокінетичну діаграму при деформації. Таку діаграму можна одержати, використовуючи діючу випробувальну машину Формастера, а для окремих значень швидкості охолодження можна провести точний вимір відсоткового вмісту за об'ємом змішаної мікроструктури або нижнього бейніту. Це дозволяє з високою точністю визначити мікроструктуру відповідно до цього робочого співвідношення і швидкості охолодження сталі.

Стосовно до даного опису винаходу і формули винаходу, що додана до нього, термін "сталі" відноситься, головним чином, до листової сталі і, зокрема, до товстолистової сталі, але може також відноситись і до гарячекатаної сталі матеріалів для сталевих поковок і до інших аналогічних матеріалів.

Переваги цього винаходу очевидні з наведеного нижче докладного опису і таблиць даних, що додаються, серед яких

У таблиці 1 наведені дані з вмісту основних елементів у марках сталі, що випробовувалися при проведенні випробування 1, включеного в розділ ПРИКЛАДИ

У таблиці 2 наведені дані з вмісту елементів, що вводяться до складу сталі необов'язково, і забруднюючих елементів, P і S, у марках сталі, що випробовувалися при проведенні випробування 1, включеного в розділ ПРИКЛАДИ

У таблиці 3 наведені дані за умов гарячої прокатки, охолодження і відпуску марок сталі, що випробовувалися при проведенні випробування 1, включеного в розділ ПРИКЛАДИ

У таблиці 4 наведені дані з експлуатаційних якостей марок сталі, що випробовувалися при проведенні випробування, включеного в розділ ПРИКЛАДИ

У таблиці 5 наведені дані з вмісту деяких елементів у марках сталі, що випробовувалися при проведенні випробування 2, включеного в розділ ПРИКЛАДИ

У таблиці 6 наведені дані з вмісту додаткових елементів у марках сталі, що випробовувалися при проведенні випробування 2, включеного в розділ ПРИКЛАДИ

У таблиці 7 наведені дані з умов гарячої прокатки, охолодження і відпуску марок сталі, що випробовувалися при проведенні випробування 2, включеного в розділ ПРИКЛАДИ

У таблиці 8 наведені дані з мікроструктури марок сталі, які випробовувалися при проведенні випробування 2, включеного в розділ ПРИКЛАДИ

У таблиці 9 наведені дані з експлуатаційних якостей марок сталі, що випробовувалися при проведенні випробування 2, включеного в розділ ПРИКЛАДИ

Нижче цей винахід розглядається в зв'язку з кращими варіантами його здійснення, проте варто розуміти, що цей винахід не обмежується лише цими варіантами. Навпаки, цей винахід варто розглядати як такий, що охоплює всілякі альтернативи, відомі й еквівалентні технічні рішення, що можуть бути запропоновані в межах суті, а також обсягу цього винаходу, визначеного в формулі винаходу, що додається

Нижче розглядається причина, з якої для цього винаходу зазначені вище відповідні обмеження,

У нижченаведеному описі, позначення "%", що стоїть після позначення відповідного легуючого елемента означає "мас %"

Хімічний склад

C від 0,02% до 0,1%

Карбон ефективний стосовно підвищення міцності різних марок сталі. Для того, щоб марки сталі згідно з винаходом одержали бажану міцність, вміст в них карбону повинен бути, щонайменше, приблизно 0,02%. Проте, якщо вміст карбону перевищує приблизно 0,1%, тоді карбідні можуть ставати крупнозернистими, у результаті чого спостерігають погіршення ударної в'язкості сталі і підвищується її схильність до утворення холодних тріщин при проведенні монтажних робіт на будівельному майданчику. З цієї причини бажано було б встановити верхню межу вмісту карбону приблизно 0,1%

Si не більше за 0,6%

Силіцій додається, головним чином, з метою розкислення. Кількість Si, що запишається в сталі після розкислення, може становити по суті 0%. Проте, якщо вміст силіцію перед розкисленням буде становити 0%, тоді відбудеться збільшення втрат Al у процесі розкислення. Відповідно, було б бажано, щоб вміст силіцію був достатнім для забезпечення наявності залишкового Si для витрати його в процесі розкислення. Нижня межа приблизно 0,01% Si достатня для того, щоб належним чином зводити до мінімальних втрати Al у процесі розкислення. Інше міркування полягає в тому, що, якщо Si буде залишатися в сталі після розкислення в кількості, що перевищує приблизно 0,6%, тоді можуть виникати складності з забезпеченням тонкого розсіювання часток карбідів під час відпуску, в результаті чого буде спостерігатися зниження ударної в'язкості сталі. Крім цього, вміст силіцію, що перевищує приблизно 0,6%, може в результаті призводити до зменшення ударної в'язкості в ЗТВ (зони термічного впливу) і до погіршення формуючості. З цієї причини визначена верхня межа вмісту силіцію, що становить приблизно 0,6%, а бажано - приблизно 0,4%

Mn від 0,2% до 2,5%

Манган є ефективним елементом стосовно підвищення міцності різних марок сталі згідно з винаходом, оскільки він значною мірою сприяє поліпшенню прокалюваності. Якщо вміст мангану становитиме менше за приблизно 0,2%, тоді його вплив на прокалюваність буде слабким. Для марок сталі з високим опором до розриву, які відповідають цьому винаходові, бажано було б, щоб вміст Mn у них становив, щонайменше, приблизно 0,2%. Якщо ж вміст мангану перевищує приблизно 2,5%, тоді можна спостерігати прискорення сегрегації біля центральної лінії під час лиття, що призводить до зменшення ударної в'язкості. Відповідно, для сталі з високим опором до розриву, що має ММР (межа міцності до розриву), щонайменше, приблизно 900 МПа (130 тис. фунтів на кв. дюйм), бажано було б, щоб вміст Mn у ній становив менше за приблизно 2,5% або ж у крайньому випадку дорівнював цьому значенню. Крім того, якщо вміст мангану буде обмежений значенням менше за

приблизно 1,7%, тоді спостерігатимуть зменшення сегрегації біля центральної лінії завдяки контролюванню значення  $V_s$ , як вказано в цьому описі

При обмеженні вмісту Mn менше за приблизно 1,7%, забезпечують ефективне стримування уповільненої руйнації під час зварювання. Крім того, при цьому також зведена до мінімуму сегрегація біля центральної лінії під час безперервного розливу. Таким чином, при обмеженні вмісту мангану менше за приблизно 1,7%, спостерігають тенденцію до забезпечення підвищеної ударної в'язкості марок сталі з високим опором до розриву, що відповідають цьому винаходу:

Ni від 0,2% до 1,2%

Нікель ефективний стосовно підвищення міцності, забезпечуючи при цьому також і поліпшення ударної в'язкості. Особливо ефективний Ni стосовно поліпшення здатності до припинення поширення тріщин. Крім того, нікель також нейтралізує шкідливі впливи з боку Si при її наявності, які можуть призводити до утворення тріщин на поверхні під час гарячої прокатки. Відповідно, бажано було б забезпечити вміст нікелю, щонайменше, приблизно 0,2%. Проте, якщо вміст нікелю перевищуватиме приблизно 1,2%, тоді можна спостерігати зменшення ударної в'язкості кільцевих швів, виконуваних при з'єднанні між собою труб із марок сталі з високим опором до розриву згідно з винаходом під час будівництва магістральних трубопроводів. Відповідно, бажано було б установити верхню межу вмісту нікелю приблизно 1,2%.

Nb від 0,01% до 0,1%

Ніобій є ефективним елементом стосовно зменшення розміру зерна аустеніту (який далі, позначають "γ") під час контрольованої прокатки. З цією метою бажано було б встановити вміст ніобію, щонайменше, приблизно 0,01%. Проте, якщо вміст ніобію перевищує 0,1%, може відбутися істотне погіршення зварюваності при проведенні зварювальних робіт на будівельному майданчику і зниження ударної в'язкості. З цієї причини бажано було б установити верхню межу вмісту ніобію приблизно 0,1%.

Ti від 0,005% до 0,03%

Титан ефективний стосовно зменшення розміру зерна γ під час повторного нагрівання плоскої прокатної заготовки, і тому бажано було б, щоб цей елемент був присутній в кількості не менше за приблизно 0,005%. В присутності ніобію, Ti особливо ефективний стосовно уповільнення утворення тріщин на поверхні плоских прокатних заготовок, одержуваних у процесі безперервного розливу. Проте, якщо вміст титану перевищує 0,03%, виникає тенденція до укрупнення часток TiN, що може призвести до росту аустенітного зерна. Відповідно, бажано було б встановити верхню межу вмісту титану приблизно 0,03%, а бажаніше - приблизно 0,018%.

Al не більше за 0,1%

Алюміній звичайно додають в якості розкислювача. Коли Al залишається в сталі С в іншій формі, а не у вигляді оксиду, спостерігають тенденцію до з'єднання Al і N з утворенням виділень Al, що запобігають росту зерен γ, завдяки чому забезпечують рафінування мікроструктури. Відповідно, Al також корисний і стосовно поліпшення ударної

в'язкості сталі. Для того, щоб досягти цього результату, бажано було б, щоб Al був присутній в кількості щонайменше, приблизно 0,005%. Оскільки надлишок Al може викликати укрупнення включень, що може, у свою чергу, призвести до зменшення ударної в'язкості сталі, бажано було б встановити верхню межу вмісту алюмінію приблизно 0,1%, а бажаніше - приблизно 0,075%. У даному випадку, Al не обмежується тільки лише розчинним у кислотах Al, а включає також і не розчинний у кислотах Al, наприклад, присутній у вигляді оксидів.

N від 0/001% до 0,006%

Нітроген разом із Ti намагається утворити TiN, що уповільнює укрупнення зерен (під час повторного нагрівання плоскої прокатної заготовки і при проведенні зварювання). Для того, щоб одержати цей результат, бажано було б, щоб N був присутній в кількості, щонайменше, приблизно 0,001%, N у кількості більш, ніж приблизно 0,001% може призводити до одержання підвищеної кількості розчиненого в сталі N, що загрожує виникненням тенденції до погіршення якості плоскої прокатної заготовки, а також до зменшення ударної в'язкості в ЗТВ (зоні термічного впливу). З цієї причини бажано було б встановити верхню межу вмісту нітрогену приблизно 0,006%.

Далі, наводиться опис елементів, застосовуваних необов'язково.

Si від 0% до 0,6%

Марки сталі згідно з винаходом можуть бути виготовлені без введення в них добавок купруму. Проте, у зв'язку з тим, що при введенні Si спостерігають тенденцію до підвищення міцності без істотного погіршення ударної в'язкості, до складу сталі з метою підвищення її міцності при збереженні опору утворенню тріщин у зварному шві в міру необхідності вводять Si. Купрум при вмісті у кількості менше за приблизно 0,2%, залишається по суті неефективним стосовно підвищення міцності. Відповідно, коли Si треба ввести як добавку, бажано було б забезпечити вміст купруму, щонайменше, приблизно 0,2%. Проте, при вмісті купруму більш, ніж приблизно 0,6%, спостерігають тенденцію до різкого зниження ударної в'язкості. З цієї причини, бажано було б встановити верхню межу вмісту купруму приблизно 0,6%. Але бажаніше було б встановити вміст купруму в межах від приблизно 0,3% до приблизно 0,5%.

Cr від 0% до 0,8%

Марки сталі згідно з винаходом можуть бути виготовлені без введення в них добавок хрому. Проте, у зв'язку з тим, що Cr ефективний стосовно підвищення міцності, до складу сталі в міру необхідності вводять Cr з метою одержання високої міцності. Хром при вмісті його в кількості менше за приблизно 0,2%, залишається по суті неефективним стосовно підвищення міцності. Відповідно, коли Cr введений як добавка, бажано було б забезпечити вміст хрому не менше за приблизно 0,2%. Проте, якщо вміст хрому буде більше за приблизно 0,8%, тоді буде спостерігатися тенденція до утворення крупних часток карбідів на межах зерен, у результаті чого зменшиться ударна в'язкість. З цієї причини бажано було б встановити верхню межу вмісту хрому приблизно 0,8%. Але



бажаніше було б встановити вміст хрому в межах від приблизно 0,3% до приблизно 0,7%

Mo від 0% до 0,6%

Марки сталі згідно з винаходом можуть бути виготовлені без введення в них добавок молібдену. Проте, у зв'язку з тим, що Mo ефективний стосовно підвищення міцності, з цією метою до складу сталі в міру необхідності вводять Mo. Перевага, отримана при введенні добавок молібдену з метою підвищення міцності, полягає в тому, що при цьому може бути зменшений вміст карбону, що дає сприятливий ефект із погляду зварюваності. Як пояснюють при розгляді додавання карбону, при вмісті карбону більш, ніж приблизно 0,1%, може виникати підвищена схильність до утворення холодних тріщин при проведенні монтажних робіт на будівельному майданчику, тобто, під час зварювання. Молібден, при вмісті його в кількості менше за приблизно 0,1%, залишається по суті неефективним стосовно підвищення міцності, відповідно, коли в якості добавки вводять Mo, бажано було б забезпечити вміст молібдену, щонайменше, приблизно 0,1%. Проте, якщо вміст молібдену буде більше за приблизно 0,6%, тоді можна спостерігати зменшення ударної в'язкості. Відповідно, бажано було б забезпечити вміст молібдену менше за приблизно 0,6%. Але бажаніше було б встановити вміст молібдену в межах від приблизно 0,3% до приблизно 0,5%.

V від 0% до 0,1%

Марки сталі згідно з винаходом можуть бути виготовлені без введення в них добавок ванадію. Проте, у зв'язку з тим, що V навіть у дуже невеликих кількостях спроможний значно підвищити міцність, до складу сталі в міру необхідності вводять V з метою одержання високої міцності. Ванадій при вмісті його в кількості менше за приблизно 0,01%, залишається по суті неефективним стосовно підвищення міцності. Відповідно, коли в якості добавки вводять V, бажано було б забезпечити при цьому вміст ванадію, щонайменше, приблизно 0,01%. Проте, при вмісті ванадію більш, ніж приблизно 0,1%, спостерігають тенденцію до істотного зменшення ударної в'язкості. Відповідно, бажано було б встановити верхню межу вмісту ванадію приблизно 0,1%.

B від 0% до 0,0025%

Марки сталі згідно з винаходом можуть бути виготовлені без введення в них добавок бору. Проте, у зв'язку з тим, що B навіть у дуже невеликих кількостях спроможний істотно підвищити прокалюваність сталі згідно з винаходом, він може сприяти забезпеченню бажаних для одержання підвищеної міцності і ударної в'язкості мікроструктур. Відповідно, B вводять до складу сталі, зокрема в тих випадках, коли потрібно зменшити карбоновий еквівалент (Seq) з погляду зварюваності. Бор, при вмісті його в кількості менше за приблизно 0,0003%, залишається по суті неефективним стосовно підвищення прокалюваності марок сталі згідно з винаходом. Відповідно, коли бор введений як добавка, тоді бажано було б забезпечити вміст бору, щонайменше, приблизно 0,0003%. Проте, якщо вміст бору буде більшим, ніж приблизно 0,0025%, тоді буде спостерігатися збільшення розміру часток  $M_{23}(C,B)_6$ , що утворюються на межах

зерен, що викличе виникнення тенденції до істотного зменшення ударної в'язкості. Позначення M у виразі  $M_{23}(C,B)_6$  відноситься до металевих іонів, наприклад, таких як Fe, Cr та інших аналогічних іонів. Відповідно, бажано було б встановити верхню межу вмісту бору, рівну 0,0025%. Але бажаніше було б встановити вміст бору в межах від приблизно 0,0003% до приблизно 0,002%.

Ca від 0% до 0,006%

Марки сталі згідно з винаходом можуть бути виготовлені і без введення в них добавок Ca. Проте, кальцій робить ефективний вплив стосовно регулювання морфології включень MnS (сульфіду мангану), що сприяє поліпшенню ударної в'язкості в напрямку, перпендикулярному до напрямку прокатки сталі. Якщо вміст кальцію буде становити менше за приблизно 0,001%, особливо, у тих випадках, коли вміст сульфур (S) буде менше за приблизно 0,003%, що, як буде пояснено нижче, бажано було б забезпечити для марок сталі згідно з винаходом, то ефект регулювання форми сульфідів, який спостерігають при цьому, буде виявлятися лише слабо. Відповідно, коли в якості добавки вводять Ca, тоді бажано було б забезпечити вміст кальцію, щонайменше, приблизно 0,001%. Якщо ж вміст кальцію буде більше за приблизно 0,006%, тоді спостерігатиметься підвищений вміст неметалевих включень у сталі. Ці включення виступають центрами зародження для крихкого зламу і, таким чином, призводять до зменшення ударної в'язкості. З цієї причини бажано було б встановити вміст кальцію менше за приблизно 0,006%.

Vs від 0,15 до 0,42

У цьому винаході, крім контролю вмісту окремих легуючих елементів, здійснюваного відповідно до наведеного вище опису, передбачають також здійснювати і контроль значення індексу Vs, щоб забезпечити поліпшення сегрегації біля центральної лінії. Якщо значення Vs буде більше за приблизно 0,42, тоді для плоских прокатних заготовок, одержуваних у процесі безперервного розливу, буде спостерігатися тенденція до виникнення значної сегрегації біля центральної лінії. Таким чином, коли виробництво сталі з високим опором до розриву, що має межу міцності до розриву (MMP), щонайменше, приблизно 900 МПа (130 тис фунтів на кв дюйм), буде вестися із застосуванням процесу безперервного розливу, тоді для центральної частини одержуваної з цієї сталі плоскої прокатної заготовки буде спостерігатися тенденція до зменшення ударної в'язкості. Якщо ж значення Vs буде становити менше за приблизно 0,15, тоді буде забезпечений малий ступінь сегрегації біля центральної лінії, але при цьому неможливо буде досягти одержання MMP (межі міцності до розриву), рівного приблизно 900 МПа (130 тис фунтів на кв дюйм). Відповідно, бажано було б установити нижню межу для значення Vs, рівну приблизно 0,15, а бажаніше, приблизно 0,28.

Карбоновий еквівалент (Seq)

Якщо значення Seq для сталі, визначене з рівняння (2) у такий спосіб

$$Seq = C(Mn/6) + [(Cu + Ni)/15] + (Cr + Mo + V)/5, \quad (2)$$

буде меншим, ніж приблизно 0,4, тоді важко буде досягти межі міцності до розриву (MMP), що-

найменше, приблизно 900МПа (130тис фунтів на кв дюйм), особливо в ЗТВ (зоні термічного впливу) Таким чином, бажано було б встановити нижню межу для значення Seq, рівну приблизно 0,4 Якщо ж значення Seq буде більше за приблизно 0,7, тоді виникає можливість утворення тріщин при зварюванні унаслідок водневої крихкості У такий спосіб бажано було б встановити верхню межу для значення Seq, рівну приблизно 0,7 Для марок сталі, для яких значення Seq становить більше за приблизно 0,7, небезпека утворення тріщин при зварюванні унаслідок водневої крихкості може бути зменшена за допомогою застосування металу зварного шва, що містить менше за приблизно 5мл водню на 100г металу зварного шва, завдяки забезпеченню належної чистоти поверхні, а також якщо уникати проведення зварювання в атмосфері при наявності високої вологості, тобто, якщо уникати проведення зварювання там, де вологість становить більше за приблизно 75%, а особливо - там, де вона перевищує приблизно 80% Коли в сталі утримується істотна кількість В, тобто, коли вміст бору знаходиться в межах від приблизно 0,0003% до приблизно 0,0025%, тоді спостерігають поліпшення прокалюваності, але при цьому бажано було б знизити верхню межу для значення Seq до приблизно 0,58 Якщо значення Seq буде обмежуватися значенням менше за приблизно 0,4%, тоді, як уже було згадано вище, важко буде досягти значення ММР (межі міцності до розриву), щонайменше, приблизно 900МПа Якщо ж значення Seq буде перевищувати приблизно 0,58, то тоді буде спостерігатися істотне зменшення опору утворенню тріщин при зварюванні Коли сталь по суті не містить бору, тобто, коли вміст бору знаходиться в межах від 0% (включно) до приблизно 0,0003% (винятково), тоді бажано було б встановити значення Seq у межах від приблизно 0,53 до приблизно 0,7 Якщо ж значення Seq буде становити менше за приблизно 0,53, тоді важко буде досягти ММР (межі міцності до розриву), щонайменше, приблизно 900МПа в центральній зоні товщини звичайної товстолистової сталі, призначеної для застосування при будівництві магістральних трубопроводів, а якщо значення Seq буде становити понад, ніж приблизно 0,7, тоді виникає, як уже було згадано тут вище, небезпека утворення тріщин при зварюванні унаслідок водневої крихкості

P не більш, ніж 0,015%

Для сталі, виготовленої згідно з винаходом, при вмісті в ній фосфору в кількості більш, ніж приблизно 0,015%, спостерігають тенденцію до виникнення сегрегації біля центральної лінії в плоскій прокатній заготовці, а також сегрегації на межах зерен, що призводить до крихкості меж зерен Відповідно, бажано було б встановити вміст фосфору менше за приблизно 0,015%, а бажаніше менше за приблизно 0,008%

S не більш, ніж 0,003%

S осаджується в сталі у вигляді включень MnS, які під час прокатки, набувають видовженої форми, особливо при відсутності Са Ці включення мають тенденцію до погіршення ударної в'язкості сталі Для того, щоб уникнути надмірного вмісту таких включень, бажано було б встановити вміст

сульфуру менше за приблизно 0,003% Але бажаніше було б встановити вміст сульфору менше за приблизно 0,0015%

Інші елементи, що відносяться до домішок, крім P і S, можуть міститись в звичайних межах, характерних для їхнього вмісту Кращим є мінімально можливий вміст домішок

Різні марки сталі, виготовлені згідно з винаходом, можуть містити також і інші легуючі елементи, які застосовуються з метою одержання такого ефекту, що звичайно очікують одержати в результаті введення до складу сталі будь-якого з таких легуючих елементів, не виходячи при цьому за межі змісту й обсягу цього винаходу

Мікроструктура

(а) Карбід

Карбіди, що присутні в марках сталі, виготовлених згідно з винаходом, містять, головним чином, цементит ( $Fe_3C$ ) і  $M_{23}(C,Y)_6$  Як зазначено в наведених вище міркуваннях, позначення «М» у виразі  $M_{23}(C,Y)_6$  відносять до металевих іонів, наприклад, до таких як Fe, Cr і інших аналогічних іонів Коли розмір більшої осі часток цих карбідів буде довший за приблизно 5 мікрон, виникає імовірність зниження ударної в'язкості сталі Отже, при цьому не можуть бути забезпечені бажані для неї експлуатаційні якості у відношенні ударної в'язкості Відповідно, розмір часток карбиду, згідно наведеному в даному описі винаходу визначенню, або середнє значення для часток карбиду, що мають максимальний розмір, або ж середнє значення максимального розміру в подовжньому напрямку по всій товщині різних сортів товстолистової сталі, виготовлених згідно з винаходом, при усередненні цих значень за результатами вимірів, проведених, щонайменше, для 10 різних полів зору електронного мікроскопу, переважно повинен складати менше за приблизно 5 мікрон Бажаний розмір, зазначений для більшої осі часток карбідів, може бути витриманий по всій товщині різних марок сталі, виготовлених згідно з винаходом за допомогою добору відповідних меж вмісту кожного з легуючих елементів, наприклад, таких, як C, Cr, Mo, V та інших подібних їм елементів, а також за допомогою відповідного регулювання технологічного процесу, згідно наведеного нижче більш докладного опису

(б) Змішана структура і співвідношення довжини до ширини для копішнього у зерна

У марках сталі, виготовлених згідно з винаходом, утворюється переважно змішана мікроструктура, що містить нижній бейніт і мартенсит, при цьому краще було б, щоб ця змішана мікроструктура складала, щонайменше, приблизно 90об % всієї мікроструктури сталі У цьому описі винаходу, нижній бейніт відноситься до мікроструктурної складової, де цементит осаджується в межах пластинчастого фериту бейніту Причина того, чому ця змішана структура забезпечує відмінну міцність і ударну в'язкість, полягає в тому, що нижній бейніт, який утворюється перед тим, як відбудеться утворення мартенситу, являє собою ніби «стінку», яка відділяє аустенітне зерно під час охолодження Завдяки цьому, він обмежує ріст мартенситу й укрупнення мартенситної маси Розмір мартенситної маси корелюється з ділянками зламу, що спо-

стерігають на поверхнях крихкого зламу. Для того, щоб досягти такого регулювання розміру маси за допомогою нижнього бейніту, бажано було б, щоб процентний вміст нижнього бейніту в змішаній мікроструктурі складав, щонайменше, приблизно 20б %. Оскільки міцність нижнього бейніту нижча, ніж міцність мартенситу, то тоді у випадку, якщо відсотковий вміст нижнього бейніту буде занадто високим, буде спостерігатися тенденція до зниження міцності сталі в цілому. Відповідно, бажано було б, щоб відсотковий вміст нижнього бейніту в змішаній мікроструктурі складав менше за приблизно 80б %, а краще, менше за приблизно 70б %. При цьому краще було б, щоб бажаний відсотковий вміст змішаної мікроструктури в межах усієї мікроструктури в цілому, а також бажаний відсотковий вміст нижнього бейніту в межах цієї змішаної мікроструктури були витримані у кожній із таких зон у центральній зоні або, по суті, в центральній зоні товщини товстолистової сталі, у зонах на глибині однієї четвертої частини товщини товстолистової сталі, найближчих до поверхневих прошарків, а також у поверхневих прошарках, тобто, у межах усієї товщини товстолистової сталі.

Для того, щоб досягти бажаної міцності змішаної мікроструктури, що складається з нижнього бейніту і мартенситу, краще було б піддати аустеніт відповідній обробці, а потім перетворити з обробленого і нерекристалізованого стану. Після такої обробки бажано було б, щоб аустеніт у нерекристалізованому стані мав високу щільність центрів зародження нижнього бейніту. Відповідно, бажано було б, щоб нижній бейніт утворився з великого числа розсіяних центрів зародження, присутніх на межах зерен, а також усередині зерен аустеніту, що знаходиться в нерекристалізованому стані. Для того, щоб забезпечити одержання такого ефекту, бажано було б достатньою мірою деформувати аустенітні зерна в нерекристалізованому стані. Бажаний ступінь деформації визначають співвідношенням довжини до ширини, що складає, щонайменше, приблизно 3. Згідно визначенню, прийнятому в цьому описі винаходу і у формулі винаходу, що прикладається до нього, співвідношення довжини до ширини для аустенітного зерна в нерекристалізованому стані характеризують таким чином співвідношення довжини до ширини = діаметру (довжині) витягнутого зерна в напрямі прокатки, поділеному на діаметр (ширину) аустенітного зерна, що вимірюють у напрямі за товщиною товстолистової сталі.

### 3. Спосіб виробництва

Коли температура сталевих плоских прокатних заготовок стає нижчою за приблизно 950°C (1742°F), потужності звичайного прокатного стану в більшості випадків буває недостатньо для того, щоб забезпечити необхідне обтиснення цієї сталевих плоских прокатних заготовок. В результаті, неможливо буде одержати дрібнозернисту структуру за допомогою деформації литої структури. Відповідно, температура нагрівання, яку варто використовувати, становить приблизно 950°C (1742°F) або вище цього значення, а бажано - приблизно 1000°C (1832°F) або ж вище цього значення. Якщо температура нагрівання буде нижча,

ніж приблизно 950°C (1742°F), тоді твердий розчин Mb у більшості випадків недостатній.

Знаходячись у твердому розчині Mb уповільнює рекристалізацію, яка відбувається при наступному виконанні операції гарячої прокатки. В результаті можуть спостерігатися недостатня міцність, а також недостатнє рафінування структури, що перетворюється, обумовлені недостатнім дисперсійним твердінням під час процесу перетворення або ж під час відпуску. Якщо ж температура нагрівання буде перевищувати приблизно 1250°C (2228°F), тоді відбуватиметься укрупнення зерен у, в результаті чого відбудеться зниження ударної в'язкості, особливо - біля центральної лінії за товщиною товстолистової сталі.

При гарячій прокатці бажано було б, щоб забезпечувалася сукупний ступінь обтиснення, щонайменше, приблизно 25% у межах температурного інтервалу від приблизно 950°C (1742°F) або нижче цього значення і до температури, при якій закінчується гаряча прокатка, завдяки чому здійснюється рафінування мартенситної фази і нижньобейнітної фази, що утворюються при наступному виконанні операції охолодження. Бажаніше було б забезпечити сукупний ступінь обтиснення, щонайменше, приблизно 50% у межах температурного інтервалу від приблизно 950°C (1742°F) або нижче цього значення і до температури, при якій закінчується гаряча прокатка. При температурі приблизно 950°C (1742°F) стає помітною затримка в рекристалізації сталі, що містить Mb, здійснюючи прокатку при температурах у межах зони відсутності рекристалізації, що не перевищують приблизно 950°C (1742°F), можна забезпечити ефект накопичення деформацій при обробці. Поняття «сукупний ступінь обтиснення, у тому сенсі, який мається на увазі в цьому описі винаходу, наприклад, із посиленням на прокатку при температурі не вищій за приблизно 950°C (1742°F), визначається таким рівнянням: Сукупний ступінь обтиснення = [(товщина при 950°C (1742°F) - товщина товстолистової сталі в готовому виді), товщина при 950°C (1742°F)], Верхня межа сукупного ступеня обтиснення, зокрема, не обмежена. Проте, якщо сукупний ступінь обтиснення буде перевищувати приблизно 90%, тоді форма сталі не може контролюватися в достатній мірі, що призводить, наприклад, до порушення площинності. З цієї причини бажано було б встановити сукупний ступінь обтиснення не більш, ніж приблизно 90%. Крім того, бажано також, щоб температура, при якій закінчується гаряча прокатка, була не нижчою, ніж приблизно температура фазового перетворення Ag<sub>3</sub> при охолодженні або ж 700°C (1292°F), залежно від того, яке з цих двох значень буде вищим. Якщо температура буде нижчою за приблизно 700°C (1292°F), тоді зросте опір сталі деформації, що призведе до недостатнього контролю форми під час обробки. Бажано було б, щоб верхня межа температури при припиненні прокатки складала приблизно 850°C (1562°F) для того, щоб забезпечити одержання сукупного ступеня обтиснення не менше за приблизно 25%.

Бажано було б, щоб температура, при якій починається охолодження, складала приблизно 700°C (1292°F) або ж була вище цього значення з

такої причини. Якщо ця температура буде нижчою, ніж приблизно 700°C (1292°F), тоді наявність якогось проміжку часу з моменту закінчення прокатки і до моменту початку охолодження призведе до погіршення прокалюваності під час наступного охолодження, в результаті чого буде спостерігатися істотне зниження ударної в'язкості. Бажано було б, щоб верхня межа цієї температури складала приблизно 850°C (1562°F) для того, щоб забезпечити одержання бажаного сукупного ступеню обтіснення.

Якщо швидкість охолодження в центральній зоні або по суті центральній зоні сталі буде обмежена значенням меншим, ніж приблизно 10°C/сек (18°F за секунду), тоді в центральній зоні товщини товстолистової сталі не зможе бути отримана бажана мікроструктура, необхідна для забезпечення межі міцності до розриву (ММР), щонайменше, приблизно 900 МПа (130 тис фунтів на кв дюйм), а також гарної ударної в'язкості. А саме при цьому утворюється верхній бейніт у супроводі грубозернистих карбідів або ж інша аналогічна мікроструктура, таким чином, не витримується бажаний максимальний розмір часток карбідів у подовжньому напрямку, що складає не більш, ніж приблизно 5 мкм. При швидкостях охолодження, що перевищують приблизно 45°C/сек (81°F за секунду) при вимірі температур у центральній зоні товщини сталі, можна спостерігати підвищення твердості в безпосередній близькості від поверхневого прошарку, в результаті чого відбудеться відповідне зниження ударної в'язкості поверхневого прошарку. З цієї причини бажано було б у центральній зоні або по суті центральній зоні встановити швидкість охолодження в межах від приблизно 10°C/сек до приблизно 45°C/сек (від приблизно 18°F за секунду до приблизно 81°F за секунду). Проте, для марок сталі, що мають хімічний склад, що знаходиться в межах, вказаних у цьому винаході, можуть використовуватися і більш високі швидкості охолодження, що досягають значень приблизно 70°C/сек (158°F за секунду), а бажаніше, приблизно 65°C/сек (149°F за секунду).

Якщо температура, при якій закінчується охолодження, буде вища, ніж приблизно 450°C (842°F) при вимірі її в центральній зоні або по суті центральній зоні товщини сталі, тоді стає недостатнім утворення мартенситу або інших аналогічних мікроструктур у центральній зоні товщини товстолистової сталі, у результаті чого не зможе бути отримана бажана міцність.

Таким чином, бажано було б, щоб у центральній зоні або по суті центральній зоні товщини товстолистової сталі, коли закінчується охолодження, встановилася температура не вища, ніж приблизно 450°C (842°F). Нижньою межею цієї температури може бути значення, яке відповідає кімнатній температурі. Проте, якщо нижня межа цієї температури буде встановлена на рівні нижче, ніж приблизно 100°C (212°F), тоді може стати недостатньо депдрування, яке відбувається при повільному охолодженні, при якому використовується внутрішня теплота сталі, а також при правці в теплом стані, здійснюваної в правильній машині.

По завершенні вищеописаної стадії охолодження бажано було б катану сталь остудити до

кімнатної температури в атмосферному повітрі. Проте, для того, щоб забезпечити протікання процесу депдрування з метою запобігання утворення дефектів, що викликаються воднем, які можуть, цілком ймовірно, виникати в сталі, що має високий опір до розриву, бажано було б, щоб температура, при якій закінчується охолодження, знаходилася на рівні, більш високому, ніж кімнатна температура, а також щоб після вищезгаданої стадії прискореного охолодження катана сталь повільно остудилася при кімнатній температурі. Бажано було б, щоб швидкість такого повільного охолодження складала не більше за приблизно 50°C/за хвилину. Повільне охолодження може здійснюватися з застосуванням будь-яких, придатних для використання з цієї метою засобів, які відомі спеціалістам у даній області техніки, наприклад, розміщення теплоізоляційного покриву поверх товстолистової сталі.

Для того, щоб надати сталі велику в'язкість або ж забезпечити більш надійне її депдрування, проводиться відпустка, температура під час якого в кращому випадку не перевищує приблизно 675°C (1247°F). З метою запобігання виникненню дефектів, що викликаються воднем, після проведення вищезгаданої стадії прискореного охолодження, бажано було б катану сталь відразу ж нагріти до температури відпуску без попереднього охолодження її до кімнатної температури. Нижня межа температури відпуску може знаходитися на рівні нижче, ніж приблизно 500°C (932°F) протягом усього періоду часу, поки по суті здійснюють стадію відпуску. Проте, якщо температура відпуску буде знаходитися на рівні нижче, ніж приблизно 500°C (932°F), тоді не можна буде забезпечити гарну ударну в'язкість. Таким чином, бажано було б встановити нижню межу температури відпуску, що складає приблизно 500°C (932°F). На противагу цьому, якщо температура відпуску буде знаходитися на рівні вище, ніж приблизно 675°C (1247°F), тоді будуть спостерігатися укрупнення часток карбідів і зменшення щільності дислокацій, у результаті чого не зможе бути забезпечена бажана міцність. З цієї причини бажано було б встановити верхню межу температури відпуску, що складає приблизно 675°C (1247°F). Марки сталі, згідно з винаходом, бажано було б піддавати нагріванню або ж повторному нагріванню за допомогою придатних до використання з цією метою засобів, призначених для підвищення температури по суті всієї плоскої прокатної заготовки в цілому, а бажано, усієї плоскої прокатної заготовки в цілому до бажаної температури нагрівання, наприклад, помістивши сталеву плоску прокатну заготовку в піч на якийсь час. Конкретне значення температури нагрівання, що варто призначити для кожного складу сталі, що знаходиться в межах, позначених цим винаходом, може бути легко визначене спеціалістом у даній області техніки або експериментальним шляхом, або за допомогою проведення відповідного розрахунку з використанням прийнятих для цієї мети моделей. Крім того, для спеціаліста в даній області техніки буде неважко також визначити і температуру в печі і час нагрівання, необхідних для того, щоб забезпечити підвищення температури по суті всієї плоскої прокат-

ної заготовки в цілому, а бажано, усієї плоскої прокатної заготовки в цілому до бажаної температури нагрівання, для чого він може звернутися за довідками до відповідних стандартних промислових публікацій. Для будь-якого складу сталі, що знаходиться в межах, позначених цим винаходом, температура фазового перетворення  $Ag_3$  при охолодженні (тобто, температура, при якій аустеніт починає перетворюватися у ферит під час охолодження) залежить від хімічного складу сталі і, особливо, від таких показників, як температура нагрівання перед прокатуванням, концентрація карбону, концентрація ніобію і розмір обтіснення, який забезпечується за прохід під час прокатки. Спеціалісти в цій області техніки можуть визначити цю температуру для кожного складу сталі або експериментальним шляхом, або за допомогою проведення розрахунку з використанням відповідних математичних моделей. Отримане при цьому значення температури нагрівання або повторного нагрівання відноситься по суті до всієї сталі або ж сталевий плоскій прокатній заготовці в цілому. Для температур, що вимірюються на поверхні сталі, вимірювання значень температури може здійснюватися з застосуванням оптичного пірометра або ж, наприклад, за допомогою будь-якого іншого пристрою, придатного для використання з метою виміру температури на поверхні сталі. Швидкості охолодження при загартуванні або ж швидкості охолодження, що вказуються в даному описі винаходу, відносяться до таких швидкостей, які спостерігаються в центральній зоні або ж по суті центральній зоні товщини товстолистової сталі. У одному з варіантів цього винаходу, при обробці експериментальних плавок сталі, що має склад згідно з винаходом запропоновано, у центральну зону або ж по суті центральну зону товщини товстолистової сталі була поміщена термopара, призначена для проведення вимірів температури в центральній зоні, у той час як виміри температури на поверхні проводилися з використанням оптичного пірометра. В результаті проведення цих вимірів був встановлений взаємозв'язок між температурою в центральній зоні і температурою на поверхні, причому отримана залежність призначається для використання її під час наступної обробки сталі, що має цілком такий же або ж по суті такий же склад, з метою визначення температури в центральній зоні за результатами безпосереднього виміру температури на поверхні. Необхідні температура і величина витрат рідини, яку використовують для охолодження або загартування, при яких прискорене охолодження здійснюється з бажаною швидкістю, можуть бути визначені спеціалістом у даній області техніки, для чого він може звернутися за довідками до відповідних стандартних промислових публікацій.

#### ПРИКЛАДИ

Нижче наводиться опис цього винаходу, поданий у вигляді приклада його здійснення.

#### Випробування 1

У таблицях 1 і 2 приводяться дані з хімічного складу різноманітних марок сталі згідно з винаходом.

Товстолистову сталь, піддана випробуванням, була зроблена в такий спосіб. Сталь, що має хіміч-

ний склад, наведений у таблицях 1 і 2, була вироблена в розплавленому виді звичайним способом. Розлив розплавленої сталі вели безперервно за допомогою вертикальної установки типу С С безперервного розливу сталі з вигином злитка, що має рідку серцевину, де з застосуванням процесу безперервного розливу була отримана сталева плоска прокатна заготовка, що має товщину 200мм. Ця сталева плоска прокатна заготовка охолоджувалася до кімнатної температури. Потім зазначена сталева плоска прокатна заготовка нагрівалася знову і піддавалася прокатці в різноманітних умовах, після чого охолоджувалася, у результаті чого була отримана товстолистову сталь, що має товщину 25мм.

У таблиці 3 наводяться дані про умови прокатки, що використовували, і термічної обробки. Зразок для випробувань був отриманий із центральної частини кожного з отриманих у такий спосіб зразків товстолистової сталі. Ці призначені для випробувань зразки були піддані випробуванню на розтяг (у відповідності зі стандартом JIS Z 2241 Японського комітету з промислових стандартів, зразок для випробування №4 у відповідності зі стандартом JIS Z 2201 Японського комітету з промислових стандартів), а також випробування на ударну в'язкість за способом Шарпі при наявності на зразку 2-міліметрового V-образного надрізу (у відповідності зі стандартом JIS Z 2242 Японського комітету з промислових стандартів, зразок для випробування №4 у відповідності зі стандартом JIS Z 2202 Японського комітету з промислових стандартів). Крім того, були проведені також випробування на розтяг і випробування на ударну в'язкість за способом Шарпі для зони зварного шва у зварному з'єднанні.

Призначене для використання при проведенні випробування на розтяг зварне з'єднання було отримане за допомогою дугового зварювання під флюсом, проведеного з наплавленням 4-х прошарків, (кількість тепла на одиницю довжини шва 4кДж/мм) на вищезгаданих пластинах із товстолистової сталі, що мають товщину 25мм, із V-образним підготуванням із скосом двох крайок. Зварне з'єднання, призначене для використання при проведенні випробування на ударну в'язкість за способом Шарпі, було отримане за допомогою дугового зварювання під флюсом, проведеного з наплавленням 4-х прошарків, (кількість тепла на одиницю довжини шва 4кДж/мм) на вищезгаданих пластинах із товстолистової сталі, що мають товщину 25мм, із V-образним підготуванням із скосом однієї крайки. Зразки для випробування були отримані з цих зварних з'єднань. При цьому для зварювання були застосовані такий флюс і такий зварювальний дріт, які у великих кількостях є в наявності і призначені для застосування при зварюванні сталі з високим опором до розриву, що має межу міцності до розриву, рівну 100тис фунтів на кв дюйм (690МПа). Зразок для випробування, що використовували при проведенні випробування на розтяг, являв собою зразок №1 у відповідності зі стандартом JIS Z 3121 Японського комітету з промислових стандартів. Зразок для випробування, що використовували для проведення випробування на ударну в'язкість за Шарпі, був отриманий,

у відповідності зі стандартом JIS Z 3128 Японського комітету з промислових стандартів, із матеріалу, узятим з 1/2 глибини за товщиною товстолистової сталі з таким розрахунком, щоб вершина надрізу збігалася з межею проплавлення, що спостерігають при макроскопічному травленні. Температура при проведенні випробування на ударну в'язкість за способом Шарпі складала  $-40^{\circ}\text{C}$  для основної маси сталі і  $-20^{\circ}\text{C}$  для зони зварного шва.

Для того, щоб оцінити такий показник, як зварюваність при проведенні монтажних робіт на будівельному майданчику, було проведено випробування на схильність до утворення тріщин у закріпленому зразку, що має канавку V-подібного перетину (у відповідності зі стандартом JIS Z 3158 Японського комітету з промислових стандартів), умови проведення якого були еквівалентні найбільш важким умовам проведення зварювання на будівельному майданчику. Із застосуванням присадного прутка, призначеного для зварювання сталі з високим опором до розриву, був наплавлений валик без попереднього підігрівання металу (при температурі навколишнього атмосферного повітря, рівної  $25^{\circ}\text{C}$ ). Кількість водню складала при цьому  $1,2\text{ куб см}/100\text{г}$  при вимірі його способом газової хроматографії.

У таблиці 4 наведені результати, отримані при проведенні описаних вище випробувань.

При проведенні випробувань №№ X1-X12 у прикладі, наведеному для порівняння, в усіх без винятку випадках були відзначені низька ударна в'язкість у центральній зоні товщини пластини основного металу товстолистової сталі і низька ударна в'язкість зварного з'єднання. У деяких отриманих із серцевини зразків для проведення випробування на ударну в'язкість на поверхні зламу спостерігалися сліди розтріскування, викликані сегрегацією в центральній зоні при безперервному розливанні.

При проведенні випробувань №№ X9 і X11 спостерігали виникнення тріщин у зварному шві. На противагу цьому, при проведенні випробувань №№ 1-12 у прикладах, наведених по цьому винаходу, для основної маси сталі були отримані значення MMP (межі міцності до розриву), щонайменше, приблизно  $900\text{ МПа}$  ( $130\text{ тис фунтів на кв дюйм}$ ), а кількість поглиненої енергії складала не менше за приблизно  $200\text{ Дж}$  (отримане при проведенні випробування №10 значення  $198\text{ Дж}$  вважається приблизно рівним  $200\text{ Дж}$  для мети даного винаходу), а для зварних з'єднань були показані гарні значення з показників міцності й ударної в'язкості. Крім того, дослідження поверхонь зламу показало також відсутність яких-небудь аномалій, що виникли внаслідок застосування процесу безперервного розливу. Щодо зварюваності в умовах, характерних для будівельного майданчика, слід зазначити, що при проведенні випробування на схильність до утворення тріщин у закріпленому зразку, що має канавку V-подібного перетину ніякого розтріскування виявлено не було навіть у тих випадках, коли попереднє підігрівання металу не проводилося.

#### Випробування 2

В таблицях 5 і 6 наведені дані з хімічного складу підданих випробуванню пластин, виробле-

них із товстолистової сталі. Ця товстолистова сталь була виготовлена в такий спосіб. Марки сталі, що мають хімічний склад, наведений у таблицях 5 і 6, були вироблені в розплавленому вигляді звичайним способом. Потім проводили розлив розплавленої сталі. Отримана в такий спосіб лита сталь піддавали прокатці в різноманітних умовах, у результаті чого з товстолистової сталі були отримані пластини товщиною в межах від 12 до 35 мм.

В таблиці 7 наведені дані з умов прокатки і термічної обробки. В таблиці 8 наведені дані з мікроструктури в центральній зоні товщини товстолистової сталі відповідно для кожного випробування, зазначеного під своїм номером.

Зразок для випробування був отриманий із центральної частини кожного з отриманих у такий спосіб зразків товстолистової сталі (зразок для випробування з метою визначення міцності до розриву зразок для випробування №10 у відповідності зі стандартом JIS Z 2201 Японського комітету з промислових стандартів, зразок для випробування на ударну в'язкість зразок для випробування №4 у відповідності зі стандартом JIS Z 2202 Японського комітету з промислових стандартів). Ці зразки, призначені для проведення випробування були піддані випробуванню на розтяг (у відповідності зі стандартом JIS Z 2241 Японського комітету з промислових стандартів), а також випробуванню на ударну в'язкість за способом Шарпі при наявності на зразку 2-міліметрового V-подібного надрізу (у відповідності зі стандартом JIS Z 2242 Японського комітету з промислових стандартів). Зварні з'єднання були зроблені за допомогою дугового зварювання під флюсом із застосуванням флюсу і зварювального дроту, які випускають у промислових масштабах. Ці зварні з'єднання були піддані випробуванню на розтяг, а також випробуванню на ударну в'язкість за способом Шарпі. Для того, щоб оцінити такий показник, як зварюваність при проведенні монтажних робіт на будівельному майданчику, було проведено випробування на схильність до утворення тріщин у закріпленому зразку, що має канавку V-подібного перетину (у відповідності зі стандартом JIS Z 3158 Японського комітету з промислових стандартів), із застосуванням присадного прутка, який випускають в промислових масштабах, призначеного для ДЗМПГЕ (дугового зварювання металевим покритим електродом, що плавиться ручне зварювання). При цьому для присадних прутків були встановлені постійні мікроскопічні умови з таким розрахунком, щоб одержати дифузійний водень у кількості  $1,5\text{ куб см}/100\text{г}$ .

У таблиці 9 наведені результати, отримані при проведенні описаних вище випробувань. При проведенні випробувань №№ 11 і 12 у прикладі, наведеному для порівняння, сталь, піддана випробуванню, мала хімічний склад у відповідності з цим винаходом, але показала низьку ударну в'язкість через недостатній сукупний ступінь обтіснення в зоні, у межах якої не досягнута температура рекристалізації. При проведенні випробування №13 було показано, що в серцевині зразка не була отримана необхідна межа міцності до розриву внаслідок низької швидкості охолодження. При

проведенні випробування №14 була встановлена низька ударна в'язкість, обумовлена надмірно високим вмістом карбону, а при проведенні випробування №15 низька ударна в'язкість була обумовлена надмірно високим вмістом силіцію, крім того, низьку ударну в'язкість спостерігали також при проведенні випробування №16 внаслідок надмірно високого вмісту мангану, при проведенні випробування №17 внаслідок надмірно високого вмісту купруму, при проведенні випробування №19 внаслідок надмірно високого вмісту хрому, при проведенні випробування №20 внаслідок надмірно високого вмісту молібдену і при проведенні випробування №21 внаслідок надмірно високого вмісту ванадію. При проведенні випробування №18 був установлений поганий показник ударної в'язкості, тому що в зразку для цього випробування був відсутній Ni. При проведенні випробування №22 була встановлена низька ударна в'язкість, тому що в зразку для цього іспиту був відсутній Nb, а при проведенні випробування №23 низька ударна в'язкість була обумовлена надмірно високим вмістом ніобію, крім того, низьку ударну в'язкість спостерігали також і при проведенні випробування №24 внаслідок надмірно високого вмісту титану. При проведенні випробування №25 не були отримані необхідні показники міцності, тому що занадто низьким було значення  $\sigma_{eq}$  для сталі, що не містить бору. При проведенні випробування №26 була встановлена низька ударна в'язкість, обумовлена надмірно високим вмістом бору, а при проведенні випробування №28 низька ударна в'язкість була обумовлена надмірно високим вмістом нітрогену, крім того, низьку ударну в'язкість спостерігали також при проведенні випробування №30 внаслідок надмірно високого значення  $\sigma_{eq}$  і при проведенні випробування №32 внаслідок надмірно високого значення  $V_s$ . При проведенні випробування №27 не була отримана задана ударна в'язкість внаслідок надмірно високого вмісту алюмінію. Значення ММР (межі міцності до розриву), рівне, щонайменше, 900МПа, не було отримано при проведенні випробування №29 внаслідок надмірно низького значення  $\sigma_{eq}$ . При проведенні випробування №31 не вдалося виконати вимоги щодо мікроструктури, висунуті згідно з винаходом.

Утворення тріщин у зварному шві спостерігалося при проведенні випробування № 14 внаслідок надмірно високого вмісту карбону, при проведенні випробування №30 - внаслідок надмірно високого значення  $\sigma_{eq}$ , а також при проведенні

випробування №32 - внаслідок надмірно високого значення  $V_s$ . При проведенні випробувань №№1-10 у прикладах, наведених згідно з винаходом, було отримано значення ММР, щонайменше, приблизно 900МПа, а кількість поглиненої енергії складала, щонайменше, 120Дж при температурі -40°C. Крім того, для зварних з'єднань була показана кількість поглиненої енергії, що складає, щонайменше, 100Дж при температурі -20°C. Крім того, у зварних з'єднаннях не було виявлено ніякого розтріскування навіть у тих випадках, коли зварювання проводилося без попереднього підігрівання металу, а відповідне випробування на схильність до утворення тріщин проводилося з використанням закріпленого зразка, що має канавку V-подібного перетину, у таких умовах, що еквівалентні найбільш суворим умовам проведення зварювальних робіт на будівельному майданчику. Згідно з винаходом, сталь із високим опором до розриву, що має ММР (межа міцності до розриву), щонайменше, 900МПа, при вимірі цього параметру як для базового металу, так і для зварного з'єднання, що показує кількість енергії, що поглинається, щонайменше, 120Дж, і яка має відмінну зварюваність, що виявляється при проведенні монтажних робіт на будівельному майданчику, може бути вироблена навіть із застосуванням процесу безперервного розливу. Крім цього, такі марки сталі мають енергію удару при температурі -20°C (наприклад,  $v_E$  при -20°C) у зоні термічного впливу (ЗТВ), або у зварному з'єднанні, що перевищує значення приблизно 70Дж (52футу-фунти). В результаті цього, можливим стає будівництво трубопроводів, що мають високий робочий тиск, при порівняно низьких витратах на проведення будівельно-монтажних робіт без зниження при цьому продуктивності зварювального виробництва. Таким чином, цей винахід сприяє підвищенню ефективності транспортування різноманітних речовин по трубопроводах.

Тоді як марки сталі, що пройшли технологічну обробку у відповідності зі способом, запропонованим згідно з винаходом, придатні для застосування при спорудженні магістральних трубопроводів, застосування таких марок сталі не обмежується тільки лише магістральними трубопроводами. Такі марки сталі придатні для використання і в інших галузях, наприклад, таких як будівництво різноманітних резервуарів високого тиску й аналогічних споруд.

Таблиця 1

	№ ви- пробу- вання	Хімічний склад /1 / мас % /								Vs
		C	Si	Mn	Ni	Nb	Ti	Al	N	
Приклади для цього винаходу	1	0 080	0 31	1 46	0 60	0,03	0 012	0 038	0 0041	0 33
	2	0 081	0 32	1 46	0 59	0 02	0 012	0 057	0 0037	0 32
	3	0 088	0 32	1 45	0 61	0 03	0 012	0 086	0,0039	0 35
	4	0 077	0 09	1 20	0 55	0,05	0 012	0 058	0 0046	0 31
	5	0 082	0 33	1 22	0 61	0 05	0,012	0 090	0 0043	0 32
	6	0 070	0 45	1 90	0 65	0 02	0 012	0 041	0 0044	0 41
	7	0 081	0 06	1 52	0 88	0 02	0,012	0 037	0 0042	0 35
	8	0 069	0 31	2 24	1 15	0 02	0 012	0 052	0 0038	0 40
	9	0 071	0 22	1 55	0 88	0 02	0 012	0 048	0 0033	0 33
	10	0 072	0 35	1 45	0 65	0 02	0 012	0 070	0 0042	0 35
	11	0 080	0 44	1 54	0 66	0 02	0 012	0 037	0 0042	0 35
	12	0 081	0 12	1 58	0 85	0 03	0 012	0 070	0 0034	0 40
Приклади для порі- вняння	X1	*0 120	0 31	1 46	0 61	0 03	0 012	0 039	0 0046	0 38
	X2	0 081	*0 88	1 46	0 61	0 02	0 012	0 024	0 0044	0 34
	X3	0 088	0 22	*2 82	0 59	0 03	0 012	0 046	0,0045	*0 61
	X4	0 077	0 09	1 20	0,55	0 05	0 012	0 038	0 0045	0,41
	X5	0 082	0 33	1 22	*	0 05	0 012	0 023	0 0043	0 36
	X6	0 080	0 45	0 86	0 65	0 02	0 012	0 048	0 0041	0 20
	X7	0 081	0 06	1 21	0 65	0 02	0 012	0 043	0 0044	0 26
	X8	0 079	0,31	1 19	0 89	0 02	0 012	0 051	0 0047	0 28
	X9	0 082	0 35	1 45	0 91	0 02	*0 132	0,060	0 0044	0 33
	X10	0 062	0,21	1 22	0 56	*0 008	0 012	0 021	0 0041	0 30
	X11	0 081	0,12	1 59	0 32	0 03	0 012	0 038	0 0041	*0 45
	X12	0 081	0 12	0 41	0 41	0 03	0 012	0 046	0 0042	*0 44

Знак \* біля числового значення вказує на те, що воно виходить за межі бажаних для цього винаходу значень

Таблиця 2

	№ випро- бування	Хімічний склад /2/ /решта Fe мас % /							
		Cu	Cr	Mo	V	B	Ca	P	S
Приклади для цьо- го вина- ходу	1	-	-	0,51	-	0 001	-	0 011	0 001
	2	-	-	0 51	-	0 001	-	0 009	0 002
	3	-	-	0 49	-	0 001	-	0 012	0,001
	4	0 23	0 42	0 12	0 04	0 001	0 003	0 013	0 002
	5	0 31	0 31	0 47	0 05	0 001	-	0 011	0,001
	6	-	0 28	0 46	0 03	0 001	-	0 011	0 002
	7	0 32	0 28	0 51	0 03	-	0 003	0 011	0 001
	8	-	0,29	0 47	0 03	-	0 004	0 008	0 001
	9	0 28	0 41	0 38	0 03	-	-	0 007	0 001
	10	0 31	0 31	0 44	0 03	-	-	0 011	0 001
	11	0 21	0 31	0 45	0 04	-	-	0 009	0 001
	12	0 54	-	0 41	-	-	0 002	0,012	0 001
Приклади для порі- вняння	X1	-	-	0 51	-	0 001	-	0 013	0 002
	X2	-	-	0 51	-	0 001	-	0 012	0 001
	X3	-	-	0 49	-	-	0 003	0 013	0 001
	X4	*1 15	0 42	0 12	0 004	0 001	-	0 008	0 002
	X5	0 31	0 31	0 47	0 005	0 001	-	0 007	0 002
	X6	-	*0 89	0 46	0 03	-	0 004	0 008	0 001
	X7	-	0 28	*0 64	0 03	0 001	0 003	0 009	0 001
	X8	0 33	0 29	0 47	*0 12	0 001	-	0 010	0 001
	X9	0 31	0 31	0 44	0 03	0 001	-	0 009	0 002
	X10	0 21	0 31	0 45	0 04	0 001	-	0 011	0 002
	X11	0 59	0 48	*0 62	0 01	-	0 003	0 013	0 002
	X12	0 21	0 21	0 25	0 01	-	-	0 012	0 002



Знак \* біля числового значення вказує на те, що воно виходить за межі бажаних для цього винаходу значень

Таблиця 3

Позначення для процесу термомеханічного контролювання		A	B	C	D
Прокатування	температура нагрівання (°C)	1160	1180	1140	1160
	Сукупний ступінь обтиснення (%)	50	66	50	66
	кінцева температура (°C)	800	780	780	800
Охолодження	початкова температура (°C)	760	730	740	760
	швидкість охолодження (°C/сек)	50	35	25	35
	кінцева температура (°C)	350	270	150	300
Відпуск	температура нагрівання (°C)	600	600	600	-

Таблиця 4

	№ випробування	Позначення для ПТМК	Середній більший діаметр карбідів	Базова сталь			Зварне з'єднання		Зварюваність у польових умовах
				Випроб, на розтяг		Випроб, за Шарпі	Випроб, на розтяг	Випроб, за Шарпі	
				MT (МПа)	MMC (МПа)	vE-40 (Дж)	MMC (МПа)	vE-20 (Дж)	
Приклади для цього винаходу	1	A	3 7	860	947	251	929	211	Без тріщин
	2	B	3 4	857	944	252	977	146	Без тріщин
	3	C	1 6	862	948	255	954	217	Без тріщин
	4	D	4 2	843	926	264	939	223	Без тріщин
	5	B	1 2	889	983	228	942	179	Без тріщин
	6	B	2 4	891	974	226	972	211	Без тріщин
	7	C	2 9	908	1007	219	964	208	Без тріщин
	8	A	3 3	932	1030	221	978	191	Без тріщин
	9	A	1 7	901	994	227	972	210	Без тріщин
	10	D	1 0	863	956	198	941	192	Без тріщин
	11	B	4 6	875	972	203	962	179	Без тріщин
	12	C	3 6	862	948	216	951	208	Без тріщин
Приклади для порівняння	X1	C	3 5	891	983	*72	911	*62	Без тріщин
	X2	D	2 1	859	941	*81	*877	*58	Без тріщин
	X3	D	1 0	852	942	*79	908	*61	Без тріщин
	X4	A	3 6	890	976	*44	906	168	Без тріщин
	X5	B	2 8	874	952	*26	*837	*26	Без тріщин
	X6	B	*5 4	866	956	*78	916	72	Без тріщин
	X7	C	4 2	903	993	*73	912	94	Без тріщин
	X8	D	3 8	931	922	*57	917	181	Без тріщин
	X9	D	3 2	953	1028	*41	912	*46	* тріщина
	X10	A	2 2	772	*843	*112	915	*54	Без тріщин
	X11	C	1 8	948	1087	*37	944	*20	* тріщина
	X12	D	2 3	712	*807	*26	900	*31	Без тріщин

Знак \* біля числового значення вказує на те, що воно виходить за межі бажаних для цього винаходу значень

Таблиця 5

	№ сталі	Хімічний склад // /мас %/								
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
Приклади для цього винаходу	1	0 05	0 21	1 65	0 011	0 001	0 31	0 60	0 41	0 48
	2	0 06	0 18	1 39	0 009	0 001	0 29	0 81	0 39	0 41
	3	0 08	0 22	1 64	0 012	0 002	0 20	0 61	-	0 20
	4	0 04	0 29	2 21	0 007	0 001	-	0 60	-	0 54
	5	0 07	0 11	1 22	0 011	0 001	0 55	0 81	0 40	
	6	0 06	0 21	1 20	0 011	0 001	0 32	0 61	0 42	0 46
	7	0 04	0 51	1 99	0 011	0 002	-	1 15		0 51
	8	0 09	0 07	0 80	0 012	0 002	0 42	0 81	0 21	0 46
	9	0 09	0 19	0 61	0 013	0 001	0 57	0 30	0 54	0 31
	10	0 05	0 22	1 66	0 011	0 001	0 31	0 61	0 10	0 44
Приклади для порі- вняння	51	*0 12	0 21	0 60	0 012	0 001	0 61	0 29	0 53	0 30
	52	0 05	*0 69	1 75	0 011	0 002	-	1 12	-	0 41
	53	0 03	0 05	*2,56	0 007	0 001	-	1 18	-	0 54
	54	0 09	0 21	0 59	0 012	0 001	*0 89	0 31	0 55	0 31
	55	0 07	0 19	1 18	0 011	0 001	0 31	*	0 44	0 46
	56	0,09	0 22	0 81	0 012	0 001	0 61	0 29	*0 88	0 31
	57	0 08	0 19	1 63	0 011	0 002	0 22	0 60	-	*0 69
	58	0 08	0 14	1 24	0 011	0 001	0 53	0 80	0 41	-
	59	0 08	0 21	1 41	0 011	0 001	0 55	0 81	0 40	-
	60	0 06	0 21	1 65	0 011	0 001	0 34	0 60	0 41	0 44
	61	0 07	0 19	1 41	0 010	0 002	0 35	0 58	0 41	0 40
	62	0 06	0 11	1 22	0 011	0 001	0 55	0 81	0 40	-
	63	0 09	0 22	1 62	0 012	0 002	0 19	0 61	-	0 22
	64	0 09	0 21	1 40	0 012	0 002	0 20	0 41	0 40	*0 64
	65	0 09	0 19	1 59	0 012	0 001	-	0 30	0 39	0 57
	66	0,04	0 18	0 80	0 012	0 002	0 42	*0 18	0 44	-
	67	0 10	0 21	1 64	0 011	0 001	0 31	0 88	0 39	0 52
	68	0 05	0 20	1 20	0 009	0 001	-	0 81	0 39	0 41
	69	0 09	0 22	1 64	0 012	0 002	0 40	0 22	-	0 20

Знак \* біля числового значення вказує на те, що воно виходить за межі бажаних для цього винаходу значень

Таблиця 6

	№ сталі	Хімічний склад (2) (мас %) решта Fe							Seq	Vs
		V	Nb	Ti	B	Al	N	Ca		
Приклади для цьо- го вина- ходу	1	0 031	0 02	0 012	0 0009	0 028	0 0041	-	0 57	0 37
	2	0 033	0 03	0 011	0 0012	0 047	0 0047	0 003	0 53	0 30
	3	0,050	0 03	0 012	0 0013	0 076	0 0042	-	0,46	0 41
	4	0 081	0 05	0 012	0 0018	0 048	0 0044	0 004	0 57	0 42
	5	-	0 02	0 013	0 0007	0 080	0 0048	0 004	0 44	0 34
	6	0 030	0 01	0 011	0 0014	0 031	0 0037	-	0 50	0 30
	7	0 032	0 07	0 010	0 0009	0 027	0 0035	0 004	0 56	0 34
	8	-	0 02	0 015	0 0022	0 043	0 0044	-	0 43	0 29
	9	0 030	0 02	0 012	0 0010	0 038	0 0045	0 004	0 43	0 28
	10	0 031	0 03	0 013	0 0011	0 061	0 0048	-	0 50	0 38

Продовження таблиці 6

	№ сталі	Хімічний склад (2) (мас %) решта Fe							Seq	Vs
		V	Nb	Ti	B	Al	N	Ca		
Приклади для порівняння	51	0 029	0 02	0 012	0 0011	0 041	0 0033	-	*0 33	0 19
	52	0 030	0 03	0 010	0 0009	0 027	0 0035	0 004	0 50	0 32
	53	-	0 05	0 012	0 0018	0 048	0 0044	0 004	43 22	43 009
	54	0 033	0 02	0 012	0 0010	0,038	0 0045	-	*0 39	0 22
	55	0 032	0 01	0 011	0 0014	0 031	0 0037	-	0 47	0 36
	56	0 029	0 02	0 012	0 0010	0 038	0 0045	0 004	0 35	0 32
	57	0 049	0 02	0 011	0 0012	0 076	0 0042	-	0 42	0,42
	58	43 121	0 01	0 013	0 0008	0 080	0 0048	0 004	0 46	0 36
	59	-	*	0 013	0 0007	0 080	0 0048	0 004	0 49	0 39
	60	0 031	*0 12	0 012	0 0009	0 028	0 0041	-	0 57	0 39
	61	0 031	0 02	*0 035	0 0011	0 028	0 0041	-	0 54	0 35
	62	-	0 02	0 013	-	0 080	0 0048	0 004	*0 43	0 33
	63	0 046	0 03	0 012	43 0034	0 076	0 0042	-	0,47	0 42
	64	-	0 02	0 015	0 0022	*0 114	0 0044	-	0 57	0 37
	65	0 030	0 02	0 012	0 0010	0 038	*0 0078	0 004	0 57	0 40
	66	0 033	0 02	0 015	0 0022	0 043	0 0044	-	*0 31	0 28
	67	0 031	0 01	0 012	0 0009	0 028	0 0041	-	43 84	0 39
	68	0 033	0 03	0 011	0 0012	0 047	0 0047	0 003	0 47	0 23
	69	0 050	0 03	0 012	0 0013	0 076	0 0042	-	0 45	*0 48

Знак \* біля числового значення вказує на те, що воно виходить за межі бажаних для цього винаходу значень

Таблиця 7

Позначення для процесу термомеханічного контролювання		A	B	C	D	E	F
Прокатування	Температура нагрівання (°C)	1100	1100	1150	950	1150	1150
	Сукупний ступінь обтиснення (%)	65	70	80	40	*20	70
	кінцева температура (°C)	750	750	780	740	840	750
Охолодження	початкова температура (°C)	710	710	740	710	800	710
	швидкість охолодження (°C/сек)	27	48	62	29	56	*8
	кінцева температура (°C)	222	240	320	70	340	-
Відпуск	температура нагрівання (°C)	-	610	-	-	-	-

Знак \* біля числового значення вказує на те, що воно виходить за межі бажаних для цього винаходу значень

Таблиця 8

	№ випробування	№ сталі	Позначення для ПТМК	Мікроструктура базової сталі			
				Нижній бейніт+мартенсит /об %/	Нижній бейніт /об %/	Відношення довжини до ширини	Більший діаметр карбідів (мкм)
Приклади для цього винаходу	1	1	A	100	20	4 3	1 8
	2	2	A	97	32	37	2 6
	3	3	A	92	54	4 d	2 9
	4	4	B	100	19	4 3	2 5
	5	5	A	92	58	4,2	1 9
	6	6	C	96	40	4 7	2 8
	7	7	D	99	24	3,9	2 7
	8	8	A	91	61	4 2	2 6
	9	9	A	90	63	4,2	2 4
	10	10	B	95	40	4 1	2 9

	№ випробування	№ сталі	Позначення для ПТМК	Мікроструктура базової сталі			
				Нижній бейніт+мартенсит /об %/	Нижній бейніт /об %/	Відношення довжини до ширини	Більший діаметр карбідів (мкм)
Приклади для випробування	11	3	Е	96	42	*2 2	2 6
	12	6	Е	98	34	1 8	2 9
	13	8	Е	*78	82	3 7	*8 8
	14	51	А	92	55	3 4	2 6
	15	52	А	96	40	4 6	3 4
	16	53	В	100	5	3 7	3 3
	17	54	В	92	57	3 4	2 8
	18	55	А	94	49	3 7	2 1
	19	56	А	97	32	4 1	2 9
	20	57	А	99	4	4 6	2 3
	21	58	С	94	47	4 6	2 2
	22	59	А	94	45	1 3	2 5
	23	60	Д	100	19	5 1	2 6
	24	61	А	98	30	3 4	2 7
	25	62	А	91	61	4,2	3 2
	26	63	С	93	22	4 6	2 5
	27	64	А	100	19	4 1	2 4
	28	65	А	100	19	4 2	3 1
	29	66	С	*68	26	4 1	*6 2
	30	67	С	100	6	4 2	3 8
	31	68	А	*54	24	4 1	*6 9
	32	69	Д	92	21	4 0	2 9

Знак \* біля числового значення вказує на те, що воно виходить за межі бажаних для цього винаходу значень

Таблиця 9

	№ випробування	№ сталі	Позначення для ПТМК	Базова сталь			Зварне з'єдн		Випробовування на утворення тріщин з V-подібною канавкою (без попереднього нагріву)
				МТ (МПа)	ММС (МПа)	vE-40 (Дж)	ММС (МПа)	vE-40 (Дж)	
Приклади для цього винаходу	1	1	А	1067	1147	136	1181	102	без тріщин
	2	2	А	1010	1086	144	1118	108	без тріщин
	3	3	А	899	967	161	996	121	без тріщин
	4	4	В	1070	1151	136	1186	102	без тріщин
	5	5	А	879	945	165	974	124	без тріщин
	6	6	С	969	1041	150	1073	112	без тріщин
	7	7	Д	1047	1126	139	1160	104	без тріщин
	8	8	А	863	928	168	956	126	без тріщин
	9	9	А	852	916	170	944	128	без тріщин
	10	10	В	966	1039	150	1070	113	без тріщин
Приклади для порівняння	11	3	*Е	921	978	*81	989	128	без тріщин
	12	6	*Е	978	1057	*76	1074	121	без тріщин
	13	8	*Е	724	*786	166	966	124	без тріщин
	14	*51	А	974	1047	*61	1078	*43	*тріщина
	15	*52	А	969	1042	*78	1073	*53	без тріщин
	16	*53	В	1083	1164	*57	1199	*29	без тріщин
	17	*54	В	968	1041	*84	1072	*41	без тріщин
	18	*55	А	923	993	*55	1023	*27	без тріщин
	19	*56	А	1005	1081	*68	1114	*34	без тріщин
	20	*57	А	1043	1122	*42	1155	*29	без тріщин
	21	*58	С	935	1005	*27	1036	*48	без тріщин
	22	*59	А	941	1012	*97	1042	*54	без тріщин
	23	*60	Д	1072	1153	*46	1188	*32	без тріщин

Продовження таблиці 9

	№ випробування	№ сталі	Позначення для ПТМК	Базова сталь			Зварне з'єдн		Випробовування на утворення тріщин з V-подібною канавкою (без попереднього нагрів )
				МТ (МПа)	ММС (МПа)	vE-40 (Дж)	ММС (МПа)	vE-40 (Дж)	
Приклади для порівняння	24	*61	A	1015	1091	*53	1124	*29	без тріщин
	25	*62	A	728	*783	199	*806	149	без тріщин
	26	*63	C	997	1072	*69	1104	*36	без тріщин
	27	*64	A	1070	1150	*97	1185	102	без тріщин
	28	*65	A	913	982	*87	1011	*12	без тріщин
	29	*66	C	677	*728	214	*750	161	без тріщин
	30	*67	C	1086	1168	*72	1203	*41	*тріщина
	31	*68	A	820	*882	177	908	133	без тріщин
	32	*69	D	895	982	*96	991	*52	*тріщина

Знак \* біля номера сталі або при позначенні для ПТМК вказує на те, що вони виходять за межі бажаних значень показників для цього винаходу, а такий же знак біля результатів випробувань вказує на те, що заданого рівня досягнуто не було