



(19) **UA** (11) **59 411** (13) **C2**
(51)МПК ⁷ **C 22C 38/04, 38/08, 38/12, 38/14, C 21D 8/02**

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ
УКРАИНЫ

ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ДЕПАРТАМЕНТ
ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ

(12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ УКРАИНЫ

(21), (22) Заявка: 2000021130, 28.07.1998

(24) Дата начала действия патента: 15.09.2003

(30) Приоритет: 28.07.1997 US 60/053,915

(46) Дата публикации: 15.09.2003

(86) Заявка РСТ:
РСТ/US98/15921, 19980728

(72) Изобретатель:

Тамехиро Хироши, JP,
Асахи Хитоши, JP,
Хара Такуя, JP,
Терада Йоши, JP,
Лютон Мишель Дж., US,
Ку Джаянг, US,
Бангару Нарасимха-Рao В., US,
Петерсен Клиффорд В., US

(73) Патентовладелец:

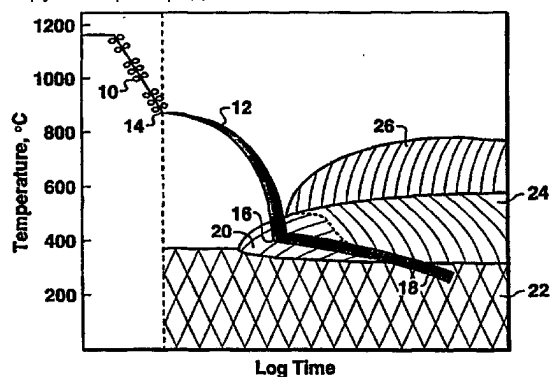
ЭКСОНМОБИЛ АПСТРИМ РИСЕРЧ КОМПАНИ,
US,
НИППОН СТИЛ КОРПОРЕЙШН, JP

(54) СВЕРХВЫСОКОПРОЧНЫЕ СВАРОЧНЫЕ СТАЛИ С ОТЛИЧНОЙ СВЕРХНИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛОТНОСТЬЮ

(57) Реферат:

Толстолистовая сталь, которая имеет прочность на разрыв по меньшей мере приблизительно 930 МПа, ударную вязкость, измеренную при исследовании образцов с V-надрезом за Шарпи при -40°C, по меньшей мере приблизительно 120 Дж, и микроструктуру, которая содержит по меньшей мере приблизительно 90 об. % смеси мелкозернистого нижнего бейнита и мелкозернистого рельсового мартенсита, в которой по меньшей мере 2/3 указанной смеси составляет мелкозернистый нижний бейнит, превращенный из нерекристаллизованного аустенита, который имеет средний размер зерен меньше приблизительно 10 мкм, и которая содержит железо и определенные массовые проценты добавок: углерода, кремния, марганца, меди, никеля, ниобия, титана, алюминия, кальция, редкоземельных металлов и магния, полученная нагреванием стальной заготовки до температуры; далее уменьшают толщину заготовки, получая лист, за один или несколько проходов на горячих валках (10) в первом интервале температур, в котором аустенит рекристаллизуется; дополнительно уменьшают толщину указанного листа, за один или несколько проходов на горячих

валках (10) во втором интервале температур, в котором аустенит не рекристаллизуется; закаливают (12) указанный лист до температуры прекращения закалки (16); и прекращают этот закал, дают указанному листу остыть под действием холодного воздуха (18) до температуры окружающей среды.



Официальный бюллетень "Промышленная собственность". Книга 1 "Изобретения, полезные модели, топографии интегральных микросхем", 2003, N 9, 15.09.2003. Государственный департамент интеллектуальной собственности Министерства образования и науки Украины.



(19) **UA** (11) **59 411** (13) **C2**
(51) Int. Cl.⁷ **C 22C 38/04, 38/08, 38/12, 38/14, C 21D 8/02**

MINISTRY OF EDUCATION AND SCIENCE OF
UKRAINE

STATE DEPARTMENT OF INTELLECTUAL
PROPERTY

(12) **DESCRIPTION OF PATENT OF UKRAINE FOR INVENTION**

(21), (22) Application: 2000021130, 28.07.1998

(24) Effective date for property rights: 15.09.2003

(30) Priority: 28.07.1997 US 60/053,915

(46) Publication date: 15.09.2003

(86) PCT application:
PCT/US98/15921, 19980728

(72) Inventor:

Tamehiro Hiroshi, JP,
Asahi Hitoshi, JP,
Hara Takuya, JP,
Terada Yoshio, JP,
Luton Michael G., US,
Koo Jayoung, US,
Bangaru Narasimha-Rao V., US,
Petersen Clifford W., US

(73) Proprietor:

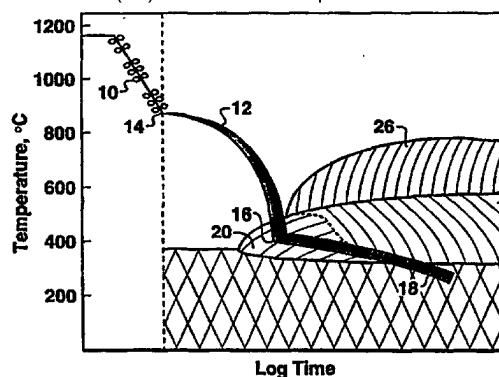
EXXONMOBIL UPSTREAM RESEARCH
COMPANY, US,
NIPPON STEEL CORPORATION, JP

(54) **SUPER HIGH-STRENGTH STEELS WITH PERFECT SUPERLOW TEMPERATURE DENSITY**

(57) Abstract:

A steel plate having a tensile strength of at least about 930 MPa (135Ksi), a toughness as measured by Charpy V-notch impact test at - 40°C of at least about 120 joules, and a microstructure comprising at least about 90 volume percent of a mixture of finegrained lower bainite and fine-grained lath martensite, wherein at least about 2/3 of said mixture consists of fine-grained lower bainite transformed from unrecrystallized austenite having an average grain size of less than about 10 microns and comprising iron and specified weight percentages of the additives: carbon, silicon, manganese, copper, nickel, niobium, titanium, aluminum, calcium, Rare Earth Metals and magnesium, is prepared by heating a steel slab to a suitable temperature; reducing the slab to form plate in one or more hot rolling passes (10) in a first temperature range in which austenite recrystallizes; further reducing said plate in one or more hot rolling passes (10) in a second temperature range in which austenite does not

recrystallize, quenching (12) said plate to a suitable Quench Stop Temperature (16); and stopping said quenching and allowing said plate to air cool (18) to ambient temperature.



Official bulletin "Industrial property". Book 1 "Inventions, utility models, topographies of integrated circuits", 2003, N 9, 15.09.2003. State Department of Intellectual Property of the Ministry of Education and Science of Ukraine.



(19) **UA** (11) **59 411** (13) **C2**
(51)МПК ⁷ **C 22C 38/04, 38/08, 38/12,**
38/14, C 21D 8/02

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

ДЕРЖАВНИЙ ДЕПАРТАМЕНТ
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ ВЛАСНОСТІ

(12) ОПИС ВІНАХОДУ ДО ПАТЕНТУ УКРАЇНИ

(21), (22) Дані стосовно заявки:
2000021130, 28.07.1998

(24) Дата набуття чинності: 15.09.2003

(30) Дані стосовно пріоритету відповідно до Паризької конвенції : 28.07.1997 US 60/053,915

(46) Публікація відомостей про видачу патенту (деклараційного патенту): 15.09.2003

(86) Номер та дата подання міжнародної заявки відповідно до договору РСТ:
РСТ/US98/15921, 19980728

(72) Винахідник(и):

Тамехіро Хіроші , JP,
Асахі Хітоші , JP,
Хара Такуя , JP,
Терада Йоші , JP,
Лютон Мішель Дж. , US,
Ку Джаянг , US,
Бангару Нарасімха-Рао В. , US,
Петерсен Кліффорд В. , US

(73) Власник(и):

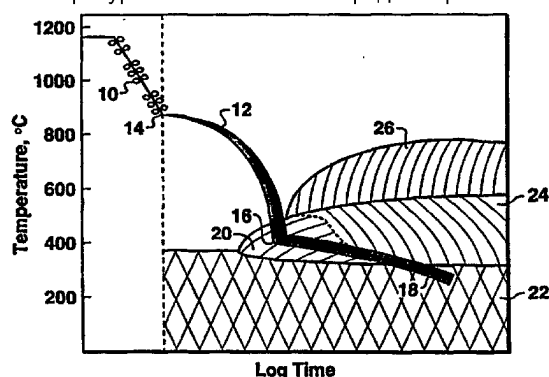
ЕКСОНМОБІЛ АПСТРІМ РІСЕРЧ КОМПАНІ, US,
НІППОН СТІЛ КОРПОРЕЙШН, JP

(54) НАДВИСОКОЇ СИЛИ ЗВАРЮВАЛЬНІ СТАЛІ З ЧУДОВОЮ НАДНИЗЬКОЮ ТЕМПЕРАТУРНОЮ ЩІЛЬНОСТЮ

(57) Реферат:

Товстолистова сталь, яка має міцність на розрив щонайменше приблизно 930 МПа, ударну в'язкість, виміряну при дослідженні зразків із V-надрізом за Шарпі при -40°C, щонайменше приблизно 120 Дж, і мікроструктуру, що містить щонайменше приблизно 90 об. % суміші дрібнозернистого нижнього бейніту і дрібнозернистого рейкового мартенситу, в якій щонайменше 2/3 указаної суміші є дрібнозернистий нижній бейніт, перетворений із нерекристалізованого аустеніту, який має середній розмір зерен менший, ніж приблизно 10 мкм, і яка містить залізо і певні масові проценти добавок: вуглецю, кремнію, марганцю, міді, нікелю, ніобію, титану, алюмінію, кальцію, рідкісноземельних металів і магнію, одержана нагріванням сталюї заготовки до температури; потім зменшують товщину заготовки, одержуючи лист, за один або декілька проходів на гарячих валках (10) у першому інтервалі температур, у якому аустеніт

рекристалізується; додатково зменшують товщину зазначеного листа, за один або декілька проходів на гарячих валках (10) у другому інтервалі температур, в якому аустеніт не рекристалізується; гартують (12) зазначений лист до температури припинення загартування (16); і припиняють це загартування, і дають зазначеному листу остигнутися холодним повітрям (18) до температури навколишнього середовища.



Опис винаходу

Цей винахід відноситься до надміцної, яка зварюється, товстолистової сталі, що має прекрасну ударну в'язкість, і до трубопроводів, які виготовляються з неї. Більш конкретно, цей винахід відноситься до надміцної, яка зварюється, низьколегованої, трубопровідної сталі з високою ударною в'язкістю, у якій мінімізована втрата міцності в зоні термічного впливу (ЗТВ), відносно решти трубопроводу і до способу одержання товстолистової сталі, із якої виготовляють трубопровід.

Даний винахід може бути використаний у виробництві трубопроводів і зварних ємностей.

Рівень техніки

В даний час при промисловому використанні трубопроводу його сталь має найбільшу границю текучості приблизно 550МПа. У промисловості є трубопровідні сталі з підвищеною границею текучості, наприклад, приблизно до 690МПа, але, наскільки відомо заявнику, вони не використовуються в промисловому виробництві трубопроводів. Більш того, як описано в патентах США №№5545269, 5545270 і 5531842 (Коу і Лутона), було встановлено, що практично виробляти надміцні марки сталі з границею текучості щонайменше приблизно 830МПа і границею міцності на розрив щонайменше приблизно 900МПа, як вихідний матеріал для трубопроводів. Міцність сталі, описана Коу і Лутонем у патенті США №5545269, досягнута шляхом балансу між хімією сталі і технологією оброблення, в результаті чого була одержана однорідна мікроструктура, у яку входять головним чином дрібнозернистий відпущений мартенсит і бейніт, які зміцнюються вдруге шляхом осадження Е-фази міді і деяких карбідів або нітридів, або карбонітридів ванадію, ніобію і молібдену.

У патенті США №5545269 Коу і Лутон описали спосіб одержання надміцної сталі, у якому сталь гартують від кінцевої температури гарячого прокатування до температури не вище, ніж 400°C із швидкістю щонайменше 20°C у секунду, краще приблизно 30°C у секунду, щоб одержати в основному мікроструктури мартенситу і бейніту. Більш того, для досягнення намічених мікроструктури і властивостей у винаході Коу і Лутона потрібно, щоб товстолистову сталь була піддана повторному процесу зміцнення на додатковій технологічній стадії, що включає відпуск охолодженого водою листа при температурі не вище, ніж точка перетворення Ас₁. тобто, температурі, при якій у ході нагрівання починає формуватися аустеніт, протягом часу, якого достатньо для того, щоб викликати осадження Е-фази міді і деяких карбідів або нітридів, або карбонітридів ванадію, ніобію і молібдену. Ця додаткова технологічна стадія відпуску після загартовування суттєво збільшує витрати на виробництво сталевих листів. Тому бажано розробити нову методику переробки сталі, у якій обходяться без стадії відпалу і у той же час ще досягаються бажані механічні властивості. Крім того, стадія відпуску, хоч і необхідна для потрібного зміцнення з одержанням цільових мікроструктури і властивостей, також приводить до відношення границя текучості/міцність розриву вище 0,93. З точки зору кращої конструкції трубопроводу, бажано підтримувати відношення границя текучості/міцність розтягу нижче 0,93, зберігаючи високу границю текучості і міцність на розтяг.

Існує потреба в трубопроводах із підвищеною міцністю, у порівнянні з існуючими в даний час, для транспорту сирої нафти і природного газу на дуже далекі відстані. Ця потреба обумовлена необхідністю а) збільшення ефективності транспортування за рахунок застосування підвищеного тиску газу і б) зниження витрат на матеріали і прокладку траси, шляхом зменшення товщини стінки і зовнішнього діаметра трубопроводу. У результаті збільшується попит на трубопроводи з підвищеною міцністю, у порівнянні з існуючими в даний час. Отже, задачею даного винаходу є розроблення композицій сталі та альтернативної технології для одержання дешевої, низьколегованої, надміцної товстолистової сталі і виробництва з неї трубопроводу, висока міцність якої досягається без необхідності в стадії відпуску для одержання повторного зміцнення. Крім того, іншою задачею даного винаходу є розроблення високоміцної товстолистової сталі для трубопроводу, яка підходить для конструювання трубопроводів і для якої відношення границя текучості/міцність розриву складає нижче, ніж приблизно 0,93.

Проблемою, зв'язаною з винятково міцною сталлю, тобто сталлю, що має границю текучості більшу, ніж приблизно 550МПа, є розм'якшення в зоні термічного впливу (ЗТВ) після зварювання. У цій ЗТВ може відбутися локальне фазове перетворення або відпал у ході термічних циклів, обумовлених зварюванням, що призводить до значного, тобто приблизно до 15% або більше, розм'якшення ЗТВ у порівнянні з основним металом. Хоч були отримані надміцні сталі з границею текучості 830МПа або вище, як правило, ці сталі не мали ударну в'язкість необхідну для трубопроводу, і не задовольняли вимозі зварюваності, необхідній для трубопроводу, оскільки такі матеріали мають відносно високий показник R_{сm} (добре відомий технічний термін для вираження спроможності до зварювання), який звичайно вище, ніж приблизно 0,35.

Отже, іншою задачею даного винаходу є одержання низьколегованої надміцної товстолистової сталі як вихідного матеріалу для трубопроводу, яка має границю текучості щонайменше приблизно 690МПа, міцність на розрив щонайменше приблизно 900МПа і достатню ударну в'язкість для застосування при низьких температурах, тобто аж до -40°C, і в той же час зберігає сумісну якість продукту при мінімальній втраті міцності в ЗТВ протягом термічного циклу, викликаного зварюванням.

Додатковою задачею даного винаходу є одержання надміцної сталі з ударною в'язкістю і зварюваністю, які необхідні для трубопроводу і мають показник R_{сm} менший, ніж приблизно 0,35. Хоч обидва показники широко застосовуються в зв'язку зі спроможністю до зварювання, і R_{сm}, і Se (вуглецевий еквівалент, інший добре відомий технічний термін, який використовують для визначення спроможності до зварювання) також показують спроможність сталі до загартовування, в тому, що вони забезпечують керівництво щодо схильності сталі до утворення твердих мікроструктур в основному металі. При використанні в цьому описі показник R_{сm}

визначається таким чином:

$R_{cm} = \text{мас.}\% \text{ C} + \text{мас.}\% \text{ Si} / 30 + (\text{мас.}\% \text{ Mn} + \text{мас.}\% \text{ Cu} + \text{мас.}\% \text{ Cr}) / 20 + \text{мас.}\% \text{ Ni} / 60 + \text{мас.}\% \text{ Mo} / 15 + \text{мас.}\% \text{ V} / 10 + 5(\text{мас.}\% \text{ B})$; а Се визначається так: $\text{Се} = \text{мас.}\% \text{ C} + \text{мас.}\% \text{ Mn} / 6 + (\text{мас.}\% \text{ Cr} + \text{мас.}\% \text{ Mo} + \text{мас.}\% \text{ V}) / 5 + (\text{мас.}\% \text{ Cu} + \text{мас.}\% \text{ Ni}) / 15$.

Суть винаходу

Як описано в патенті США №5545269, було встановлено, що при показаних у ньому умовах стадію загартування у воді до температури не вище 400°C (переважно до температури навколишнього середовища), із наступним остаточним прокатуванням надміцної сталі, не можна замінити охолодженням на повітрі, оскільки за таких умов охолодження на повітрі може викликати перетворення аустеніту в агрегати фериту/ перліту, що призводить до погіршення міцності сталі.

Крім того, було встановлено, що переривання охолодження водою такої сталі вище 400°C може призвести до недостатнього трансформаційного загартування в процесі охолодження, і в результаті міцність сталі знижується.

У товстолистовій сталі, одержаній по способу, описаному в патенті США №5545269, застосовується відпуск після охолодження водою, наприклад шляхом повторного нагрівання до температури в інтервалі приблизно від 400 до 700°C протягом заданого інтервалу часу, для того, щоб забезпечити рівномірне загартування по всьому об'ємі товстолистової сталі і для поліпшення ударної в'язкості сталі. Випробування зразків із V-надрізом за Шарпі являє собою добре відомий тест для вимірювання ударної в'язкості сталі. Один із параметрів, який може бути одержаний із використанням випробування зразків із V-надрізом за Шарпі, являє собою енергію, поглинену при розриванні зразка сталі (енергія удару) при заданій температурі, наприклад енергія удару при -40°C (vE₋₄₀) або при -20°C (vE₋₂₀). Іншим важливим виміром є температура переходу, яку визначають при дослідженні зразків із V-надрізом за Шарпі (vTrs). Наприклад, параметр 50% vTrs являє собою експериментальний вимір і екстраполяцію досліджень зразків з V-надрізом за Шарпі від найнижчої температури, при якій поверхня розривання складає 50% від площі зсувного руйнування.

Після удосконалень, описаних у патенті США №5545269, було виявлено, що надміцну сталь із високою ударною в'язкістю можна одержати без застосування дорогої стадії остаточного відпуску. Було знайдено, що цей бажаний результат може бути досягнутий шляхом переривання загартування в конкретному температурному інтервалі, в залежності від конкретного хімічного складу сталі, при якому мікроструктура сталі являє собою переважно дрібнозернистий нижчий бейніт, дрібнозернистий рейковий мартенсит, або їх суміші, що розвиваються при температурі перерваного охолодження або при наступному охолодженні повітрям до температури навколишнього середовища. Крім того, було виявлено, що ця нова послідовність технологічних стадій забезпечує несподіваний і неочевидний результат: товстолистову сталь із ще більш високою міцністю й ударною в'язкістю, у порівнянні з наявними для рівня техніки.

Відповідно до викладених вище задач даного винаходу була розроблена методика оброблення, яка називається в описі винаходу як Перерване безпосереднє загартування (ПНЗ), при якому низьколегована товстолистова сталь заданого хімічного складу швидко охолоджується, наприкінці гарячого прокатування, за допомогою загартування придатним текучим середовищем, таким як вода, до підходящої температури припинення загартування (ТПЗ), із наступним охолодженням повітрям до температури навколишнього середовища, щоб одержати мікроструктуру, що містить переважно дрібнозернистий нижчий бейніт, дрібнозернистий рейковий мартенсит, або їхню суміш. Використаний при описі даного винаходу термін загартування відноситься до прискореного охолодження за допомогою будь-якого засобу, при якому використовується текуче середовище, вибране для забезпечення збільшення швидкості охолодження сталі, у порівнянні з охолодженням сталі повітрям до температури навколишнього середовища.

Відповідно до даного винаходу в ньому надається сталь із здатністю узгодження режиму швидкості охолодження з параметрами температури припинення загартування, що забезпечує зміцнення, для способу часткового загартування, який називається ПНЗ, з наступною фазою охолодження повітрям, щоб одержати в кінцевому листовому продукті мікроструктуру, що містить переважно дрібнозернистий нижчий бейніт, дрібнозернистий рейковий мартенсит, або їх суміші.

З галузі техніки добре відомо, що добавка невеличкої кількості бору, порядку від 5 до 20 мільйонних долей (м.д.), може забезпечити істотний вплив на зміцнення маловуглецевої, низьколегованої сталі. Таким чином, добавка бору в сталь ефективно застосовувалася в минулому для утворення твердих фаз, таких як мартенсит, у низьколегованій сталі із збідненим хімічним складом, тобто з низьким вуглецевим еквівалентом (Се), для одержання дешевої, високоміцної сталі з прекрасно зварюваністю. Проте відповідний контроль бажаних невеличких добавок бору важко реалізується. Для нього потрібні технічно удосконалені виробничі потужності і секрети виробництва. У даному винаході надається інтервал хімічного складу сталей, з добавкою бору і без добавки, які можуть бути оброблені по методиці Перерваного безпосереднього загартування, з одержанням бажаних мікроструктур і властивостей сталі.

Відповідно до цього винаходу досягнута рівновага між хімічним складом сталі і технологією її оброблення, в результаті якої можна одержувати високопробну товстолистову сталь, що має границю текучості щонайменше приблизно 690МПа, краще щонайменше приблизно 760МПа і ще більш краще щонайменше приблизно 830МПа, із переважним співвідношенням границя текучості /міцність розриву/ менше, ніж приблизно 0,93, більш краще менше, ніж приблизно 0,90, і ще більш краще менше, ніж приблизно 0,85, із якої можна виготовляти трубопроводи. Після зварювання цієї товстолистової сталі, при використанні в трубопроводах, утрата міцності в зоні термічного впливу (ЗТВ) складає менше, ніж приблизно 10%, краще менше, ніж приблизно 5%, відносно міцності основної сталі. Крім того, ці надміцні, низьколеговані товстолистові сталі, що підходять для виробництва трубопроводів, мають товщину переважно щонайменше приблизно 10мм. більш краще

щонайменше приблизно 15мм, і ще більш краще щонайменше приблизно 20мм. Додатково, ці надміцні, низьколеговані товстолистові сталі або не містять добавки бору, або, для конкретних цілей, містять добавку бору в кількості приблизно між 5м.д. і 20м.д. і краще приблизно між 8м.д. і 12м.д. Якість продукту-трубопроводу залишається істотно щільним, і звичайно продукт не має схильності до розтріскування під дією водню.

Кращий продукт - сталь має істотно однорідну мікроструктуру, яка краще складається переважно з дрібнозернистого нижчого бейніту, дрібнозернистого рейкового мартенситу, або їхніх сумішей. Краще, дрібнозернистий рейковий мартенсит містить довільно відпущений дрібнозернистий рейковий мартенсит Використаний в описі даного винаходу і у формулі винаходу термін "переважно" означає щонайменше приблизно 50об.%. Інша частина мікроструктури може складатися з додаткового дрібнозернистого рейкового мартенситу, вищого бейніту або фериту. Більш краще, мікроструктура містить щонайменше приблизно від 60 до 80об.% дрібнозернистого нижчого бейніту, дрібнозернистого рейкового мартенситу, або їх сумішей. Ще більш краще, мікроструктура містить щонайменше приблизно 90об.% дрібнозернистого нижчого бейніту, дрібнозернистого рейкового мартенситу, або їх сумішей.

Як нижчий бейніт, так і рейковий мартенсит можуть додатково зміцнюватись за рахунок осадження карбідів або карбонітридів ванадію, ніобію і молібдену. Ці осадки, особливо ті, що містять ванадій, можуть сприяти мінімізації розм'якшення в зоні термічного впливу, мабуть, шляхом запобігання будь-якого істотного зниження щільності дислокацій в областях, нагрітих до температури, яка не перевищує точку перетворення A_{c1} , або викликаючи дисперсійне зміцнення в областях, що нагріті до температури вище точки перетворення A_{c1} або обома шляхами.

Товстолистову сталь цього винаходу виробляють, одержуючи звичайним шляхом заготовки, і в одному варіанті втілення сталь містить залізо і такі легуючі елементи в показаних нижче вагових процентах.

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 від 0,2 до 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),
0-0,006% кальцію (Ca),
0-0,02% рідкісноземельних металів (РЗМ),
0-0,006% магнію (Mg),
і додатково відрізняється тим, що:
 $Se \leq 0,7$ та
 $P_{cm} \leq 0,35$.

Альтернативно, вказаний вище хімічний склад модифікують, причому він включає 0,0005-0,0020мас.% бору, краще 0,0008-0,0012мас.% бору, а вміст молібдену становить 0,2-0,5мас.%,

Для сталі даного винаходу, яка практично не містить бору, краще значення Се більше, ніж приблизно 0,5 і менше, ніж приблизно 0,7. Для сталі даного винаходу, що містить бор, краще значення Се більше, ніж приблизно 0,3 і менше, ніж приблизно 0,7.

Крім того, вміст добре відомих домішок азоту (N), фосфору (P) і сірки (S) у сталі краще мінімізовано, навіть якщо деяка кількість азоту бажана для забезпечення частинок нітриду титану, які інгібують ріст зерен, як пояснено нижче. Концентрація азоту краще складає приблизно від 0,001 до 0,006мас.%, концентрація сірки не більше, ніж приблизно 0,005мас.%, більш краще не більше, ніж приблизно 0,002мас.%, і концентрація фосфору не більше, ніж приблизно 0,015мас.%. При такому хімічному складі сталь або практично не містить бору, у тому змісті, що добавка бору відсутня, причому концентрація бору краще складає менше, ніж приблизно 3м.д., більш краще менше, ніж приблизно 1м.д., або сталь містить добавку бору, як показано вище.

Відповідно до даного винаходу, кращий спосіб одержання надміцної сталі, що має мікроструктуру, яка складається переважно з дрібнозернистого нижчого бейніту, дрібнозернистого сітчастого мартенситу, або їхніх сумішей, полягає в нагріванні сталевих заготовок до температури, достатньої для розчинення практично всіх карбідів і карбонітридів ванадію і ніобію; зменшенні розміру заготовки до листа, прокачуючи її один або декілька разів на гарячих вальцях у першому температурному інтервалі, в якому відбувається рекристалізація аустеніту, додатковому зменшенні розміру листа, прокачуючи його один або декілька разів на гарячих вальцях у другому температурному інтервалі, нижче температури T_{nr} , тобто, температури, нижче якої не відбувається рекристалізації аустеніту і вище точки перетворення A_{g3} , тобто, температури, при якій аустеніт починає перетворюватися у ферит при охолодженні; загартуванню остаточно прокатаного листа до температури щонайменше нижче, ніж точка перетворення A_{g1} , тобто, температури, при якій завершується перетворення аустеніту у ферит або ферит плюс цементит при охолодженні, краще до температури між приблизно 550°C і 150°C і більш краще до температури між приблизно 500°C і 150°C; припиненні загартування, і охолодження загартованого листа повітрям до температури навколишнього середовища.

Кожна з величин температури T_{nr} , точка перетворення A_{g1} і точка перетворення A_{g3} залежить від хімічного

складу сталевий заготовки, причому вони легко визначаються або експериментально, або шляхом розрахунків з використанням придатних моделей.

Надміцна низьколегована сталь відповідно до першого кращого утілення винаходу має міцність на розтяг, краще рівну щонайменше приблизно 900МПа, ще краще, щонайменше приблизно 930МПа, має мікроструктуру, яка містить переважно дрібнозернистий нижчий бейніт, дрібнозернистий рейковий мартенсит, або їхні суміші, і додатково включає дрібні частки осаду цементиту і, необов'язково, ще більш дрібні частки осаду карбідів або карбонітридів ванадію, ніобію і молібдену. Краще, дрібнозернистий рейковий мартенсит включає довільно відпущений дрібнозернистий рейковий мартенсит.

Надміцна, низьколегована сталь у відповідності з другим кращим утіленням винаходу має міцність на розрив, краще рівну щонайменше приблизно 900МПа, ще краще щонайменше приблизно 930МПа, і має мікроструктуру, яка має переважно дрібнозернистий нижчий бейніт, дрібнозернистий рейковий мартенсит, або їхні суміші, і додатково включає бор і дрібні частки осаду цементиту і, необов'язково, ще більш дрібні частки осаду карбідів або карбонітридів ванадію, ніобію і молібдену. Краще, дрібнозернистий рейковий мартенсит включає довільно відпущений дрібнозернистий рейковий мартенсит.

Опис креслень

На фіг.1 схематично показані стадії оброблення відповідно до даного винаходу з перекриванням різноманітних компонентів мікроструктури, зв'язаних і конкретними сполученнями минулого часу оброблення і температури.

На фіг.2А і 2В приведені електронно-мікроскопічні знімки на просвічування, відповідно у світлому і темному полі, на яких переважно виявляється мікроструктура довільно відпущеного дрібнозернистого рейкового мартенситу для сталі; причому на фіг.2В видно частинки осаду цементиту, що добре проявилися, усередині сітки мартенситу.

Фіг.3 являє собою електронно-мікроскопічний знімок на просвічування у світлому полі, на якому переважно виявляється мікроструктура дрібнозернистого нижчого бейніту для сталі, обробленої при температурі припинення загартування приблизно рівній 385°C.

На фіг.4А і 4В приведені електронно-мікроскопічні знімки на просвічування, відповідно у світлому і темному полі, сталі, обробленої при температурі припинення загартування приблизно рівній 385°C, причому на фіг.4А показана мікроструктура переважно дрібнозернистого нижчого бейніту, а на фіг.4В продемонстрована наявність часток карбідів молібдену, ванадію і ніобію, що мають діаметр менше, ніж приблизно 10нм.

Фіг.5 являє собою складову діаграму, яка включає графік і електронно-мікроскопічні знімки на просвічування, які демонструють вплив температури припинення загартування на відносні розміри ударної в'язкості і міцності на розтяг для конкретних хімічних складів бористої сталі, позначеної в табл.2 цього опису як "Н" і "Т" (кружки) і збідненої бористої сталі, позначеної в табл.2 опису як "G" (квадрати), усе відповідно до даного винаходу. На ординаті приведена ударна енергія за Шарпі в Джоулях, при -40°C (NE-40); на абсцисі - міцність на розрив у МПа.

Фіг.6 являє собою графік, який демонструє вплив на відносні величини ударної в'язкості і міцності на розрив для конкретних хімічних складів бористої сталі, позначеної в табл.2 опису як "Н" і "Т" (кружки) і такої, що практично не містить бору сталі, позначеної в табл.2 опису як ^{ww} (квадрати), усе відповідно до даного винаходу. На ординаті приведена ударна енергія за Шарпі в Джоулях, при -40°C (vE-40); на абсцисі - міцність на розрив у МПа.

Фіг.7 являє собою електронно-мікроскопічний знімок на просвічування у світлому полі, на якому виявляється сітчастий мартенсит із дислокаціями в зразку сталі "D", яка була піддана обробленню ПНЗ з температурою припинення загартування, рівній приблизно 380°C.

Фіг.8 являє собою електронно-мікроскопічний знімок на просвічування у світлому полі, на якому виявляється мікроструктура переважно нижчого бейніту в зразку сталі "В" (відповідно до табл.2 опису), яка була піддана обробленню ПНЗ із температурою припинення загартування, рівній приблизно 428°C. Усередині сітки бейніту можна побачити орієнтовані в одному напрямку пластинки цементиту, які є характерними для нижчого бейніту.

Фіг.9 являє собою електронно-мікроскопічний знімок на просвічування у світлому полі, на якому виявляється мікроструктура вищого бейніту в зразку сталі "D" (відповідно до табл.2 опису), що була піддана обробленню ПНЗ із температурою припинення загартування, рівній приблизно 461°C.

Фіг.10А являє собою електронно-мікроскопічний знімок на просвічування у світлому полі, на якому виявляється область мартенситу (у центрі), оточена феритом, у зразку сталі "D" (відповідно до табл.2 опису), яка була піддана обробленню ПНЗ із температурою припинення загартування, рівній приблизно 534°C. Усередині фериту, поблизу границі розподілу ферит/мартенсит можна побачити дрібні частки осаду карбиду.

Фіг.10В являє собою електронно-мікроскопічний знімок на просвічування у світлому полі, на якому виявляється високо вуглецевий двійниковий мартенсит у зразку сталі "D" (відповідно до табл.2 опису), яка була піддана обробленню ПНЗ із температурою припинення загартування, рівній приблизно 534°C.

Хоч цей винахід буде описано в зв'язку з його кращими варіантами втілення, треба розуміти, що винахід не обмежується цими варіантами. Навпаки, припускається, що цей винахід захищає всі альтернативні, модифіковані й еквівалентні варіанти, що можуть бути охоплені в межах духу й обсягу винаходу, як визначено в прикладній формулі винаходу.

Докладний опис винаходу

Відповідно до одного задуму даного винаходу, сталеву заготовку обробляють за допомогою, істотно рівномірного нагрівання заготовки до температури, що достатня для розчинення практично всіх карбідів і карбонітридів ванадію і ніобію, краще в інтервалі приблизно від 1000 до 1250°C, і ще краще в інтервалі

приблизно від 1050 до 1150°C; першого гарячого прокатування заготовки для кращого зменшення її товщини приблизно на 20-60% з утворенням листа, за один або декілька проходів, у першому температурному інтервалі, у якому відбувається рекристалізація аустеніту; другого гарячого прокатування для кращого зменшення товщини приблизно на 40-80%, за один або декілька проходів, у другому температурному інтервалі, що трохи нижче першого інтервалу температури, у якому не відбувається рекристалізація аустеніту, і вище точки перетворення Ag_3 ; зміцнення прокатоного листа шляхом загартування зі швидкістю, приблизно рівній щонайменше 10°C/сек, краще щонайменше приблизно 20°C/сек, ще краще щонайменше приблизно 30°C/сек, ще більш краще щонайменше приблизно 35°C/сек, від температури не нижче, ніж точка перетворення Ag_3 , до температури припинення загартування (ТПЗ), яка щонайменше не вище точки перетворення Ag_1 , краще в інтервалі приблизно від 550 до 150°C. і більш краще в інтервалі приблизно від 500 до 150°C; і припинення загартування, залишаючи товстолистову сталь прохолоджуватися на повітрі до температури навколишнього середовища, із тим щоб полегшити завершення перетворення сталі в переважно дрібнозернистий нижчий бейніт, дрібнозернистий рейковий мартенсит, або їхні суміші. Як розуміють фахівці в цій області техніки, використаний тут вираз "зменшення товщини в процентах" означає процент зменшення товщини сталеві заготовки або товстолистові сталі до обговорюваного зменшення. Тільки з метою прикладу, без обмеження даного винаходу, у першому температурному інтервалі товщина сталеві заготовки приблизно 25,4см може бути зменшена приблизно на 50% (50-процентне зменшення) до товщини приблизно 12,7см, потім у другому температурному інтервалі товщина зменшується приблизно на 80% (80-процентне зменшення) приблизно до 2,54см.

Наприклад, звертаючись до фіг.1, товстолистова сталь, оброблена відповідно до цього винаходу, піддається контрольованому прокатуванню 10 у показаному інтервалі температур (більш докладно це описано далі); потім сталь піддається загартуванню 12 від точки початку загартування 14 до температури припинення загартування (ТПЗ) 16. Після припинення загартування сталі дають охолонуть на повітрі 18 до температури навколишнього середовища, з тим щоб полегшити завершення перетворення сталі в переважно дрібнозернистий нижчий бейніт (в області нижчого бейніту 20), дрібнозернистий рейковий мартенсит (в області мартенситу 22), або їх суміші. Область вищого бейніту 24 і область фериту 26 усунути.

Для надміцної сталі необхідна наявність множини властивостей, які забезпечуються сполученням легуючих елементів і термомеханічних оброблень, як правило невеликі зміни хімічного складу сталі можуть призвести до значних змін одержуваних характеристик. Нижче пояснена роль різноманітних легуючих елементів і кращих меж їхніх концентрацій у сталі даного винаходу.

Вуглець забезпечує матричне зміцнення сталі і зварених сполучень, незалежно від їхньої мікроструктури, а також забезпечує дисперсійне зміцнення, головним чином за допомогою утворення малих часток карбідів заліза (цементиту), карбонітридів ніобію $[Nb(C,N)]$, карбонітридів ванадію $[V(C,N)]$ і часток або осадів Mo_2C (вид карбіду молібдену), якщо вони достатньо дрібні і численні. Крім того, осадження карбонітридів ніобію, у ході гарячого прокатування, звичайно забезпечує гальмування рекристалізації аустеніту і пригнічує ріст зерен, тим самим надається засіб поліпшення зерен аустеніту, що призводить до поліпшення показників границі текучості, міцності на розриві ударної в'язкості при низькій температурі (наприклад енергії удару в дослідженнях за Шарпі). Вуглець також збільшує здатність до зміцнення, тобто, здатність утворювати більш жорсткі і міцні мікроструктури при охолодженні сталі. Звичайно, якщо вміст вуглецю менше, ніж приблизно 0,03мас.%, то ці ефекти зміцнення не проявляються. Якщо вміст вуглецю більше, ніж приблизно 0,10мас.%, то сталь як правило стає піддатливою до холодного розтріскування після зварювання в польових умовах, причому знижується ударна в'язкість в товстолистовій сталі і в зоні термічного впливу зварних швів.

Марганець є суттєвим для одержання мікроструктур, необхідних для сталі даного винаходу, які містять дрібнозернистий нижчий бейніт, дрібнозернистий рейковий мартенсит, або їх суміші, і які обумовлюють добрий баланс між міцністю і ударною в'язкістю при низькій температурі. Для цієї цілі нижня границя вмісту марганцю установлена біля 1,6мас.%.

Верхня границя установлена біля 2,1мас.%, оскільки при вмісті більше, ніж приблизно 2,1мас.%, марганець сприяє осьовій ліквації в безперервно розлитій сталі, а також може призвести до погіршення ударної в'язкості сталі. Більше того, при високому вмісті марганцю спостерігається тенденція надлишкового збільшення зміцнення сталі, у результаті знижується зварюваність у польових умовах за рахунок зменшення ударної в'язкості в зоні термічного впливу зварних швів.

Кремній добавляють для розкислення і підвищення міцності сталі. Верхня границя вмісту кремнію установлена біля 0,6мас.%, для того щоб уникнути значного погіршення зварюваності в польових умовах і ударної в'язкості в зоні термічного впливу, що може бути наслідком надлишкового вмісту кремнію. Для розкислення сталі не завжди необхідний кремній, тому що для цієї ж цілі можна використовувати алюміній або титан.

Ніобій добавляють для того, щоб сприяти очищенню зерен мікроструктури сталі після прокатування, що покращує як міцність, так і ударну в'язкість. Осадження карбонітриду ніобію в ході гарячого прокатування призводить до гальмування рекристалізації і інгібування росту зерен, тим самим забезпечується засіб для очищення зерен аустеніту. Це також може дати додаткове зміцнення в ході остаточного охолодження за рахунок утворення осаду карбонітриду ніобію. В присутності молібдену ніобій ефективно очищає мікроструктуру, пригнічуючи рекристалізацію аустеніту в ході контрольованого прокатування, і зміцнює сталь, забезпечуючи дисперсійне зміцнення і даючи внесок у посилення спроможності до зміцнення. В присутності бору ніобій дає синергичне поліпшення зміцнення. Для досягнення таких ефектів краще добавляють щонайменше приблизно 0,01мас.% ніобію. Проте при вмісті ніобію більше, ніж приблизно 0,1мас.%, ніобій як правило виявляє шкідливий вплив на зварюваність та на ударну в'язкість в зоні термічного впливу, так що кращим вмістом є максимум

приблизно 0,1мас.%. Більш краще добавляють приблизно від 0,03 до 0,06мас.% ніобію.

Титан утворює дрібнозернисті частки нітриду титану і дає внесок у поліпшення мікроструктури, пригнічуючи збільшення зерен аустеніту в ході повторного нагрівання заготовки. Крім того, присутність часток нітриду титана інгібує укрупнення зерен у зоні термічного впливу при зварюванні. Відповідно, титан забезпечує поліпшення ударної в'язкості при низькій температурі в зоні основного металу й у зоні термічного впливу. Так як титан зв'язує азот у виді нітриду титану, він запобігає погіршуючій дії азоту на міцність внаслідок утворення нітриду бору. Краща, кількість що добавляється з цією метою титану складає щонайменше приблизно в 3,4 рази більше, ніж кількість азоту (за вагою). При низькому вмісті алюмінію (тобто менше, ніж приблизно 0,005мас.%) титан утворює оксид, який служить зародком для утворення фериту всередині зерен в зоні термічного впливу при зварюванні, і внаслідок цього очищає мікроструктуру в цих областях. Для досягнення цих цілей краще добавляють щонайменше приблизно 0,005мас.% титану. Верхня границя установлена на рівні приблизно 0,03мас.%, так як надлишковий вміст титану приводить до укрупнення частин нітриду титану і дисперсійного зміцнення, викликаного осадженням карбиду титану, причому обидва ці процеси приводять до погіршення ударної в'язкості при низькій температурі.

Мідь збільшує міцність основного металу і у зоні термічного впливу зварних швів, проте додавання надлишку міді сильно погіршує ударну в'язкість у зоні термічного впливу і зварюваність у польових умовах. Тому верхня границя добавки міді установлена на рівні приблизно 1,0мас.%.

Нікель добавляють для поліпшення властивостей маловуглецевої сталі, одержаної відповідно до даного винаходу, без погіршення зварюваності в польових умовах і ударної в'язкості при низькій температурі. На відміну від марганцю і молібдену, добавки нікелю знижують тенденцію до утворення компонентів зміцнених мікроструктур, які погіршують ударну в'язкість товстостілової сталі при низькій температурі. Виявилось, що добавка нікелю в кількості більше, ніж 0,2мас.%, являється ефективною для покращання ударної в'язкості в зоні термічного впливу зварних швів. Взагалі, нікель є покращуючою добавкою, за винятком схильності до сульфідного розтріскування під дією напруг у деяких середовищах, коли вміст нікелю більше, ніж приблизно 2мас.%. Для сталей, отриманих відповідно до винаходу, верхня границя установлена на рівні приблизно 1,0мас.%, так як нікель стає дорогим легуючим елементом, причому він може погіршувати ударну в'язкість в зоні термічного впливу зварних швів. Крім того, добавка нікелю ефективна для запобігання розтріскування поверхні, викликаного міддю, у процесі безупинного лиття і гарячого прокатування. Добавка нікелю з цією метою краще складає більше, ніж приблизно 1/3 від вмісту міді.

Алюміній звичайно добавляють у ці сталі з метою розкислення. Крім того, алюміній є ефективним засобом поліпшення мікроструктури сталі. Алюміній також може грати важливу роль у забезпеченні ударної в'язкості в зоні термічного впливу, шляхом виведення вільного азоту в великі зерна зони термічного впливу, у якій тепло зварювання забезпечує часткове розчинення нітриду титану, в результаті чого виділяється вільний азот. Якщо вміст алюмінію занадто високий, тобто приблизно більше, 0,06мас.%, то існує тенденція до утворення вкраплень типу оксиду алюмінію (Al_2O_3), які можуть погіршувати ударну в'язкість сталі, в тому числі в зоні термічного впливу. Розкислення сталі може бути здійснено добавками титану або кремнію, причому немає необхідності завжди добавляти алюміній.

Ванадій спричиняє дію, аналогічно ніобію, але менше виражену. Проте добавка ванадію до надміцних сталей дає помітний ефект при введенні одночасно з ніобієм. Спільне введення ніобію і ванадію додатково покращують хороші властивості сталі відповідно до винаходу. Хоч краща верхня границя становить приблизно 0,10мас.% ванадію, з точки зору ударної в'язкості в зоні термічного впливу зварних швів, і отже зварювання в польових умовах, особливо кращим інтервалом є приблизно від 0,03 до 0,08мас.%.

Молібден добавляють для поліпшення зміцнення сталі, і тим самим полегшується утворення мікроструктури нижчого бейніту. Значний вплив молібдену на зміцнення сталі особливо помітно в сталях, що містять бор. Коли молібден добавляють разом із ніобієм, молібден посилює пригнічення рекристалізації аустеніту в процесі контрольованого прокатування, і тим самим він дає внесок у поліпшення мікроструктури аустеніту. Для досягнення цих ефектів кількість молібдену, доданого в сталь, що практично не містить бору, і в сталь, яка містить бор, краще складає щонайменше приблизно 0,3мас.% і, приблизно 0,2мас.%, відповідно. Верхня границя для молібдену встановлюється на рівні приблизно 0,6мас.% і приблизно 0,5мас.% відповідно для сталі, яка практично не містить бору, і сталі, що містить бор, так як надлишкова кількість молібдену погіршує ударну в'язкість в зоні термічного впливу, що утворюється при зварюванні в польових умовах, погіршуючи зварюваність в польових умовах.

Хром звичайно підвищує зміцнення сталі при безпосередньому загартуванні. Він також збільшує стійкість до розтріскування під дією корозії і водню. Як і у випадку молібдену, при надлишку хрому, тобто понад 1,0мас.%, з'являється тенденція до холодного розтріскування після зварювання в польових умовах і тенденція до погіршення ударної в'язкості сталі і в зоні термічного впливу, так що, кращий максимальний вміст хрому складає приблизно 1,0мас.%.

Азот пригнічує укрупнення зерен аустеніту в ході повторного нагрівання заготовки і у зоні термічного впливу зварних швів, утворюючи нітрид титану. Тому азот дає внесок у поліпшення ударної в'язкості при низькій температурі як основного металу, так і в зоні термічного впливу зварних швів. Для цієї цілі мінімальний вміст азоту складає приблизно 0,001мас.%. Верхню границю краще підтримують на рівні приблизно 0,006мас.%, так як надлишковий азот збільшує сферу дії поверхневих дефектів заготовки і знижує ефективну здатність бору до зміцнення. Крім того, присутність вільного азоту викликає погіршення ударної в'язкості в зоні термічного впливу зварних швів.

Кальцій і рідкісноземельні метали (РЗМ) звичайно регулюють форму вкраплень сульфиду марганцю (Mn) і

покрощують ударну в'язкість при низькій температурі (наприклад енергію удару в дослідженнях за Шарпі). Для регулювання форми сульфїду бажано мати щонайменше приблизно 0,001мас.% кальцію або приблизно 0,001мас.% РЗМ. Проте, якщо вміст кальцію перевищує 0,006мас.%, або якщо вміст РЗМ вище 0,02мас.%, то може утворитися велика кількість СаО-СаS (у вигляді оксиду кальцію-сульфїду кальцію) або РЗМ-СаS (у вигляді РЗМ-сульфїду кальцію) і перетворитися у великі кластери і великі вкраплення, які не тільки забруднюють сталь, але також виявляють шкідливий вплив на зварювання в польових умовах.

Краще, коли концентрація кальцію обмежена приблизно 0,006мас.%, а концентрація РЗМ обмежена приблизно 0,02мас.%. У надміцних сталях для трубопроводів може бути особливо ефективним для поліпшення ударної в'язкості і зварюваності зменшення вмісту сірки приблизно нижче 0,001мас.% і зменшення вмісту кисню приблизно нижче 0,003мас.%, краще приблизно нижче 0,002мас.%, при збереженні величини ESSP переважно вище, ніж приблизно 0,5, і менше, ніж приблизно 10, де ESSP представляє собою показник, зв'язаний з регулюванням форми сульфїдних вкраплень в сталі, який визначається відношенням:

$$ESSP = (\text{мас.}\% \text{ Ca}) [1 - 124(\text{мас.}\% \text{ O})] / 1,25(\text{мас.}\% \text{ S}).$$

Магній як правило утворює дрібно дисперговані частки оксиду, які можуть пригнічувати укрупнення зерен і/або сприяти утворенню фериту в зернах у зоні термічного впливу, і тим самим поліпшити ударну в'язкість у зоні термічного впливу. Для того щоб добавка магнію була ефективною, бажано, щоб її кількість складала щонайменше приблизно 0,0001мас.% Проте, якщо вміст магнію перевищує приблизно 0,006мас.%, утворюються великі частинки оксиду і погіршується ударна в'язкість в зоні термічного впливу.

Бор у невеличких добавках, приблизно від 0,0005 до 0,0020мас.% (от 5 до 20м.д.), в маловуглецеві сталі (вміст вуглецю менше, ніж приблизно 0,3мас.%) може різко покращити зміцнення таких сталей, сприяючи утворенню сильно зміцнюючих компонентів, бейніту або мартенситу, і в той же час бор сповільнює утворення більш м'яких компонентів, фериту та перлиту, в процесі охолодження сталі від високої температури до температури навколишнього середовища Надлишок бору в кількості приблизно 0,002мас. може сприяти утворенню крихких часток типу борокарбїду заліза, $\text{Fe}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$. Тому кращою верхньою межею вмісту бору є 0,0020мас.%. Для одержання максимального ефекту у відношенні спроможності до зміцнення бажана концентрація бору знаходиться приблизно між 0, 0005 і 0,0020мас.% (от 5 до 20м.д.). З огляду на викладене вище, можна використовувати бор, як альтернативу дорогим легуючим добавкам, для забезпечення мікроструктурної однорідності по всій товщині сталевих листів. Крім того, бор посилює ефективність дії як молібдену, так і ніобію при збільшенні спроможності сталі до зміцнення Отже, добавки бору дозволяють використовувати композиції сталі з низьким значенням Се, з одержанням високоміцних базових листів. Крім того, добавки бору в сталь забезпечують можливість сполучення високої міцності з прекрасною зварюваністю і стійкістю до холодного розтріскування Бор також може підсилити міцність міжзернової фази, а отже і стійкість до міжзернового розтріскування під дією водню.

Першою метою термомеханічного оброблення відповідно до винаходу, що схематично проілюстровано на фіг.1, є досягнення мікроструктури, яка містить переважно дрібнозернистий нижчий бейніт, дрібнозернистий рейковий мартенсит, або їхні суміші, одержані перетворенням практично нерекристалізованих зерен аустеніту і краще також містить дисперсію дрібних часток цементиту.

Компоненти нижчого бейніту і сітчастого мартенситу можуть бути додатково зміцнені ще більш дрібною дисперсією осадів карбїду молібдену (Mo_2C), карбонїтридів ванадію і ніобію, або їхніх сумішей, і в деяких випадках можуть містити бор. Дуже диспергована мікроструктура дрібнозернистого нижчого бейніту, дрібнозернистого рейкового мартенситу, і їхніх сумішей забезпечує матеріал із високою міцністю і доброю ударною в'язкістю при низькій температурі. Для одержання бажаної мікроструктури, по-перше, нагріті зерна аустеніту в сталевих заготівках подрїбнюються до малих розмірів і, по-друге, деформуються і робляться плоскими, так щоб розмір по всій товщині зерен аустеніту став ще менше, наприклад, краще менше, ніж приблизно 5-20мкм, і по-третє, ці більш плоскі зерна аустеніту заповнюються дислокаціями (до високої щільності) і зонами зсуву. Ці поверхні поділу обмежують ріст фаз . що перетворюються , (тобто нижчий бейніт і сітчастий мартенсит), коли товстолістова сталь прохолоджується після завершення гарячого прокатування.

Другою метою є утримання достатньої кількості молібдену, ванадію і ніобію, головним чином у твердому розчині, після охолодження листа, до температури припинення загартування, так щоб молібден, ванадій і ніобій були доступні для осадження у вигляді Mo_2C , $\text{Nb}(\text{C}, \text{N})$ і $\text{V}(\text{C}, \text{N})$ у ході перетворення бейніту або в процесі термічних циклів зварювання, для посилення і зберігання міцності сталі. Температура повторного нагрівання сталеві заготівки до гарячого прокатування повинна бути достатньо високою, щоб одержати максимальне розчинення ванадію, ніобію і молібдену, і в той же час запобігаючи розчиненню часток нітриду титану (TiN), які утворилися в ході безупинного розливання стали і служать для запобігання укрупнення зерен аустеніту до гарячого прокатування. Для досягнення цих двох цілей для складів сталі даного винаходу, температура повторного нагрівання заготівки до гарячого прокатування повинна складати щонайменше приблизно 1000°C і не вище, ніж приблизно 1250°C. Краще, заготівку повторно нагрівають за допомогою підходящого засобу для підвищення температури практично всієї заготівки, краще всієї заготівки, до заданої температури, наприклад, розміщаючи цю заготівку в піч на визначений час. Конкретне значення температури повторного нагрівання, котру необхідно використовувати для будь-якого складу сталі в межах даного винаходу, легко може визначити фахівець у цій області техніки, або експериментальне, або розрахунковим шляхом, використовуючи підходящі моделі. Крім того, температура печі і час повторного нагрівання, які необхідні для підвищення температури практично всієї заготівки до заданого значення можуть бути легко визначені фахівцем у цій області техніки з посиланням на опубліковані промислові стандарти.

Для будь-якого складу сталі в межах даного винаходу температура, яка визначає межу між областю

рекристалізації й областю, де немає рекристалізації, температура T_{nr} , залежить від хімічного складу сталі, і більш конкретно, від температури повторного нагрівання до прокатування, концентрації вуглецю, концентрації ніобію і ступеня зменшення товщини, заданої при проході на валках. Фахівець у цій області техніки зможе визначити цю температуру для кожного складу сталі, або експериментальне, або за допомогою розрахунків за моделлю.

За винятком температури повторного нагрівання, яка відноситься практично до всієї заготовки, наступні значення температури, на які посилаються при описі способу оброблення цього винаходу, являють собою значення, виміряні на поверхні сталі. Температура поверхні сталі може бути виміряна, наприклад, за допомогою оптичного пірометра або будь-якого іншого пристрою, що підходить для виміру температури поверхні сталі. Приведені тут значення швидкості загартування (охолодження) відносяться до центру, або практично до центру товщини листа, причому температура припинення загартування (ТПЗ) є найвищою, або практично найвищою температурою, що реалізується на поверхні листа після припинення загартування внаслідок тепла, перенесеного із середини товщини листа. Фахівець у цій області техніки зможе визначити необхідну температуру і швидкість потоку гартівного текучого середовища для досягнення підвищеної швидкості охолодження, звертаючись до опублікованих промислових стандартів.

Умови гарячого прокатування даного винаходу, на додаток до операції зменшення розміру дрібних зерен аустеніту, забезпечують збільшення щільності дислокацій за допомогою утворення зон деформації в зернах аустеніту, що призводить до додаткового поліпшення мікроструктури, шляхом обмеження розміру продуктів перетворення, тобто дрібнозернистого нижчого бейніту і дрібнозернистого сітчастого мартенситу, у процесі охолодження, після закінчення прокатування. Якщо товщина при прокатуванні в інтервалі температур рекристалізації зменшується нижче описаного тут інтервалу, у той час як товщина при прокатуванні в інтервалі температур, де немає рекристалізації, збільшується вище описаного тут інтервалу, зерна аустеніту звичайно будуть недостатньо дрібними за розміром, тобто утворюються значні зерна аустеніту, в результаті знижується міцність, а також ударна в'язкість сталі і виникає підвищена сприйнятливість до розтріскування під дією водню. З іншої сторони, якщо товщина при прокатуванні в інтервалі температур рекристалізації збільшується вище описаного тут інтервалу, у той час як товщина при прокатуванні в інтервалі температур, де немає рекристалізації, зменшується нижче описаного тут інтервалу, утворення зон деформації і дислокаційних субструктур у зернах аустеніту може не відповідати забезпеченню достатнього ступеня поліпшення продуктів перетворення, коли сталь прохолоджується після завершення прокатування.

Після закінчення прокатування сталь піддають загартуванню від температури переважно не нижче, ніж приблизно точка перетворення Ag_3 , яку припиняють при температурі не вище, ніж точка перетворення Ag_1 , тобто при температурі, при якій завершується перетворення аустеніту у ферит або у ферит плюс цементит у ході охолодження, краще не вище, ніж приблизно $550^{\circ}C$, і ще краще не вище, ніж приблизно $500^{\circ}C$. Звичайно використовують загартування водою; проте для здійснення загартування можна використовувати будь-яке підхоже текуче середовище. Відповідно до даного винаходу як правило не застосовують тривале охолодження повітрям між прокатуванням і загартуванням, тому що це перериває звичайний потік матеріалу, що проходить на стадії прокатування й охолодження на типовому сталепрокатному стані. Проте було встановлено, що, перериваючи цикл загартування в підходящому інтервалі температур із наступним охолодженням загартованої сталі холодним повітрям, що має температуру навколишнього середовища, до остаточного стану, утворюються особливо вигідні компоненти мікроструктури, без переривання процесу прокатування, і таким чином із незначним впливом на продуктивність прокатного стану.

Сталевий лист, підданий гарячому прокатуванню і загартуванню, направляється таким чином на остаточне оброблення охолоджуючим повітрям, яке завершується при температурі не вище, ніж точка перетворення Ag_1 , що не вище, ніж приблизно $550^{\circ}C$, і ще краще не вище, ніж приблизно $500^{\circ}C$. Це остаточне холодне оброблення проводять із метою поліпшення ударної в'язкості сталі, забезпечуючи достатнє істотно однорідне осадження часток дрібнодисперсного цементиту по всій мікроструктурі дрібнозернистого нижчого бейніту і дрібнозернистого рейкового мартенситу. Крім того, у залежності від температури припинення загартування і складу сталі, можуть сформуватися навіть більш тонко дисперговані осаджені частки Mo_2C і карбонітридів ніобію і ванадію, які можуть збільшити міцність.

Товстолистову сталь, отримана за допомогою описаного способу, має високу міцність і високу ударну в'язкість, при високій однорідності мікроструктури по всій товщині листа, незважаючи на низький вміст вуглецю. Наприклад, такий сталевий лист звичайно має границю текучості щонайменше приблизно 830 МПа, міцність на розтяг щонайменше приблизно 900 МПа й ударну в'язкість (виміряну при $-40^{\circ}C$. наприклад vE_{40}) щонайменше приблизно 120 Дж, причому ці властивості прийнятні для використання сталі в трубопроводі. Крім того, знижується тенденція розм'якшення в зоні термічного впливу за рахунок наявності і додаткового утворення в процесі зварювання, осадів карбонітридів ніобію і ванадію. Більш того, значно знижується чутливість сталі до розтріскування під дією водню.

Зона термічного впливу (ЗТВ) у сталі розвивається в ході термічного циклу, викликаного зварюванням, причому вона може простиратися приблизно на 2-5 мм від лінії розплаву при зварюванні. У ЗТВ градієнт температури складає, наприклад, приблизно від 1400 до $700^{\circ}C$, причому цей інтервал охоплює область, в якій звичайно відбуваються явища розм'якшення, від зниженої до більш високої температури: розм'якшення за рахунок високої температури режиму відпустки і розм'якшення за рахунок аустенізації і повільного охолодження. При знижених температурах, біля $700^{\circ}C$, присутні ванадій, і ніобій, і їхні карбіди або карбонітриди, які запобігають або істотно мінімізують розм'якшення за рахунок зберігання високої щільності дислокацій і субструктур; у той час як при підвищених температурах, біля $850-950^{\circ}C$, осаджується додаткова кількість

карбідів або карбонітридів ванадію і ніобію, що мінімізують розм'якшення. Сумарний ефект у ході термічного циклу, викликаного зварюванням, полягає в тому, що втрата міцності в ЗТВ складає менше, ніж приблизно 10%, краще менше, ніж приблизно 5%, відносно міцності основної сталі. Таким чином, міцність у зоні термічного впливу складає щонайменше приблизно 90% від міцності основного металу, краще, щонайменше приблизно 95% від міцності основного металу. Міцність у ЗТВ зберігається, головним чином, завдяки тому, що загальна концентрація ванадію і ніобію складає більше, ніж приблизно 0,06мас.%, а краще, і ванадій, і ніобій присутні в сталі в концентрації більше, ніж приблизно 0,03мас.%.

Як добре відомо з рівня техніки, трубопровід формується з листа, із використанням відомого процесу U-O-E, у якому: листу надають U-образну форму ("U"), потім її перетворюють у кільцеву форму ("O"), і цю O-форму, після роликового зварювання, розширюють приблизно на 1% ("E"). Формування і розширення, разом із супровідними роботі ефектами зміцнення, забезпечують підвищену міцність трубопроводів.

Наступні приклади служать для ілюстрації описаного вище винаходу.

Кращі варіанти оброблення з ПНЗ

Відповідно до даного винаходу, краща мікроструктура складається з переважно дрібнозернистого нижчого бейніту, дрібнозернистого рейкового мартенситу, або їхніх сумішей. Конкретно, для найкращого поєднання міцності й ударної в'язкості, і стійкості до розм'якшення в ЗТВ, більш краща мікроструктура складається з переважно дрібнозернистого нижчого бейніту, зміцненого на додаток до часток цементиту дрібнодисперсним і стабільним сплавом карбідів, що містить молібден, ванадій, ніобій або їхні суміші. Конкретні приклади цих мікроструктур надані нижче.

Вплив температури припинення загартування на мікроструктуру

1. Борвмісні сталі із достатньою спроможністю до зміцнення.

Мікроструктура сталі, обробленої в процесі перерваного безпосереднього загартування (ПНЗ) при швидкості загартування приблизно від 20°C/с до 35°C/с, в основному регулюється спроможністю сталі до зміцнення, яка визначається такими композиційними параметрами, як вуглецевий еквівалент C_e і температура припинення загартування. Борвмісні сталі із достатньою спроможністю до зміцнення для товстолистової сталі, що мають кращу товщину для товстолистової сталі даного винаходу, а саме, із C_e більшим, ніж приблизно 0,45 і меншим, ніж приблизно 0,7, особливо придатні для оброблення в ПНЗ, забезпечуючи розширені можливості оброблення для одержання цільових мікроструктур (краще, переважно дрібнозернистий нижчий бейніт) і механічних властивостей. Значення ТПЗ для цих сталей може знаходитися в широкому інтервалі, краще приблизно від 550 до 150°C, і при цьому ще утворюються цільові мікроструктури і властивості. Коли ці сталі обробляють у ПНЗ при низькій температурі припинення загартування, а саме приблизно при 200°C, їх мікроструктура являє собою переважно доволіно відпущений сітчастий мартенсит.

Коли ТПЗ зростає приблизно до 270°C, мікроструктура незначно відрізняється від тієї, яка була при ТПЗ біля 200°C, за винятком слабого укрупнення часток доволіно відпущеного сітчастого мартенситу. У мікроструктурі зразку, обробленого при ТПЗ приблизно 295°C, виявлена суміш рейкового мартенситу (головна частина) і нижчого бейніту. Проте, для сітчастого мартенситу спостерігається значний доволіно відпуск, який приводить до добре розвинутих часток доволіно відпущеного цементиту. Звернемося тепер до фіг.5, де на мікрофотографії 52 приведені мікроструктури згаданих вище сталей, оброблених при ТПЗ біля 200°C, біля 270°C і біля 295°C. Знову роздивимось фіг.2A і 2B, на яких приведені мікрофотографії у світлому і темному полі, що демонструють наявність великих часток цементиту при ТПЗ біля 295°C. Ці особливості сітчастого мартенситу можуть призвести до деякого зниження границі текучості; проте міцність сталі, показаної на фіг.2A і 2B, ще відповідає вимогам для трубопроводу. Звернемося тепер до фіг.3 і 5: при збільшенні ТПЗ до значення приблизно 385°C мікроструктура сталі являє собою переважно нижчий бейніт, як видно з фіг.3 і мікрофотографії 54 на фіг.5. На фіг.3, електронно-мікроскопічному знімку на просвічування у світлому полі, виявляються характерні осажені частки цементиту в матриці нижчого бейніту. У сплавах цього прикладу мікроструктура нижчого бейніту характеризується доброю стабільністю в ході термічного впливу, яка упирається розм'якшенню навіть у дрібнозернистий і міжкристалічний зоні термічного впливу при зварюванні. Це можна пояснити наявністю дуже дрібного сплаву карбонітридів, що містять молібден, ванадій і ніобій.

На фіг.4A і 4B приведені електронно-мікроскопічні знімки на просвічування, відповідно у світлому і темному полі, що демонструють наявність часток карбідів, що мають діаметр менше, ніж приблизно 10нм. Ці дрібні частки карбідів можуть забезпечити значне збільшення границі текучості.

На фіг.5 подане зведення спостережень мікроструктур і властивостей, одержаних на зразку бористої сталі з кращими варіантами хімічного складу. Цифри під точками експериментальних даних означають температуру припинення загартування в градусах Цельсія, при якій отримані ці дані. Для цієї конкретної сталі, при збільшенні ТПЗ вище 500°C, наприклад, приблизно до 515°C, переважним компонентом мікроструктури стає вищий бейніт, як очевидно з мікрофотографії 56 на фіг.5. Крім того, при ТПЗ біля 515°C утворюється невеличка, але помітна кількість фериту, що також ілюструється мікрофотографією 56 на фіг.5. Сумарним результатом є те, що істотно знижується міцність, без відповідного поліпшення ударної в'язкості.

У цьому досліді було встановлено, що варто уникати значних кількостей вищого бейніту і особливо перебільшення мікроструктур вищого бейніту, щоб одержати добре поєднання міцності й ударної в'язкості.

2. Борвмісні сталі збідненого складу.

Коли борвмісні сталі збідненого складу (C_e менше, ніж приблизно 0,5 і більше, ніж приблизно 0,3) обробляють у ПНЗ, одержуючи сталеві листи, що мають переважну товщину для товстолистової сталі даного винаходу, мікроструктури, що утворюються, можуть мати різні кількості проевтектоїдного і евтектоїдного феритів, які являють собою набагато більш м'які фази, ніж мікроструктури сталі нижчого бейніту і рейкового

мартенситу. Для досягнення задач даного винаходу за міцністю, загальна кількість м'яких фаз повинна бути менше, ніж приблизно 40%. У границях цього обмеження феритвмісні бористі сталі, оброблені в ПНЗ, можуть забезпечити досить привабливе значення ударної в'язкості при високому рівні міцності, як показано на фіг. 5 для більш збідненої, борвмісної сталі з ТПЗ приблизно 200°C. Ця сталь характеризується сумішшю фериту і доволіно відпущеного сітчастого мартенситу, причому остання фаза переважає в цьому зразку, як видно з мікрофотографії 58 на фіг.5.

3. Сталі з достатнім зміцненням, що практично не мають бору.

Для сталей даного винаходу, що практично не містять бору, потрібно підвищений вміст інших легуючих елементів, у порівнянні з борвмісними сталями, для того щоб досягти той же самий рівень зміцнення. Тому ці сталі, що практично не містять бору, характеризуються високим вуглецевим еквівалентом, краще більше, ніж приблизно 0,5 і менше, ніж приблизно 0,7, для того щоб їх можна було ефективно обробити й одержати прийнятну мікроструктуру і властивості для листів сталі, що мають кращу товщину для товстолистої сталі даного винаходу. На фіг.6 приведені дані вимірів механічних властивостей, одержаних для сталі, що практично не містить бору, із кращими варіантами хімічного складу (квадрати), які зіставлені з даними механічних властивостей для борвмісних сталей даного винаходу, (кружки). Цифри біля кожної експериментальної точки означають температуру припинення загартування (у °C), при якій одержані ці дані. Були проведені дослідження властивостей мікроструктури для сталі, що практично не містить бору. При ТПЗ рівній 534°C мікроструктура сталі являє собою переважно ферит з осадами плюс вищий бейніт і двійниковий мартенсит. При ТПЗ рівній 461°C мікроструктура являє собою переважно вищий і нижчий бейніт. При ТПЗ рівній 428°C мікроструктура являє собою переважно нижчий бейніт з осадами. При ТПЗ рівній 380° і 200°C мікроструктура являє собою переважно рейковий мартенсит з осадами. У цьому прикладі було встановлено, що необхідно уникати значних кількостей вищого бейніту і особливо переваги мікроструктур вищого бейніту, щоб одержати добре поєднання міцності і ударної в'язкості. Більш того, також варто уникати дуже високих значень температури припинення загартування, тому що змішані мікроструктури фериту і двійникового мартенситу не забезпечують добре поєднання міцності й ударної в'язкості. Коли сталі, що практично не містять бору, оброблюють у ГТНЗ при температурі припинення загартування приблизно 380°C, їх мікроструктура являє собою переважно рейковий мартенсит, як показано на фіг.7. З цього електронно-мікроскопічного знімка на просвічування у світлому полі, видна чітка, паралельна сітчаста структура з високою щільністю дислокацій, за рахунок якої досягається висока міцність цієї структури. Передбачається, що ця мікроструктура є бажаною з погляду високої міцності й ударної в'язкості. Проте помітно, що ударна в'язкість не настільки велика, у порівнянні з досягнутою для мікроструктур із переважно нижчим бейнітом, одержаних у борвмісних сталях даного винаходу при еквівалентних значеннях температури припинення загартування в ПНЗ, або, звичайно, при температурах припинення загартування настільки низьких, як приблизно 200°C. Коли ТПЗ збільшується приблизно до 428°C, мікроструктура сталі швидко змінюється від структури, що містить рейковий мартенсит, до структури, що містить переважно нижчий бейніт. На фіг.8, електронно-мікроскопічному знімку на просвічування у світлому полі, у зразку сталі "D" (відповідно до табл.2 опису), яка була піддана обробленню ПНЗ з температурою припинення загартування, рівній приблизно 428°C, виявлені характерні осадженні частки цементиту в матриці нижчого бейніту. У сплавах цього зразка мікроструктура нижчого бейніту характеризується доброю стабільністю при термічному впливі, стійкістю до розм'якшення, навіть у дрібнозернистій, і субкритичній, і міжкритичній зоні термічного впливу у зварних виробках. Це можна пояснити наявністю дуже дрібних сплавних карбонітридів, типу що містять молібден, ванадій і ніобій.

Коли температури припинення загартування підвищується приблизно до 460°C, мікроструктура сталі з переважно нижчим бейнітом, замінюється іншою, що містить суміш вищого і нижчого бейніту. Як можна було очікувати, це підвищення температури припинення загартування призводить до зниження міцності. Це зниження міцності супроводжується падінням ударної в'язкості, що приписується наявності значної об'ємної частки вищого бейніту. На фіг.9 наданий електронно-мікроскопічний знімок на просвічування у світлому полі, на якому показана область зразка сталі "D" (відповідно до табл.2 опису), яка була оброблена ПНЗ із температурою припинення загартування, рівній приблизно 461°C. На мікрофотографії виявляється сітка вищого бейніту, яка відрізняється наявністю пластинок цементиту на границях феритних сіток бейніту.

При ще більш високій температурі припинення загартування, наприклад 534°C. мікроструктура сталі складається із суміші осаду, що містить ферит і двійниковий мартенсит. Електронно-мікроскопічні знімки на просвічування у світлому полі, подані на фіг.10A і 10B, узяті з областей зразка сталі "D" (відповідно до табл.2 опису), яка була оброблена ПНЗ із температурою припинення загартування, рівній приблизно 534°C У цьому зразку утворюється значна кількість фериту, що містить осадок, поряд із крихким двійниковим мартенситом. Сумарним результатом є те, що істотно знижується міцність, без відповідного поліпшення ударної в'язкості

Для одержання прийнятних властивостей сталей даного винаходу, що практично не містять бору, пропонується відповідний інтервал температури припинення загартування, краще від 200 до 450°C, при цьому утворюються бажані структури і властивості сталі. При температурі нижче приблизно 150°C, рейковий мартенсит є занадто жорстким для оптимальної ударної в'язкості, у той час як при температурі вище приблизно 450°C, спочатку в сталі утвориться занадто багато вищого бейніту і послідовно зростаючі кількості фериту, із шкідливим осадом, і остаточно утворюється двійниковий мартенсит, який призводить до поганой ударної в'язкості цих зразків.

Властивості мікроструктури цих сталей, що практично не містять бору, є результатом не настільки бажаних характеристик перетворень у сталі при безупинному охолодженні. При відсутності добавки бору утворення

зародків фериту не пригнічується настільки ефективно, як у випадку борвмісної сталі. У результаті, при високих значеннях температури припинення загартування спочатку утворюються значні кількості фериту в ході перетворення, що викликає поділ вуглецю в залишку аустеніту, який у наступному перетворюється у високо вуглецевий двійниковий мартенсит. По-друге, при відсутності добавки бору в сталь, аналогічно не пригнічується перетворення у вищий бейніт, що призводить до небажаного змішання мікроструктур вищого і нижчого бейніту, які не мають відповідних властивостей ударної в'язкості. Проте, у випадку коли в сталепрокатному цеху немає досвіду послідовного виробництва борвмісної сталі, оброблення в ПНЗ ще можна ефективно використовувати для одержання сталей із винятковою міцністю й ударною в'язкістю, за умови дотримання сформульованих вище правил при обробленні цих сталей, особливо у відношенні температури припинення загартування.

Сталеві заготовки, оброблені відповідно до даного винаходу, краще піддають відповідному повторному нагріванню до прокатування, для того, щоб викликати бажані впливи на мікроструктуру. Метою повторного нагрівання є значне розчинення в аустеніті карбідів і карбонітридів молібдену, ніобію і ванадію, з тим щоб ці елементи могли повторно осісти пізніше, у ході оброблення сталі, у більш бажаному вигляді, тобто у виді дрібних часток в аустеніті або в продуктах перетворення аустеніту, до загартування, а також при охолодженні і зварюванні. У даному винаході повторне нагрівання здійснюють при температурах в інтервалі приблизно від 1000 до 1250°C, і краще приблизно від 1050 до 1150°C. Розробка складу сплаву і його термомеханічне оброблення пристосовані для одержання такого балансу щодо сильних агентів формування карбонітридів, особливо ніобію і ванадію:

приблизно одна третина цих елементів краще осаджується в аустеніті до загартування,

приблизно одна третина цих елементів краще осаджується в продуктах перетворення аустеніту при охолодженні після загартування,

приблизно одна третина цих елементів краще залишається у твердому розчині, щоб вони були доступні для осадження в зоні термічного впливу, для того щоб поліпшити процес звичайного розм'якшення, що спостерігається в сталях, які мають границю текучості більше, ніж 550МПа.

Режим прокатування, використаний для одержання зразків сталі, наданий в таблиці 1.

Таблиця 1		
Прохід	Товщина після проходу, мм	Температура, °C
0	100	1240
1	90	-
2	80	-
3	70	1080
4	60	930
5	45	—
6	30	-
7	20	827

Ці зразки сталі гартували від кінцевої температури прокатування до температури припинення загартування зі швидкістю охолодження 35°C/секунду, із наступним охолодженням повітрям до температури навколишнього середовища. При такому обробленні ПНЗ одержують бажану мікроструктуру, що містить переважно дрібнозернистий нижчий бейніт, дрібнозернистий рейковий мартенсит, або їх суміші.

Звертаючись знову до фіг.6, можна бачити, що можна підготувати склад і одержати сталь D (табл.2), яка практично не містить бору (нижній ряд експериментальних точок, з'єднаних пунктирною лінією), а також сталі H і I (табл.2), що містять задану невеличку кількість бору (верхній ряд експериментальних точок, між паралельними лініями), таким чином, що ці сталі мають міцність на розрив більше 900МПа й ударну в'язкість при -40°C понад 120Дж, наприклад, NE₋₄₀ понад 120Дж. У кожному випадку одержана сталь характеризується переважно дрібнозернистим нижчим бейнітом і/або дрібнозернистим рейковим мартенситом. Як показано експериментальною точкою, позначеною "534" (означає температуру припинення загартування в градусах Цельсія, при якій одержаний цей зразок), коли технологічні параметри знаходяться поза межами способу даного винаходу, мікроструктура, що утворилася, (ферит з осадами плюс вищий бейніт і/або двійниковий мартенсит або рейковий мартенсит) не є цільовою мікроструктурою сталі даного винаходу, причому міцність на розрив або ударна в'язкість, або обидва показники стають гірше заданих границь для застосування сталі у трубопроводах. Приклади сталей, складених відповідно до даного винаходу, приведені в таблиці 2. Сталі, позначені як "A"- "D", практично не містять бору, тоді як зразки "E"- "I" містять добавку бору.

Таблиця 2
СКЛАД ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ СТАЛЕЙ

Марку-вання сталі	Вміст добавки (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

Кращий варіант втілення з прекрасною ударною в'язкістю при дуже низькій температурі (УВНТ)

Для одержання товстостісної сталі, відповідно до даного винаходу, із міцністю на розрив більшою, ніж приблизно 930МПа і такою, що має чудову ударну в'язкість при дуже низькій температурі, краще мікроструктура товстостісної сталі містить щонайменше приблизно 90об.% суміші дрібнозернистого нижчого бейніту і дрібнозернистого рейкового мартенситу. Краще, щонайменше 2/3, ще краще щонайменше 3/4 цієї суміші дрібнозернистого нижчого бейніту і дрібнозернистого мартенситу містять дрібнозернистий нижчий бейніт, перетворений із нерекристалізованого аустеніту, що має середній розмір зерен менше, ніж приблизно 10мкм. Такий дрібнозернистий нижчий бейніт, характеризується наявністю тонкодиспергованих карбідів усередині зерен, виявляє чудову ударну в'язкість при дуже низькій температурі. Відмінна ударна в'язкість при низькій температурі такого дрібнозернистого нижчого бейніту, який відрізняється дрібними гранями на поверхні розламу, може бути приписана хвилястості лінії розламу в таких мікроструктурах. Довільно відпущений дрібнозернистий рейковий, мартенсит має ударну в'язкість при дуже низькій температурі близьку до ударної в'язкості дрібнозернистого нижчого бейніту. Навпаки, вищий бейніт, що містить велику кількість мартенсит-аустенітного (МА) компоненту, має погану ударну в'язкість при низькій температурі. Взагалі, важко одержати дуже високу міцність для мікроструктур, які містять велику частку фериту і/ або вищого бейніту. Такі компоненти призводять до неоднорідності мікроструктури. Таким чином, хоча об'ємна частка мікроструктури, що залишилася, може містити вищий бейніт, двійниковий мартенсит і ферит, або їх суміші, утворення вищого бейніту, переважно, зведено до мінімуму. Краще, мікроструктура товстостісної сталі містить менше, ніж приблизно 8 об'ємних % мартенсит-аустенітного компоненту.

Для одержання товстостісної сталі, що має добру ударну в'язкість при дуже низькій температурі, відповідно до цього варіанту втілення даного винаходу з УВНТ, бажано оптимізувати мікроструктуру первинного аустеніту, тобто мікроструктуру аустеніту, який існує при температурі перетворення аустеніту у ферит (або вище цієї температури), тобто точки перетворення Ag_3 , для того щоб ефективно поліпшити мікроструктуру сталі. Для досягнення цієї мети первинний аустеніт кондиціонують як нерекристалізований аустеніт, щоб сприяти утворенню зерен із середнім розміром зерен меншим, ніж приблизно 10мкм. Таке поліпшення зерен нерекристалізованого аустеніту є особливо ефективним для удосконалення ударної в'язкості сталі при дуже низькій температурі, відповідно до цього варіанту втілення з УВНТ. Для одержання цільової ударної в'язкості сталі при дуже низькій температурі (наприклад, 50% v_{Trs} менше, ніж приблизно $-60^{\circ}C$, краще, менше, ніж приблизно $-85^{\circ}C$, і v_{E-40} , більше, ніж приблизно 120Дж, краще більше, ніж приблизно 175Дж), краще середній розмір зерен (d) нерекристалізованого аустеніту складає менше, ніж приблизно 10 мкм Деформаційні смуги і границі двійників, дія яких аналогічна дії границь зерен аустеніту в ході перетворення, обробляються як такі, і таким чином визначають границі зерен аустеніту. Конкретно, відношення загальної довжини прямої лінії, проведеної поперек товщини листа сталі, до числа перетинань цієї лінії з границями зерен аустеніту, які визначені вище, являє собою середній розмір зерен, d Виявилося, що визначений таким способом розмір зерен аустеніту дуже добре корелює із характеристиками ударної в'язкості при дуже низькій температурі, які вимірюють, наприклад, при дослідженні зразків з V-надрізом за Шарпі.

Наступний опис складу сплаву і способу оброблення сталі в цьому варіанті втілення з УВНТ додатково визначає склад сплаву і способу оброблення, які описані вище для сталей даного винаходу.

Для сталей відповідно до цього варіанту втілення з УВНТ, параметр Р, який залежить від композиції певних легуючих елементів, описує міцність сталі і, як визначено в цьому винаході, краще встановлюється в розглянутих нижче межах, для того щоб досягти баланс між бажаною міцністю й ударною в'язкістю при дуже низькій температурі. Більш конкретно, нижні границі інтервалів значень Р устанавлюють таким чином, щоб одержати міцність на розтяг щонайменше приблизно 930МПа і добру ударну в'язкість при дуже низькій температурі. Верхні границі інтервалів значень Р устанавлюють таким чином, щоб одержати чудову

зварюваність у польових умовах і ударну в'язкість при низькій температурі в зоні термічного впливу. Параметр Р додатково визначається нижче і у словнику термінів.

Для сталей, які практично не містять бору, відповідно до цього варіанту втілення з УВНТ, параметр Р краще більше, ніж приблизно 1,9 і менше, ніж приблизно 2,8. Для сталей, які практично не містять бору, параметр Р визначається таки чином:

$P=2,7C+0,4Si+Mn+0,8Cr+0,45(Ni+Cu)+Mo+V-1$, де кількість легуючих елементів - вуглецю, кремнію, марганцю, хрому, нікелю, міді, молібдену, і ванадію виражена в масових процентах.

Для сталей, що містять бор, відповідно до цього варіанту втілення з УВНТ, параметр Р краще більше, ніж приблизно 2,5 і менше, ніж приблизно 3,5. Для сталей, що містять бор, параметр Р визначається таким чином: $P=2,7C+0,4Si+Mn+0,8Cr+0,45(Ni+Cu)+2Mo+V$,

де кількість легуючих елементів - вуглецю, кремнію, марганцю, хрому, нікелю, міді, молібдену і ванадію виражена в масових процентах.

Що стосується додаткового визначення кількості легуючих елементів відповідно до цього варіанту втілення з УВНТ, то вміст вуглецю краще складає щонайменше приблизно 0,05мас.%, для того щоб одержати бажану міцність і мікроструктуру дрібнозернистого нижчого бейніту і дрібнозернистого рейкового мартенситу по всій товщині листа.

Крім того, з метою цього варіанту втілення з УВНТ, нижня границя вмісту марганцю складає краще приблизно 1,7мас.%. Марганець є суттєвим для одержання цільових мікроструктур цього варіанту втілення з УВНТ, що сприяє доброму балансу між міцністю й ударною в'язкістю при низькій температурі.

Значний вплив молібдену на міцність сталі особливо виражені в борвмісних сталях цього варіанту втілення з УВНТ. Звертаючись до визначень параметра Р, відзначимо, що множник при вмісті молібдену у формулі для параметра Р приймає значення, рівне одиниці для сталей, що не містять бору, і рівне двом для сталей, що містять бор. Коли молібден добавляють разом із ніобієм, молібден посилює пригнічення рекристалізації аустеніту в ході регульованого прокатування і тим самим сприяє поліпшенню мікроструктури аустеніту. Для досягнення цих бажаних ефектів у сталях, відповідно до цього варіанту втілення з УВНТ, кількість молібдену, що додають в сталі, які практично не містять бору, краще складає щонайменше приблизно 0,35мас.%, а кількість молібдену, що додають в борвмісні сталі, краще складає щонайменше приблизно 0,25мас.%.

Дуже малі кількості бору можуть сильно збільшити міцність сталі і сприяти утворенню мікроструктури нижчого бейніту, шляхом пригнічення утворення вищого бейніту. Краще, кількість бору, необхідна для збільшення міцності сталі, відповідно до цього варіанту втілення з УВНТ, складає щонайменше приблизно 0,0006мас.% (6м.д.), і у відповідності з усіма сталями даного винаходу, переважно складає щонайменше приблизно 0,0020мас.% (20м.д.). Бор, у показаному інтервалі вмісту є дуже ефективним зміцнюючим агентом. Це демонструється впливом присутнього бору на параметр зміцнення, величину Р. В інтервалі ефективного вмісту бор збільшує на 1 одиницю величину Р, тобто бор збільшує спроможність сталі до зміцнення. Бор також посилює ефективність дії як молібдену, так і ніобію на збільшення зміцнення сталі.

У сталях відповідно до цього варіанту втілення з УВНТ вміст фосфору і сірки, що звичайно присутні в сталі як домішки, переважно складає менше, ніж приблизно 0,015мас.% і приблизно 0,003мас.%, відповідно. Такий переважний вміст домішок виникає з необхідності максимального поліпшення ударної в'язкості при низькій температурі для основного металу і у зоні термічного впливу зварних виробів. Показане вище обмеження вмісту фосфору дає внесок у поліпшення ударної в'язкості при низькій температурі шляхом зменшення осьової ліквідації в заготовках безперервного лиття і запобігання міжгранулярної руйнації. Показане вище обмеження вмісту сірки покращує пластичність і ударну в'язкість сталі шляхом зменшення числа і розміру вкраплень сульфіду марганцю, що подовжуються в ході гарячого прокатування.

Ванадій, мідь або хром можна додавати в сталі, відповідно до цього варіанту втілення з УВНТ, але це не є необхідним. Коли ванадій, мідь або хром додані в сталі, відповідно до цього варіанту втілення з УВНТ, кращими є нижні границі їх вмісту, приблизно 0,01, 0,1 або 0,1мас.% відповідно, оскільки ці нижні границі представляють собою мінімальні кількості індивідуальних елементів, які необхідні для забезпечення помітного впливу на властивості сталі. В загальному обговоренні сталей цього винаходу кращою верхньою границею вмісту ванадію є приблизно 0,10мас.%, ще кращою приблизно 0,08мас.%. Верхня границя вмісту приблизно 0,08мас.% являється кращою як для міді, так і для хрому в цьому варіанті втілення з УВНТ, оскільки при надлишковому вмісті або міді, або хрому існує тенденція до значного погіршення зварюваності в польових умовах і ударної в'язкості в зоні термічного впливу. Навіть для сталей, що мають хімічний склад, який показаний вище, цільові властивості не будуть досягнуті, якщо вони не оброблені у відповідних умовах, щоб одержати бажані мікроструктури цього варіанту втілення з УВНТ.

Відповідно до цього варіанту втілення даного винаходу з УВНТ, сталеву заготовку або злиток заданого хімічного складу повторно нагрівають до температури краще між приблизно 1050 і 1250°C. Потім її піддають гарячому прокатуванню відповідно до способу даного винаходу. Конкретно, для цього варіанту втілення з УВНТ, гаряче прокатування здійснюють із кращою остаточною температурою прокатування вищою, ніж приблизно 700°C; причому жорстке прокатування, тобто зменшення товщини заготовки більше, ніж приблизно на 50%, краще відбувається між 950 і 700°C. Більш конкретно, повторно нагріту заготовку або злиток прокатують із зменшенням товщини щонайменше приблизно на 20%, але менше, ніж приблизно на 50%, з утворенням листа за один або декілька проходів у границях першого інтервалу температур, у якому рекристалізується аустеніт, і потім лист прокатують, зменшуючи його товщину більше, ніж приблизно на 50% за один або декілька проходів у другому температурному інтервалі, температура котрого декілька нижче, ніж у першому інтервалі, в якому аустеніт не рекристалізується, і вище точки перетворення Ag_3 , причому другий температурний інтервал краще

знаходиться між 950 і 700°C. Після остаточного прокатування сталей, які містять бор, а також таких, що практично не містять бору, відповідно до цього варіанту втілення з УВНТ. товстолистову сталь загартовують до заданої температури припинення загартовування приблизно між 450 і 200°C із швидкістю охолодження щонайменше приблизно 10°Г у секунду, краще щонайменше приблизно 20°С у секунду. Загартовування припиняють, і сталевому листу дають остудитися повітрям до температури навколишнього середовища, для того щоб полегшити завершення перетворення товстолистової сталі в суміш, що містить по меншій мірі приблизно 90об.% дрібнозернистого нижчого бейніту і дрібнозернистого рейкового мартенситу, в якій щонайменше приблизно 2/3 цієї суміші складаються із дрібнозернистого нижчого бейніту, одержаного перетворенням нерекристалізованого аустеніту, який має середній розмір зерен менше, ніж приблизно 10мкм.

Додаткове пояснення: сталь нагрівають краще щонайменше приблизно до 1050°C, так щоб практично всі індивідуальні елементи перейшли у твердий розчин, і щоб температура сталі залишалася в цільовому інтервалі температур у ході прокатування. Сталь повторно нагрівають до температури, яка краще не вища, ніж приблизно 1250°C, щоб уникнути укрупнення зерен аустеніту до такого ступеня, що наступне поліпшення шляхом прокатування не буде достатньо ефективним. Краще, сталь повторно нагрівають за допомогою підходящого засобу підвищення температури всієї сталевий заготівки або злитка до цільової температури повторного нагрівання, наприклад, поміщаючи цю сталеву заготівку або злиток у піч. Повторно нагріту сталь прокатують краще в таких умовах, щоб зерна аустеніту, укрупнені в результаті повторного нагрівання, перекристалізовувались у більш дрібні зерна в ході прокатування при підвищеній температурі, як описано вище. Для того щоб одержати бажане максимальне поліпшення структури зерен аустеніту по всій товщині листа, краще, прокатування товстого листа здійснюють у другому температурному інтервалі, в якому аустеніт не рекристалізується. Звичайно, для сталей цього варіанту втілення з УВНТ, що містять більше, ніж приблизно 0,01мас.% як ніобію, так і молібдену, верхня границя цього температурного інтервалу без рекристалізації, тобто температура T_{nr} , рівна приблизно 950°C Усередині цього інтервалу температур без рекристалізації краще зменшують товщину сталевий листа в ході гарячого прокатування більше, ніж приблизно на 50%, щоб одержати цільове поліпшення мікроструктури. Прокатування краще завершують вище температури, при якій аустеніт починає перетворюватися у ферит у ході охолодження, тобто точки перетворення Ag_3 . Більш того, для сталей цього варіанту втілення з УВНТ, прокатування краще завершують при температурі біля 700°C або вище. Можна одержати підвищену ударну в'язкість при низькій температурі, завершуючи прокатування при можливо низькій температурі, яка проте вища, ніж приблизно 700°C. а також точка перетворення Ar_3 . Крім того, для сталей цього варіанту втілення з УВНТ, гаряче прокатування краще завершують при температурі нижче, ніж приблизно 850°C. Для того щоб одержати цільову мікроструктуру дрібнозернистого нижчого бейніту, прокатувану сталь проохолоджують, наприклад, шляхом загартовування водою, краще до температури між приблизно 450 і 200°C, у цій області температур завершуються перетворення нижчого бейніту і аустеніту, при швидкості загартовування (охолодження) вище, ніж приблизно 10°С у секунду, краще вище, ніж приблизно 20°С у секунду, так щоб ферит практично не формувався. Швидкість охолодження вище, ніж приблизно 10°С у секунду, краще вище, ніж приблизно 20°С у секунду, відповідає критичній швидкості охолодження, для того щоб практично виключити формування фериту /вищого бейніту і забезпечити одержання структури переважно дрібнозернистий нижчий бейніт/ рейковий мартенсит у сталях з малими добавками легуючих елементів і з величинами параметру Р, близькими до нижньої границі інтервалу, показаного конкретно для цього варіанту втілення з УВНТ. При підвищених швидкостях охолодження можливо невеличке поліпшення ударної в'язкості. Оскільки верхня границя швидкості охолодження визначається теплопровідністю, ця верхня границя не обмовляється. Якщо охолодження за допомогою загартовування припиняється вище, ніж приблизно 450°C, то спостерігається тенденція до утворення вищого бейніту, який може погіршувати ударну в'язкість при низькій температурі. Навпаки, якщо таке охолодження за допомогою загартовування продовжується нижче, ніж приблизно 200°C, то спостерігається тенденція до утворення термічно нестабільної мікроструктури мартенситу, який може призвести до зниження ударної в'язкості при низькій температурі. Більш того, в присутності термічно нестабільного мартенситу існує тенденція до збільшення ступеня розм'якшення в зоні термічного впливу. Таким чином, температуру припинення загартовування (ТПЗ) краще обмежують в інтервалі приблизно між 450 і 200°C.

Нижче приведені приклади сталей, одержаних відповідно до цього варіанту втілення з УВНТ. Матеріали різноманітного складу були приготовані у вигляді злитків, вагою біля 50кг і приблизно 100мм товщиною, за допомогою LD-конвертора (із кисневим дуттям) і безупинного лиття, відомих процесів виробництва сталі.

Злитки або заготівки прокатували в листи в різних умовах, у відповідності зі способом, описаним у цьому винаході. Були досліджені властивості і мікроструктури листів, що мають товщину в інтервалі приблизно від 15мм до 25мм. Механічні властивості зразків сталі, а саме: границя текучості (ГТ) , міцність на розрив (МР). енергія удару при -40°C (vE_{-40}) і 50% $vTrs$ відповідно до дослідження зразків із V-надрізом за Шарпі, визначали в напрямку, перпендикулярному напрямку прокатування. Ударну в'язкість у зоні термічного впливу й енергію удару при -20°C (vE_{-20}) оцінювали використовуючи зону термічного впливу, відтворену за допомогою моделювання теплового циклу зварювання, з максимальною температурою нагрівання приблизно 1400°C і часом охолодження біля 25 секунд в інтервалі приблизно між 800 і 500°C, тобто зі швидкістю охолодження приблизно 12°С. Зварюваність у польових умовах оцінювали на підставі мінімальної температури попереднього нагрівання, яка потрібна для запобігання холодного розтріскування в зоні термічного впливу і визначається у дослідженні розтріскування зварного виробу з Y-розрізом (відоме дослідження для визначення температури попереднього нагрівання), відповідно до промислового стандарту Японії, JIS G 3158. Зварювання здійснювали способом електрозварювання в газометалевій дузі з використанням електрода з міцністю на розруб приблизно 1000МПа, при підводі тепла біля 0,3кДж/мм, причому зварений метал містив 3 см³ водню в 100г металу.

У табл.3, табл.4 (метричні одиниці, CI) і табл.5 (британські одиниці) приведені дані для прикладів цього варіанту втілення з УВНТ, даного винаходу, поряд із даними для деяких сталей поза об'ємом цього варіанту втілення з УВНТ, приготованими з метою зіставлення. Сталеві листи, відповідно до цього варіанту втілення з УВНТ, мають добре поєднання властивостей міцності, ударної в'язкості при низьких температурах і зварюваності в польових умовах.

Таблиця 3
СКЛАД ЗРАЗКІВ СТАЛЕЙ ВИНАХОДУ І ЗРАЗКІВ ЗІСТАВЛЕННЯ

Маркування сталі	Вміст добавки (мас.%)																
	C	Si	Mn	Ni	Cu	Cr	Mo	Nb	V	Ti	Al	B	N	P	S	Інші	Пара-метр Р
1	0.07	0.12	2.0	0.52	---	---	0.48	0.02	0.03	0.012	0.030	<.0003	.0030	.0110	.0010	Ca:0.002	1.951
2	0.06	0.23	1.8	0.35	---	0.6	0.40	0.03	0.06	0.015	0.020	<.0003	.0030	.0090	.0020	Ca:0.002	2.1515
3	0.08	0.30	1.9	0.31	0.45	0.58	0.45	0.03	0.03	0.014	0.020	<.0003	.0040	.0070	.0030	---	2.522
4	0.07	0.15	1.9	0.55	0.28	0.32	0.39	0.04	---	0.016	0.040	<.0003	.0030	.0050	.0016	REM:0.004	2.1685
5	0.07	0.08	1.9	0.45	---	---	0.34	0.03	---	0.020	0.030	.0011	.0030	.0080	.0020	---	3.0035
6	0.06	0.07	1.8	0.36	---	0.23	0.30	0.03	0.06	0.016	0.020	.0008	.0020	.0090	.0020	Mg:0.002	2.936
7	0.08	0.16	1.7	0.30	---	0.25	0.28	0.02	0.04	0.022	0.010	.0016	.0020	.0130	.0010	---	2.875
8	0.05	0.11	1.9	0.44	---	0.35	0.34	0.03	---	0.018	0.020	.0013	.0020	.0060	.0020	Ca:0.002	3.39
9**	0.10	0.25	2.0	0.35	---	---	0.46	0.03	0.05	0.016	0.03	<.0003	---	.0090	.0020	Ca:0.002	2.0475
10**	0.07	0.13	1.8	0.34	---	0.20	0.38	0.02	---	0.014	0.02	<.0003	---	.0090	.0010	---	1.734
11**	0.07	0.06	1.8	0.36	---	0.24	0.30	---	0.04	0.015	0.020	.0012	.0016	.0080	.0010	---	2.967

** Зразок зіставлення

Таблиця 4 (одиниці CI). Оброблення і властивості зразків сталей винаходу і зразків зіставлення

Маркіру	Умови оброблення						Мікрострук-		Властивості					Зварюваність	
	ТПН		Зменш..		КТ Швидк.		ТПЗ		Базовий метал					3ТВ	
	°C		<950°C		°C		Охолод.		°C					vE ₂₀	
	мм		%		°C/c		%	%	МПа	МПа	Дж	vT ₂₀	Дж	нагрівання,	Температура
1	16	1100	68	820	20	400	7	>90	794	968	264	-95	152	не потрібно	
1	16	1200	68	750	20	250	5	>90	794	993	287	-100	152	не потрібно	
2	20	1150	80	850	20	380	6	>90	842	1015	282	-100	169	не потрібно	
2	20	1150	80	750	35	350	4	>90	815	1032	296	-105	169	не потрібно	
3	20	1150	60	820	17	330	6	>90	865	1068	242	-110	135	не потрібно	
4	20	1150	60	800	17	400	6	>90	796	1008	238	-90	147	не потрібно	
5	16	1150	68	780	20	350	5	>90	809	987	247	-100	276	не потрібно	
5	20	1150	60	780	25	350	6	>90	770	998	268	-100	276	не потрібно	
6	20	1100	80	720	17	470	4	>90	848	1022	271	-105	259	не потрібно	
6	25	1100	75	820	15	380	5	>90	824	1018	292	-110	259	не потрібно	
7	20	1150	60	800	17	400	6	>90	808	1010	287	-95	246	не потрібно	
8	20	1150	60	800	25	350	6	>90	876	1056	301	-115	284	не потрібно	
2*	20	1300	80	760	20	350	14	>90	846	1044	155	-85	169	не потрібно	
2*	20	1150	80	820	17	500	8	85	681	946	94	-50	169	не потрібно	
2*	20	1150	80	820	17	ком.	8	>90	867	1112	133	-75	169	не потрібно	
2*	20	1150	80	820	7	350	8	60	731	891	105	-55	169	не потрібно	
5*	20	1150	80	650	17	350	6	80	737	970	121	-60	276	не потрібно	
5*	20	1150	35	800	17	350	15	>90	800	1013	99	-70	276	не потрібно	
9*	20	1150	80	800	17	350	7	>90	841	1025	104	-65	43	80°C	
10*	20	1150	80	800	17	350	9	80	582	756	156	-85	38	не потрібно	
11*	20	1150	80	800	17	350	17	>90	834	1043	139	-70	83	не потрібно	

ТПН - температура повторного нагрівання; КТ - кінцева температура; ком. - кімнатна температура *Зразки зіставлення

Відповідно до цього варіанту втілення з УВНТ, даний винахід забезпечує стабільне масове виробництво сталі для трубопроводів із дуже високою міцністю (сорт API X100 або вище з міцністю на розрив 930МПа або вище), що має чудову зварюваність в польових умовах і ударну в'язкість при низькій температурі. Це призводить до значного удосконалення конструкції трубопроводів, а також ефективності транспорту і роботи устаткування.

Сталі, які мають склад відповідно до цього варіанту втілення з УВНТ і оброблені відповідно до способу даного винаходу, придатні для використання в різноманітних галузях виробництва, включаючи трубопроводи для транспорту природного газу або сирої нафти, різноманітного типу зварні ємності під тиском і промислові агрегати.

Хоч цей винахід описаний у виді одного або декількох кращих варіантів здійснення, варто розуміти, що можуть бути зроблені інші модифікації, без відхилення від об'єму винаходу, який викладений нижче у формулі винаходу.

Формула винаходу

1. Низьколегована конструкційна сталь, яка має міцність на розрив щонайменше 930 МПа, енергію удару, виміряну при дослідженні зразків із V-надрізом за Шарпі при -40°C, щонайменше 120 Дж, параметр 50% vTrs менший, ніж -60°C і мікроструктуру, яка містить щонайменше 90 об.% суміші дрібнозернистого нижнього бейніту і дрібнозернистого рейкового мартенситу, у якій щонайменше 2/3 вказаної суміші складаються з дрібнозернистого нижнього бейніту, перетвореного з нерекристалізованого аустеніту, що має середній розмір зерен менший, ніж 10 мкм, і яка одержана із повторно нагрітої сталі, що містить залізо і такі легуючі елементи в мас. %:
- від 0,05 до 0,10 C;
- від 1,7 до 2,1 Mn;
- від 0,2 до 1,0 Ni;
- від 0,01 до 0,10 Nb;
- від 0,005 до 0,03 Ti;
- від 0,25 до 0,6 Mo;
- від 0,001 до 0,006 N;
- до 0,6 Si;
- до 0,06 Al;
- до 0,015 P;
- до 0,003 S.
2. Сталь за п. 1, яка відрізняється тим, що вміст Mo складає щонайменше 0,35 мас. %.
3. Сталь за п. 1 або 2 яка відрізняється тим, що має значення параметра P від 1,9 до 2,8 і вказаний параметр P визначається з виразу:
- $$P=2,7C+0,4Si+Mn+0,8Cr+0,45(Ni+Cu)+Mo+V-1,$$
- де кількість легуючих елементів C, Si, Mn, Cr, Ni, Cu, Mo і V взято в мас. %.
4. Сталь за п. 3, яка відрізняється тим, що додатково містить щонайменше одну добавку в мас. %, вибрану з групи, що включає:
- від 0,01 до 0,1 V;
- від 0,1 до 0,8 Cu;
- від 0,1 до 0,8 Cr.
5. Сталь за п. 1, яка відрізняється тим, що додатково містить від 0,0006 до 0,002 мас. % B і має значення параметра P від 2,5 до 3,5 і вказаний параметр P визначається з виразу:
- $$P=2,7C+0,4Si+Mn+0,8Cr+0,45(Ni+Cu)+2Mo+V,$$
- де кількість легуючих елементів C, Si, Mn, Cr, Ni, Si, Mo і V взято в мас. %.
6. Сталь за п. 5, яка відрізняється тим, що додатково містить щонайменше одну добавку в мас. %, вибрану з групи, що включає:
- від 0,01 до 0,1 V;
- від 0,1 до 0,8 Cu;
- від 0,1 до 0,8 Cr.
7. Сталь за будь-яким з пп. 1-6, яка відрізняється тим, що додатково містить в мас. %:
- від 0,001 до 0,006 Ca;
- від 0,001 до 0,02 P3M;
- від 0,0001 до 0,006 Mg.
8. Спосіб одержання листа сталі, яка має міцність на розрив щонайменше 930 МПа, енергію удару, виміряну при дослідженні зразків із V-надрізом за Шарпі при -40°C, щонайменше 120 Дж, параметр 50% vTrs менший, ніж -60°C і мікроструктуру, яка містить щонайменше 90 об. % суміші дрібнозернистого нижнього бейніту і дрібнозернистого рейкового мартенситу, в якій щонайменше 2/3 вказаної суміші складається з дрібнозернистого нижнього бейніту, перетвореного з нерекристалізованого аустеніту, що має середній розмір зерен менший, ніж 10 мкм, і яка містить залізо і такі легуючі елементи в мас. %:
- від 0,05 до 0,10 C;
- від 1,7 до 2,1 Mn;
- від 0,2 до 1,0 Ni;
- від 0,01 до 0,10 Nb;
- від 0,005 до 0,03 Ti;
- від 0,25 до 0,6 Mo;
- від 0,001 до 0,006 N;
- до 0,6 Si;
- до 0,06 Al;
- до 0,015 P;
- до 0,003 S,
- причому спосіб включає стадії:
- а) нагрівання сталевий заготовки до температури в інтервалі від 1050°C до 1250°C,
- б) зменшення товщини цієї заготовки до листа за один або декілька проходів між гарячими валками у першому температурному інтервалі, в якому відбувається рекристалізація аустеніту,
- с) додаткове зменшення товщини листа за один або декілька проходів між гарячими валками у другому температурному інтервалі, в якому аустеніт не рекристалізується, в якому відбувається зменшення товщини листа більше, ніж на 50%, і завершення прокатування при температурі остаточного прокатування вищій, ніж

700°C та вище точки перетворення Ag_3 ;

d) загартування вказаного листа зі швидкістю щонайменше 10°C/с до температури припинення загартування в інтервалі від 450°C до 200°C; і

5 е) припинення вказаного загартування й охолодження вказаного листа на повітрі до температури навколишнього середовища.

9. Спосіб за п. 8, який відрізняється тим, що вказаний другий температурний інтервал стадії с) знаходиться нижче 950°C.

10. Спосіб за п. 8, який відрізняється тим, що вказана температура остаточного прокатування на стадії с) знаходиться нижче 850°C.

11. Низьколегована конструкційна сталь, яка має міцність на розрив щонайменше 930 МПа, енергію удару, виміряну при дослідженні зразків із V-надрізом за Шарпі при -40°C, щонайменше 120 Дж, параметр 50% vTrs менший, ніж -60°C і мікроструктуру, що містить менше, ніж 8 об. % мартенсит-аустенітного компонента і щонайменше 90 об. % суміші дрібнозернистого нижнього бейніту і дрібнозернистого рейкового мартенситу, в якій

15 щонайменше 2/3 вказаної суміші складається із дрібнозернистого нижнього бейніту, перетвореного із нерекристалізованого аустеніту, що має середній розмір зерен менший, ніж 10 мкм, і яка одержана із повторно нагрітої сталі, що містить залізо і такі легуючі елементи в мас. %:

від 0,05 до 0,10 С;

від 1,7 до 2,1 Мп;

20 від 0,2 до 1,0 Ni;

від 0,01 до 0,10 Nb;

від 0,005 до 0,03 Ti;

від 0,25 до 0,6 Мо;

від 0,001 до 0,006 N;

25 до 0,6 Si;

до 0,06 Al;

до 0,015 P;

до 0,003 S.

12. Сталь за п. 11, яка відрізняється тим, що вміст Мо складає щонайменше 0,35 мас. %.

13. Сталь за п. 11 або 12, яка відрізняється тим, що має значення параметра Р від 1,9 до 2,8 і вказаний

30 параметр Р визначається з виразу:

$$P = 2,7C + 0,4Si + Mn + 0,8Cr + 0,45(Ni + Cu) + Mo + V - 1,$$

де кількість легуючих елементів С, Si, Mn, Cr, Ni, Cu, Мо і V взято в мас. %.

14. Сталь за п. 13, яка відрізняється тим, додатково містить щонайменше одну добавку в мас. %, вибрану з

35 групи, що включає:

від 0,01 до 0,1 V;

від 0,1 до 0,8 Cu;

від 0,1 до 0,8 Cr.

15. Сталь за п. 11, яка відрізняється тим, що додатково містить від 0,0006 до 0,002 мас % В і має значення

40 параметра Р від 2,5 до 3,5 і вказаний параметр Р визначається з виразу:

$$P = 2,7C + 0,4Si + Mn + 0,8Cr + 0,45(Ni + Cu) + 2Mo + V,$$

де кількість легуючих елементів С, Si, Mn, Cr, Ni, Cu, Мо і V взято в мас. %.

16. Сталь за п. 15, яка відрізняється тим, що додатково містить щонайменше одну добавку в мас. %, вибрану

з групи, що включає:

45 від 0,01 до 0,1 V;

від 0,1 до 0,8 Cu;

від 0,1 до 0,8 Cr.

17. Сталь за будь-яким з пп. 11-16, яка відрізняється тим, що додатково містить в мас. %:

від 0,001 до 0,006 Са;

50 від 0,001 до 0,02 РЗМ;

від 0,0001 до 0,006 Mg.

18. Спосіб одержання листа сталі, яка має міцність на розрив щонайменше 930 МПа, енергію удару, виміряну при дослідженні зразків із V-надрізом за Шарпі при -40°C, щонайменше 120 Дж, параметр 50% vTrs менший, ніж -60°C і мікроструктуру, що містить менше, ніж 8 об. % мартенсит-аустенітного компонента і щонайменше 90 об. % суміші дрібнозернистого нижнього бейніту і дрібнозернистого рейкового мартенситу, в якій щонайменше 2/3 вказаної суміші складається із дрібнозернистого нижнього бейніту, перетвореного із нерекристалізованого аустеніту, що має середній розмір зерен менший, ніж 10 мкм, і яка містить залізо і такі легуючі елементи в мас. %:

55 від 0,05 до 0,10 С;

від 1,7 до 2,1 Мп;

60 від 0,2 до 1,0 Ni;

від 0,01 до 0,10 Nb;

від 0,005 до 0,03 Ti;

від 0,25 до 0,6 Мо;

від 0,001 до 0,006 N;

65 до 0,6 Si;

до 0,06 Al;

до 0,015 P;
до 0,003 S,
причому спосіб включає стадії:

- 5 а) нагрівання сталевий заготовки до температури в інтервалі від 1050°C до 1250°C,
б) зменшення товщини цієї заготовки до листа за один або декілька проходів між гарячими валками у першому температурному інтервалі, в якому відбувається рекристалізація аустеніту,
с) додаткове зменшення товщини листа за один або декілька проходів між гарячими валками у другому температурному інтервалі, в якому аустеніт не рекристалізується, в якому відбувається зменшення товщини
- 10 листа більше, ніж на 50%, і завершення прокатування при температурі остаточного прокатування вищій, ніж 700°C та вище точки перетворення Ar_3 ;
- д) загартування вказаного листа зі швидкістю щонайменше 10°C/с до температури припинення загартування в інтервалі від 450°C до 200°C; і
- е) припинення вказаного загартування й охолодження вказаного листа на повітрі до температури
- 15 навколишнього середовища.
19. Спосіб за п. 18, який відрізняється тим, що вказаний другий температурний інтервал стадії с) знаходиться нижче 950°C.
20. Спосіб за п. 18, який відрізняється тим, що вказана температура остаточного прокатування на стадії с) знаходиться нижче 850°C.
- 20 21. Низьколегована конструкційна сталь, яка має міцність на розрив щонайменше 930 МПа, енергію удару, виміряну при дослідженні зразків із V-надрізом за Шарпі при -40°C, щонайменше 175 Дж, параметр 50% vTrs менший, ніж -60°C і мікроструктуру, що містить щонайменше 90 об. % суміші дрібнозернистого нижнього бейніту і дрібнозернистого рейкового мартенситу, у якій щонайменше 2/3 вказаної суміші складається із дрібнозернистого нижнього бейніту, перетвореного з нерекристалізованого аустеніту, що має середній розмір зерен менший, ніж
- 25 10 мкм, і яка одержана із повторно нагрітої сталі, що містить залізо і такі легуючі елементи в мас. %:
- від 0,05 до 0,10 C;
від 1,7 до 2,1 Mn;
від 0,2 до 1,0 Ni;
від 0,01 до 0,10 Nb;
від 0,005 до 0,03 Ti;
від 0,25 до 0,6 Mo;
від 0,001 до 0,006 N;
до 0,6 Si;
до 0,06 Al;
до 0,015 P;
до 0,003 S.
- 30 22. Сталь за п. 21, яка відрізняється тим, що вміст Mo складає щонайменше 0,35 мас. %.
23. Сталь за п. 21 або 22 яка відрізняється тим, що має значення параметра P від 1,9 до 2,8 і вказаний параметр P визначається з виразу:
- 40 $P = 2,7C + 0,4Si + Mn + 0,8Cr + 0,45(Ni + Cu) + Mo + V - 1$,
де кількість легуючих елементів C, Si, Mn, Cr, Ni, Cu, Mo і V взято в мас. %.
24. Сталь за п. 23, яка відрізняється тим, що додатково містить щонайменше одну добавку в мас. %, вибрану з групи, що включає:
- 45 від 0,01 до 0,1 V;
від 0,1 до 0,8 Cu;
від 0,1 до 0,8 Cr.
25. Сталь за п. 21, яка відрізняється тим, що додатково містить від 0,0006 до 0,002 мас. % B і має значення параметра P від 2,5 до 3,5 і вказаний параметр P визначається з виразу:
- 50 $P = 2,7C + 0,4Si + Mn + 0,8Cr + 0,45(Ni + Cu) + 2Mo + V$,
де кількість легуючих елементів C, Si, Mn, Cr, Ni, Cu, Mo і V взято в мас. %.
26. Сталь за п. 25, яка відрізняється тим, що додатково містить щонайменше одну добавку в мас. %, вибрану з групи, що включає:
- 55 від 0,01 до 0,1 V;
від 0,1 до 0,8 Cu;
від 0,1 до 0,8 Cr.
27. Сталь за будь-яким з пп. 21-26, яка відрізняється тим, що додатково містить в мас. %:
- від 0,001 до 0,006 Ca;
від 0,001 до 0,02 P3M;
від 0,0001 до 0,006 Mg.
- 60 28. Спосіб одержання листа сталі, яка має міцність на розрив щонайменше 930 МПа, енергію удару, виміряну при дослідженні зразків з V-надрізом за Шарпі при -40°C, щонайменше 175 Дж, параметр 50% vTrs менший, ніж -60°C і мікроструктуру, що містить щонайменше 90 об. % суміші дрібнозернистого нижнього бейніту і дрібнозернистого рейкового мартенситу, в якій щонайменше 2/3 вказаної суміші складається із дрібнозернистого нижнього бейніту, перетвореного із нерекристалізованого аустеніту, що має середній розмір зерен менший, ніж
- 65 10 мкм, і яка містить залізо і такі легуючі елементи в мас. %:
- від 0,05 до 0,10 C;

- від 1,7 до 2,1 Мп;
від 0,2 до 1,0 Ні;
від 0,01 до 0,10 Nb;
від 0,005 до 0,03 Ті;
від 0,25 до 0,6 Мо;
від 0,001 до 0,006 N;
до 0,6 Si;
до 0,06 Al;
до 0,015 Р;
до 0,003 S,
причому спосіб включає стадії:
а) нагрівання сталеві заготовки до температури в інтервалі від 1050 до 1250°C;
б) зменшення товщини цієї заготовки до листа за один або декілька проходів між гарячими валками у першому температурному інтервалі, в якому відбувається рекристалізація аустеніту;
в) додаткове зменшення товщини листа за один або декілька проходів між гарячими валками у другому температурному інтервалі, в якому аустеніт не рекристалізується, в якому відбувається зменшення товщини листа більше, ніж на 50%, і завершення прокатування при температурі остаточного прокатування вищій, ніж 700°C та вище точки перетворення A_{r3} ;
г) загартування вказаного листа зі швидкістю щонайменше 10°C/с до температури припинення загартування в інтервалі від 450°C до 200°C; і
е) припинення вказаного загартування й охолодження вказаного листа на повітрі до температури навколишнього середовища.
29. Спосіб за п. 28, який відрізняється тим, що вказаний другий температурний інтервал стадії с) знаходиться нижче 950°C.
30. Спосіб за п. 28, який відрізняється тим, що вказана температура остаточного прокатування на стадії с) знаходиться нижче 850°C.
31. Низьколегована конструкційна сталь, яка має міцність на розрив щонайменше 930 МПа, енергію удару, виміряну при дослідженні зразків із V-надрізом за Шарпі при -40°C, щонайменше 175 Дж, параметр 50% vTrs менший, ніж -85°C і мікроструктуру, яка має щонайменше 90 об. % суміші дрібнозернистого нижнього бейніту і дрібнозернистого рейкового мартенситу, в якій щонайменше 2/3 вказаної суміші складається із дрібнозернистого нижнього бейніту, перетвореного із нерекристалізованого аустеніту, що має середній розмір зерен менший, ніж 10 мкм, і яка одержана із повторно нагрітої сталі, що містить залізо і такі легуючі елементи в мас. %:
від 0,05 до 0,10 С;
від 1,7 до 2,1 Мп;
від 0,2 до 1,0 Ні;
від 0,01 до 0,10 Nb;
від 0,005 до 0,03 Ті;
від 0,25 до 0,6 Мо;
від 0,001 до 0,006 N;
до 0,6 Si;
до 0,06 Al;
до 0,015 Р;
до 0,003 S.
32. Сталь за п. 31, яка відрізняється тим, що вміст Мо складає щонайменше 0,35 мас. %.
33. Сталь за п. 31 або 32 яка відрізняється тим, що має значення параметра Р від 1,9 до 2,8 і вказаний параметр визначається з виразу:
 $P = 2,7C + 0,4Si + Mn + 0,8Cr + 0,45(Ni + Cu) + Mo + V - 1$,
де кількість легуючих елементів С, Si, Mn, Cr, Ni, Cu, Мо і V взято в мас. %.
34. Сталь за п. 33, яка відрізняється тим, що додатково містить щонайменше одну добавку в мас. %, вибрану з групи, що включає:
від 0,01 до 0,1 V;
від 0,1 до 0,8 Cu;
від 0,1 до 0,8 Cr.
35. Сталь за п. 31, яка відрізняється тим, що додатково містить від 0,0006 до 0,002 мас. % В і має значення параметра Р від 2,5 до 3,5 і вказаний параметр Р визначається з виразу:
 $P = 2,7C + 0,4Si + Mn + 0,8Cr + 0,45(Ni + Cu) + 2Mo + V$,
де кількість легуючих елементів С, Si, Mn, Cr, Ni, Cu, Мо і V взято в мас. %.
36. Сталь за п. 35, яка відрізняється тим, що додатково містить щонайменше одну добавку в мас. %, вибрану з групи, що включає:
від 0,01 до 0,1 V;
від 0,1 до 0,8 Cu;
від 0,1 до 0,8 Cr.
37. Сталь за будь-яким з пп. 31-36, яка відрізняється тим, що додатково містить в мас. %:
від 0,001 до 0,006 Са;
від 0,001 до 0,02 РЗМ;

від 0,0001 до 0,006 Мг.

38. Спосіб одержання листа сталі, яка має міцність на розрив щонайменше 930 МПа, енергію удару, виміряну при дослідженні зразків із V-надрізом за Шарпі при -40°C, щонайменше 175 Дж, параметр 50% vTrs менший, ніж -85°C і мікроструктуру, що містить щонайменше 90 об. % суміші дрібнозернистого нижнього бейніту і дрібнозернистого рейкового мартенситу, в якій щонайменше 2/3 вказаної суміші складається із дрібнозернистого нижнього бейніту, перетвореного із нерекристалізованого аустеніту, що має середній розмір зерен менший, ніж 10 мкм, і яка містить залізо і такі легуючі елементи в мас. %:

від 0,05 до 0,10 C;

від 1,7 до 2,1 Mn;

від 0,2 до 1,0 Ni;

від 0,01 до 0,10 Nb;

від 0,005 до 0,03 Ti;

від 0,25 до 0,6 Mo;

від 0,001 до 0,006 N;

до 0,6 Si;

до 0,06 Al;

до 0,015 P;

до 0,003 S,

причому спосіб включає стадії:

а) нагрівання сталевий заготовки до температури в інтервалі від 1050 до 1250°C;

б) зменшення товщини цієї заготовки до листа за один або декілька проходів між гарячими валками у першому температурному інтервалі, в якому відбувається рекристалізація аустеніту;

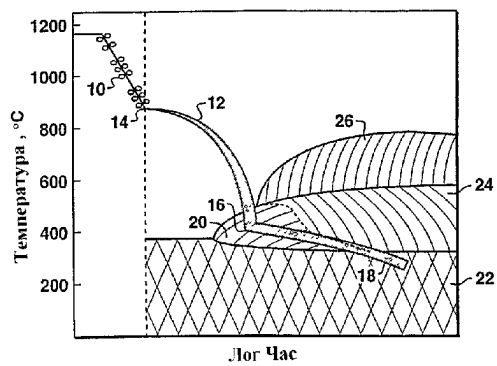
в) додаткове зменшення товщини листа за один або декілька проходів між гарячими валками у другому температурному інтервалі, в якому аустеніт не рекристалізується, в якому відбувається зменшення товщини листа більше, ніж на 50%, і завершення прокатування при температурі остаточного прокатування вищій, ніж 700°C та вище точки перетворення A_{r3} ;

г) загартування вказаного листа зі швидкістю щонайменше 10°C/с до температури припинення загартування в інтервалі від 450°C до 200°C; і

е) припинення вказаного загартування й охолодження вказаного листа на повітрі до температури навколишнього середовища.

39. Спосіб за п. 38, який відрізняється тим, що вказаний другий температурний інтервал стадії в) знаходиться нижче 950°C.

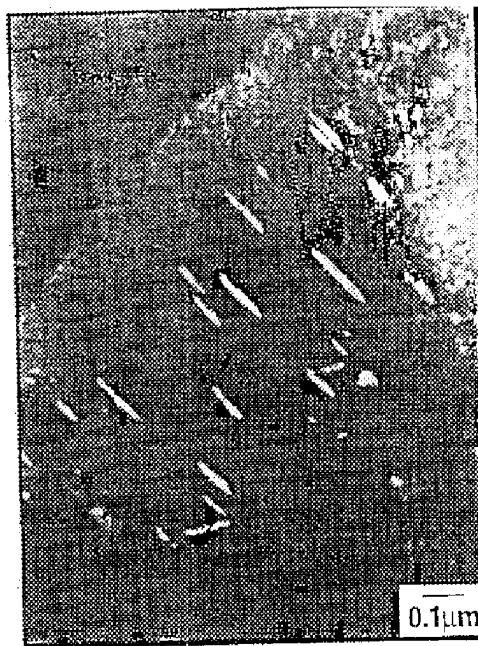
40. Спосіб за п. 38, який відрізняється тим, що вказана температура остаточного прокатування на стадії в) знаходиться нижче 850°C.



Фиг. 1



Фиг. 2А



Фиг. 2В



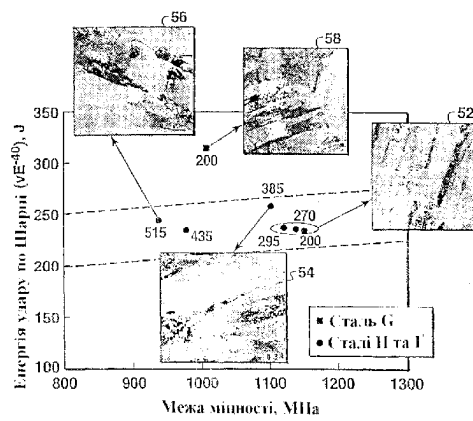
Fig. 3



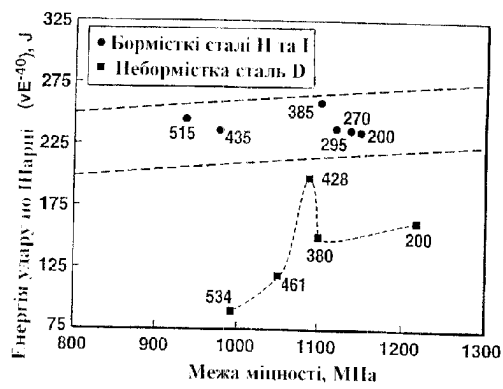
Fig. 4A



Фіг. 4В



Фіг. 5



Фіг. 6



Fig. 7



Fig. 8



Fig. 9



Fig. 10A



Фіг. 10В

Офіційний бюлетень "Промислова власність". Книга 1 "Винаходи, корисні моделі, топографії інтегральних мікросхем", 2003, N 9, 15.09.2003. Державний департамент інтелектуальної власності Міністерства освіти і науки України.

U A 5 9 4 1 1 C 2

U A 5 9 4 1 1 C 2