



УКРАЇНА

(19) UA

(11) 61966

(13) C2

(51) 7 C21D8/02

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ  
І НАУКИ УКРАЇНИДЕРЖАВНИЙ ДЕПАРТАМЕНТ  
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ  
ВЛАСНОСТІОПИС  
ДО ПАТЕНТУ НА ВИНАХІД

## (54) СПОСІБ ОДЕРЖАННЯ ЛИСТА СТАЛІ (ВАРІАНТИ)

1

2

(21) 2000021129

(22) 28 07 1998

(24) 15 12 2003

(86) PCT/US98/15629, 28 07 1998

(31) 60/053,965

(32) 28 07 1997

(33) US

(46) 15 12 2003, Бюл. № 12, 2003 р.

(72) Лютон Мішель Дж., US, Ку Джаянг., US, Бангару Нарасімха-Рао В., US, Петерсен Кліффорд В., US, Тамехиро Хіроші., JP, Асахі Хітоші., JP, Хара Такуя., JP, Суджіяма Масаакі., JP

(73) ЕКСОНМОБІЛ АПСТРІМ РІСЕРЧ КОМПАНІ, US, НІППОН СТІЛ КОРПОРЕЙШН, JP

(56) Заявка UA 96041426, 30 04 1998, бюл. № 2

Заявка UA 96083162, 15 02 2002, бюл. № 2

Заявка UA 97082859, 15 02 2002, бюл. № 2

Заявка UA 97062660, 15 03 2002, бюл. № 3

Заявка UA 99095240, 15 08 2000, бюл. № 3

JP 57134514 A, 19 08 1982

JP 5852423 A, 28 03 1983

(57) 1 Спосіб одержання листа сталі, який відрізняється тим, що

(а) нагрівають сталений сляб, який містить залізо та наступні легуючі елементи в мас. %

від 0,03 до 0,10 C,

від 1,6 до 2,1 Mn,

від 0,01 до 0,10 Nb,

від 0,01 до 0,10 V,

від 0,3 до 0,6 Mo,

від 0,005 до 0,03 Ti,

до температури, достатньої для того, щоб розчинити всі карбіди та карбонітриди ванадію й ніобію,

(б) обтискують згаданий сляб для формування сталюого листа за один або декілька проходів гарячої прокатки в першому діапазоні температур, у якому рекристалізується аустеніт,

(в) додатково обтискують згаданий сталений лист за один або декілька проходів гарячої прокатки у другому діапазоні, нижчому від вказаного першого діапазону температур і вищому від температури, при якій аустеніт починає перетворюватися на ферит під час охолодження,

(г) здійснюють загартування згаданого сталюого листа зі швидкістю, яка перевищує 20°C на секунду (36° F на секунду), до температури припинення загартування між точкою  $A_{T1}$  фазового перетворення (температурою, при якій завершується пе-

ретворення аустеніту на ферит або на ферит плюс цементит під час охолодження) й 150° C (302° F), та

(д) припиняють загартування й піддають згаданий сталений лист охолодженню на повітрі до температури оточуючого середовища та одержують, як домінуючі компоненти, дрібнозернистий нижній бейніт, дрібнозернистий рейковий мартенсит або їх суміші, внаслідок чого сталений лист має межу міцності на розрив, принаймні, 900 МПа (130 кфн-с/кв. д.)

2 Спосіб за п. 1, який відрізняється тим, що згадане загартування є загартуванням у воді

3 Спосіб за п. 1, який відрізняється тим, що згадана мікроструктура є, по суті, однорідною

4 Спосіб за п. 1, який відрізняється тим, що згадана мікроструктура має рейковий мартенсит самовідпуску

5 Спосіб за п. 1, який відрізняється тим, що згадані дрібнозернистий нижній бейніт та дрібнозернистий рейковий мартенсит містять, принаймні, 50 об'ємних відсотків дрібнозернистого нижнього бейніту

6 Спосіб за п. 1, який відрізняється тим, що згадана сталь містить ніобій та ванадій у сумарній концентрації, яка перевищує 0,06 масового відсотка

7 Спосіб за п. 1, який відрізняється тим, що згадана температура на етапі (а) знаходиться у діапазоні від 1000 °C (1832 °F) до 1250 °C (2282 °F)

8 Спосіб за п. 1, який відрізняється тим, що згадана температура припинення загартування знаходиться між 550 °C та 150 °C (1022 °F - 302 °F)

9 Спосіб за п. 1, який відрізняється тим, що згадана температура припинення загартування знаходиться між 500 °C та 150 °C (932 °F - 302 °F)

10 Спосіб за п. 1, який відрізняється тим, що згадане загартування на етапі (г) здійснюють зі швидкістю, по суті, 35 °C на секунду (63 °F на секунду)

11 Спосіб за п. 1, який відрізняється тим, що згадана сталь додатково містить, принаймні, одну добавку, вибрану із групи, яка містить в мас. %

(i) до 0,6 Si,

(ii) до 1,0 Cu,

(iii) до 1,0 Ni,

(iv) до 1,0 Cr,

(v) до 0,006 Ca,

(13) C2

(11) 61966

(19) UA

(vi) до 0,06 Al,

(vii) до 0,02 рідкісноземельних металів (РЗМ),

(viii) до 0,006 Mg

12 Спосіб за п 1, який відрізняється тим, що в згаданий сталі Seq більший або дорівнює 0,5 і менший або дорівнює 0,7 та  $P_{cm}$  менша або дорівнює 0,35

13 Спосіб за п 1, який відрізняється тим, що згадана температура припинення загартування на етапі (r) знаходиться між 450 °C й 200 °C (842 °F - 392 °F)

14 Спосіб за п 1, який відрізняється тим, що кожна концентрація ванадію й ніобію більша або дорівнює 0,03 мас %

15 Спосіб одержання листа сталі, який відрізняється тим, що

а) нагрівають сталений сляб, який містить залізо та наступні легуючі елементи в мас %

від 0,03 до 0,10 C,

від 1,6 до 2,1 Mn,

від 0,01 до 0,10 Nb,

від 0,01 до 0,10 V,

від 0,2 до 0,5 Mo,

від 0,005 до 0,03 Ti,

від 0,0005 до 0,0020 B,

до температури, достатньої для того, щоб розчинити всі карбіди та карбонітриди ванадію й ніобію,

(б) обтискують згаданий сляб для формування сталюого листа за один або декілька проходів гарячої прокатки в першому діапазоні температур, у якому рекристалізується аустеніт,

(в) додатково обтискують згаданий сталений лист за один або декілька проходів гарячої прокатки у другому діапазоні, нижчому від вказаного першого діапазону температур і вищому від температури, при якій аустеніт починає перетворюватися на ферит під час охолодження,

(г) здійснюють загартування згаданого сталюого листа зі швидкістю, яка перевищує 20°C на секунду (36° F на секунду) до температури припинення

загартування між точкою  $A_{c1}$  фазового перетворення (температурою, при якій завершується перетворення аустеніту на ферит або на ферит плюс цементит під час охолодження) й 150° C (302° F), та

(д) припиняють загартування й піддають згаданий сталений лист охолодженню на повітрі до температури оточуючого середовища та одержують, як домінуючі компоненти, дрібнозернистий нижній бейніт, дрібнозернистий рейковий мартенсит або їх суміші, внаслідок чого сталений лист має межу міцності на розрив, принаймні, 900 МПа (130 кфн-с/кв д)

16 Спосіб за п 15, який відрізняється тим, що згадана сталь додатково містить, принаймні, одну добавку, вибрану із групи, яка містить в мас %

(i) до 0,6 Si,

(ii) до 1,0 Cu,

(iii) до 1,0 Ni,

(iv) до 1,0 Cr,

(v) до 0,006 Ca,

(vi) до 0,06 Al,

(vii) до 0,02 рідкісноземельних металів (РЗМ),

(viii) до 0,006 Mg

17 Спосіб за п 15, який відрізняється тим, що в згаданий сталі Seq більший або дорівнює 0,3 і менший або дорівнює 0,7 та  $P_{cm}$  менша або дорівнює 0,35

18 Спосіб за п 15, який відрізняється тим, що згадана температура припинення загартування на етапі (r) знаходиться між 550° та 150 °C (1022 °F - 302 °F)

19 Спосіб за п 15, який відрізняється тим, що згадана температура припинення загартування на етапі (r) знаходиться між 500 °C й 150 °C (932 °F - 302 °F)

20 Спосіб за п 15, який відрізняється тим, що кожна концентрація ванадію та ніобію більша або дорівнює 0,03 мас %

Винахід належить до способу одержання надвисокоміцних зварюваних сталей з високою в'язкістю та отримання із неї листа, з якого в свою чергу виготовляють трубопровід. Більш конкретно, цей винахід належить до надвисокоміцних, які мають високу в'язкість, зварюваних низьколегованих сталей для трубопровідних труб, у яких втрати межі міцності у зоні термічного впливу (ЗТВ) мінімізовані відносно останньої частини трубопроводу, й до способу одержання сталюого листа, який є попередником трубопроводу

Відомо, що трубопровід з найвищою межею плинності у промисловій експлуатації має межу плинності приблизно 550МПа (80 кілофунтів-сил на квадратний дюйм (кфн-с/кв д). Промислово виготовляється сталь для трубопроводів, яка має більш високу межу міцності, зокрема, до приблизно 890 МПа (100кфн-с/кв д), але, за свідченням авторів винаходу, вона не знайшла промислового застосування для виготовлення трубопровідної труби. Крім того, як описали Ку (Koo) та Лутон (Lu-

ton) в патентах США №№5545269, 5545270 та 5531842, виявлено, що практично доцільніше отримувати надвисокоміцні сталі, які мають межі плинності, принаймні, приблизно 830МПа (120 кфн-с/кв д)) та межі міцності на розрив принаймні, приблизно 900МПа (130кфн-с/кв д), як попередники трубопровідної труби. Межі міцності сталей, описаних Ку та Лутон у патенті США №5545269, досягаються за рахунок балансу між хімічним складом сталі та способами обробки, внаслідок чого отримується, по суті, однорідна мікроструктура, яка містить первинні дрібнозернисті мартенсит та бейніт відпуску, які піддають вторинному зміцненню виділеннями  $\epsilon$ - міді та деяких карбідів або нітридів або карбонітридів ванадію, ніобію та молібдену

У патенті США №5545269 у та Лутон описують спосіб одержання високоміцної сталі, при якому сталь загартовують від кінцевої температури гарячої прокатки до температури, яка не перевищує 400°C (742°F), із швидкістю, принаймні, 20°C (36°F

за секунду), краще - приблизно 30°C за секунду (54°F) за секунду, для отримання мікроструктур первинних мартенситу та бейніту. Крім того, для досягнення потрібної мікроструктури та властивостей відповідно до винаходу зробленому Ку та Лутоном, необхідно піддати сталевий лист процедури повторного підкріплення за допомогою додаткового технологічного етапу, який передбачає відпуск листа, що охолоджується у воді, при температурі, яка не перевищує точку  $A_{c1}$  фазового перетворення, тобто температуру, при якій починає утворюватися аустеніт під час нагрівання, протягом періоду часу, достатнього для того, щоб викликати виділення  $\epsilon$ -міди та деяких карбідів або нітридів або карбонітридів ванадію, ніобію та молібдену. Додатковий технологічний етап відпуску після загартування значно збільшує вартість сталюого листа. Тому бажано розробити нові технологічні методології для сталі, які обходяться без етапу відпуску, але все-таки забезпечують бажані механічні властивості. Крім того, етап відпуску, хоча й є необхідним для повторного підвищення міцності, яка потребується для одержання бажаних мікроструктур та властивостей, також приводить до

відношення межі плинності до межі міцності на розрив -, яке перевищує 0,93. З точки зору пріоритетної конструкції трубопроводу, бажано зберегти відношення межі плинності до межі міцності при розтягні нижче, ніж приблизно 0,93, одночасно підтримуючи високу межу плинності й межу міцності не розрив.

Існує потреба у трубопроводах з більш високими межами міцності, ніж ті, що поставляються в даний час, для транспортування сирої нафти та природного газу на великі відстані. Ця потреба викликана необхідністю (i) підвищити ефективність транспортування шляхом використання більш високих тисків газу та (ii) зменшити витрати на матеріали й прокладку шляхом зменшення товщини стінок та зовнішнього діаметра. У результаті, збільшився запит на трубопровідні труби, більш міцні, ніж існують у даний час.

Таким чином, задача даного винаходу заключається в тому, щоб розробити склад сталі й варіанти обробки для отримання дешевого листа низьколегованої надвисокоміцної сталі й виготовленої з нього трубопровідної труби з одержанням властивостей високої межі стійкості без необхідності проведення етапу відпуску для досягнення повторного зміцнення міцності. Крім того, друга задача даного винаходу заключається в тому, щоб розробити лист надміцної сталі для конструкції трубопровідної труби, в якому відношення межі плинності до межі міцності на розрив нижче, ніж приблизно 0,93.

Проблема, пов'язана з більшістю високоміцних сталей, тобто сталей, які мають межу плинності, що перевищує приблизно 550 МПа (180 кфн-с/кв д), заключається у розміцненні (пом'якшенні) ЗТВ після зварювання. ЗТВ може піддаватися локальному фазовому перетворенню або віджигу під час термічних циклів, зумовлених зварюванням, що приводить до значного, тобто складаючого до 15 відсотків і більше, розміцненню (пом'якшенню) ЗТВ порівняно з основним металом. Хоча отримані надвисокоміцні сталі з межами плинності 830 МПа

(120 кфн-с/кв д) або більше, ці сталі, як правило, мають недостатню в'язкість, яка необхідна для трубопровідної труби, тому що такі матеріали мають відносно високий  $\sigma_T$  (добре відомий технічний термін, який використовується для вираження зварюваності), як правило, перевищуючий приблизно 0,35.

Таким чином, ще одна задача цього винаходу заключається у тому, щоб розробити лист низьколегованої надвисокоміцної сталі, яка є попередником трубопроводу, який має межу плинності, принаймні, приблизно 690 МПа (100 кфн-с/кв д), міцність на розрив, принаймні, приблизно, 900 МПа (130 кфн-с/кв д) й достатню в'язкість для додатків при низьких температурах, тобто нижче приблизно - 40°C (-40°F), з одночасним підтриманням відповідної якості продукту й мінімізацією втрат межі міцності в ЗТВ під час термічного циклу, зумовленого зварюванням.

Додаткова задача цього винаходу заключається в тому, щоб розробити надвисокоміцну сталь із в'язкістю і зварюваністю, достатньою для трубопроводу, й яка має  $R_{cm}$  меншу, ніж приблизно 0,35. Хоча й  $R_{cm}$  і  $Seq$  (вуглецевий еквівалент), інший добре відомий промисловий термін, який вживається для вираження зварюваності, широко вживається у контексті зварюваності, вони також відображають загартуваність сталі, оскільки ними керуються при оцінці схильності сталі до одержання твердих мікроструктур в основному металі. У тому розумінні, в якому вони вживаються у цьому опису,  $R_{cm}$  визначається таким чином  $R_{cm} = \text{мас \%C} + (\text{мас \%Si})/30 + (\text{мас \%Mn} + \text{мас \%Cu} + \text{мас \%Cr})/20 + (\text{мас \%Ni})/60 + (\text{мас \%Mo})/15 + (\text{мас \%V})/10 + 5(\text{мас \%B})$ , а  $Seq$  визначається таким чином  $Seq = \text{мас \%C} + (\text{мас \%Mn})/6 + (\text{мас \%Cr} + \text{мас \%Mn} + \text{мас \%V})/5 + (\text{мас \%Cu} + \text{мас \%Ni})/15$ .

Як описано у патенті США №5545269, виявлено, що в описуваних там умовах етап загартування у воді до температури, яка не перевищує 400°C (752°F) (краще до температури оточуючого середовища), з наступною остаточною прокаткою надвисокоміцних сталей неможливо замінювати охолодженням на повітрі, оскільки в таких умовах охолодження на повітрі може викликати перетворення аустеніту у агрегати ферриту та/або перліта, що призводить до втрати межі міцності сталей.

Також установлено, що зупинення охолодження таких сталей у воді при температурах, які перевищують 400°C (752°F), може викликати незадовільне підвищення міцності при фазовому перетворенні під час охолодження, тим самим зменшуючи міцність сталей.

У сталевих листах, одержаних способом, описаним у патенті США №5545269, застосовують відпуск після охолодження у воді, наприклад, шляхом повторного нагрівання до температур у діапазоні від приблизно 400°C до приблизно 700°C (752°F-129°F) протягом попередньо визначених інтервалів часу для одержання рівномірного зміцнення по всьому сталюму листу й підвищення в'язкості сталі. Добре відомим випробуванням для вимірювання в'язкості сталей є ударне випробування зразків з V-подібним надрізом по Шарпі. Одним із вимірів, який можна одержати, застосовуючи ударне випробування зразків із V-подібним

надрізом по Шарпі, є енергія, що поглинається при зруйнуванні сталюого зразка (енергія удару) при заданій температурі, наприклад енергія удару при  $-40^{\circ}\text{C}$  ( $-40^{\circ}\text{F}$ ), ( $\text{VE}_{40}$ )

Внаслідок розробок, описаних у патенті США №5545269, зроблено відкриття, що можна одержати надвисокоміцну сталь з високою в'язкістю без дорогоцінного остаточного етапу відпуску. Виявлено, що цього результату можна досягти шляхом переривання загартування у конкретному температурному діапазоні, який залежить від хімічного складу сталі, після чого мікроструктура, яка містить як домінуючі компоненти дрібнозернистий нижній бейніт, дрібнозернистий рейковий мартенсит, або їх суміші, створюється при температурі перерваного охолодження або після наступного охолодження на повітрі до температури навколишнього середовища. Також зроблено відкриття, що ця нова послідовність етапів обробки забезпечує дивний і несподіваний результат у вигляді листів сталі з ще більш високою межею міцності й в'язкістю, ніж досягнуті раніше.

У відповідності до вищевикладених задач даного винаходу, розроблена методологія обробки, яка зветься тут перерваним загартуванням з цементаційного нагріву (ПЗЦН), при якому лист низьколегованої сталі бажаного хімічного складу швидко охолоджують у кінці гарячої прокатки шляхом загартування за допомогою придатного плинного середовища, наприклад, води, до температури припинення загартування (ТПЗ) з наступним охолодженням на повітрі до температури навколишнього середовища для одержання мікроструктури, яка містить як домінуючі компоненти дрібнозернистий нижній бейніт, дрібнозернистий рейковий мартенсит, або їх суміші. У тому розумінні, в якому він застосовується в опису даного винаходу, термін "загартування" належить до прискореного охолодження будь-якими засобами, внаслідок чого використовується плинне середовище, яке вибирається по його здатності збільшувати швидкість охолодження сталі, на протидію охолодженню сталі на повітрі до температури навколишнього середовища.

Даний винахід забезпечує сталі, які мають властивість витримувати режим швидкості охолодження й параметри ТПЗ, що забезпечують підвищення міцності, для конкретного процесу загартування, який називають ПЗЦН, з наступною фазою охолодження на повітрі для одержання мікроструктури, яка містить як домінуючі компоненти дрібнозернистий нижній бейніт, дрібнозернистий рейковий мартенсит, або їх суміші, у готовому листі.

У даній галузі техніки добре відомо, що добавки малої кількості бора, яка складає порядку 5-20 частин на мільйон частин складу (5-20ч/млн), можуть мати значний вплив на загартування низьковуглецевих низьколегованих сталей. Тому добавки бора у сталь ефективно використовували у минулому для одержання твердих фаз, наприклад, мартенситу у низьколегованих сталях з низьким хімічним складом, тобто низьким вуглецевим еквівалентом, для дешевих високоміцних сталей з високою в'язкістю. Проте, забезпечити відповідне регулювання бажаних невеликих

добавок бора непросто. Для цього необхідно технічно реконструювати сталеплавильне обладнання й "ноу-хау". Даний винахід забезпечує діапазон хімічних складів сталі, з добавками й без добавок бора, яку можна обробляти по методології ПЗЦН для одержання бажаних мікроструктур та властивостей.

У відповідності до даного винаходу, досягається баланс між хімічним складом сталі та способом обробки, у результаті чого забезпечується виготовлення листів високоміцної сталі, яка має межу плинності, принаймні, приблизно 690МПа (100кфн-с/кв д), краще -принаймні, приблизно 760МПа (110кфн-с/кв д), а ще краще -принаймні, приблизно 830МПа (120 кфн-с/кв д), й, краще відношення межі плинності до межі міцності на розрив менше, ніж приблизно 0,93, ще краще - менше, ніж приблизно 0,90, а ще краще - менше, ніж приблизно 0,85, із якої можна одержати трубопровід. У цих листах сталі, після зварювання у додатках, пов'язаних з трубопровідними трубами, втрати межі міцності в ЗТВ менші, ніж приблизно 10%, краще - менше, ніж приблизно 5%, відносно межі міцності основної сталі. Крім того, ці листи надвисокоміцної низьколегованої сталі, придатні для виготовлення трубопроводу, мають товщину кращу, принаймні, приблизно 10мм (0,39 дюйма), ще краще - принаймні, приблизно 15 мм (0,59 дюйма), а найкраще - принаймні, приблизно 20мм (0,79 дюйма). Далі, ці листи надвисокоміцної низьколегованої сталі або містять, або не містять добавлений бор, або, у конкретних випадках, містять добавлений бор у кількості від приблизно 5 частин на мільйон частин складу (5ч/млн) до приблизно 20 частин на мільйон (20ч/млн), а ще краще - від приблизно 8 частин на мільйон частин складу (8ч/млн) до приблизно 12 частин на мільйон частин складу (12ч/млн). Якість виробів типу трубопровідних труб залишається, по суті, задовільною і, як правило, не знижується з-за кисневого розтріскування. Найкраща готова сталь має, по суті, однорідну мікроструктуру, яка переважно містить як домінуючі компоненти дрібнозернистий нижній бейніт, дрібнозернистий рейковий мартенсит, або їх суміші. Дрібнозернистий рейковий мартенсит передусім містить дрібнозернистий рейковий мартенсит самовідпуску. У тому розумінні, в якому він уживається в опису даного винаходу, термін "як домінуючий компонент" означає, принаймні, 50 об'ємних відсотків. Остання частина мікроструктури може містити додатковий дрібнозернистий нижній бейніт, додатковий дрібнозернистий рейковий мартенсит, верхній бейніт або феррит. Найкраще, коли мікроструктура містить, принаймні, від приблизно 60 об'ємних відсотків до приблизно 80 об'ємних відсотків дрібнозернистого нижнього бейніту, дрібнозернистого рейкового мартенситу, або їх сумішей. Ще найкраще, коли мікроструктура містить, принаймні, приблизно 90 об'ємних відсотків дрібнозернистого нижнього бейніту, дрібнозернистого рейкового мартенситу, або їх сумішей.

І нижній бейніт, і рейковий мартенсит можуть бути додатково підкріплені видаленнями карбідів або карбонідів ванадію, ніобію й молібдену. Ці виділення, особливо ті, які містять ванадій, можуть допомогти мінімізації розкріплення (пом'якшення)

ЗТВ, очевидно шляхом попередження будь-якого суттєвого зменшення щільності дислокацій у областях, які нагріваються до температур не вище точки  $A_{c1}$  фазового перетворення, або шляхом зміцнення, яке вноситься добавками, в областях, які нагріваються до температур вищих точки  $A_{c1}$  фазового перетворення, або обома шляхами

Лист сталі, який відповідає цьому винаходу, виготовляють шляхом одержання сталюого сляба звичайним шляхом і, в одному конкретному варіанті здійснення, він містить залізо і такі лігуючі елементи, кількості яких указані нижче в мас %

0,03-0,10 вуглецю (C), краще 0,05-0,09% C,  
0-0,6% кремнію (Si),  
1,6-2,1% марганцю (Mn),  
0-1,0% міді (Cu),  
0-1,0% нікелю (Ni), краще 0,2-1,0% Ni,  
0,01-0,10% ніобію (Nb), краще 0,03-0,06% Nb,  
0,01-0,10% ванадію (V), краще 0,03-0,08% V,  
0,3-0,6% молібдену (Mo),  
0-1,0% хрому (Cr),  
0,005-0,03 % титану (Ti), краще 0,015-0,02 %

Ti,

0-0,06% алюмінію (Al), краще 0,001-0,06% Al,  
0-0,06% кальцію (Ca),  
0-0,2% рідкоземельних металів (PM3)  
0-0,006 магнію (Mg),  
а також відрізняється тим, що  
 $Seq \leq 0,7$   
 $P_{cm} \leq 0,35$

В альтернативному варіанті, приведений вище хімічний склад змінений й включає в себе 0,0005 - 0,0020 мас % бора (B), краще 0,0008-0,0012 мас % B, а вміст Mo складає 0,2-0,5 мас %

Для сталей, які, по суті, не містять бор, відповідно до цього винаходу,  $Seq$  краще більший, ніж приблизно 0,5, і менший, ніж приблизно 0,7. Для сталей, які містять бор,  $Seq$  краще більший, ніж приблизно 0,3, та менший, ніж приблизно 0,7.

Крім того, у сталі краще мінімізовані добре відомі домішки азоту (N), фосфору (P) й сірки (S), хоча деяка кількість N все-таки бажана, як пояснюється нижче, для забезпечення частинок нпріда титану, який перешкоджає росту зерен. Концентрація N краща, коли складає від приблизно 0,001 до приблизно 0,006 мас %, концентрація сірки (S) краща, коли не перевищує приблизно 0,05 мас %, найкраща - не перевищує приблизно 0,002 мас %, а концентрація P не перевищує приблизно 0,015 мас %. При цьому хімічному складі сталь або, по суті, не містить бору, так як добавлений бор відсутній, або концентрація бору краще менша, ніж приблизно 3 частини на мільйон частин складу (3ч/млн), ще краще - менше, ніж приблизно 1 частина на мільйон частин складу (1ч/млн), або сталь містить добавлений бор, як згадано вище.

У відповідності до даного винаходу, кращий спосіб одержання надвисокоміцної сталі, яка має мікроструктуру, що містить як домінуючий компонент дрібнозернистий нижній бейніт, дрібнозернистий рейковий мартенсит, або їх суміші, заключається у тому, що нагрівають сталюий сляб до температури повторного нагріву, достатньої для того, щоб розчинити, по суті, всі карбіди й карбоніди ванадію й ніобію, обжимають сталюий сляб для формування листа за один або декілька про-

ходів гарячої прокатки у першому діапазоні температур, в якому рекристалізується аустеніт, додатково обжимають лист за один або декілька проходів гарячої прокатки у другому діапазоні температур нижче приблизно температури  $T_{pr}$ , тобто температури, нижче якої аустеніт не рекристалізується, й вище точки  $A_{c1}$  фазового перетворення, тобто температури, при якій аустеніт починає перетворюватися у феррит під час охолодження, проводять загартування готового прокатаного листа до температури, принаймні, такої ж низької, як точка  $A_{c1}$  фазового перетворення, тобто температури, при якій завершується перетворення аустеніту у феррит або у феррит плюс цементит під час охолодження, краще - до температури між приблизно 550°C та приблизно (1022°F-302°F), а ще краще до температури між приблизно 500°C й приблизно 150°C (932°F-302°F), зупиняють загартування й проводять охолодження загартованого листа на повітрі до температури навколишнього середовища.

Температура  $T_{pr}$ , точка  $A_{c1}$  фазового перетворення й точка  $A_{c1}$  фазового перетворення залежать кожна від хімічного складу сталюого сляба й легко визначаються експериментальним або розрахунковим шляхом з використанням придатних моделей.

Надвисокоміцна низьколегована сталь, яка відповідає першому пріоритетному конкретному варіанту здійснення винаходу, має межу міцності на розрив, краще складаючим, принаймні, 900 МПа (130 кфн-с/кв д), ще краще - принаймні, 930 МПа (135 кфн-с/кв д), має мікроструктуру, яка містить як домінуючі компоненти дрібнозернистий нижній бейніт, дрібнозернистий рейковий мартенсит, або їх суміші, а також містить дрібні виділення цементиту й, необов'язково, ще більш дрібнодисперсні виділення карбідів або карбонітридів ванадію, ніобію й молібдену. Дрібнозернистий рейковий мартенсит кращий, коли містить дрібнозернистий рейковий мартенсит самовідпуску.

Надвисокоміцна низьколегована сталь, яка відповідає другому пріоритетному конкретному варіанту здійснення винаходу, має межу міцності на розрив, краще складаючим, принаймні, 900 МПа (130 кфн-с/кв д), ще краще - принаймні, 930 МПа (135 кфн-с/кв д), й має мікроструктуру, яка містить дрібнозернистий нижній бейніт, дрібнозернистий рейковий мартенсит, або їх суміші, а також містить бор й дрібні виділення цементиту і, необов'язково, ще більш дрібнодисперсні виділення карбідів або карбонітридів ванадію, ніобію й дрібнозернистий рейковий мартенсит переважно містить дрібнозернистий рейковий мартенсит самовідпуску.

Опис креслень

Фіг 1 представляє умовне зображення етапів обробки, відповідаючих даному винаходу, із схемою будь-яких компонентів мікроструктури, пов'язаних з конкретними сполученнями минулого технологічного часу й температури.

Фіг 2А та фіг 2В зображує, відповідно, мікронімки, отримані при світлопольному й темнопольному освітленні за допомогою просвічувального електронного мікроскопа, який показує мікроструктуру домінуючого рейкового мартенситу самовід-

пуску у сталі, яка піддавалась обробці з температурою припинення загартування приблизно 295°C (563°F), при цьому на фіг 2В видно чіткі виділення цементиту серед рейок мартенситу

На фіг 3 зображений мікрознімок, отриманий при світлопольному освітленні за допомогою просвічуючого

електронного мікроскопа, який зображує мікроструктуру домінуючого нижнього бейніту у сталі, обробленої при температурі припинення загартування приблизно 385°C (725°F)

Фіг 4А та фіг 4В зображують, відповідно, мікрознімки, отримані при світлопольному та темнопольному освітленні за допомогою просвічуючого електронного мікроскопа, сталі, обробленої при температурі припинення загартування приблизно 385°C (725°F), при цьому на фіг 4А видна мікроструктура, яка містить як домінуючий компонент нижній бейніт, а на фіг 4В видна присутність частинок карбідів Mo, V та Nb, які мають діаметри менші, ніж приблизно 10нм

Фіг 5 зображує комплексну діаграму, яка включає у себе графік й мікрознімки, які одержані за допомогою просвічуючого електронного мікроскопа, що ілюструє вплив температури припинення загартування на відносні значення в'язкості й межі міцності на розрив для конкретних хімічних складів бормістких сталей, позначених у приведеній тут таблиці 11 буквами "H" та "I" (кружки), й низьколегованої бормісткої сталі, яка позначається у приведеній тут таблиці буквою "G" (квадратики), причому всі ці сталі відповідають даному винаходу. Енергія удару по Шарпі при -40°C (-40°F), (vE<sub>40</sub>) в джоулях, відкладена по ординаті, межа міцності, в МПа, відкладена по абсцисі

Фіг 6 зображує графік, який ілюструє вплив температури припинення загартування на відносні значення в'язкості й межі міцності при розтяжці для конкретних хімічних складів бормістких сталей, які позначені у приведеній тут таблиці 11 буквами "H" та "I" (кружки), й сталі, яка, по суті, не містить бор, позначена в приведеній тут таблиці II буквою "D" (квадратики), причому всі ці сталі відповідають даному винаходу. Енергія удару по Шарпі при 40°C (-40°F), (vE<sub>40</sub>), У джоулях, відкладена по ординаті, межа міцності, в МПа, відкладена по абсцисі

Фіг 7 зображує мікрознімок, отриманий при світлопольному освітленні за допомогою просвічуючого електронного мікроскопа, який показує мікроструктуру дислокаційного рейкового мартенситу в зразку сталі "D" (відповідно до приведеної тут таблиці II), яка піддавалась ПЗЦН-обробці з температурою припинення загартування приблизно 380°C(716°F)

Фіг 8 зображує мікрознімок, отриманий при світлопольному освітленні за допомогою просвічуючого електронного мікроскопа, який показує мікроструктуру, яка містить як домінуючий компонент нижній бейніт, у зразку сталі "D" (відповідно до приведеній тут таблиці II), яка піддавалась ПЗЦН-обробці з температурою припинення загартування приблизно 428°C (802°F) Серед рейок бейніту можна побачити орієнтовані в одному напрямі пластини цементиту, які є характеристикою нижнього бейніту

Фіг 9 зображує мікрознімок, отриманий при світлопольному освітленні за допомогою просвічуючого електронного мікроскопа, який показує верхній бейніт у зразку сталі "D" (відповідно до приведеної тут таблиці II), яка піддавалась ПЗЦН-обробці з температурою припинення загартування приблизно 461°C (862°F)

Фіг 10А зображує мікрознімок, отриманий при світлопольному освітленні за допомогою просвічуючого електронного мікроскопа, який показує область мартенситу (центр), оточену ферритом, у зразку сталі "D" (відповідно до приведеної тут таблиці II), яка піддавалась ПЗЦН-обробці з температурою припинення загартування приблизно 534°C (993°F) Можна побачити дрібні карбідні виділення у ферриті в області, яка прилягає до межі ферриту й мартенситу

Фіг 10В зображує мікрознімок, отриманий при світлопольному освітленні за допомогою просвічуючого електронного мікроскопа, який показує високовуглецевий двійникований мартенсит у зразку сталі "D" (відповідно до приведеної тут таблиці II), яка піддавалась ПЗЦН-обробці з температурою припинення загартування приблизно 534°C (993°F)

Хоча винахід буде описаний у зв'язку з пріоритетними конкретними варіантами його здійснення, стане зрозуміло, що винахід ними не обмежується. Навпаки, варто вважати винахід як такий, що охоплює всі варіанти, модифікації й еквіваленти, які можуть бути вміщені у рамках об'єма прав винаходу, що визначається формулою винаходу, яка приводиться

У відповідності з одним аспектом даного винаходу, сталевий сляб обробляють таким способом нагрівають сляб, по суті, рівномірно до температури, достатньої для розчинення, по суті, всіх карбідів й карбонітридів ванадію й ніобію, краще в діапазоні від приблизно 1000°C до приблизно 1250°C (1832°F-2282°F), а ще краще - у діапазоні від приблизно 1050°C до приблизно 1150°C (1922°F-2102°F), проводять першу гарячу прокатку сляба, з забезпеченням передусім від приблизно 20-відсоткового до приблизно 60-відсоткового обжиму (по товщині) для формування сляба за один або декілька проходів у першому діапазоні температур, в якому рекристалізується аустеніт, проводять другу гарячу прокатку з забезпеченням від приблизно 40-відсоткового до приблизно 80-відсоткового обжиму (по товщині) за один або декілька проходів у другому діапазоні температур, який дещо нижчий, ніж перший діапазон температур, і в якому аустеніт не рекристалізується, й вище приблизно точки A<sub>с1</sub> фазового перетворення, підкріплюють лист шляхом загартування прокатаного листа зі швидкістю, принаймні, приблизно 10°C за секунду (18°F за секунду), краще - принаймні, 20°C за секунду (36°F за секунду), ще краще - принаймні, приблизно 30°C за секунду (54°F за секунду), , ще найкраще - приблизно 35°C за секунду (63°F за секунду), від температури не нижче, ніж точка A<sub>с1</sub> і фазового перетворення, до температури припинення загартування (ПЗ), принаймні, такої ж низької, як точка A<sub>с3</sub> фазового перетворення, краще у діапазоні від приблизно 550°C до приблизно 150°C (1022°F-302°F), а ще

краще - у діапазоні від приблизно 500°C до приблизно 150°C (932°F-302°F), зупиняють загалку й піддають сталевий лист охолодженню на повітрі до температури оточуючого середовища, щоб полегшити завершення фазового перетворення сталі з утворенням, як домінуючих компонентів, дрібнозернистого нижнього бейніту, дрібнозернистого рейкового мартенситу, або їх сумішей. Як очевидно для спеціалістів з даної галузі техніки, в тому розумінні, в якому він тут вживається, термін "відсотковий обжим по товщині (відсоткове зменшення товщини)" належить до відсоткового обжиму по товщині (відсотковому зменшенню товщини) сталюого сляба або листа, яке вказується перед згадуванням терміну "обжим". Лише з метою пояснення, а не обмеження цього винаходу, відзначимо, що сталевий сляб товщиною приблизно 25,4 см (10 дюймів) можна обжимати приблизно на 50% (50-відсотковий обжим) у першому діапазоні температур до товщини приблизно 12,7 см (5 дюймів), а потім обжимати приблизно на 80% (80-відсотковий обжим) у другому діапазоні температур до товщини приблизно 2,5 см (1 дюйм).

Наприклад, звертаючись до фіг 1, можна відзначити, що лист сталі, оброблений у відповідності з цим винаходом, піддають регульованій прокатці 10 в згаданих діапазонах температур (як більш детально описано нижче), потім сталь піддають загартуванню від точки 14 початку загартування до температури 16 зупинення загартування (ПТЗ). Після припинення загартування, сталь піддають охолодженню 18 на повітрі до температури навколишнього середовища для полегшення фазового перетворення сталі з утворенням, як домінуючих компонентів, дрібнозернистого нижнього бейніту (в області 20 нижнього бейніту), дрібнозернистого рейкового мартенситу (в області 22 мартенситу), або їх сумішей. При цьому обходять область верхнього бейніту й область 26 ферриту.

Надвисокоміцні сталі обов'язково повинні мати ряд властивостей, і ці властивості отримуються за рахунок сполучення легуючих елементів й термо-механічних обробок, як правило, невеликі зміни у хімічному складі сталі можуть привести до великих змін у характеристиках продукту. Роль різноманітних легуючих елементів та кращі межі їх концентрацій для даного винаходу описані нижче.

Вуглець забезпечує зміцнення матриці у сталях та зварних швах, якою б не була мікроструктура, а також забезпечує зміцнення за рахунок виділень, головним чином, за рахунок утворення дрібних карбідів заліза (цементиту), карбонітридів ніобію [Nb (C,N)], карбонітридів ванадію [V (C,N)] та частинок або виділень Mo<sub>2</sub>C (форма карбиду молібдену), якщо вони достатньо дрібні й багаточисельні. Крім того, виділення Nb (C,N) під час гарячої прокатки, як правило, служать уповільненню рекристалізації аустеніту й попередженню росту зерен, забезпечуючи таким чином засіб зменшення розмірів зерен аустеніту й приводячи до підвищення як межі плинності, так і межі міцності на розрив й в'язкості при низьких температурах (наприклад, енергії удару при випробуванні по Шарпі). Вуглець також підвищує загартуваність, тобто здатність до утворення більш твердих й більш міцних мікроструктур у сталі під час охоло-

дження. Як правило, якщо вміст вуглецю менший, ніж приблизно 0,03 мас %, ці зміцнюючі ефекти не досягаються. Якщо вміст вуглецю більший, ніж наприклад 0,10 мас %, сталь, як правило, піддається утворенню холодних тріщин після зварювання при монтажі й зниженню в'язкості у листі сталі та в ЗТВ й зварного шва.

Марганець важливий для отримання мікро-структур, необхідних у відповідності з даним винаходом, які містять дрібнозернистий нижній бейніт, дрібнозернистий рейковий мартенсит, або їх суміші, і які забезпечують прийнятний баланс між межею міцності й в'язкістю при низьких температурах. З цією метою встановлюють нижню межу на рівні приблизно 1,6 мас %. Верхню межу встановлюють на рівні приблизно 2,1 мас %, так як вміст марганцю зверху приблизно 2,1 мас % викликає ліквідацію вздовж центральної лінії в сталях, отриманих способом безперервної плавки, й може також привести до погіршення в'язкості сталі. Крім того, високий вміст марганцю проявляється у виключному підвищенні загартуваності сталі і тим самим зменшує зварюваність при монтажі за рахунок в'язкості зони термічного впливу зварних швів.

Кремній добавляють для розкислення й підвищення межі міцності. Верхня межа встановлюється на рівні приблизно 0,6 мас %, щоб уникнути значного погіршення зварюваності при монтажі й в'язкості зони термічного впливу (ЗТВ), яке може бути результатом надлишкового вмісту кремнію. Кремній не завжди необхідний для розкислення, оскільки ту ж функцію можуть виконувати алюміній і титан.

Ніобій добавляють, щоб сприяти зменшенню розміру зерен мікроструктури сталі після прокатки, що підвищує як міцність, так і в'язкість. Виділення карбонітридів ніобію під час гарячої прокатки служать для уповільнення рекристалізації й попередження росту зерен, забезпечуючи таким чином засіб зменшення розмірів зерен аустеніту. Це також дає додаткове зміцнення під час остаточного охолодження за рахунок утворення виділень Nb (C,N). У присутності молібдену ніобій ефективно поліпшує мікроструктуру, подавляючи рекристалізацію аустеніту під час регульованої прокатки й отверджують сталь, забезпечуючи дисперсійне отвердження й вносячи вклад у підвищення загартування. У присутності бора ніобій синергично підвищує загартуваність. Для одержання таких ефектів, передусім добавляють, принаймні, приблизно 0,01 мас % ніобію. Проте, ніобій у кількості, що перевищує приблизно 0,10 мас %, як правило, буде негативно впливати на зварюваність і в'язкість ЗТВ, так що краще максимум, який складає приблизно 0,10 мас %. Більш переважно, добавляють від приблизно 0,3 мас % до приблизно 0,06 мас % ніобію.

Титан утворює частини дрібнозернистого нп-риду титану й вносить вклад у поліпшення мікро-структури, подавляючи збільшення розміру зерен аустеніту під час повторного нагрівання сляба. Крім того, присутність частинок нп-риду титану попереджує збільшення розміру зерен у зонах термічного впливу зварних швів. Тому титан служать для підвищення в'язкості при низьких темпе-

ратурах як основного металу, так і зон термічного впливу. Оскільки титан зв'язує вільний азот у вигляді нітриду титану, він попереджає негативний вплив азоту на загартованість із-за утворення нітриду бору. Кількість титану, який добавляють з цією метою, краще, принаймні, приблизно в 3,4 рази більше кількості азоту (за масою). Коли вміст алюмінію малий (тобто менший, ніж приблизно 0,005мас %), титан утворює оксид, який служить як зародок для утворення внутрішньозеренного ферриту у зоні термічного впливу зварних швів і тим самим поліпшує мікроструктуру в цих областях. Для досягнення цієї мети краще добавка титану, принаймні, приблизно 0,05мас %. Верхня межа встановлюється на рівні приблизно 0,03мас %, оскільки надлишковий вміст титану приводить до укрупнення нітриду титану й дисперсного отвердіння, який обумовлюється карбідом титану, причому обидва ефекти викликають погіршення в'язкості при низьких температурах.

Мідь збільшує міцність основного металу і ЗТВ зварних швів, проте надлишкова добавка міді значно зменшує в'язкість зони термічного впливу й зварюваності при монтажі. Тому верхню межу добавки міді встановлюють на рівні, принаймні, приблизно 10мас %.

Нікель добавляють для поліпшення властивостей низьковуглецевих сталей, одержаних у відповідності з даним винаходом, без погіршення зварюваності при монтажі й в'язкості при низьких температурах. На відміну від марганцю й молібдену, добавки нікеля здатні утворювати менше зміцнених компонентів мікроструктури, які пагубно впливають на в'язкість при низьких температурах у листі. Доведено, що добавки нікеля у кількості зерен 0,2мас % ефективні при підвищенні в'язкості зони термічного впливу зварних швів. Нікель, власне кажучи, є вигідним елементом, якщо не враховувати його схильність сприяти утворенню тріщин під напругою, яка викликана сульфідною корозією у деяких середовищах, коли вміст нікеля перевищує приблизно 2мас %. Для сталей, одержаних у відповідності на рівні приблизно 1,0мас %, оскільки нікель зазвичай є дорогим легуючим елементом й може погіршити в'язкість зони термічного впливу зварних швів. Добавка нікелю також ефективна для попередження поверхневого розтріскування, викликаного міддю, під час безпервної плавки й гарячої прокатки. Кількість нікеля, який добавляють для цієї мети, передусім перевищує приблизно 1/3 вмісту міді.

Алюміній, як правило, добавляють у ці сталі з метою розкислення. Крім того, алюміній ефективний при поліпшенні мікроструктур сталей. Алюміній також може грати важливу роль у забезпеченні в'язкості ЗТВ шляхом виключення вільного азоту у крупнозернистій області ЗТВ, де нагрів при зварюванні сприяє частковому розчиненню TiN, звільнюючи таким чином азот. Якщо вміст алюмінію дуже високий, тобто перевищує приблизно 0,06мас %, існує тенденція до утворення включень типу  $Al_2O_3$  (оксида алюмінія), які можуть згубно впливати на в'язкість сталі та її ЗТВ. Розкислення можна досягти за допомогою добавок титану або кремнію, так що не завжди потрібно добавляти алюміній.

Ванадій має такий же, але менш виражений вплив, як ніобій. Проте, добавка ванадію у надвисокоміцні сталі дає помітний ефект, коли здійснюється у сполученні з ніобієм. Комплексна добавка ніобію й ванадію додатково поліпшує найкращі властивості сталей, які відповідають цьому винаходу. Хоча краща верхня межа складає приблизно 0,10мас %, з точки зору в'язкості зони термічного впливу зварних швів, а отже - й зварюваності при монтажі, конкретно кращий діапазон складає від приблизно 0,03 до приблизно 0,08мас %.

Молібден добавляють, щоб підвищити загартованість сталі і таким чином допомагати утворенню бажаної мікроструктури нижнього бейніту. Вплив молібдену на зварюваність сталі виражено, зокрема, в бормістких сталях. Коли добавляють молібден разом з ніобієм, молібден інтенсифікує придушення рекристалізації аустеніту під час регульованої прокатки і тим счасим вносить вклад у поліпшення мікроструктури аустеніту. Для досягнення цих ефектів, кількість молібдену, який добавляють у сталі, які, по суті, не містять бор та бормісткі сталі, відповідно складають, принаймні, від приблизно 0,3 масового відсотка до приблизно 0,2 масового відсотка. Верхня межа передусім складає від приблизно 0,6 масового відсотка до приблизно 0,5 масового відсотка для сталей, які, по суті, не містять бор та бормістких сталей, відповідно, так як надлишкова кількість молібдену погіршує в'язкість зони термічного впливу, яку формують під час зварювання при монтажі, зменшуючи зварність при монтажі.

Хром, як правило, збільшує загартованість сталі при загартовуванні з цементуючого нагріву. Він також, як правило, збільшує стійкість від корозії й кисневого розтріскування. Як і у випадку молібдену, надлишковий вміст хрому, тобто зверх приблизно 1,0 масового відсотка, викликає утворення холодних тріщин після зварювання при монтажі, а також приводить до погіршення в'язкості сталі й її ЗТВ, тому краще встановлювати максимум, який складає приблизно 1,0 масовий відсоток.

Азот подавляє укрупнення зерен аустеніту під час повторного нагріву слябу і в зоні термічного впливу зварних швів за рахунок утворення нітриду титану. Отже, азот вносить вклад у підвищення в'язкості при низьких температурах як основного металу, так і зони термічного впливу зварних швів. Мінімальний вміст азота для цієї мети складає приблизно 0,001 масового відсотка. Верхню межу краще підтримують на рівні приблизно 0,006 масового відсотка, так як надлишковий вміст азота збільшує область поширення поверхневих дефектів сляба й зменшує ефективну загартованість, який сприяє бор. Крім того, присутність вільного азота викликає погіршення в'язкості зони термічного впливу зварних швів.

Кальцій і рідкоземельні метали (РЗМ), як правило, регулюють форму включень сульфіда марганцю ( $MnS$ ) та підвищують в'язкість при низьких температурах (наприклад, енергію удару при випробуванні по Шарпі). Для регулювання форми сульфіда бажана наявність, принаймні, приблизно 0,001мас % або приблизно 0,001мас % РЗМ. Проте, якщо вміст кальцію перевищує приблизно 0,006мас % або якщо вміст РЗМ перевищує при-



близно 0,02мас %, то велика кількість CaO-CaS (форма оксиду кальцію - сульфід кальцію) або P3M-CaS (форма рідкоземельного металу - сульфід кальцію) можуть утворюватися й перетворюватися у крупні кластери й крупні вкраплення, які не лише наносять ущерб чистоті сталі, але й негативно впливають на зварюваність при монтажу. Передусім, концентрацію кальцію обмежують величиною приблизно 0,006мас %, а концентрацію P3M обмежують величиною 0,02мас %. У надвисокоміцних сталях для трубопровідних труб зменшення вмісту сірки до величини нижче приблизно 0,001мас % й зменшення вмісту кисню до величини нижньої приблизно 0,003мас %, краще - нижче приблизно 0,002 мас, при підтримці значення ESSP краще більше, ніж приблизно 0,05, та менше, ніж приблизно 10, де ESSP - показник, зв'язаний з регулюванням форми сульфідних вкраплень у сталі, який визначається залежністю

$ESSP = (\text{мас} \% \text{Ca}) [1 - 124(\text{мас} \% \text{O})] 1,25(\text{мас} \% \text{S})$ , може виявитися ефективним, зокрема, при підвищенні як в'язкості, так і зварюваності.

Магній, як правило, утворює дрібнодисперсні частки оксидів, які можуть пригнічувати укрупнення зерен та/або допомагати утворенню внутрішньозеренного ферриту в ЗТВ й підвищенню таким чином в'язкості ЗТВ. Для ефективності, бажана добавка Mg у кількості, принаймні, приблизно 0,0001мас % Mg. Проте, якщо вміст Mg перевищує приблизно 0,006 мас %, то утворюються крупні оксиди й знижується в'язкість ЗТВ.

Бор, який додавають у малих кількостях від приблизно 0,0005мас % до приблизно 0,0020 мас % (5ч/млн-20ч/млн) у низьковуглецеві сталі (вміст вуглецю менший, ніж приблизно 0,3мас %), може різко підвищити загартуваність таких сталей, допомагаючи утворенню потенційно зміцнюючих компонентів, бейниту або мартенситу, й одночасно уповільнюючи утворення більш м'яких ферритних та перлітних компонентів під час охолодження сталі від високих температур до температур навколишнього середовища. Надлишок бору на приблизно 0,002мас % може сприяти утворенню крихких часток  $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})$ , (форма борокарбіда заліза). Тому краща верхня межа, яка складає приблизно 0,0020мас % бора. Для одержання максимального впливу на загартуваність, бажана концентрація бора від приблизно 0,0005 мас % до приблизно 0,0020мас % (5ч/млн-20ч/млн). Враховуючи вищезгадане, бор можна використовувати як альтернативу дорогим легуючим добавкам, які сприяють мікроструктурній однорідності по всій товщині сталей листів. Бор також підвищує ефективність як молібдену, так і ніобію при збільшенні загартуваності. Таким чином, добавки бора забезпечують використання спадку сталей з низьким Seq для одержання високих меж міцності основних листів. Крім того, бор, добавлений у сталь, забезпечує можливість сполучення високої межі міцності й прекрасної зварюваності й стійкості до холодного розтріскування. Бор може також підвищити міцність меж зерен, а отже - і міцність до внутрішньозеренного кисневого розтріскування.

Перша мета термомеханічної обробки у відповідності з цим винаходом, як умовно показано на

фіг. 1, заключається у досягненні мікроструктури, яка містить як домінуючі компоненти дрібнозернистий рейковий мартенсит, або їх суміші, утворені фазовим перетворенням із зерен, по суті, не рекристалізованого аустеніту, й який містить також дрібну дисерсію цементиту. Компоненти нижнього бейниту й рейкового мартенситу можуть бути додатково зміцнені ще більш дисперсними виділеннями  $\text{Mo}_2\text{C}$ ,  $\text{V}(\text{C},\text{N})$  та  $\text{Nb}(\text{C},\text{N})$ , та їх сумішам, а в деяких випадках можуть містити бор. Дрібномасштабна мікроструктура дрібнозернистого нижнього бейниту, дрібнозернистого рейкового мартенситу та їх сумішей забезпечують матеріал з високою межею міцності й в'язкістю при низьких температурах. Для одержання бажаної мікроструктури, здійснюють, по-перше, зменшення розміру зерен нагрітого аустеніту у сталейних слябах, а по-друге, деформацію й сплюснення їх таким чином, що весь розмір товщини зерен аустеніту стає ще меншим, скажімо, краще менше, ніж приблизно 5-20 микрон, і в-третьє, поповнення цих зерен дислокаціями й полосами зсуву високої щільності. Ці поверхні розподілу обмежують рост фаз перетворення (тобто нижнього бейниту та рейкового мартенситу), коли лист сталі охолоджують після завершення гарячої прокатки. Друга мета заключається у збереженні достатньої кількості Mo, V й Nb, по суті, у твердому розчині після охолодження листа до температури припинення загартування з виділенням Mo, V та Nb у вигляді  $\text{Mo}_2\text{C}$ , Nb(C,N), V(C,N) під час перетворення бейниту або під час термічних циклів зварювання для підвищення й збереження межі міцності сталі. Температура повторного нагрівання для сталеного листа перед гарячою прокаткою повинна бути достатньо високою для максимізації розчинення Mo, V та Nb з одночасним попередженням розчинення часток TiN, які утворились під час неперервної плавки сталі й служать для попередження укрупнення зерен аустеніта перед гарячою прокаткою. Щоб досягти обох цих задач для складів сталі, відповідно до даного винаходу, температура повторного нагріву перед гарячою прокаткою повинна складати, принаймні, 1000°C (1832°F) й не повинна перевищувати приблизно 1250°C (2282°F). Сляб краще піддають повторному нагріву за допомогою придатного засобу для збільшення температури, по суті, всього сляба, краще - всього сляба, до бажаної температури повторного нагріву, наприклад, розташовуючи сляб у печі на деякий період часу. Конкретну температуру повторного нагріву, яку варто використовувати для будь-якого складу сталі у рамках даного винаходу, спеціаліст з даної галузі техніки може легко визначити або експериментальним, або розрахунковим шляхом, користуючись придатними моделями. Крім того, температуру печі й час повторного нагріву, необхідних для підвищення температури, по суті, всього сляба, краще - всього сляба, до бажаної температури повторного нагріву, спеціаліст з даної галузі техніки може легко визначити, звернувшись до довідників промислових нормативів.

Для будь-якого складу сталі у рамках даного винаходу, температура, яка визначає межу між діапазоном рекристалізації й діапазоном, в якому немає рекристалізації, тобто температура  $T_{\text{пр}}$ , за-

лежить від хімічного складу сталі, а більш конкретно - від температури повторного нагріву перед прокаткою, концентрації вуглецю, концентрації ніобію й міри обжиму, який вносять на проходах прокатки. Спеціалісти з даної галузі техніки можуть визначити цю температуру для кожного складу сталі або експериментальним шляхом, або ж шляхом розрахунків по моделі.

За винятком температури повторного нагріву, яка додана, по суті, до всього сляба наступні температури, згадані при опису способу обробки, відповідно до даного винаходу, є температурами, які вимірюються на поверхні сталі. Температуру поверхні сталі можна виміряти, користуючись, наприклад, оптичним пірометром або будь-яким приладом, придатним для виміру температури поверхні сталі. Швидкість загартування (охладження), згадані тут, є швидкостями охолодження у центрі або, по суті, у центрі товщини листа, а температура припинення закалки (ТПЗ) - це найвища або, по суті, найвища температура, яка досягається на поверхні листа, після припинення закалки внаслідок тепла, що передається із середини товщини листа. Потрібну температуру й витрати загартовуючого плинного середовища спеціалісти з даної галузі техніки можуть визначити, звернувшись до довідників промислових нормативів.

Умови гарячої прокатки, які відповідають даному винаходу, крім внесення внеску у зменшення розміру зерен аустеніту, забезпечують збільшення щільності дислокацій за рахунок утворення полос деформації, приводячи таким чином до додаткового покращення мікроструктури шляхом обмеження розміру продуктів фазового перетворення, тобто дрібнозернистого нижнього бейніту й дрібнозернистого рейкового мартенситу, під час охолодження після завершення прокатки. Якщо обжим при прокатці у діапазоні температур рекристалізації зменшується до значень, які нижчі описаного тут діапазону, тоді як обжим при прокатці у діапазоні температур, при яких немає рекристалізації, збільшується до значень, які вищі описаного тут діапазону, зерна аустеніту будуть, як правило, недостатньо дрібними, що приведе до появи крупних зерен аустеніту й зменшенню таким чином як межі міцності, так і в'язкості сталі, а також викличе більшу здатність до кислородного розтріскування. З другого боку, якщо обжим при прокатці у діапазоні температур рекристалізації збільшується до значень, які вищі описаного тут діапазону, а обжим при прокатці у діапазоні температур, при яких немає рекристалізації, зменшується до значень, які нижчі описаного тут діапазону, утворення полос деформації й дислокаційних субструктур у зернах аустеніту може стати непридатним для забезпечення достатнього покращення продуктів фазового перетворення, коли сталь охолоджують після завершення прокатки.

Після завершення прокатки сталь піддають загартуванню від температури краще не нижчої, ніж приблизно точка  $A_{11}$  фазового перетворення, й припиняють загартування при температурі не вищій, ніж точка  $A_{11}$  фазового перетворення, тобто температура, при якій закінчується перетворення аустеніту у феррит або у феррит плюс цементит під час охолодження, краще - не вище, ніж при-

близно  $550^{\circ}\text{C}$  ( $1022^{\circ}\text{F}$ ), а ще краще - не вище, ніж  $500^{\circ}\text{C}$  ( $932^{\circ}\text{F}$ ). Як правило, застосовують загартування у воді, проте, можна використати будь-яке придатне плинне середовище для проведення загартування. Тривале охолодження на повітрі між прокаткою й загартуванням, як правило, не застосовують у відповідності з даним винаходом, оскільки воно перериває нормальне проходження матеріалу через процес прокатки й охолодження у типовому сталепрокатному стані. Проте, доведено, що, шляхом переривання циклу загартування у придатному діапазоні температур й наступного піддавання загартованої сталі охолодженню на повітрі при температурі навколишнього середовища до стану готовності сталі, одержують конкретні кращі компоненти мікроструктури, не перериваючи процес прокатки й, отже, незначно впливаючи на продуктивність прокатного стану.

Таким чином, гарячекатаний й загартований сталний лист піддають остаточній обробці охолодженням на повітрі, яка закінчується при температурі не вищій, ніж приблизно  $550^{\circ}\text{C}$  ( $1022^{\circ}\text{F}$ ) а ще краще - не вищій, ніж  $500^{\circ}\text{C}$  ( $932^{\circ}\text{F}$ ). Цю остаточну обробку охолодженням проводять з метою підвищення в'язкості сталі, забезпечуючи достатнє виділення дрібнодисперсних часток цементиту, по суті, рівномірно по всій мікроструктурі дрібнозернистого нижнього бейніту й мілкозернистого рейкового мартенситу. Крім того, у залежності від температури припинення загартування й складу сталі, можливе утворення ще більш дрібних виділень  $\text{Mo}_2$ ,  $\text{Nb}$  (C, N) та  $\text{V}$  (V, N), які можуть збільшити міцність.

Сталений лист, одержаний за допомогою описаного процесу, має високу межу міцності й високу в'язкість поруч з високою однорідністю мікроструктури по всьому напрямку товщини листа, не дивлячись на відносно низьку концентрацію вуглецю. Наприклад, такий сталений лист, як правило, має межу плинності, принаймні,  $830\text{МПа}$  ( $120\text{кфн-с/кв д}$ ), межею міцності на розрив, принаймні, приблизно  $900\text{МПа}$  ( $130\text{кфн-с/кв д}$ ) й в'язкістю (виміряною при  $-40^{\circ}\text{C}$  ( $-40^{\circ}\text{F}$ ), наприклад,  $\text{vE}_{40}$ ), принаймні, приблизно 120 джоулів (90 фут-фунтів), і ці властивості підходять для додатків, пов'язаних з трубопровідними трубами. Крім того, тенденція до розміцнення (пом'якшення) зони термічного впливу (ЗТВ) послаблюється за рахунок присутності - й додаткового утворення під час зварювання - виділень  $\text{V}$  (C,N) і  $\text{Nb}$  (C,N). Крім того, помітно знижується чутливість сталі до кисневого розтріскування.

ЗТВ у сталі створюється під час термічного циклу, який обумовлюється зварюванням, і може відходити приблизно на 2-5мм (0,08-2 дюйма) від лінії сплавлення при зварюванні. В ЗТВ утворюється температурний градієнт, скажімо, від приблизно  $1400^{\circ}\text{C}$  до приблизно  $700^{\circ}\text{C}$  ( $2552^{\circ}\text{F}$ - $1292^{\circ}\text{F}$ ), який охоплює зону, в якій, як правило, проходять такі явища розміцнення (пом'якшення) при переході від більш низької до більш високої температури розміцнення за рахунок реакції високотемпературного відпуску й розміцнення за рахунок аустенізації й повільного охолодження. При більш низьких температурах порядку  $700^{\circ}\text{C}$  ( $1292^{\circ}\text{F}$ ), присутній ванадій і ніобій та їх карбіди

або карбонітриди для попередження або суттєвої мінімізації розміщення шляхом збереження високої щільності дислокацій та субструктур, тоді як при більш високих температурах, порядку 850°C-950°C (1562°F-1742°F), утворюються додаткові виділення карбідів або карбонітридів ванадію й ніобію, й вони мінімізують розміщення "Чистий" ефект протягом термічного циклу, обумовленого зварюванням, заключається в тому, що втрати міцності в ЗТВ менші, ніж приблизно 10, краще - менше, ніж приблизно 5%, відносно межі міцності основної сталі. Таким чином, міцність ЗТВ складає, принаймні, 90% межі міцності основного металу, краще - принаймні, 95% межі міцності основного металу. Підтримка межі міцності в ЗТВ проходить головним чином дякуючи тому, що сумарна концентрація ванадію й ніобію більша, ніж приблизно 0,06мас %, й краще, коли кожний із ніобію й ванадію був присутній у сталі у концентраціях, які перевищують приблизно 0,03мас %.

Як відомо з даної галузі техніки, трубу формують із листа за допомогою відомої технології П-О-Р, при якій надають листу П-подібну форму ("П"), потім надають їй О-подібну форму ("О"), і цю О-подібну форму після роликового зварювання розвальцовують приблизно на 1% ("Р"). Формування й розвальцовка із супутніми їм ефектами робочого зміцнення приводять до підвищеної межі міцності трубопровідної труби.

Наступні приклади служать для ілюстрації вищеприведеного винаходу.

Кращі конкретні варіанти здійснення ПЗЦН-обробки

У відповідності до даного винаходу, краща мікроструктура містить як домінуючі компоненти дрібнозернистий нижній бейніт, дрібнозернистий рейковий мартенсит, або їх суміші. Конкретно, для сполучень найбільших значень межі міцності і в'язкості та для стійкості ЗТВ до розміщення, більш пріоритетна мікроструктура містить як домінуючі компоненти дрібнозернистий нижній бейніт, зміцнений, крім часток цементиту, дрібнодисперсними й стабільними карбідами легуючих елементів, які містять Мо, V та Nb або їх суміші. Конкретні приклади цих мікроструктур приведені нижче.

Вплив температури припинення загартовування на мікроструктуру

34 1 Бормістки сталі з достатньою загартованістю

Мікроструктура у сталях, підданих ПЗЦН-обробці із швидкістю загартовування від приблизно 20°C/сек до приблизно 35°C/сек (36°F/сек-63°F/сек), у принципі, заснована на загартованні сталі, яка визначається комплексними параметрами, наприклад, вуглецевим еквівалентом (Seq) та температурою припинення загартовування (ТПЗ). Бормістки сталі з достатньою загартованістю для сталюого листа, які мають кращу товщину для сталюих листів, відповідну до цього винаходу, а саме, Seq більш, ніж приблизно 0,45, й менш, ніж приблизно 0,7, конкретно підходять для ПЗЦН-обробки шляхом забезпечення розширеного технологічного вікна для утворення бажаних мікроструктур (які передусім містять як домінуючий компонент дрібнозернистий нижній бейніт) та механічних властивостей. ТПЗ для цих сталей може знаходитися в

дуже широкому діапазоні, краще, від приблизно 550°C до приблизно 150°C (1022°F-302°F), та ще й надавати бажану мікроструктуру й властивості. Коли ці сталі піддають ПЗЦН-обробці з низькою ТПЗ, а саме, приблизно 200°C (392°F), мікроструктура містить як домінуючий компонент рейковий мартенсит самовідпуску. При збільшенні ЕПЗ приблизно 270°C (518°F), мікроструктура мало змінюється порівняно з тією, яка була при ТПЗ приблизно 200°C (392°F), за винятком деякого укрупнення виділень цементиту самовідпуску. Установлено, що мікроструктура зразка, обробленого з ТПЗ приблизно 295°C (563°F), являє собою суміш рейкового мартенситу (основна частка) й нижнього бейніту. Однак, рейковий мартенсит проявляє значний самовідпуск, і в ньому видно добре виразні частки цементиту самовідпуску. Звертаючись тепер до фіг 5, відзначаємо, що на мікрознімку 52, зображеному на фіг 5, представлена мікроструктура вищезгаданих сталей, оброблених з ТПЗ приблизно 200°C (392°F), приблизно 270°C (518°F). Звертаючись знову до фіг 2А та 2В, відзначаємо, що на фіг 2А та 2В зображені мікрознімки, які одержали при світлопольному та темнопольному освітленні, на яких видні подовжені частки цементиту при ТПЗ приблизно 295°C (563°F). Ці особливості у рейковому мартенситі можуть привести до деякого зниження межі плинності проте, міцність сталі, зображеної на фіг 2А та 2В, все одно підходить для додатка, пов'язаного з трубопровідними трубами. Звертаючись тепер до фіг 3 та 5, відзначаємо, що із збільшенням ТПЗ до значення ТПЗ приблизно 385°C (725°F) мікроструктура містить як домінуючий компонент нижній бейніт, як зображено на фіг 3 та на мікрознімку 54 на фіг 5. На мікрознімку, одержаному при світлопольному освітленні за допомогою просвічуючого електронного мікроскопа, видно характерні виділення цементиту у матриці нижнього бейніту. У сплавах, які відповідають цьому прикладу, мікроструктура нижнього бейнінта відрізняється досить високою стабільністю під час обробки, є стійка до розміщення навіть у дрібнозернистий субкритичній та міжкритичній зоні термічного впливу (ЗТВ) зварних швів. Це можна пояснити присутністю дуже дрібних легуючих карбонітридів того типу, які містять Мо, V та Nb. Фіг 4А та 4В, відповідно, являють собою мікрознімки, одержані при світлопольному та темнопольному освітленні за допомогою просвічуючого електронного мікроскопа, на яких видно наявність часток карбідів з діаметром меншим, ніж приблизно 10нм. Ці дрібні частки карбідів можуть забезпечити значні прирости межі плинності.

Фіг 5 являє собою дані спостережень мікроструктури й властивостей, проведених на одній із бормістких сталей з кращими конкретними варіантами хімічного складу. Цифри під кожною точкою даних являють собою ТПЗ у градусах Цельсія, використані для цієї конкретної сталі, якщо ТПЗ зростає до значення, яке перевищує 500°C (932°F), скажімо, до приблизно 515°C (959°F), то домінуючим компонентом мікроструктури стає верхній бейніт, який ілюструє мікрознімок 56 на фіг 5. При ТПЗ приблизно 515°C (959°F), також випливає невелика, але помітна кількість фериту, що також ілюструє мікрознімок 56 на фіг 5.

"Чистий" результат заключається в тому, що межа міцності значно знижується без співрозмірної переваги у в'язкості. У цьому прикладі виявлено, що для досягнення добрих поєднань межі міцності та в'язкості варто уникати значної кількості верхнього бейніту та, зокрема, мікроструктур з верхнім бейнітом як домінуючого компонента.

2. Бормісткі сталі з низьколегованим хімічним складом

Коли бормісткі сталі з низьколегованим хімічним складом ( $\text{Seq}$  менший, ніж приблизно 0,5 та більший, ніж приблизно 0,3) піддають ПЗЦН-обробці для формування сталейних листів, які мають кращу товщину сталейних листів у відповідності з цим винаходом, одержувані мікроструктури можуть містити будь-які кількості доєвктоїдного та евтектоїдного ферриту, які являють собою значно більш м'які фази, ніж мікроструктури нижнього бейніту та рейкового мартенситу. Для досягнення мети, яка стоїть перед даним винаходом, межі міцності, сумарна кількість м'яких фаз повинні бути менші, ніж приблизно 40%. У рамках цього обмеження, ферромісткі, які піддані ПЗЦН-обробці, бормісткі сталі можуть володіти привабливою в'язкістю при високих межах міцності, як зображено на фіг 5 для низьколегованої бормісткої сталі з ТПЗ приблизно 200°C (392°F). Ця сталь відрізняється сумішшю ферриту та рейкового мартенситу самовідпуску, при цьому останній є домінуючою фазою у зразку, що ілюструє мікрознімок на фіг 5.

3. По суті, які не містять бор з достатньою загартованістю

По суті сталі, які не містять бор, й відповідають даному винаходу, вимагають більш високого вмісту других легуючих елементів, порівняно з бормісткими сталями, для досягнення того ж рівня загартування. Отже, ці сталі, які, по суті, не містять бор краще відрізняються високим рівнем  $\text{Seq}$ , який передусім більший, ніж приблизно 0,5 та менше, ніж приблизно 0,7, для ефективної обробки з одержанням придатної мікроструктури та властивостей для сталейних листів, які мають кращу товщину для сталейних листів, які відповідають даному винаходу. Фіг 6 представляє виміри механічних властивостей, які проведені на сталі, яка, по суті, не містить бор з кращими конкретними варіантами хімічного складу (квадратики), які порівнюються з вимірами механічних властивостей, проведених на бормістких сталях, які відповідають даному винаходу (кружочки). Цифри у кожній точці даних представляють ТПЗ (в °C), використану для цієї точки даних. Спостереження властивостей мікроструктури проводились на сталі, яка, по суті, не містить бор. При ТПЗ 534°C мікроструктура містила як домінуючі компоненти феррит з виділенням плюс верхній бейніт та двійникований мартенсит. При ТПЗ 461°C мікроструктура містила як домінуючі компоненти верхній та нижній бейніт. При ТПЗ 428°C мікроструктура містила як домінуючий компонент нижній бейніт з виділеннями. При ТПЗ 380°C та 200°C мікроструктура містила як домінуючий компонент мартенсит з виділеннями. В цьому прикладі виявлено, що для досягнення добрих поєднань межі міцності та в'язкості варто уникати значної кількості верхнього бейніту та, зокрема,

мікроструктур з верхнім бейнітом як домінуючим компонентом. Крім того, варто також уникати дуже високих ТПЗ, оскільки змішані мікроструктури ферриту й подвійного мартенситу не забезпечують добрі поєднання межі міцності та в'язкості. Коли, по суті, сталі, які не містять бор, піддають ПЗЦН-обробці з ТПЗ приблизно 380°C (716°F), мікроструктура містить як домінуючий компонент рейковий мартенсит, як зображено на фіг 7. На цьому мікрознімку, одержаному при світлопольному освітленні за допомогою просвічуючого електронного мікроскопа, видно структура дрібних паралельних рейок з високим вмістом дислокацій, внаслідок чого при цій структурі досягається висока міцність. Ця мікроструктура представляється бажаною з точки зору високої межі стійкості та в'язкості. Все ж помітно, що в'язкість не так висока, як та, що досягається при наявності мікроструктур, які містять як домінуючий компонент нижній бейніт, у бормістких сталях, відповідних до даного винаходу, при температурах припинення (ТПЗ) у процесі еквівалентної ПЗЦН або, насправді, при таких низьких ТПЗ, як приблизно 200°C (392°F). Коли ТПЗ збільшують до приблизно 428°C (802°F), мікроструктура швидко міняється від тієї, яка містить як домінуючий компонент рейковий мартенсит, до тієї, яка містить як домінуючий компонент нижній бейніт. На фіг 8 зображений, одержаний за допомогою просвічуючого електронного компонента мікрознімок сталі "D" (у відповідності до приведеної тут таблиці II), який піддавався до ПЗЦН-обробці до ТПЗ 428°C (802°F), на якому видно характерні виділення цементиту у матриці нижнього бейніту та ферриту. У сплавах, які відповідають даному прикладу, мікроструктура нижнього бейніту відрізняється високою стабільністю під час термообробки й проявляє стійкість до розміщення навіть у субкритичній та міжкритичній зоні термічного впливу (ЗТВ) зварних швів. Це можна пояснити присутністю дуже дрібних легуючих карбонідів того типу, які містять Mo, V та Nb.

Коли ТПЗ зростає до приблизно 460°C (860°F), мікроструктура, яка містить як домінуючий компонент нижній бейніт, замінюється мікроструктурою, яка складається із суміші верхнього бейніту та нижнього бейніту. Мікрознімок, одержаний при світлопольному освітленні за допомогою просвічуючого електронного мікроскопа, зображений на фіг 9, показує область зразка сталі "D" (у відповідності з приведеною тут таблицею II), яка піддавалась ПЗЦН-обробці з ТПЗ приблизно 461°C (862°F). На цьому мікрознімку видно рейка верхнього бейніту, яка відрізняється присутністю пластинок цементиту у меж рейок бейніту та ферриту.

При ще більш високих ТПЗ, наприклад, 534°C (993°F), мікроструктура складається із суміші ферриту та подвійникового мартенситу, які містять виділення. Мікрознімки, які одержані при світлопольному освітленні за допомогою просвічуючого електронного мікроскопа, зображені на фіг 10A та 10B, зроблені з областей зразка сталі "D" (у відповідності до приведеної тут таблиці II), яка піддавалась ПЗЦН-обробці з ТПЗ приблизно 534°C (993°F). У цьому зразку отримано значну кількість ферриту, який містить виділення, поряд з крихким подвійникованим мартенситом. "Чистий" результат

заключається у тому, що міцність значно знижується без співрозмірної переваги у в'язкості

Для досягнення придатних властивостей сталі, які відповідають цьому винаходу, і по суті, не містять бору, дають відповідний діапазон ТПЗ, краще - від приблизно 200°C до приблизно 450°C (392°F-842°F), для одержання бажаної структури та властивостей. Нижче приблизно 450°C (842°F) рейковий мартенсит дуже міцний для оптимальної в'язкості, а вище приблизно 450°C (842°F) сталь, перш за все, містить дуже багато верхнього бейниту й поступово зростаючу кількість ферриту з абсолютно непридатним осадком виділень, й ледь допустиму кількість подвійникового мартенситу, що приводить до поганої в'язкості у цих зразках

Особливості мікроструктури в цих сталях, які, по суті, не містять бор, витікають із не дуже бажаних характеристик фазового перетворення при безперервному охолодженні в цих сталях. При відсутності добавленого бору, утворення зародків ферриту не пригнічується так же ефективно, як і у випадку бормістких сталей. Таким чином, при високих ТПЗ, по-перше, утворюються значні кількості ферриту під час фазового перетворення, що викликає розподіл вуглецю з утворенням остаточно аустеніту, який, по суті, перетворюється у високовуглецевий двійникований мартенсит. По-друге, при відсутності добавленого бора у сталі, перетворення у верхній бейнит теж не пригнічується, що приводить до небажаних змішаних мікроструктур верхнього та нижнього бейниту, які мають непридатні властивості в'язкості. Проте, у випадках, коли сталепрокатні стани не підготовлені належним чином до одержання бормістких сталей, все одно можна ефективно застосувати ПЗНЦ-обробку для одержання сталей виключно межі міцності й

в'язкості, за умови, що у процесі обробки цих сталей застосовуються вищезгадані принципи вказівки, зокрема, стосовно до ТПЗ

Стальні сляби, що відповідають цьому винаходу, краще піддають необхідному повторному нагріву перед прокаткою для надання бажаних впливів на мікроструктуру. Повторний нагрів має на меті, по суті, розчинення в аустеніті карбідів та карбонітридів Mo, V та Nb, так що ці елементи можуть повторно виділятися пізніше, під час обробки сталі, в більш бажаних формах, наприклад - як дрібнодисперсне виділення в аустеніті або продуктах перетворення аустеніту, перед загартуванням, а також після охолодження та зварювання. У даному винаході повторне нагрівання здійснюється при температурах в діапазоні від приблизно 1000°C (1832°F), а краще 1150°C (1922°F-2102°F). Розробка сплаву та термомеханічна обробка були спрямовані на одержання наступного балансу стосовно до елементів, яку утворюють тверді карбонітриди, зокрема, ніобію та ванадію

Приблизно одна третина цих елементів передусім виділяється в аустеніті перед загартуванням, приблизно одна третина цих елементів передусім виділяється у продуктах перетворення аустеніта після охолодження, яке наступає за загартуванням,

приблизно одна третина цих елементів передусім зберігається у твердому розчині, який має для осадження в ЗТВ, для покращення звичайного розміщення, яке спостерігається у сталях, які мають межу плинності, що перевищує 550МПа (80кфн-с/кв д)

Технологічна схема прокатки, яка використовується при одержанні зразків сталей, наведена у таблиці I

Таблиця I

Проходження	Товщина після проходження - мм (дюйми)	Температура - °C (°F)
0	100(3,9)	1240 (2264)
1	90 (3,5)	-
3	80 (3,1)	-
3	70 (3,1)	1080 (1976)
4	60 (2,4)	930 (1706)
5	45 (1,8)	-
6	30 (1,2)	-
7	20 (0,8)	827 (1521)

Сталі загартували від кінцевої температури прокатки до температури припинення загартування зі швидкістю охолодження 35°C/сек (63°F/сек) з наступним охолодженням на повтрі до температури навколишнього середовища. Ця ПЗНЦ-обробка давала бажану мікроструктуру, яка містить як домінуючі елементи дрібнозернистий нижній бейнит, дрібнозернистий рейковий мартенсит, або ж їх суміш

Зветаючись знову до фіг 6, можна побачити, що сталь "I" (таблиця II), яка по суті не містить бор (нижній набір крапок даних, які з'єднані пунктирною лінією), а також сталі "H" та "I" (таблиця II), які містять пропередньо визначенну невелику кількість бора (верхній набір крапок даних між пара-

пельними лініями), можна складати й проводити з одержанням межі міцності при розтяжці понад 900МПа (135кфн-с/кв д) та в'язкості понад 120 джоулів (90 фут-фунтів) при -40°C (-40°F), наприклад,  $vE_{40}$  при в'язкості понад 120 джоулів (90 фут-фунтів). У кожному випадку, одержаний матеріал відрізняється наявністю дрібнозернистого нижнього бейниту, та/або дрібнозернистого рейкового мартенситу як домінуючих компонентів. Як вказує точка "534" (відображення температури припинення загартування у градусах Цельсія, яка прийнята для даного зразка), коли технологічні параметри виходять за межі, зумовлені способом, який відповідає даному винаходу, одержувана мікроструктура (феррит з виділеннями плюс верх-

ний бейніт та/або двійникований мартенсит або рейковий мартенсит) не являються бажаною мікроструктурою сталей, яка відповідає даному винаходу, а межа міцності при розтягці або в'язкість, або обидва ці параметри, виявляються нижчими від діапазонів, бажаних для додатків, пов'язаних з трубопровідними трубами

Приклади сталей, які мають склади, що відповідають даному винаходу, приведені у таблиці II. Сталі, що позначені буквами "A", "D", є, по суті, не бормісткими, тоді як сталі, позначені буквами "E" -

"I", містять добавлений бор

Сталі, оброблені відповідно до способу, який відповідає даному винаходу, придатні для додатків, пов'язаних з трубопровідними трубами. Такі сталі можуть виявитися придатними і для інших додатків, наприклад, як конструкційні сталі

Хоча вищезгаданий винахід описаний стосовно до одного або декількох кращих конкретних варіантів здійснення, зрозуміло, що у рамках об'єму прав, які устанавлюються нижчеприведеною формою винаходу, можливі інші модифікації

Таблиця II

Склад експериментальних сталей

Позн сталі	Склад легуючі елементів (мас %)														
	C	Si	Mn	Ni	Cu	Cr	Mo	Nb	v	Ti	Al	B	N	P	S
A	0 050	0 07	1 79	0 35	---	0 6	0 30	0 030	0 030	0 012	0 021	---	0021	0050	0010
B	0 049	0 07	1,79	0 35	---	0 6	0 30	0 031	0 059	0 012	0 019	---	0019	0050	0008
C	0 071	0 07	1 79	0,35	---	0 6	0 30	0 030	0 059	0 012	0 019	---	0019	0050	0008
D	0 072	0 25	1 97	0 33	0 4	0 6	0 46	0 032	0 052	0 015	0 018	---	0040	0050	0016
E	0 049	0 07	1 62	0 35	---	---	0 20	0 030	0 060	0 015	0 020	0008	0027	0050	0006
F	0 049	0 07	1 80	0 35	---	---	0 20	0 030	0 060	0 015	0 020	0008	0025	0050	0008
G	0 069	0 07	1 81	0,35	---	---	0 20	0 032	0 062	0 018	0 020	0008	0031	0050	0007
H	0 072	0 07	1 91	0,35	---	0 29	0 30	0 031	0 059	0 015	0 019	0010	0025	0050	0009
I	0 070	0 09	1 95	0 35	---	0 30	0 30	0 030	0 059	0 014	0 020	0009	0016	0050	0010

#### Словник термінів

Точка  $A_{c1}$  фазового перетворення температура, при якій починає утворюватися аустеніт під час нагрівання,

Точка  $A_{r1}$  фазового перетворення температура, при якій закінчується перетворення ферриту в аустеніт або в феррит плюс цементит під час охолодження,

Точка  $A_{r1}$  фазового перетворення температура, при якій аустеніт починає перетворюватися у феррит під час охолодження,

Цементит карбіди заліза,

$Seq$  добре відомий промисловий термін, який вживається для позначення зварюваності, крім того,  
 $Seq = (мас \% C + (мас \% Mn) / 6 + (мас \% Cr + мас \% Mn + (мас \% V) / 5 + (мас \% Cu + мас$

ESSP показник, пов'язаний з регулюванням форми сульфідних включень у сталі, крім того,

ESSP  $(мас \% Ca) [1 - 124(мас \% O)] / 1,25(мас \% S),$

$Fe_{23}$  (C, B) форма борокабіда заліза,

ЗТВ зона термічного впливу,

Низьколегований хімічний склад  $Seq$  менший, ніж приблизно 0,50,

$Mo_2C$  форма карбіда молібдену,

$Nb$  (C, N) карбонітриди ніобію,

$P_{cm}$  добре відомий промисловий термін, який

вживається для означення зварюваності, крім того,

$P_{cm} = (мас \% C + (мас \% Si) / 30 + (мас \% Mn + мас \% Cu + мас \% Cr) / 20 + (мас \% Ni) / 60 + (мас \% Mo) / 15 + (мас \% V) / 10 + 5(мас \% B)),$

Як домінуючі компоненти принаймні, приблизно 50 об'ємних відсотків,

Загартування прискорення охолодження будь-якими способами, при яких використовується плинне середовище, вибране за своєю здатністю до підвищення швидкості охолодження сталі, у протилежність охолодженню на повітрі,

Швидкість загартування (охолодження) швидкість охолодження у центрі або, по суті, у центрі товщини листа,

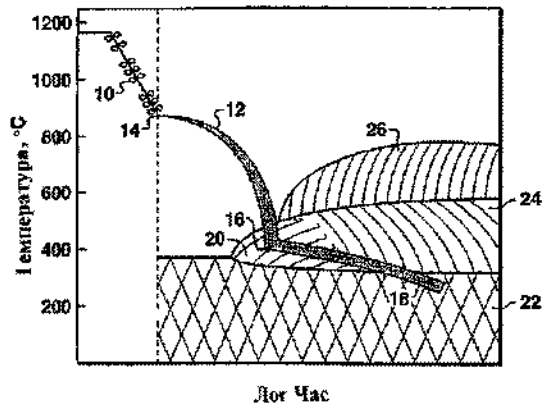
Температура припинення загартування (ТПЗ) найвища або, по суті, найвища температура, яка досягається на поверхні листа після припинення загартування внаслідок тепла, яке передається із середини товщини листа,

РЗМ рідкоземельні метали,

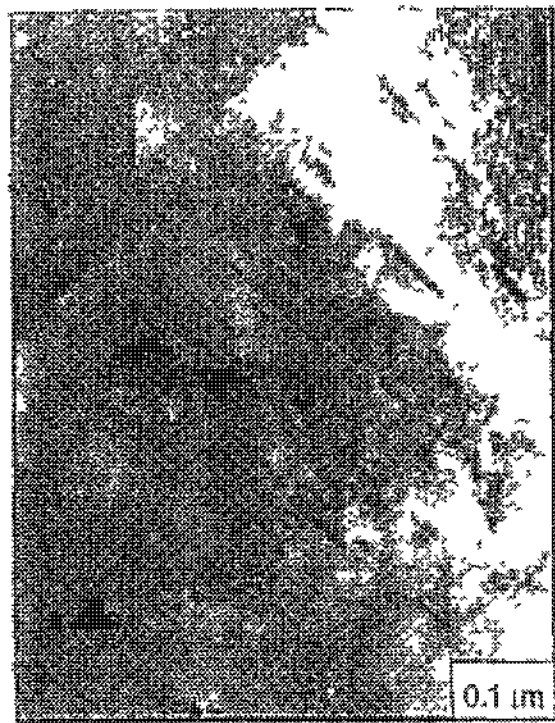
Температура  $T_{пр}$  температура, нижча якої аустеніт не рекристалізується,

$V(C, N)$  карбоніди ванадію,

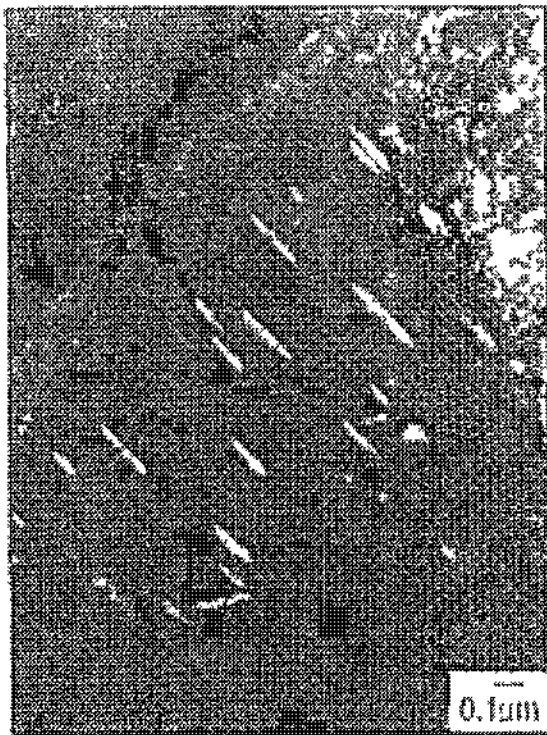
$vE_{40}$  - енергія, яка визначається за допомогою ударного випробування зразка з V-подібним надрізом по Шарні при  $-40^{\circ}C$  ( $-40^{\circ}F$ )



Фиг. 1



Фиг. 2 А



Фиг. 2 В



Фиг. 3

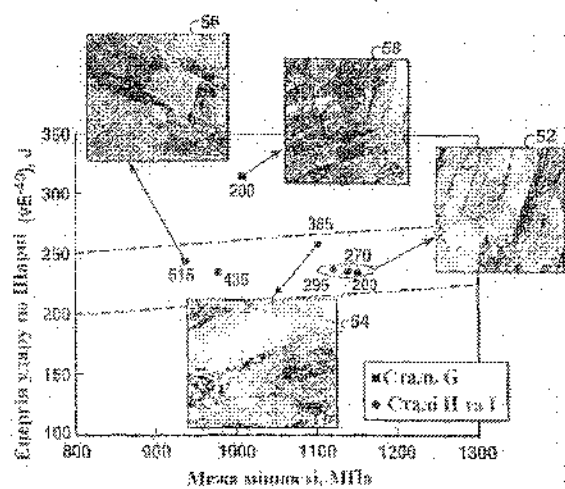




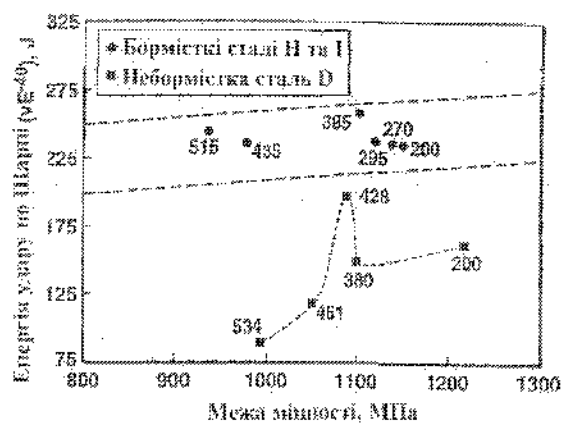
Фиг. 4А



Фиг. 4В



Фиг. 5



Фиг. 6



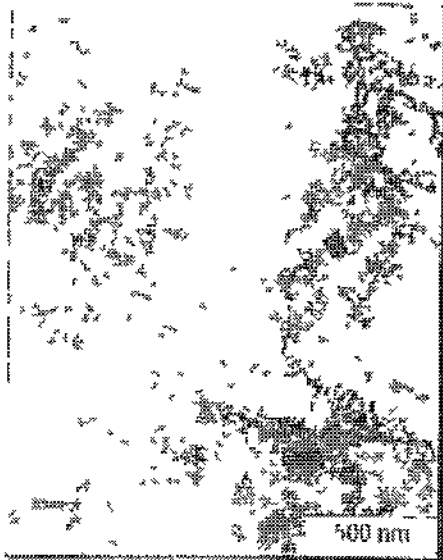
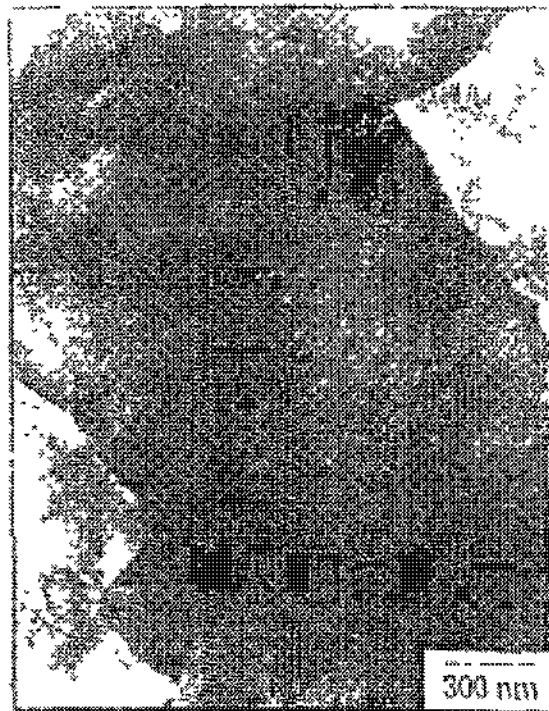


FIG. 9

FIG. 10A



Фіг. 10В