



УКРАЇНА

(19) **UA** (11) **113529** (13) **C2**

(51) МПК (2016.01)

C22C 38/00**C22C 38/04** (2006.01)**C22C 38/02** (2006.01)ДЕРЖАВНА СЛУЖБА
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ
ВЛАСНОСТІ
УКРАЇНИ**(12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА ВІНАХІД**

| | | | |
|--|--|--|--|
| (21) Номер заявки: | а 2014 07195 | (72) Винахідник(и): | Сун Жуньцзе (US), Поторе Нараян С. (US) |
| (22) Дата подання заявки: | 28.11.2012 | (73) Власник(и): | АРСЕЛОРМІТТАЛ ІНВЕСТІГАСЬОН І ДЕСАРОЛЛО С.Л., CL/Chavarri, 6, ES-48910 Sestao, Bizkaia, Spain (ES) |
| (24) Дата, з якої є чинними права на винахід: | 10.02.2017 | (74) Представник: | Слободянюк Алла Василівна, реєстр. №25 |
| (31) Номер попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: | 61/629,762 | (56) Перелік документів, взятих до уваги експертизою: | EP 1712653 B1, 18.10.2006 US 6284063 B1, 04.09.2001 US 20080286603 A1, 20.11.2008 JP 09263876 A, 07.10.1997 KR 20090124263 A, 03.12.2009 |
| (32) Дата подання попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: | 28.11.2011 | | |
| (33) Код держави-учасниці Паризької конвенції, до якої подано попередню заявку: | US | | |
| (41) Публікація відомостей про заявку: | 10.02.2015, Бюл.№ 3 | | |
| (46) Публікація відомостей про видачу патенту: | 10.02.2017, Бюл.№ 3 | | |
| (86) Номер та дата подання міжнародної заявки, поданої відповідно до Договору РСТ | PCT/US2012/066895, 28.11.2012 | | |

(54) МАРТЕНСИТНІ СТАЛІ З МІЦНІСТЮ ПРИ РОЗТЯГУВАННІ 1700-2200 МПа**(57) Реферат:**

Представлені складові мартенситних сталей і способи їх виробництва. Більш конкретно, мартенситні сталі мають величини міцності при розтягуванні в діапазоні від 1700 до 2200 МПа. Найбільш конкретно, представлений винахід належить до тонколистової (товщина <1 мм) надміцної сталі з межею міцності при розтягуванні 1700-2200 МПа і способам її виробництва.

UA 113529 C2

Перехресні посилання на споріднені заявки

Даний винахід витребує пріоритет згідно 35 U.S.C 119 (e) за попередньою заявкою США № 61 / 629,762, поданої 28 листопада 2011р.

Галузь техніки, до якої належить винахід Даний винахід належить до композицій мартенситних сталей і способам їх виробництва. Більш конкретно, даний винахід належить до тонколистової (товщиною ≤ 1 мм) високоміцної сталі з межею міцності при розтягуванні, яка складає 1700-2200 МПа, і способів її виробництва.

Рівень техніки, що передує винаходу

Низьковуглецеві сталі з мартенситною мікроструктурою утворюють клас вдосконалених високоміцних сталей (AHSS) з найвищими величинами межі міцності, що досягаються в листових сталях. Шляхом зміни вмісту вуглецю в сталі фірма "ArcelorMittal" виробляла мартенситні сталі з межею міцності при розтягуванні в діапазоні від 900 до 1500 МПа протягом двох десятиліть. Мартенситні сталі все більш широко використовуються в застосуваннях, які вимагають високої міцності для захисту пасажирів від бокового удару і при перевертанні автомобіля, і довгий час використовувалися для таких застосувань, як бампери, які можуть бути легко виготовлені за допомогою прокатки.

В даний час тонколистова (товщиною ≤ 1 мм) високоміцна сталь з межею міцності при розтягуванні, яка складає 1700-2200 МПа, з хорошою здатністю до формування шляхом прокатки, зварюваністю, здатністю до штампування і стійкістю до розтріскування, користується великим попитом для виготовлення навісних автомобільних частин, таких як балки бамперів. Тонколистові високоміцні сталі необхідні для протистояння конкурентним альтернативним матеріалам, таким як серії 7xxx легких алюмінієвих сплавів. Вміст вуглецю є найважливішим чинником при визначенні межі міцності при розтягуванні мартенситних сталей. Сталь повинна мати достатню здатність до зміцнення, для того щоб повністю трансформуватися в мартенсит, коли вона піддається загартуванню при надкритичній температурі відпалювання.

Стислий опис винаходу

Даний винахід належить до сплаву мартенситної сталі, який має межу міцності при розтягуванні, що становить щонайменше 1700 МПа. Переважно, щоб сплав міг мати межу міцності при розтягуванні, що становить щонайменше 1800 МПа, щонайменше 1900 МПа, щонайменше 2000 МПа або навіть щонайменше 2100 МПа. Мартенситний сталевий сплав може мати межу міцності при розтягуванні в діапазоні від 1700 до 2200 МПа. Мартенситний сталевий сплав може мати загальне подовження, яке складає щонайменше 3,5 %, а більш переважно щонайменше 5 %.

Мартенситний сталевий сплав може бути виконаний у вигляді холоднокатаного листа, смуги або рулону і може мати товщину, меншу або рівну 1 мм. Мартенситний сталевий сплав може мати вуглецевий еквівалент менш 0,44, обчислений за формулою $Seq = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$, де Seq - вуглецевий еквівалент, а C, Mn, Cr, Mo, V, Ni і Cu - масовий процентний вміст відповідних елементів у сплаві.

Мартенситний сталевий сплав може містити від 0,22 до 0,36 мас. % вуглецю. Більш конкретно, сплав може містити від 0,22 до 0,28 мас. % вуглецю або в альтернативному варіанті сплав може містити від 0,28 до 0,36 мас. % вуглецю. Мартенситний сталевий сплав може, крім того, містити від 0,5 до 2,0 мас. % марганцю. Сплав може також містити приблизно 0,2 мас. % кремнію. При необхідності він може містити один або декілька з наступних елементів: Nb, Ti, B, Al, N, S, P.

Короткий опис креслень

На Фіг. 1a і 1b подані схематичні зображення процедур відпалювання, які можуть застосовуватися при виробництві сплавів даного винаходу.

На Фіг. 2a, 2b і 2c наведені СЕМ-мікрофотографії (скануючої електронної мікроскопії) експериментальних сталей з 2,0 % Mn, 0,2 % Si і різними вмістами вуглецю (на Фіг. 2a-0,22 % C, на Фіг. 2b-0,25 % C і на Фіг. 2c - 0,28 % C) після гарячої прокатки і змотування за температури 580 °C.

На Фіг. 3 подана діаграма властивостей при розтягуванні при кімнатній температурі експериментальних сталевих гарячекатаних смуг, застосовуваних при виробництві сплавів даного винаходу.

На Фіг. 4a-4b подані СЕМ-мікрофотографії експериментальних сталей з 0,22 % C, 0,2 % Si, 0,22 % Nb і при двох різних концентраціях Mn (на Фіг. 4a-1,48 % і на Фіг. 4b-2,0 %) після гарячої прокатки і змотування за температури 580 °C.

На Фіг. 5 наведена діаграма властивостей при розтягуванні при кімнатній температурі гарячекатаних смуг другої експериментальної сталі, що застосовується при виробництві сплавів даного винаходу.

На Фіг. 6a-6b наведені СЕМ-мікрофотографії експериментальних сталей з 0,22 % С, 2,0 % Mn, 0,2 % Si і різними концентраціями Nb (на Фіг. 6a-0 % і на Фіг. 6b-0,018 %) після гарячої прокатки і змотування за температури 580 °С.

На Фіг. 7 подана діаграма властивостей при розтягуванні при кімнатній температурі смуг ще однієї експериментальної сталі, що застосовується при виробництві сплавів даного винаходу.

На Фіг. 8a-8f показано вплив температури термічної витримки (830, 850 і 870 °С) і складу сталі (на Фіг. 8a і 8b показано змінюваний вміст С, на Фіг. 8c і 8d показано змінюваний вміст Mn, а на Фіг. 8e і 8f показано змінюваний вміст Nb) на властивості при розтягуванні сталей даного винаходу.

На Фіг. 9a-9f показано вплив температури загартування (780, 810 і 840 °С) і складу сталі (на Фіг. 9a і 9b показано змінюваний вміст С, на Фіг. 9c і 9d показано змінюваний вміст Mn і на Фіг. 9e і 9f показано змінюваний вміст Nb) на властивості при розтягуванні додаткових сталей даного винаходу.

На Фіг. 10A і 10b подані схематичні зображення додаткових циклів відпалювання, застосовуваних при виробництві сплавів даного винаходу.

На Фіг. 11a і 11b подані діаграми властивостей при розтягуванні при кімнатній температурі гарячекатаних смуг, застосовуваних при виробництві сталей даного винаходу, після гарячої прокатки і змотування за температури 580 °С.

На Фіг. 12a-12d наведені СЕМ-мікрофотографії при збільшенні 1000х мікроструктури гарячекатаних сталей після гарячої прокатки і змотування за температури 660 °С.

На Фіг. 13a-13b подані діаграми властивостей при розтягуванні експериментальних гарячекатаних сталевих смуг при кімнатній температурі.

На Фіг. 14a-14в показано вплив температури витримки (830, 850 і 870 °С), температури змотування (580 і 660 °С) і складу сталі (добавок Ti, V і Nb до основної сталі) на властивості при розтягуванні сталей після відпалювання.

На Фіг. 15a-15d показано вплив температури загартування (780, 810 і 840 °С), температури змотування (580 і 660 °С) і складу сталі (добавок Ti, V і Nb до основної сталі) на властивості при розтягуванні сталей після відпалювання.

На Фіг. 16a-16с подано більш схематичні зображення циклів відпалювання, застосовуваних при виробництві сплавів даного винаходу.

На Фіг. 17a-17е подано СЕМ-мікрофотографії при збільшенні 1000х гарячекатаних сталей (0,28-0,36 % С) після гарячої прокатки і змотування за температури 580 °С.

На Фіг. 18a і 18b подано діаграми відповідних властивостей при розтягуванні гарячекатаних сталей, зображених на Фіг. 17a-17е, при кімнатній температурі (після гарячої прокатки і змотування за температури 580 °С).

На Фіг. 19a – 19е подано СЕМ-мікрофотографії при збільшенні 1000х гарячекатаних сталей (0,28-0,36 % С) після гарячої прокатки і змотування за температури 660 °С.

На Фіг. 20a і 20b подано діаграми відповідних властивостей при розтягуванні гарячекатаних сталей, зображених на Фіг. 19a – 19е, при кімнатній температурі (після гарячої прокатки і змотування за температури 660 °С).

На Фіг. 21a-21d показано вплив температури витримки (830, 850 і 870 °С), температури змотування (580 і 660 °С) і складу сталі (вмісту С і добавки В до основної сталі) на властивості при розтягуванні сталей після відпалювання.

На Фіг. 22a-22d показано вплив температури загартування (780 °С, 810 °С і 840 °С), температури змотування (580 °С і 660 °С) і складу сплаву (вмісту С і добавки В до основної сталі) на властивості при розтягуванні сталей після відпалювання.

Фіг. 23a-23d ілюструють вплив складу і циклу відпалювання на міцність при розтягуванні (Фіг. 23a-23b) і пластичність (Фіг. 23c - 23d).

На Фіг. 24a-24i наведені мікрофотографії чотирьох сплавів, які були відпалені з використанням різних пар температур витримки/загартування.

На Фіг. 25a-25d показані механічні властивості при розтягуванні сталей з вмістом 0,55-2,00 % Mn після змотування при 580 °С, холодної прокатки (з 50 % -вим обтисканням холодної прокатки для сталі з вмістом 0,5 % і 1,0 % Mn і 75 % -вим обтисканням холодної прокатки для сталі з вмістом 2,0 % Mn) і різними циклами відпалювання.

Докладний опис винаходу

Даний винахід належить до сімейства мартенситних сталей з міцністю при розтягуванні в діапазоні від 1700 до 2200 МПа. Сталь може являти собою тонку (товщиною, меншою або рівною 1 мм) листову сталь. Даний винахід також включає в себе технологічний процес для виробництва мартенситних сталей з дуже великою міцністю при розтягуванні. Приклади і варіанти здійснення даного винаходу представлені нижче.

ПРИКЛАД 1

Матеріали і експериментальні процедури

- У таблиці 1 наведені хімічні складові деяких сталей даного винаходу, які включають в себе вміст вуглецю в діапазоні від 0,22 до 0,28 мас. % (сталі 2, 4 і 5), вміст марганцю від 1,5 до 2,0 мас. % (сталі 1 і 3) і вміст ніобію від 0 до 0,02 мас. % (сталі 2 і 3). Решта у складі сталі являє собою залізо і неминучі домішки.

Таблиця 1

| № | Сталь | C | Mn | Si | Nb | Al | N | S | P |
|---|---------------------|------|------|-------|-------|-------|--------|-------|-------|
| 1 | 0,22C-1,5Mn-0,018Nb | 0,22 | 1,48 | 0,198 | 0,019 | 0,036 | 0,0043 | 0,002 | 0,006 |
| 2 | 0,22C-2,0Mn | 0,22 | 2,00 | 0,199 | - | 0,027 | 0,0049 | 0,002 | 0,006 |
| 3 | 0,22C-2,0Mn-0,018Nb | 0,22 | 2,00 | 0,197 | 0,018 | 0,033 | 0,0045 | 0,002 | 0,006 |
| 4 | 0,25C-2,0Mn | 0,25 | 1,99 | 0,201 | - | 0,025 | 0,005 | 0,003 | 0,009 |
| 5 | 0,28C-2,0Mn | 0,28 | 2,01 | 0,202 | - | 0,032 | 0,0045 | 0,003 | 0,007 |

- П'ять слябів вагою 45 кг відлили в лабораторії. Після повторного нагрівання і аустенізації при температурі 1230 °C протягом 3 годин сляби піддалися гарячекатанню до товщини від 63 мм до 20 мм на лабораторному стані. Температура кінця прокатки становила приблизно 900 °C. Товсті листи були охолоджені повітрям після гарячої прокатки.

- Після розрізання попередньо прокатаних листів товщиною 20 мм і повторного нагрівання до температури 1230 °C протягом 2 годин листи піддалися гарячекатанню від товщини 20 мм до 3,5 мм. Температура кінця прокатки становила приблизно 900 °C. Після контрольованого охолодження з середньою швидкістю охолодження приблизно 45 °C/сек гарячекатані смуги кожного складу витримували в печі при температурі 580 °C протягом 1 години, після чого охолоджували в печі протягом 24 годин для промислового процесу охолодження.

- Три зразки згідно стандарту JIS-T були виготовлені з кожної гарячекатаної смуги для випробування на розтягування при кімнатній температурі. Характеристики мікроструктури гарячекатаних смуг проводили за допомогою скануючої електронної мікроскопії (SEM) в місці чверті товщини в поперечному перерізі.

- Обидві поверхні гарячекатаних смуг шліфували для видалення будь-якого знеуглецьованого шару. Потім їх піддавали лабораторній холодній прокатці з обтисканням 75 % для отримання повністю зміцнених сталей з остаточною товщиною 0,6 мм для наступного відпалювання.

- Відпалювання здійснювали з використанням двох соляних ванн і однієї масляної ванни. Впливи температур витримки і загартування аналізували для всіх сталей. Схематична ілюстрація термічної обробки показана на Фіг. 1a і 1b, На Фіг. 1a показані процеси відпалювання з різними температурами витримки від 830 °C до 870 °C. На Фіг. 1b показані процеси відпалювання з різними температурами загартування від 780 °C до 840 °C.

- Для дослідження впливу температури витримки процес відпалювання включав в себе повторне нагрівання холоднокатаних смуг (товщиною 0,6 мм) до температур 870 °C, 850 °C і 830 °C відповідно, після чого слідувало ізотермічне витримування протягом 60 сек. Зразки негайно переміщали в другу соляну ванну, підтримуючи при температурі 810 °C, і ізотермічно витримували протягом 25 сек. За цим слідувало загартування у воді. Зразки потім підігрівали до 200 °C протягом 60 сек в масляній ванні, після чого застосовували охолодження повітрям до кімнатної температури для обробки старінням. Час витримування при термічній витримці, загартуванні та температури старіння були обрані для максимального наближення до промислових умов для цієї товщини прокату.

- Для дослідження впливу температури загартування аналіз включав в себе підігрівання холоднокатаних смуг до температури 870 °C протягом 60 сек, з подальшим негайним охолодженням до температури 840 °C, 810 °C і 780 °C. Після ізотермічного витримування протягом 25 сек при температурі відпалювання зразки піддавали загартуванню у воді. Сталі потім повторно нагрівали до 200 °C протягом 60 сек, після чого слідувало охолодження повітрям для обробки старінням. Три зразки стандарту ASTM-T були виготовлені з кожної відпаленої заготовки для випробування на розтягування при кімнатній температурі.

- Зразки, оброблені при температурі 870 °C термічної витримки і загартуванні від 810 °C були обрані для випробування на вигин. Вільний V-подібний вигин під кутом 90°з віссю вигину в напрямку прокатки використовувався для визначення характеристики вигину. Спеціалізована система для механічних випробувань фірми "Інстрон" (Instron) з подушкою матриці з кутом 90°і

пуансонами використовувалася для цього випробування. Ряд взаємозамінних пуансонів з різним радіусом матриці полегшував визначення мінімального радіуса матриці, при якому зразки могли бути вигнуті без утворення мікротріщин. Випробування проводили при постійній швидкості ходу поршня 15 мм/сек до тих пір, поки зразок не буде зігнутий на 90°. Зусилля величиною 80 кН і час витримки 5 сек використовувалося при максимальному куті згинання, після чого навантаження знімалося і зразку дозволялося відпружинювати назад. В даному випробуванні діапазон радіуса матриці змінювали від 1,75 до 2,75 мм з інкрементним приростом на 0,25 мм. Поверхню зразка після випробування на вигин спостерігали зі збільшенням 10х. Довжина тріщини на поверхні вигину зразка, яка була менш 0,5 мм, вважалася "мікротріщиною", а будь-яка довжина, що перевищує 0,5 мм, вважалася тріщиною, і зразок маркувався як такий, що не витримав випробування. Зразки без видимої тріщини визначалися як "витримали випробування".

Мікроструктура і властивості при розтягуванні гарячекатаних смуг

Вплив складу на мікроструктуру і властивості при розтягуванні гарячекатаних сталей

На Фіг. 2a, 2b і 2c наведені СЕМ-мікрофотографії експериментальних сталей зі вмістом 2,0 % Mn-0,2 % Si і різними вмістами вуглецю (на Фіг. 2a було 0,22 % C; на Фіг. 2b було 0,25 % C; та на Фіг. 2c було 0,28 % C) після гарячої прокатки і змотування за температури 580 °C.

Збільшення вмісту вуглецю призвело в результаті до збільшення об'ємної концентрації та розміру колонії перліту. Відповідні властивості розтягування при кімнатній температурі експериментальних сталей зображені на Фіг. 3, де міцність в МПа (верхня половина діаграми) і пластичність у відсотках (нижня половина діаграми) зображені в залежності від вмісту вуглецю. На Фіг. 3 і в даному технічному описі UTS означає межу міцності при розтягуванні, YS означає межу плинності, TE означає загальне відносне подовження, UE означає рівномірне відносне подовження. Як показано, збільшення вмісту вуглецю від 0,22 % до 0,28 % приводило в результаті до невеликого збільшення межі міцності при розтягуванні від 609 до 632 МПа, невеликого зменшення межі плинності від 440 до 426 МПа, але незначної зміни пластичності (середнє значення TE і UE становили приблизно 16 % і 11 % відповідно).

На Фіг. 4a-4b наведені СЕМ-мікрофотографії експериментальних сталей з 0,22 % C-0,2 % Si-0,02 % Nb і двома різними вмістами Mn (на Фіг. 4a дорівнює 1,48 %, а на Фіг. 4b дорівнює 2,0 %) після гарячої прокатки і змотування за температури 580°. Збільшення вмісту Mn приводило в результаті до збільшення об'ємної концентрації та розміру колонії перліту. Великий розмір зерен в сталі з великим вмістом Mn може пояснюватися збільшенням розміру зерен під час чистової прокатки і наступного охолодження. Кінцева температура гарячої прокатки становила приблизно 900 °C, яка є аустенітною зоною для обох експериментальних сталей, але набагато вище, ніж температура Ar3 для сталі з більш високим вмістом Mn. Таким чином, під час і після чистової прокатки аустеніт в сталі з великим вмістом Mn мав більш високу можливість укрупнення, приводячи в результаті до більш крупної феритно-перлітної мікроструктури після фазового переходу.

Відповідні властивості розтягування експериментальних сталей зі вмістом 0,22 % C - 2,0 % Mn при кімнатній температурі зображені на Фіг. 5, де міцність в МПа (верхня половина діаграми) і пластичність у відсотках (нижня половина діаграми) відображені на графіку залежно від вмісту марганцю. Як показано, збільшення вмісту Mn від 1,48 до 2,0 % привело в результаті до невеликого збільшення межі міцності при розтягуванні від 655 до 680 МПа, помітного зменшення межі плинності від 540 до 416 МПа і незначного зменшення пластичності від 22 до 18 % для TE і від 12 до 11 % для UE. Відповідне відношення межі плинності до межі міцності (YR) знизилося від 0,8 до 0,6, а відносне подовження, відповідне межі плинності (YPE) зменшилося від 3,1 до 0,3 % при збільшенні вмісту Mn. Значне зменшення YS, YR і YPE незважаючи на зміцнення твердого розчину за рахунок Mn може пояснюватися утворенням мартенситу в сталі з більш високим вмістом Mn. Мала кількість мартенситу (навіть менше 5 %) може створити вільні дислокації, оточуючі ферит, що сприяє первісній пластичній деформації, що добре відомо для двофазних сталей. Крім того, більш висока здатність до зміцнення сталі з великим вмістом Mn може також привести в результаті до більших розмірів частинок аустеніту.

На Фіг. 6a-6b наведені СЕМ-мікрофотографії експериментальних сталей зі вмістом 0,22 % C - 2,0 % Mn-0,2 % Si і різними вмістами Nb (Фіг. 6a має 0 %, а Фіг. 6b має 0,018 %) після гарячої прокатки і змотування за температури 580 °C. Збільшення вмісту Nb приводило в результаті до збільшення об'ємної концентрації та розміру колоній перліту, що може пояснюватися більш високою здатністю до зміцнення сталі з Nb і більш низькою температурою утворення перліту.

Відповідні властивості розтягування порівнюваних сталей зі вмістом 0,22 % C-2,0 % Mn показані на Фіг. 7, де міцність в МПа (верхня половина діаграми) і пластичність у відсотках (нижня половина діаграми) відображені на графіку залежно від вмісту ніобію. Як показано,

добавка 0,018 % Nb привела до збільшення межі міцності при розтягуванні (UTS) від 609 до 680 МПа, невеликого зменшення межі плинності (YS) від 440 до 416 МПа і незначного збільшення TE від 16,8 до 18,0 % при зменшенні UE від 11,8 до 10,8 %. Відповідне відношення межі плинності до межі міцності (YR) знижувалося від 0,72 до 0,61, а подовження, відповідне межі плинності (YPE), зменшувалося від 2,3 до 0,3 % при збільшенні вмісту Nb.

Властивості при розтягуванні досліджених сталей після холодної прокатки і відпалювання

На Фіг. 8a-8f показано вплив температури термічної витримки (830, 850 і 870 °C) і складу сталі (на Фіг. 8a і 8b показано змінюваний вміст C, на Фіг. 8c і 8d показано змінюваний вміст Mn, а на Фіг. 8e і 8f показано змінюваний вміст Nb) на властивості при розтягуванні сталей. Зменшення температури витримки від 870 до 850 °C привело в результаті до збільшення межі плинності (YS) від 28 до 76 МПа і збільшення межі міцності при розтягуванні (UTS) від 30 до 103 МПа, що може пояснюватися меншим розміром зерен при більш низькій температурі термічної витримки. Подальше зменшення температури витримки від 850 до 830 °C не призводило до значної зміни межі міцності при розтягуванні (UTS). Відсутній вплив температури витримки на пластичність і рівномірне/загальне подовження, яке перебуває в діапазоні від 3 до 4,75 % у всіх експериментальних сталях. Слід підкреслити, що UTS, що перевищує 2000 МПа, і рівномірне/загальне подовження, яке складає приблизно 3,5-4,5 % були досягнуті в сталі зі вмістом 0,28 % C-2,0 % Mn-0,2 % Si (див. Фіг. 8a-8b).

На Фіг. 9a-9f показані впливи температури загартування (780, 810 і 840 °C) і складу сталі (на Фіг. 9a і 9b показано змінюваний вміст C, на Фіг. 9c і 9d показано змінюваний вміст Mn, а на Фіг. 9e і 9f показано змінюваний вміст Nb) на властивості при розтягуванні досліджуваних сталей. Відсутній значний вплив температури загартування на міцність і пластичність, коли отримано 100 % мартенсит. Рівномірне / загальне подовження знаходиться в діапазоні від 2,75 до 5,5 % в усіх експериментальних сталях. Ці дані дозволяють припустити, що існує широке технологічне вікно, досягне в процесі відпалювання.

Фіг. 8a, 8b, 9a і 9b показують, що збільшення вмісту C приводило в результаті до значного збільшення міцності при розтягуванні, але мало впливало на пластичність. Якщо взяти цикл відпалювання при температурі 830 °C (температура витримки) - 810 °C (температура загартування) як приклад, збільшення YS (межі плинності) і UTS (межі міцності при розтягуванні) становить 163 і 233 МПа відповідно, коли вміст C збільшується від 0,22 до 0,28 мас. %. Збільшення вмісту Mn від 1,5 до 2,0 мас. % майже не робить якого-небудь впливу на міцність і пластичність (див. Фіг. 8c, 8d, 9c і 9d). Додавання Nb (приблизно 0,02 мас. %) привело до збільшення YS (межі плинності) до 94 МПа, майже без впливу на UTS (межа міцності при розтягуванні), але до зменшення загального подовження на 2,4 % (див. Фіг. 8e, 8f, 9e і 9f).

Здатність до вигину досліджених сталей

У таблиці 2 дані зведені результати впливу C, Mn і Nb на властивості при розтягуванні і згинанні експериментальних сталей після холодної прокатки з обтісанням 75 % і відпалювання. Цикл відпалювання включав в себе: нагрівання холоднокатаних смуг (товщиною приблизно 0,6 мм) до температури 870 °C, ізотермічне витримування протягом 60 секунд при температурі витримки, миттєве охолодження до 810 °C, 25 сек ізотермічного витримування при цій температурі, після чого слідує швидке загартування у воді. Листи потім повторно нагрівали до температури 200 °C в масляній ванні і витримували протягом 60 сек, після цього слідувало охолодження повітрям для зістарюючої обробки. Дані показують, що вуглець має найбільший вплив на міцність і малий вплив на згинання. Додавання Nb збільшує межу плинності і покращує згинання. Поліпшення згинання досягається незважаючи на дуже мале подовження. Збільшення вмісту Mn від 1,5 до 2,0 % в сталі, що містить Nb, не чинить значного впливу на властивості при розтягуванні, але приводить у результаті до великого поліпшення згинання.

Таблиця 2

| Сталь | T _{втримки} °C | T _{GJC} °C | T _{OV} °C | Тов- щина, мм | YS МПа | TS МПа | YS/ TS | UE % | TE % | YPE % | Витримування дослідження на згинання | Мікротріщина дослідження на згинання < 0,5 мм |
|-----------------------------|----------------------------|------------------------|-----------------------|---------------------|-----------|-----------|-----------|---------|---------|----------|--|--|
| 0,22C- 1,5Mn- 0,018Nb | 870 | 810 | 200 | 0,69 | 1518 | 1737 | 0,87 | 3,6 | 4 | 0 | 4,0t | 2,9t |
| 0,22C- 2,0Mn- 0,018Nb | 870 | 810 | 200 | 0,69 | 1518 | 1766 | 0,86 | 3,8 | 3,7 | 0 | 2,9t | 2,5t |
| 0,22C- 2,0Mn | 870 | 810 | 200 | 0,66 | 1465 | 1760 | 0,83 | 4,1 | 4,2 | 0 | 3,7t | 2,2t |
| 0,25C- 2,0Mn | 870 | 810 | 200 | 0,68 | 1533 | 1858 | 0,83 | 4 | 4,8 | 0 | 3,7t | 2,6t |
| 0,28C- 2,0Mn | 870 | 810 | 200 | 0,68 | 1581 | 1927 | 0,82 | 4,3 | 4,2 | 0 | 4,0t | 3,2t |

ПРИКЛАД 2

Щоб зменшити вуглецевий еквівалент, і таким чином поліпшити зварювання сталей прикладу 1, були виготовлені сталі, що містять 0,28 мас. % вуглецю і при цьому знижений вміст марганцю (приблизно 1,0 мас. % порівняно з 2,0 мас. % в прикладі 1). Ці сплави були відлиті у вигляді слябів, зазнали гарячекатання або, холодної прокатки, відпалювання (моделювання) і обробки для старіння. Крім того, вплив вмісту Mn (1,0 і 2,2 % Mn) на властивості гарячекатаних смуг і відпалювання виробу описаний докладно.

Термічна підготовка

У таблиці 3 показані хімічні складові досліджуваних сталей. Склад створений для дослідження впливу введених елементів Ti (сталі 1 і 2), B (сталі 2 і 3) і Nb (сплави 3 і 4).

Таблиця 3

| № | Сталь | C | Mn | Si | S | P | N | Al | Ti | B | Nb |
|---|-----------------|------|------|-------|-------|-------|--------|-------|-------|--------|-------|
| 1 | Основна | 0,28 | 0,98 | 0,204 | 0,003 | 0,007 | 0,0049 | 0,035 | | | |
| 2 | Основна-Ti | 0,28 | 0,98 | 0,198 | 0,003 | 0,005 | 0,0047 | 0,04 | 0,024 | | |
| 3 | Основна-Ti-B | 0,28 | 0,98 | 0,204 | 0,003 | 0,005 | 0,0047 | 0,04 | 0,024 | 0,0018 | |
| 4 | Основна-Ti-B-Nb | 0,28 | 0,97 | 0,202 | 0,003 | 0,006 | 0,0048 | 0,037 | 0,024 | 0,0017 | 0,029 |

Чотири сляби вагою 45 кг (по одному кожного сплаву) були відлиті в лабораторії. Після повторного нагрівання і аустенізації при температурі 1230 °C протягом 3 годин сляби піддали гарячекатанню до товщини від 63 мм до 20 мм на лабораторному стані. Остаточна температура була приблизно 900 °C. Пластини піддалися охолодженню повітрям після гарячої прокатки.

Дослідження гарячої прокатки і мікроструктури / властивостей при розтягуванні

Після розрізання та повторного нагрівання попередньо прокатаних пластин товщиною 20 мм до температури 1230 °C протягом 2 годин пластини піддали гарячекатанню від товщини 20 мм до 3,5 мм. Кінцева температура прокатки становила приблизно 900 °C. Після контрольованого охолодження з середньою швидкістю охолодження приблизно 45 °C/сек гарячекатані смуги кожного складу витримували в печі при температурі 580 °C і 660 °C відповідно протягом 1 години, після чого слідувало 24-годинне охолодження в печі для промислового процесу змотування. Використання двох різних температур змотування було призначено для розуміння наявного технологічного вікна протягом гарячої прокатки для виготовлення цього виробу.

Повторна перевірка складу гарячекатаних смуг виконувалася за допомогою методу індуктивно-зв'язаної плазми (ICP). У порівнянні з даними, отриманими для злитка, в загальному випадку спостерігалася втрата вуглецю в гарячекатаних смугах. Три зразки згідно стандарту JIS-T були приготовлені з кожної гарячекатаної смуги для випробувань на розтягування при

кімнатній температурі. Визначення характеристик мікроструктури гарячекатаних смуг виконувалося за допомогою скануючої електронної мікроскопії (СЕМ) в місці чверті товщини поперечних перерізів.

Холодна прокатка

Після шліфування обох поверхонь гарячекатаних смуг для видалення будь-якого знеуглецьованого шару сталь піддавали холодній прокатці в лабораторії з обтисненням 50 % для отримання повністю зміцнених сталей з остаточною товщиною 1,0 мм для наступного відпалювання.

Відпалювання

Впливи температур термічної витримки і загартування під час відпалювання на механічні властивості сталей досліджували для всіх експериментальних сталей. Принципова схема циклів відпалювання показана на Фіг. 10a і 10b. Фіг. 10a ілюструє технологічні процеси відпалювання з різними температурами витримки від 830 °C до 870 °C. Фіг. 10b ілюструє процеси відпалювання з різними температурами загартування від 780 °C до 840 °C.

Процес відпалювання включає в себе повторне нагрівання холоднокатаної смуги (товщиною приблизно 1,0 мм) до температури 870 °C, 850 °C і 830 °C протягом 100 сек відповідно для дослідження впливу температури термічної витримки на остаточної властивості. Після миттєвого охолодження до 810 °C і ізотермічного витримання протягом 40 сек застосовували загартування у воді. Потім сталі повторно нагрівали до 200 °C протягом 100 сек, після чого слідувало повітряне охолодження для обробки старінням.

Процес відпалювання включає в себе повторне нагрівання холоднокатаної смуги до температури 870 °C протягом 100 сек і миттєве охолодження до 840 °C, 810 °C і 780 °C відповідно для дослідження впливу температури загартування на механічні властивості сталей. Загартування у воді виконували після 40 сек ізотермічного витримання при температурі загартування. Сталі потім повторно нагрівали до 200 °C протягом 100 сек, після чого слідувало повітряне охолодження для обробки старінням.

Властивість при розтягуванні і згинанні відпалених сталей

Три зразки відповідно до стандарту ASTM-T для випробування на розтягування були приготовлені з кожної відпаленої смуги для випробування на розтягування при кімнатній температурі. Зразки, оброблені за допомогою одного циклу відпалювання, були обрані для випробування на вигин. Цей цикл відпалювання включав в себе повторне нагрівання холоднокатаної смуги (товщиною приблизно 1,0 мм) до 850 °C протягом 100 сек, миттєве охолодження до 810 °C, ізотермічне витримання протягом 40 сек при температурі загартування, після чого слідувало загартування у воді. Сталі потім піддавали повторному нагріванню до 200 °C протягом 100 сек і потім повітряному охолодженню для обробки старінням. Випробування вільним V-подібним вигином під кутом 90° вздовж напрямку прокатки використовувалося для зняття характеристики згинання. У цьому дослідженні діапазон радіуса матриці змінювали від 2,75 до 4,00 мм з приростами 0,25 мм. Поверхня зразка після випробування на вигин спостерігали зі збільшенням 10х. Коли довжина тріщини на зразку на зовнішній поверхні вигину була менш 0,5 мм, тріщина вважалася "мікротріщиною". Тріщина, що перевищує за довжиною 0,5 мм, вважалася відмовою (зразок, що не витримав випробування). Зразки без будь-якої видимої тріщини визначалися як "витримали випробування".

Хімічний аналіз гарячекатаних смуг

У таблиці 4 показані хімічні складові сталей з різними вмістами Ti, B і Nb після гарячої прокатки. У порівнянні зі складовими відливок (таблиця 3) тут спостерігалася втрата приблизно 0,03 % вуглецю і 0,001 % B після гарячої прокатки.

Таблиця 4

| № | Сталь | C | Mn | Si | S | P | N | Al | Ti | B | Nb |
|---|-------------------------------|-------|-------|-------|-------|-------|--------|-------|-------|-------|-------|
| 1 | Основна (0,25C-1,0Mn-0,2Si) | 0,249 | 0,985 | 0,204 | 0,003 | 0,007 | 0,0047 | 0,034 | | | |
| 2 | Основна-0,025Ti | 0,247 | 0,981 | 0,197 | 0,003 | 0,005 | 0,005 | 0,038 | 0,024 | | |
| 3 | Основна-0,025Ti-0,001B | 0,254 | 0,996 | 0,201 | 0,003 | 0,005 | 0,0044 | 0,039 | 0,024 | 0,001 | |
| 4 | Основна-0,025Ti-0,001B-0,03Nb | 0,251 | 0,988 | 0,201 | 0,003 | 0,005 | 0,0044 | 0,038 | 0,024 | 0,001 | 0,028 |

Мікроструктура і властивості при розтягуванні гарячекатаних смуг

На Фіг. 11a і 11b показані властивості при розтягуванні (згідно стандарту JIS-T) експериментальних сталей (з таблиці 4) при кімнатній температурі, після гарячої прокатки і змотування за температури 580 °C. Склад основної сталі складається з 0,28 % C-1,0 % Mn-0,2 % Si. На Фіг. 11a графічно зображена міцність чотирьох сплавів, тоді як на Фіг. 11b
 5 приведений графік їх пластичності. Можна бачити, що додавання Ti, B і Nb привело до значних збільшень межі міцності при розтягуванні від 571 до 688 МПа, межі плинності від 375 до 544 МПа і зменшення загального і рівномірного подовження (TE: від 32 до 13 %; UE: від 17 до 11 %). Додавання Nb до сталі, що містить Ti-B, привело в результаті до помітного зниження загального подовження від 28 до 13 %.

10 Як показано на Фіг. 12a-12d, мікроструктура сталей після гарячої прокатки і змотування за температури 660 °C складається з фериту і перліту для кожної обробленої в лабораторії експериментальної сталі. На Фіг. 12a-12d наведені СЕМ-мікрофотографії зі збільшенням 1000x основного сплаву, основного сплаву + Ti, основного сплаву + Ti і B, і основного сплаву + Ti, B і Nb відповідно. Додаток B, мабуть, призводить в результаті до утворення островців перліту
 15 більшого розміру (Фіг. 12c). Феритно-перлитна мікроструктура подовжується вздовж напрямку прокатки в сталі з добавкою Nb (Фіг. 12d), що може пояснюватися додаванням Nb, що уповільнює рекристалізацію аустеніту під час гарячої прокатки. Таким чином, чистова прокатка відбувалася в зоні відсутності рекристалізації аустеніту, і подовжена феритно-перлитна мікроструктура перетворювалася безпосередньо з деформованого аустеніту.

20 Відповідні властивості при розтягуванні експериментальних сталей при кімнатній температурі показані на Фіг. 13a-13b. На Фіг. 13a графічно зображена міцність чотирьох сплавів, тоді як на Фіг. 13b приведений графік їх пластичності. Можна бачити, що добавка Nb (0,03 %) привела до значних збільшень межі міцності при розтягуванні від 535 до 588 МПа і межі плинності від 383 до 452 МПа і невеликого зменшення загального подовження від 31,3 до
 25 29,0 % і рівномірного подовження від 17,8 до 16,4 %.

Вплив температури змотування на властивості при розтягуванні

Порівнюючи властивості при розтягуванні на Фіг. 11 і 13, збільшення температури змотування від 580 °C до 660C привело до зменшення міцності та збільшення пластичності, чинників, що є сприятливими для збільшеної можливості холодного обтискання і поліпшеної
 30 можливості отримання необхідної товщини при заданій ширині. Добавки Ti, B і Nb до основної сталі роблять менший вплив на властивості при розтягуванні сталей при вищій температурі змотування, яка складає 660 °C, в порівнянні з 580 °C. Мета дослідження впливу змотування при 660 °C в лабораторії була зрозуміти вплив температури змотування як на міцність гарячекатаної смуги, так і на міцність холоднокатаних і відпалюваних мартенситних сталей.

35 Властивості при розтягуванні сталей після відпалювання

На Фіг. 14a-14d представлені впливи температури термічної витримки (830 °C, 850 °C і 870 °C), температури змотування (580 °C і 660 °C) і складу сплаву (добавок Ti, B і Nb до основної сталі) на властивості при розтягуванні сталей після відпалювання. На Фіг. 14a і 14b подані діаграми величин міцності чотирьох сплавів при різних температурах термічної витримки і при температурах змотування 580 °C і 660 °C відповідно. На Фіг. 14c і 14d відображено
 40 діаграми пластичності чотирьох сплавів при різних температурах термічної витримки і при температурах змотування 580 °C і 660 °C відповідно. Можна бачити, що зменшення температури витримки від 870 °C до 830 °C привело в результаті до збільшення межі плинності на 41 МПа і межі міцності при розтягуванні на 56 МПа для сталі, що містить Ti-B, після гарячої прокатки і змотування за температури 580 °C (Фіг. 14a). Для сталі з вмістом Ni-B-Nb після змотування при тій же температурі (Фіг. 14a) найбільша міцність була представлена при температурі витримки 850 °C (YS: 1702 МПа і UTS: 1981 МПа). Подальше збільшення або зменшення температури термічної витримки не покращуватиме міцність сталі, що містить Ti-B-Nb. Температура витримки не мала явного впливу на міцність сталей, що містять Ti-B або Ti-B-Nb, після змотування за температури 660 °C. Воно також не мало значного впливу на міцність
 50 для основної і Ti-вмісних сталей при обох температурах змотування і не мало впливу на пластичність для всіх експериментальних сталей.

На Фіг. 15a-15d показані впливи температури загартування (780 °C, 810 °C і 840 °C), температури змотування (580 °C і 660 °C) і складу сплаву (добавок Ti, B і Nb до основної сталі)
 55 на властивості при розтягуванні сталей після відпалювання. На фіг.15a і 15b подані діаграми величин міцності для чотирьох сплавів при різних температурах загартування і при температурах змотування 580 °C і 660 °C відповідно. На фіг.15c і 15d подано діаграми величин пластичності чотирьох сплавів при різних температурах загартування і при температурах змотування 580 °C і 660 °C відповідно. Зменшення температури загартування від 840 °C до
 60 780 °C призвело в результаті до збільшення як межі плинності, так і межі міцності при

розтягуванні на приблизно 50-60 МПа в основній сталі і в сталі, що містить Ti, після гарячої прокатки і змотування за температури 580 °C (Фіг. 15a). Температура загартування не мала очевидного впливу на міцність основної сталі і Ti-вмісної сталі після змотування за температури 660 °C. Вона також не мала значного впливу на міцність сталей, що містять Ti-B і Ti-B-Nb, при обох температурах змотування і на пластичність для всіх експериментальних сталей.

Вплив температури змотування (580 °C і 660 °C)

Порівнюючи Фіг. 14a і 15a з Фіг. 14b і 15b, збільшення температури змотування від 580 °C до 660 °C не привело до значної зміни міцності при розтягуванні, але привело в результаті до невеликого зменшення межі плинності приблизно на 50 МПа в середньому для всіх експериментальних сталей при різних умовах відпалювання. Збільшення температури змотування не мало помітного впливу на пластичність в сталях, що містять Ti і Ti-B, але трохи зменшувало приблизно на 0,5 % пластичність основної сталі і Ti-B-Nb-вмісної сталі. Ці невеликі зміни, однак, знаходяться в діапазоні відхилень випробування і отже не є дуже значущими.

Вплив складу (Ti, B і Nb)

Як показано на Фіг. 14a-14d і 15a-15d, додавання Ti і B в сталь, що містить 0,28 % C - 1,0 % Mn-0,2 % Si, не мало значного впливу на міцність при обох температурах змотування 580 °C і 660 °C. Додаток Nb привела в результаті до збільшення межі плинності на 45-103 МПа і міцності при розтягуванні на 26-85 МПа при температурі змотування 580 °C (Фіг. 14a), але не для температури 660 °C (Фіг. 14b). За винятком сталі з додатком Ti, яка демонструвала значно кращу пластичність при температурі змотування 660 °C (Фіг. 14d і 15d), легуючі добавки в загальному випадку приводили до невеликого зменшення пластичності (<1 %).

Згинання сталей після відпалювання

У таблиці 5 наведені результати впливу Ti, B і Nb на властивості при розтягуванні і згинанні сталей після холодної прокатки з обтисненням 50 % і відпалювання після змотування за температури 580 °C. Процес відпалювання складався з повторного нагрівання холоднокатаної смуги (товщиною приблизно 1 мм) до температури 850 °C протягом 100 сек, миттєвого охолодження до 810 °C, ізотермічного витримання протягом 40 сек при температурі "загартування" і подальшого загартування у воді. Сталь потім повторно нагрівали до 200 °C протягом 100 сек, після чого слідувало повітряне охолодження для обробки старінням (OA). Як показано, було можливо виготовляти сталі з межею міцності при розтягуванні від 1850 до 2000 МПа шляхом зміни складу сплаву. Сталі зі вмістом тільки C, Mn і Si демонстрували найкраще згинання. Додаток Nb збільшувала міцність з невеликим погіршенням згинання. Витримання випробування на згинання визначено як довжина мікротріщини, менша ніж 0,5 мм при збільшенні 10х.

Таблиця 5

| № | Сталь | T _{витримки} °C | T _{загартування} °C | T _{OA} °C | Товщина, мм | YPE % | YS МПа | UTS МПа | YS/UTS | UE % | TE % | Витримка випробування на згинання |
|---|---|-----------------------------|---------------------------------|-----------------------|----------------|----------|-----------|------------|--------|---------|---------|---|
| 1 | Основна (0,28C-1,0 Mn-0,2Si) | 850 | 810 | 200 | 1,03 | 0 | 1599 | 1896 | 0,84 | 4,3 | 5,7 | 3,5t |
| 2 | Основна- 0,025Ti | 850 | 810 | 200 | 0,99 | 0 | 1597 | 1901 | 0,84 | 4 | 4,8 | > 4,0t |
| 3 | Основна- 0,025Ti- 0,001B | 850 | 810 | 200 | 1 | 0 | 1578 | 1886 | 0,84 | 3,5 | 4,9 | 3,75t |
| 4 | Основна- 0,025Ti- 0,001B- 0,03Nb | 850 | 810 | 200 | 0,99 | 0 | 1702 | 1981 | 0,86 | 3,4 | 4,4 | > 4,0t |

Порівняння з Прикладом 1 - Вплив марганцю

Сталь зі вмістом 0,28 % C-2,0 % Mn-0,2 % Si була представлена в прикладі 1 вище. Ми можемо порівняти її характеристику зі сталлю прикладу 1, яка містить 0,28 % C-1,0 % Mn-0,2 % Si для дослідження впливу Mn (1,0 % і 2 %) на властивості при розтягуванні. Детальні хімічні складові обох сталей наведені в таблиці 6.

Таблиця 6

| Сталь | C | Mn | Si | S | P | N | Al |
|-------------------------------|-------|-------|-------|-------|-------|--------|-------|
| Приклад 1 (0,28C-1,0Mn-0,2Si) | 0,249 | 0,985 | 0,204 | 0,003 | 0,007 | 0,0047 | 0,034 |
| Приклад 2 (0,28C-2,0Mn-0,2Si) | 0,25 | 2,01 | 0,202 | 0,003 | 0,007 | 0,0045 | 0,032 |

Властивості при розтягуванні гарячекатаних смуг зі вмістом Mn 1,0 % і 2,0 %

- У таблиці 7 відображені властивості при розтягуванні сталей зі вмістом Mn 1,0 % і 2,0 % відповідно після гарячої прокатки і змотування за температури 850 °C. Для властивостей при розтягуванні гарячекатаних смуг, сталь з більш низьким вмістом Mn демонструвала меншу міцність, ніж сталь з вищим вмістом Mn (YS на 51 МПа нижче і UTS на 61 МПа нижче). Це може сприяти більш високому ступеню обтиснення холодної прокатки для сталі з низьким вмістом Mn.

Таблиця 7

| Сталь | Товщина, мм | YPE, % | YS, МПа | UTS, МПа | YS/UTS | UE, % | TE, % |
|-------------------|-------------|--------|---------|----------|--------|-------|-------|
| 0,28C-1,0Mn-0,2Si | 3,44 | 1,68 | 375 | 571 | 0,66 | 17,6 | 32,2 |
| 0,28C-2,0Mn-0,2Si | 3,67 | 1,82 | 426 | 632 | 0,67 | 11,3 | 15,8 |

- У таблиці 8 показані властивості при розтягуванні сталей з 1,0 % і 2,0 % Mn відповідно після холодної прокатки (50 % -ве обтиснення холодної прокатки для сталі з 1 % Mn і 75 % -ве обтиснення холодної прокатки для сталі з 2 % Mn) і різних циклів відпалювання. Можна бачити, що при тій же обробці відпалювання при температурі 870 °C (витримка), 840 °C (загартування) і 200 °C (старіння) вміст Mn не впливав значно на міцність. При тій же температурі загартування, яка складала 810 °C, зменшення температури термічної витримки від 870 до 830 °C не впливало значно на міцність сталі з 1,0 % Mn, але значно збільшувало міцність сталі з 2,0 % Mn приблизно на 90 МПа. Це вказує, що сталь з 1,0 % Mn є досить стабільною за міцністю, незалежно від температури термічної витримки (від 870 до 850 °C), а сталь з 2,0 % Mn є більш чутливою до температури термічної витримки, можливо, через укрупнення зерен при більш високих температурах відпалювання. Сталь з 1,0 % Mn буде порівняно легше обробляти під час виготовлення завдяки більш широким технологічним вікнам.

Таблиця 8

| Сталь | Товщина мм | T _{витримки} °C | | T _{загартування} °C | | T _{оА} °C | | YPE % | YS МПа | TS МПа | YS / UTS | UE TE | |
|--------|---------------|--------------------------|------|------------------------------|------|--------------------|------|----------|-----------|-----------|-------------|-------|-----|
| | | 100 с | 60 с | 40 с | 25 с | 100 с | 60 с | | | | | % | % |
| | 1,03 | 870 | | 840 | | 200 | | 0 | 1593 | 1888 | 0,84 | 4,2 | 6 |
| 0,28 C | 1,03 | 870 | | 810 | | 200 | | 0 | 1597 | 1882 | 0,85 | 4,1 | 5,5 |
| 1,0 Mn | 0,95 | 870 | | 780 | | 200 | | 0 | 1652 | 1945 | 0,85 | 4 | 5,5 |
| 0,2 Si | 1,03 | 850 | | 810 | | 200 | | 0 | 1599 | 1896 | 0,84 | 4,3 | 5,7 |
| | 1,03 | 830 | | 810 | | 200 | | 0 | 1606 | 1896 | 0,85 | 4,3 | 5,5 |
| | 0,68 | | 870 | | 840 | | 200 | 0 | 1589 | 1891 | 0,84 | 3,8 | 3,8 |
| 0,28 C | 0,68 | | 870 | | 810 | | 200 | 0 | 1581 | 1927 | 0,82 | 4,3 | 4,3 |
| 2,0 Mn | 0,68 | | 870 | | 780 | | 200 | 0 | 1558 | 1907 | 0,82 | 4,5 | 5,4 |
| 0,2 Si | 0,69 | | 850 | | 810 | | 200 | 0 | 1657 | 2023 | 0,82 | 3,6 | 3,6 |
| | 0,69 | | 830 | | 810 | | 200 | 0 | 1656 | 2019 | 0,82 | 3,4 | 4,4 |

Згинання відпалених сталей з 1,0 % і 2,0 % Mn

- У таблиці 9 перераховані властивості при розтягуванні і згинанні сталей з 1,0 % і 2,0 % Mn після відпалювання. Сталь з 1,0 % Mn демонструвала краще згинання (3,5t порівняно з 4,0t) при аналогічному рівні міцності. Витримування випробування на згинання визначається як довжина

мікротріщини, менша ніж 0,5 мм при збільшенні 10х.

Таблиця 9

| | Товщина | T _{виримки} | T _{GJC} | T _{OA} | YPE | YS | TS | YS / | UE | TE | Витримка випробування на згинання |
|-------------------|---------|----------------------|------------------|-----------------|-----|------|------|------|-----|-----|---|
| Сталь | мм | °C | °C | °C | % | МПа | МПа | UTS | % | % | |
| 0,28C-1,0Mn-0,2Si | 1,03 | 850 | 810 | 200 | 0 | 1599 | 1896 | 0,84 | 4,3 | 5,7 | 3,5t |
| 0,28C-2,0Mn-0,2Si | 0,68 | 870 | 810 | 200 | 0 | 1581 | 1927 | 0,82 | 4,3 | 4,3 | 4,0t |

ПРИКЛАД 3

- 5 Для забезпечення гарної зварюваності сталей вуглецевий еквівалент (Seq) повинен бути менше 0,44. Вуглецевий еквівалент для даних сталей визначається такою формулою:

$$Seq = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15.$$

- Таким чином, при вмісті С 0,28 % і вмісті Мп 1 % або 2 % цілісність зварного шва визначається як неприйнятна. Подані приклади призначені для зменшення Seq і при цьому задоволення потреб міцності і зварюваності. Високий вміст вуглецю є переважним для збільшення міцності, але погіршує зварюваність. Відповідно до формули для обчислення вуглецевого еквівалента, Мп являє собою ще один елемент, який погіршує зварюваність. Таким чином, завданням є підтримка певної величини вмісту вуглецю (щонайменше 0,28 %) для досягнення достатньої надвисокої міцності і для дослідження впливу Мп на UTS (межа міцності при розтягуванні). Винахідники прагнули зменшити вміст Мп для поліпшення зварюваності, але при цьому підтримки надвисокого рівня міцності.

Термічна підготовка

- У таблиці 10 показані хімічні складові досліджуваних сталей в Прикладі 3. Розробка сплаву включала в себе розуміння впливу вмісту С і добавки В на властивості при розтягуванні в остаточних відпалених виробах.

Таблиця 10

| № | Позначення | C | Mn | Si | Ti | B | Al | N | S | P | C _{eq} |
|---|------------|-------|-------|-------|-------|--------|-------|--------|-------|-------|-----------------|
| 1 | 28C | 0,282 | 0,577 | 0,199 | 0,021 | | 0,02 | 0,004 | 0,005 | 0,004 | 0,38 |
| 2 | 28C-2B | 0,281 | 0,58 | 0,197 | 0,022 | 0,0016 | 0,022 | 0,0042 | 0,004 | 0,004 | 0,38 |
| 3 | 32C | 0,321 | 0,578 | 0,195 | 0,021 | | 0,021 | 0,0044 | 0,004 | 0,004 | 0,42 |
| 4 | 32C-2B | 0,323 | 0,578 | 0,196 | 0,022 | 0,0017 | 0,032 | 0,0053 | 0,004 | 0,005 | 0,42 |
| 5 | 36C | 0,363 | 0,58 | 0,196 | 0,022 | | 0,025 | 0,0044 | 0,004 | 0,004 | 0,46 |

- П'ять слябів вагою 45 кг (по одному кожного сплаву) були відлиті в лабораторії. Після повторного нагрівання і аустенізації при температурі 1230 °C протягом 3 годин сляби були піддані гарячекатанню або до товщини від 63 мм до 20 мм на лабораторному стані. Кінцева температура прокатки становила приблизно 900 °C. Листи були охолоджені повітрям після гарячої прокатки.

Дослідження гарячої прокатки і мікроструктури / властивостей при розтягуванні

- Після розрізання і повторного нагрівання попередньо прокатаних листів товщиною 20 мм до температури 1230 °C протягом 2 годин листи піддали гарячекатанню від товщини 20 мм до 3,5 мм. Кінцева температура прокатки була приблизно 900 °C. Після контрольованого охолодження з середньою швидкістю охолодження близько 45 °C/сек гарячекатані смуги кожного складу витримували в печі при температурі 580 °C і 660 °C відповідно протягом 1 години, після чого слідувало 24-годинне охолодження в печі для промислового процесу змотування. Використання двох різних температур змотування було призначено для розуміння наявного технологічного вікна під час гарячої прокатки для виготовлення цього виробу.

- Три зразки згідно стандарту JIS-T були виготовлені з кожної гарячекатаної сталі (також відомі під назвою "гарячекатані смуги") для випробувань на розтягування при кімнатній температурі. Зняття характеристик мікроструктури гарячекатаних смуг виконували за допомогою методу скануючої електронної мікроскопії (СЕМ) в місці чверті товщини поперечного перерізу.

Холодна прокатка і відпалювання

Після шліфування обох поверхонь гарячекатаних смуг для видалення будь-якого знеуглецьованого шару сталі піддавалися холодній прокатці в лабораторії з обтисненням 50 % для отримання повністю зміцнених сталей з остаточною товщиною 1,0 мм для наступного відпалювання.

Впливи температур термічної витримки, загартування і порівняння різних комбінацій температур витримки і загартування під час відпалювання на механічні властивості сталей були досліджені для всіх експериментальних сталей. Принципова схема циклів відпалювання показана на Фіг. 16a-16c. На Фіг. 16a зображений цикл відпалювання зі змінною температурою термічної витримки від 830 °C до 870 °C. На Фіг. 18b зображений цикл відпалювання зі змінною температурою загартування від 780 °C до 840 °C. На Фіг. 16c зображений цикл відпалювання зі змінними комбінаціями температур витримки і загартування.

Вплив температури витримки

Процес відпалювання включає в себе повторне нагрівання холоднокатаної смуги (товщиною приблизно 1,0 мм) до 870 °C, 850 °C і 830 °C протягом 100 сек відповідно для дослідження впливу температури витримки на остаточної властивості. Після миттєвого охолодження до температури 810 °C і ізотермічного витримування протягом 40 сек було застосовано загартування у воді. Сталі потім повторно нагрівали до 200 °C протягом 110 сек, після чого слідувало повітряне охолодження для обробки старінням.

Вплив температури загартування

Процес відпалювання включає в себе повторне нагрівання холоднокатаної смуги до 870 °C протягом 110 сек і миттєве охолодження до 840 °C, 810 °C і 780 °C відповідно для дослідження впливу температури загартування на механічні властивості сталей. Загартування у воді виконували після 40 сек ізотермічного витримування при температурі загартування. Сталі потім повторно нагрівали до 200 °C протягом 100 сек, після чого слідувало повітряне охолодження для обробки старінням.

Вплив різних комбінацій циклу відпалювання

Цикл відпалювання включає в себе повторне нагрівання холоднокатаних сталей до температури 870 °C, 810 °C і 830 °C протягом 100 сек відповідно, миттєве охолодження до температур загартування (770 °C, 790 °C і 810 °C відповідно), ізотермічне витримування протягом 40 сек, після чого слідувало загартування у воді. Сталі потім повторно нагрівали до температури 870 °C протягом 100 сек, після чого слідувало охолодження повітрям для обробки старінням.

Властивості при розтягуванні і згинанні відпалених сталей

Зразки для випробування розтягуванням відповідно до стандарту ASTM-T були виготовлені з кожної відпаленої смуги для випробування на розтягування при кімнатній температурі. Зразки, оброблені одним циклом відпалювання були обрані для випробування на згинання. Цей цикл відпалювання включав у себе повторне нагрівання холоднокатаної смуги (товщиною приблизно 1,0 мм) до 850 °C протягом 100 сек, миттєве охолодження до 810 °C, ізотермічне витримування протягом 40 сек при температурі загартування, після чого слідувало загартування у воді. Сталі потім повторно нагрівали до 200 °C протягом 100 сек, після чого слідувало повітряне охолодження для обробки старінням. Випробування на вільний V-подібний вигин під кутом 90° вздовж напрямку прокатки використовувався для зняття характеристик згинання. У цьому дослідженні діапазон радіуса матриці змінювали від 2,75 до 4,00 мм з приростами 0,25 мм. Поверхню зразка після випробування на згинання спостерігали з збільшенням 10х. Довжина тріщини на зразку на зовнішній поверхні вигину, яка була менш 0,5 мм, вважається "мікротріщиною", а тріщина більш 0,5 мм вважається відмовою. Зразок без видимої тріщини будь-якої довжини визначається як такий, що "витримав випробування".

Мікроструктура і властивості при розтягуванні гарячекатаних смуг

На Фіг. 17a-17e наведені СЕМ-мікрофотографії зі збільшенням 1000х гарячекатаних сталей (зі вмістом вуглецю від 0,28 до 0,36 %) після гарячої прокатки і змотування за температури 580 °C. Збільшення вмісту вуглецю і добавка бору приводила в результаті до збільшення об'ємної концентрації мартенситу, що може пояснюватися роллю C і B в збільшенні здатності до зміцнення. На Фіг. 17a приведена СЕМ-мікрофотографія сталі з 0,28 % C. На Фіг. 17b представлена СЕМ-мікрофотографія сталі з вмістом 0,28 % C-0,002 % B. На Фіг. 17c представлена СЕМ-мікрофотографія сталі з 0,32 % C. На Фіг. 17d представлена СЕМ-мікрофотографія сталі з 0,32 % C - 0,002 % B. На Фіг. 17e представлена СЕМ-мікрофотографія сталі зі вмістом 0,36 % C.

Відповідні властивості при розтягуванні експериментальних сталей при кімнатній температурі (після гарячої прокатки і змотування при 580 °C) показані на Фіг. 18a і 18b. На

фіг.18а зображена діаграма зміни міцності сплавів залежно від вмісту вуглецю, з бором і без бору. На Фіг. 18b зображена діаграма зміни пластичності сплавів залежно від вмісту вуглецю, з бором і без бору. Збільшення вмісту вуглецю від 0,28 % до 0,36 % привело до збільшення межі міцності при розтягуванні від 529 до 615 МПа і межі плинності від 374 до 417 МПа. Величини відносного загального і рівномірного подовження залишилися аналогічними, складаючи 29 % і 15 % відповідно. Добавка 0,002 % бору в сталях зі вмістом вуглецю 0,28 % і 0,32 % привела в результаті до збільшення UTS (межі міцності при розтягуванні) приблизно на 40 МПа.

На Фіг. 19а – 19е наведені СЕМ-мікрофотографії при збільшенні 1000х гарячекатаних сталей (зі вмістом С від 0,28 % до 0,36 %) після гарячої прокатки і змотування за температури 660 °С. На Фіг. 19а приведена СЕМ-мікрофотографія сталі з 0,28 % С. На Фіг. 19b приведена СЕМ-мікрофотографія сталі з 0,28 % С - 0,002 % В. На Фіг. 19с приведена СЕМ-мікрофотографія сталі з 0,32 % С. На Фіг. 19d приведена СЕМ-мікрофотографія сталі з 0,32 % С - 0,002 % В. На Фіг. 19е приведена СЕМ-мікрофотографія сталі з 0,36 % С. Добавка бору призвела до невеликого збільшення розміру зерна, що може пояснюватися уповільненням фазового перетворення бором під час охолодження. Таким чином, остаточна прокатка відбувалася в аустенітній області з відносно великим розміром зерна аустеніту для сталей з добавкою В, і крупнозернистий аустеніт перетворювався безпосередньо в грубозернисту феритно-перлітну мікроструктуру.

Відповідні властивості при розтягуванні при кімнатній температурі (після гарячої прокатки і змотування при 660 °С) представлені на Фіг. 20а і 20b. На Фіг. 20а приведена діаграма зміни міцності сплавів залежно від вмісту вуглецю, з бором і без бору. На Фіг. 20b приведена діаграма зміни межі плинності міцності сплавів залежно від вмісту вуглецю, з бором і без бору. Збільшення вмісту вуглецю від 0,28 % до 0,36 % не вплинуло значно на властивості при розтягуванні. Добавка 0,002 % бору в сталі зі вмістом 0,28 % і 0,32 % С призвела до невеликого зменшення межі міцності, що може пояснюватися збільшенням розміру зерна. На підставі спостережуваних рівнів міцності, ці сталі можуть бути легко піддані холодній прокатці до малих товщин без будь-яких проблем.

Вплив температури змотування на властивості при розтягуванні

Порівнюючи властивості при розтягуванні на Фіг. 18а-18b і Фіг. 20а-20b, збільшення температури змотування від 580 °С до 660 °С привело до зменшення міцності та збільшення пластичності, що сприяє можливості збільшення холодного обтискання і поліпшення здатності отримання заданого співвідношення товщини і ширини. Збільшення вмісту С від 0,28 % до 0,36 % і добавка В до основної сталі чинить менший вплив на властивості при розтягуванні сталей при вищій температурі змотування, яка складає 660 °С, в порівнянні з 580 °С. Мета дослідження впливу змотування при 660 °С в лабораторії полягала в розумінні впливу температури змотування як на міцність гарячекатаної смуги, так і на міцність холоднокатаних і відпалених мартенситних сталей.

Властивості при розтягуванні сталей після відпалювання

Вплив температури термічної витримки (830 °С, 850 °С і 870 °С)

На Фіг. 21а-21d представлені впливи температури термічної витримки (830 °С, 850 °С і 870 °С), температури змотування (580 °С і 660 °С) і складу сплаву (вмісту С і добавки В до основної сталі) на властивості при розтягуванні сталей після відпалювання. На Фіг. 21а і 21b подано діаграми величин міцності п'яти сплавів при різних температурах термічної витримки і при температурах змотування, які складають 580 °С і 660 °С відповідно. На Фіг. 21с і 21d показано діаграми величин пластичності п'яти сплавів при різних температурах термічної витримки і при температурах змотування, які складають 580 °С і 660 °С відповідно. Можна бачити, що мартенситні сталі з рівнем UTS (межі міцності при розтягуванні) від 2000 МПа до більш ніж 2100 МПа і ТЕ (загальним відносним подовженням) 3,5-5,0 % можуть бути отримані в лабораторії, використовуючи складові сталі зі вмістом С 0,32 і 0,36 % при температурах витримки 830 °С і 850 °С. Зменшення температури витримки від 870 °С до 850 °С привело в результаті до невеликого збільшення міцності для більшості сталей. Збільшення температури змотування не мало значного впливу на міцність, але трохи поліпшило пластичність в більшості випадків. Збільшення вмісту С від 0,28 % до 0,36 % привело в результаті до збільшення UTS приблизно на 200 МПа. Добавка 0,002 % В до основної сталі привела до зменшення міцності для більш низької температури змотування, яка складає 580 °С, але не для температури змотування, яка складає 660 °С. Не спостерігалось значного впливу добавки В на пластичність, незалежно від температури змотування.

Вплив температури загартування (780 °С, 810 °С і 840 °С)

На Фіг. 22а-22d показані впливи температур загартування (780 °С, 810 °С і 840 °С), температури змотування (580 °С і 660 °С) і складу сплаву (вмісту С і добавки В до основної

сталі) на властивості при розтягуванні сталей після відпалювання. На Фіг. 22a і 22b подано діаграми величин міцності п'яти сплавів при різних температурах загартування і при температурах змотування 580 °C і 660 °C відповідно. На Фіг. 22c і 22d подано діаграми величин пластичності п'яти сплавів при різних температурах загартування і при температурах змотування 580 °C і 660 °C відповідно. Можна бачити, що мартенситні сталі з величиною UTS, близькою до або що перевищує 2100 МПа і величиною TE, яка складає 3,5-5,0 %, можуть бути отримані в лабораторії, використовуючи сталь з 0,36 % C при температурі термічної витримки 870 °C і різних температурах загартування. У порівнянні з результатами на Фіг. 21a і 21b, сталі з не тільки 0,36 % C, але також з 0,32 % C могли бути піддані термічній обробці для отримання рівня UTS, що складає 2000-2100 МПа і TE, що складає 3,5-5,0 % при температурах витримки 830 °C і 850 °C. Таким чином, температура витримки, яка складає приблизно 850 °C, може допомогти в досягненні оптимальних механічних властивостей. Зменшення температури загартування від 840 °C до 780 °C не мало значного впливу на властивості при розтягуванні для сталей з 0,32 % і 0,36 % C, незалежно від добавки В і температури змотування. Проте зменшення температури змотування від 840 °C і 780 °C для сталей з 0,28 % C (температура змотування 580 °C) призвело до зменшення міцності на 100 МПа, коли не було добавки В, і цей ефект став менш вираженим, коли була добавка В, тобто до збільшення тільки на 40 МПа. Це демонструє, що добавка В є сприятливою для стабілізації властивостей при розтягуванні, особливо для сталей з відносно низьким вмістом С. Збільшення вмісту С від 0,28 до 0,36 % привело в результаті до збільшення UTS приблизно на 200-300 МПа, без очевидної зміни пластичності, особливо для більш високої температури змотування, яка складає 660 °C. В цілому, в порівнянні зі сталями після змотування за температури 580 °C, властивості при розтягуванні сталей, змотаних при 660 °C, мали меншу чутливість до температур загартування.

На Фіг. 23a-23d проілюстровано вплив складу і циклу відпалювання на (23a-23b) міцність при розтягуванні і (23c-23d) пластичність. На Фіг. 22a і 22b наведені діаграми величин міцності п'яти сплавів при трьох різних парах температур витримки/загартування (790 °C/770 °C, 810 °C/790 °C і 830 °C/810 °C) і при температурах змотування 580 °C і 660 °C відповідно. На Фіг. 22c і 22d наведені діаграми величин пластичності п'яти сплавів при трьох різних парах температур витримки/загартування і при температурах змотування 580 °C і 660 °C відповідно. Сталі, оброблені при температурі змотування 790 °C і температурі загартування 770 °C демонстрували найнижчу міцність, що може пояснюватися неповною аустенізацією при температурі витримки 790 °C. На Фіг. 24a-24d наведені мікрофотографії чотирьох з п'яти сплавів, які були змотані при 660 °C, піддалися холодній прокатці та відпалюванню, використовуючи пару температур витримки/загартування 790 °C/770 °C. Як можна бачити, ферит утворився після циклу відпалювання для всіх чотирьох складових сталей. Аналогічно цьому, на Фіг. 24e-24h наведені мікрофотографії чотирьох з п'яти сплавів, які були відпалені, використовуючи пару температур витримки/загартування 810 °C/790 °C. Утворення фериту все ще можна спостерігати для сталей з 0,28 % C і 0,32 % C. Збільшення вмісту С привело в результаті до збільшення здатності до зміцнення, так що менше фериту утворюється в тому ж самому циклі відпалювання. І нарешті, на Фіг. 24i-24l наведені мікрофотографії чотирьох з п'яти сплавів, які були відпалені, використовуючи пару температур витримки/загартування 830 °C/810 °C. Більшість сталей демонструють найвищу міцність після відпалювання при цих температурах, що може бути завдяки отриманій майже повній мартенситній мікроструктурі.

Згинання сталей після відпалювання

У таблиці 11 наведені результати впливів С і В на властивості при розтягуванні і згинання сталей після холодної прокатки з обтисканням 50 % і відпалювання після змотування за температури 580 °C. Процес відпалювання складався з повторного нагрівання холоднокатаної смуги (товщиною приблизно 1,0 мм) до 850 °C протягом 100 сек, миттєвого охолодження до 810 °C, ізотермічного витримування протягом 40 сек при температурі "загартування", з подальшим загартуванням у воді. Сталі потім були повторно нагріті до 200 °C на протязі 100 сек, після чого слідувало повітряне охолодження для імітаційної обробки старінням (ОА). Як показано в таблиці 11, було можливо виготовити сталі з межею міцності при розтягуванні від 1830 до 2080 МПа шляхом зміни складу сплаву.

Таблиця 11

| № | Сталь | T _{витримка} °C | T _{загартування} °C | T _{ОА} °C | Товщина мм | YPE % | YS МПа | UTS МПа | YS/ UTS | UE % | TE % | Витримка випробування на згинання |
|---|--------|-----------------------------|---------------------------------|-----------------------|---------------|----------|-----------|------------|------------|---------|---------|---|
| 1 | 28C | 850 | 810 | 200 | 0,93 | 0 | 1593 | 1908 | 0,83 | 3,5 | 4 | 3,5t |
| 2 | 28C-B | 850 | 810 | 200 | 1,06 | 0 | 1540 | 1838 | 0,84 | 3,2 | 3,2 | 3,75t |
| 3 | 32C | 850 | 810 | 200 | 0,99 | 0 | 1644 | 2005 | 0,82 | 4,1 | 4,5 | 4,0t |
| 4 | 32C-2B | 850 | 810 | 200 | 0,99 | 0 | 1569 | 1922 | 0,82 | 4 | 4,9 | 3,5t |
| 5 | 36C | 850 | 810 | 200 | 0,97 | 0 | 1688 | 2080 | 0,81 | 3,5 | 3,5 | 4,0t |

Порівняння з прикладами 1 і 2 - Вплив марганцю для сталей з 0,28 % C

- 5 Сталі з 0,28 % C і 1,0 %/2,0 % Mn були представлені вище в прикладах 1 і 2. Далі проведено порівняння цих сталей зі сталлю, що містить 0,28 % C і 0,5 % Mn для дослідження впливу Mn (від 0,5 % до 2,0 %) на властивості при розтягуванні. Детальні хімічні складові сталей наведені в таблиці 12.

Таблиця 12

| № | Умове позначення | C | Mn | Si | Ti | B | Al | N | S | P | Seq |
|---|---------------------|-------|-------|-------|-------|--------|-------|--------|-------|-------|------|
| 1 | 28C-0,5Mn-Ti | 0,282 | 0,577 | 0,199 | 0,021 | | 0,02 | 0,004 | 0,005 | 0,004 | 0,38 |
| 2 | 28C-0,5Mn-Ti-B | 0,281 | 0,58 | 0,197 | 0,022 | 0,0016 | 0,022 | 0,0042 | 0,004 | 0,004 | 0,38 |
| 3 | 28C-1,0Mn-Ti | 0,28 | 0,98 | 0,198 | 0,024 | | 0,04 | 0,0047 | 0,003 | 0,005 | 0,44 |
| 4 | 28C-1,0Mn-Ti-B | 0,29 | 0,98 | 0,204 | 0,024 | 0,0018 | 0,04 | 0,0047 | 0,003 | 0,005 | 0,45 |
| 5 | 28C-1,0Mn | 0,29 | 0,98 | 0,204 | | | 0,035 | 0,0049 | 0,003 | 0,007 | 0,45 |
| 6 | 28C-2,0Mn | 0,28 | 2,01 | 0,201 | | | 0,034 | 0,005 | 0,003 | 0,006 | 0,62 |

- 10 У таблиці 13 наведені властивості при розтягуванні сталей з 0,5 % до 2,0 % Mn і добавками Ti і B після гарячої прокатки і змотування за температури 580 °C. Для сталей з добавкою Ti збільшення вмісту Mn від 0,5 % до 1,0 % призвело до збільшення як межі плинності і межі міцності при розтягуванні, так і відношення межі плинності до межі міцності, але без значного впливу на пластичність. Добавка B в сталі, що мають добавку Ti, зі вмістом Mn від 0,5 % до 1,0 % привело в результаті до збільшення міцності. У порівнянні зі сталлю "28 C-1,0 Mn", добавка Ti сприяла збільшенню як межі міцності, так і відношення межі плинності до межі міцності, що можна пояснити зміцненням в результаті осаджування Ti. Сталі з нижчим вмістом Mn демонстрували більш низьку міцність, ніж сталі з більш високим вмістом Mn. Це може сприяти більшій мірі обтискання холодної прокатки для сталі з низьким вмістом Mn.

20

Таблиця 13

| Сталь | Товщина, мм | YPE, % | YS, МПа | UTS, МПа | YS/UTS | UE, % | TE, % |
|----------------|-------------|--------|---------|----------|--------|-------|-------|
| 28C-0.5Mn-Ti | 3,89 | 2,15 | 374 | 529 | 0,71 | 16,4 | 29,3 |
| 28C-0,5Mn-Ti-B | 3,77 | 1,7 | 390 | 567 | 0,69 | 15,3 | 32 |
| 28C-1,0Mn-Ti | 3,49 | 3,86 | 448 | 612 | 0,73 | 15,5 | 29,6 |
| 28C-1,0Mn-Ti-B | 3,61 | 3,93 | 491 | 655 | 0,75 | 13,7 | 27,5 |
| 28C-1,0Mn | 3,44 | 1,68 | 375 | 571 | 0,66 | 17,6 | 32,2 |
| 28C-2,0Mn | 3,64 | 1,82 | 426 | 632 | 0,67 | 11,3 | 15,8 |

На Фіг. 25a-25d показані властивості при розтягуванні сталей з 0,5 % до 2,0 % Mn після змотування при 580 °C, холодної прокатки (обтискання 50 % холодної прокатки для сталі з 0,5 % і 1,0 % Mn і обтискання 75 % холодної прокатки для сталі з 2,0 % Mn) і різних циклів

відпалювання. Вісь X на Фіг. 25a-25d вказує температуру термічної витримки і загартування, тобто 870/840 означає витримку при температурі 870 °C і загартування при температурі 840 °C. Можна бачити, що при тій самій обробці відпалювання при 850 °C-810 °C (температура витримки-загартування) і 200 °C (старіння) збільшення вмісту Mn від 0,5 % до 1,0 % не мало значного впливу на міцність для сталі з вмістом Ti, але привело в результаті до збільшення міцності для сталі з обома добавками Ti і B і збільшення пластичності. Подальше збільшення вмісту Mn до 2,0 % привело до помітного збільшення UTS більш ніж на 100 МПа, YS більш ніж на 50 МПа і зменшення пластичності. Цей ефект був не прийнятний для високої температури витримки 870 °C, при якій сталі з 2,0 % Mn не демонстрували збільшення межі міцності. Це вказує, що сталь з 2,0 % Mn є більш чутливою до температури термічної витримки, що може бути через збільшення розміру зерен при більш високих температурах відпалювання. При температурі термічної витримки 870 °C збільшення вмісту Mn від 0,5 % до 1,0 % привело в результаті до збільшення як межі міцності, так і пластичності для температур загартування, які складають 810 °C і 780 °C. Сталь з вмістом від 0,5 % до 1,0 % Mn буде відносно легше оброблятися під час виготовлення завдяки більш широким технологічним вікнам.

Згинання відпалених сталей з 0,5 до 2,0 % Mn

У таблиці 14 наведені властивості при розтягуванні і згинанні сталей зі вмістом від 0,5 % до 2,0 % Mn після відпалювання, які були попередньо змотані при 580 °C. Сталь "28 C-0,5 Mn-Ti" демонструвала краще згинання, ніж сталь "28 C-1,0 Mn-Ti" (3,5t порівняно з 4,0t) при аналогічному рівні UTS, що становить 1900 МПа.

Таблиця 14

| | T _{витримки} | T _{загартування} | T _{ОА} | Товщина | YPE | YS | UTS | YS/UTS | UE | TE | Витримка випробування на згинання |
|----------------|-----------------------|---------------------------|-----------------|---------|-----|------|------|--------|-----|-----|-----------------------------------|
| Сталь | °C | °C | °C | Мм | % | МПа | МПа | UTS | % | % | |
| 28C-0,5Mn-Ti | 850 | 810 | 200 | 0,93 | 0 | 1593 | 1908 | 0,83 | 3,5 | 4 | 3,5t |
| 28C-0,5Mn-Ti-B | 850 | 810 | 200 | 1,06 | 0 | 1540 | 1838 | 0,84 | 3,2 | 3,2 | 3,75t |
| 28C-1,0Mn-Ti | 850 | 810 | 200 | 0,99 | 0 | 1597 | 1901 | 0,84 | 4 | 4,8 | > 4,0t |
| 28C-1,0Mn-Ti-B | 850 | 810 | 200 | 1 | 0 | 1578 | 1886 | 0,84 | 3,5 | 4,9 | 3,75t |
| 28C-1,0Mn | 850 | 810 | 200 | 1,03 | 0 | 1599 | 1896 | 0,84 | 4,3 | 5,7 | 3,5t |
| 28C-2,0Mn | 0.68 | 870 | 810 | 200 | 0 | 1581 | 1927 | 0,82 | 4,3 | 4,3 | 4,0t |

Слід розуміти, що даний опис представлено тут у вигляді детальних варіантів здійснення даного винаходу для того, щоб зробити повний і закінчений опис даного винаходу, і що такі подробиці не слід інтерпретувати як обмежуючі істинний об'єм даного винаходу, представлений і визначений в поданій формулі винаходу.

ФОРМУЛА ВИНАХОДУ

- Холоднокатаний і відпалений виріб, виконаний у вигляді холоднокатаного листа, смуги або рулону з межею міцності при розтягуванні щонайменше 1700 МПа, виконаний із сплаву мартенситної сталі, що має наступний склад:
від 0,22 до 0,36 мас. % вуглецю,
від 0,5 до 2,0 мас. % марганцю,
від 0,195 до 0,204 мас. % кремнію,
решта залізо і неминучі домішки,
причому вуглецевий еквівалент, що розрахований за формулою:
 $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$, є менше 0,44,
де C_{eq} - вуглецевий еквівалент, а C, Mn, Cr, Mo, V, Ni та Cu - мас. % елементів в сплаві.
- Виріб за п. 1, який **відрізняється** тим, що вищезгаданий холоднокатаний лист, смуга або рулон має межу міцності при розтягуванні, яка складає щонайменше 1800 МПа.
- Виріб за п. 2, який **відрізняється** тим, що вищезгаданий холоднокатаний лист, смуга або рулон має межу міцності при розтягуванні, яка складає щонайменше 1900 МПа.
- Виріб за п. 3, який **відрізняється** тим, що вищезгаданий холоднокатаний лист, смуга або рулон має межу міцності при розтягуванні, яка складає щонайменше 2000 МПа.

5. Виріб за п. 4, який **відрізняється** тим, що вищезгаданий холоднокатаний лист, смуга або рулон має межу міцності при розтягуванні, яка складає щонайменше 2100 МПа.
6. Виріб за п. 1, який **відрізняється** тим, що вищезгаданий холоднокатаний лист, смуга або рулон має межу міцності при розтягуванні в діапазоні від 1700 до 2200 МПа.
- 5 7. Виріб за п. 1, який **відрізняється** тим, що вищезгаданий холоднокатаний лист, смуга або рулон має спільне відносне подовження, яке складає щонайменше 3,5 %.
8. Виріб за п. 7, який **відрізняється** тим, що вищезгаданий холоднокатаний лист, смуга або рулон має спільне відносне подовження, яке складає щонайменше 5 %.
9. Виріб за п. 1, який **відрізняється** тим, що вищезгаданий холоднокатаний лист, смуга або
- 10 10. Виріб за п. 1, який **відрізняється** тим, що вищезгаданий холоднокатаний лист, смуга або рулон має товщину, меншу або рівну 1 мм.
11. Виріб за п. 1, який **відрізняється** тим, що вищезгаданий сплав містить від 0,22 до 0,28 мас. % вуглецю.
11. Виріб за п. 1, який **відрізняється** тим, що вищезгаданий сплав містить від 0,28 до 0,36 мас. % вуглецю.

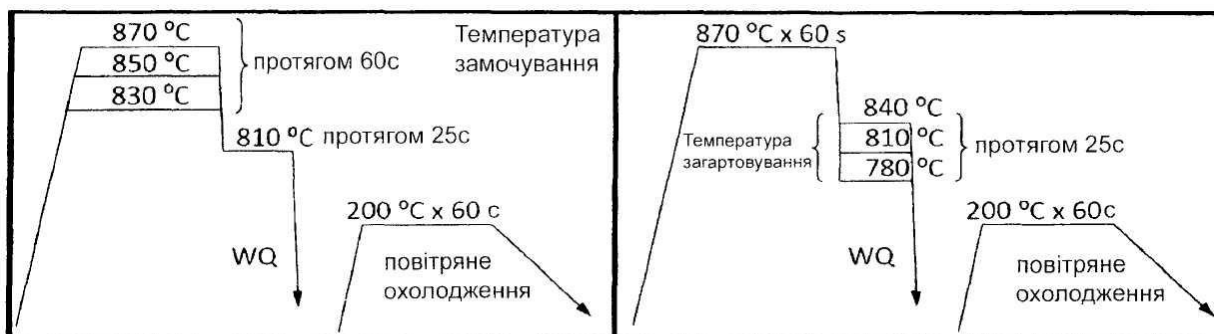


Fig. 1a

Fig. 1b

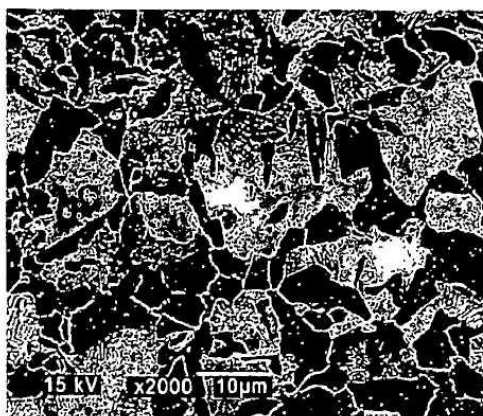
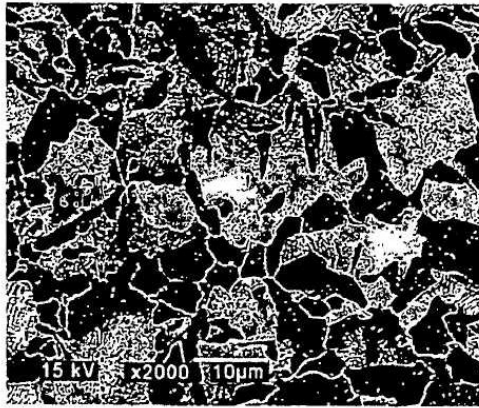
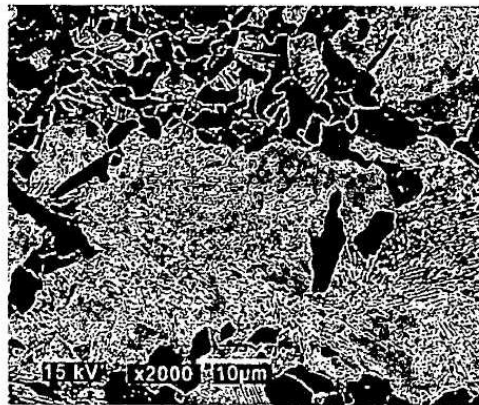


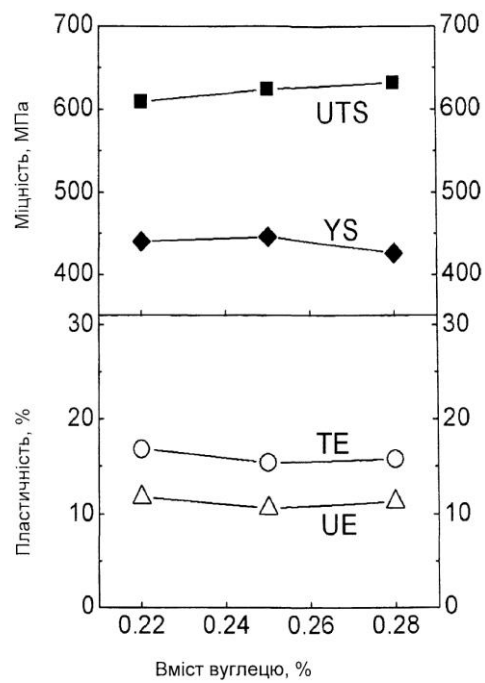
Fig. 2a



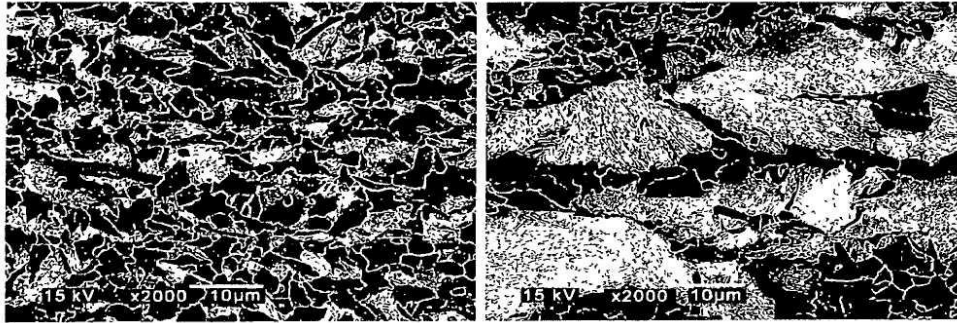
Фиг. 2b



Фиг. 2c

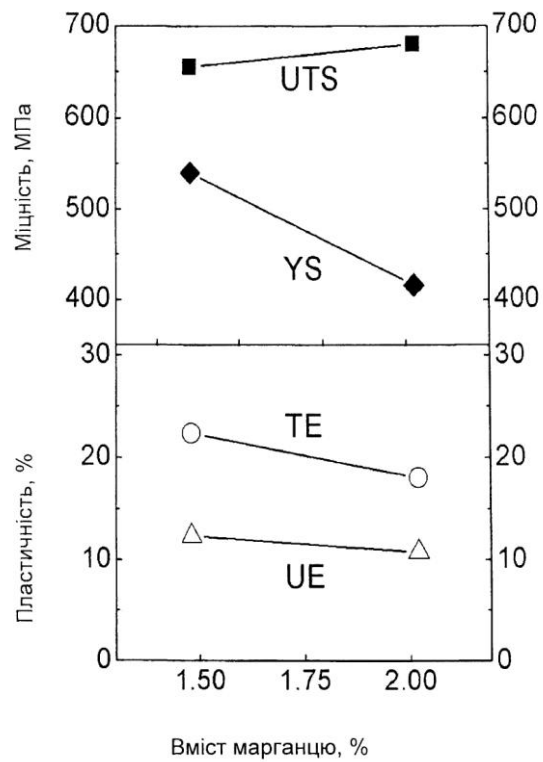


Фиг. 3

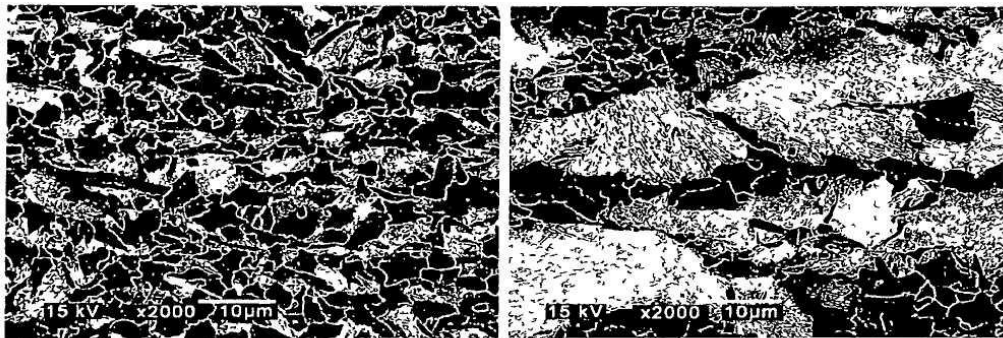


Фіг. 4a

Фіг. 4b

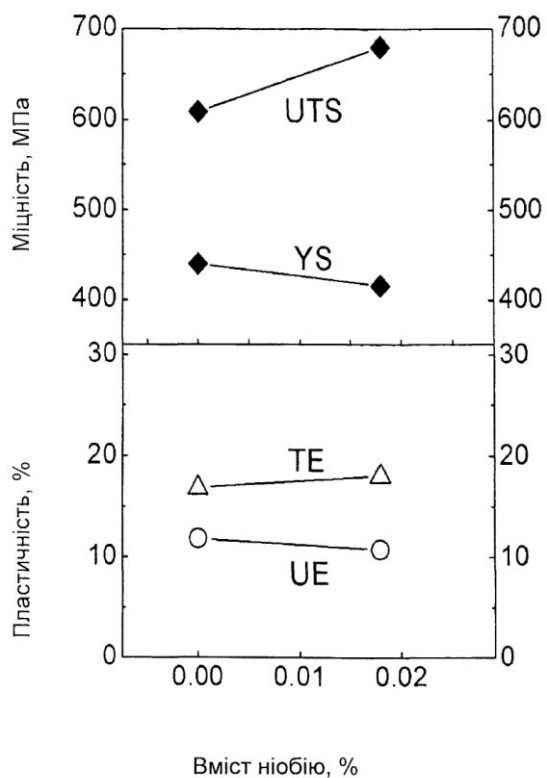


Фіг. 5

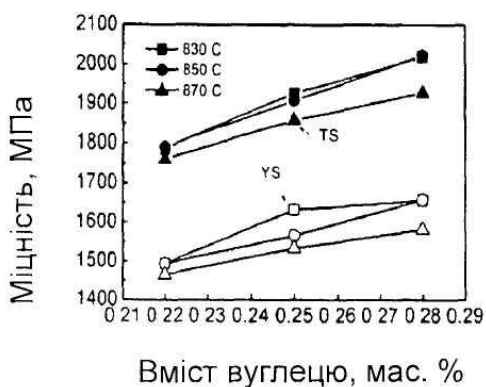


Фіг. 6a

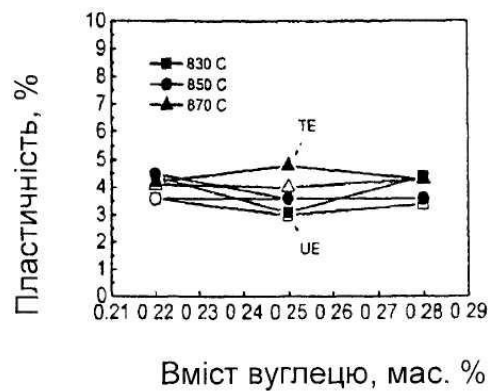
Фіг. 6b



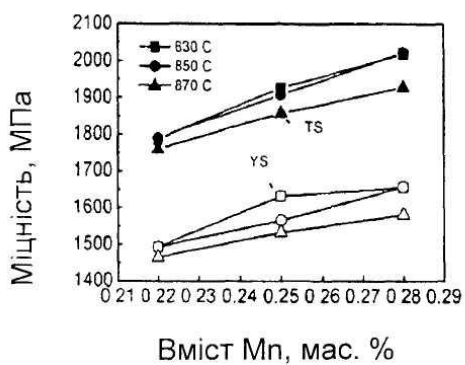
Фіг. 7



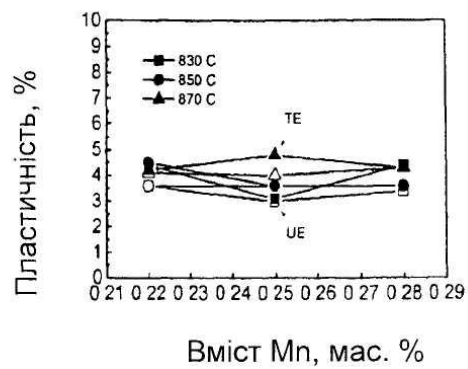
Фіг. 8a



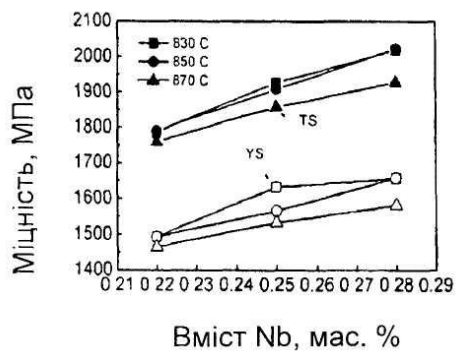
Фіг. 8b



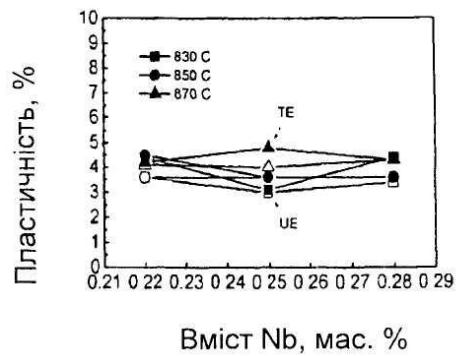
Фіг. 8c



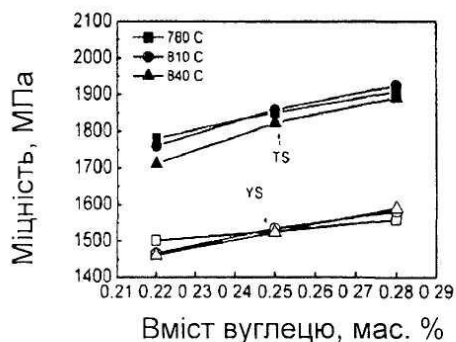
Фіг. 8d



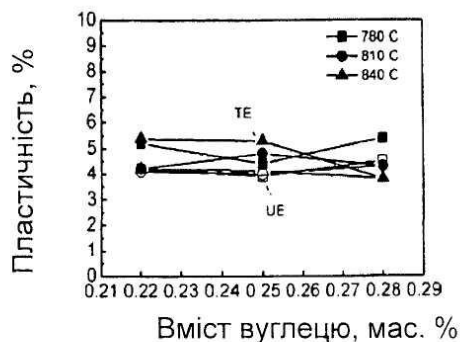
Фиг. 8e



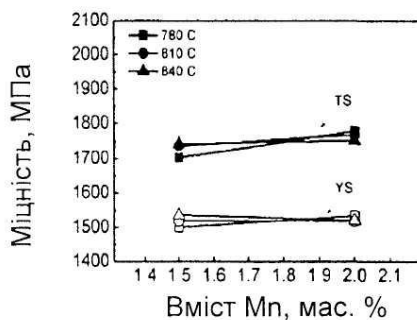
Фиг. 8f



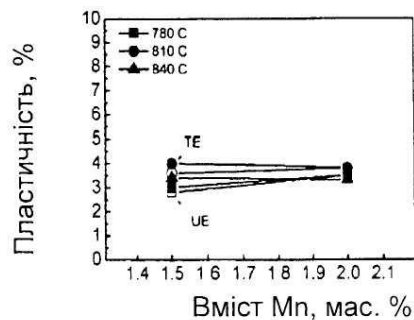
Фиг. 9a



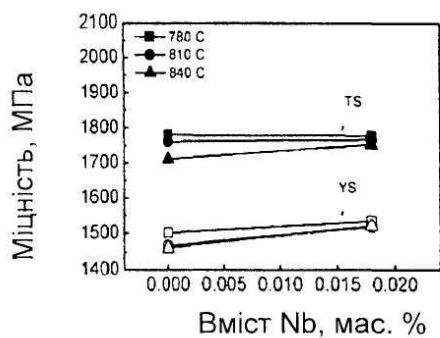
Фиг. 9b



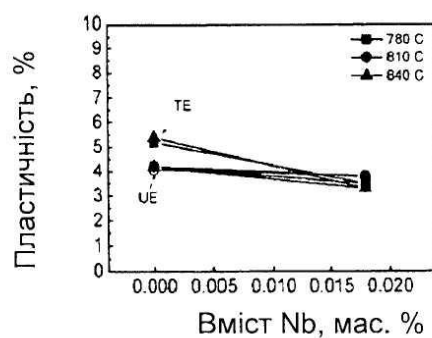
Фиг. 9c



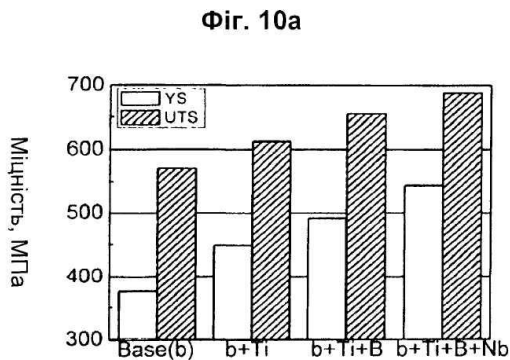
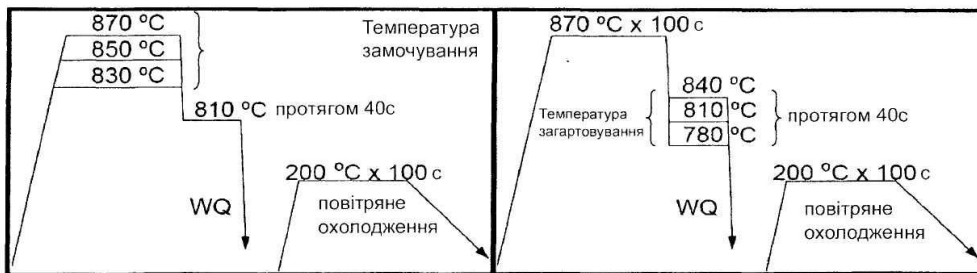
Фиг. 9d



Фиг. 9e

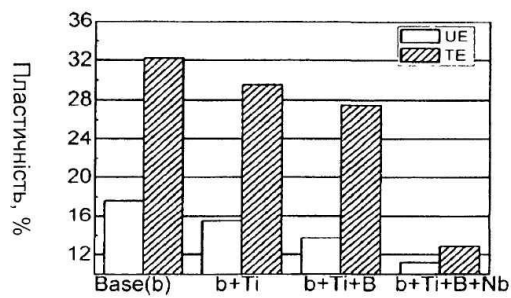


Фиг. 9f



Експериментальна сталь

Fig. 11a



Експериментальна сталь

Fig. 11b

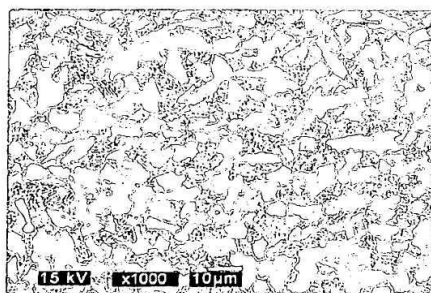


Fig. 12a

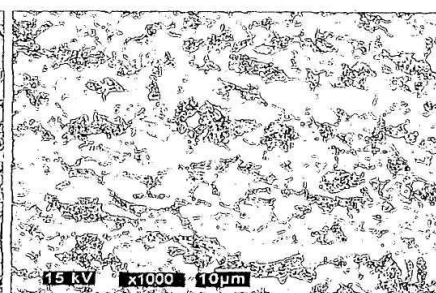


Fig. 12b

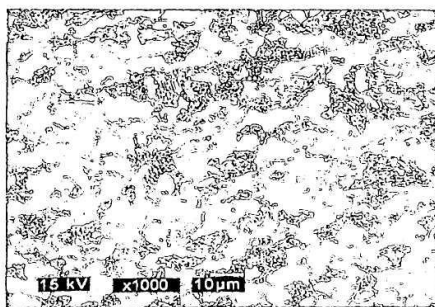


Fig. 12c

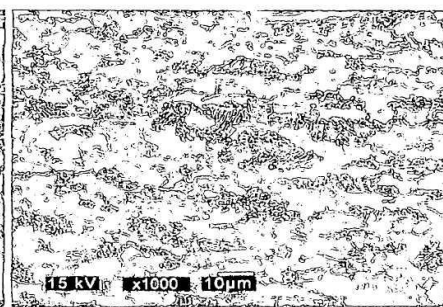
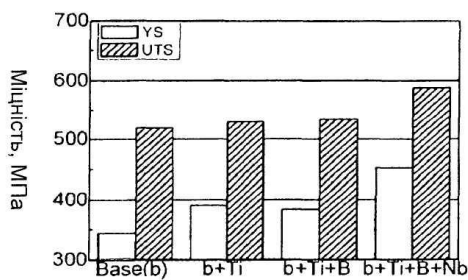
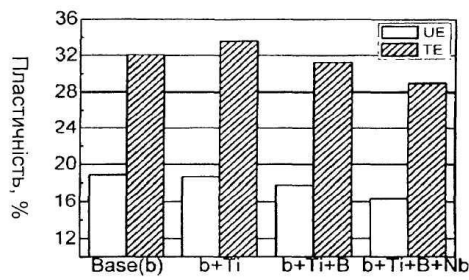


Fig. 12d



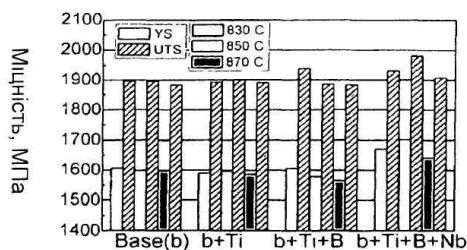
Експериментальна сталь

Фиг. 13a



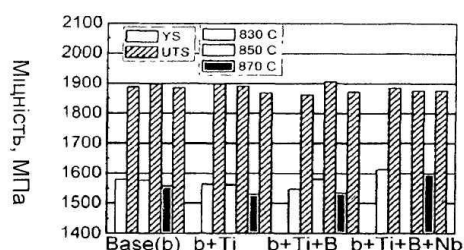
Експериментальна сталь

Фиг. 13b



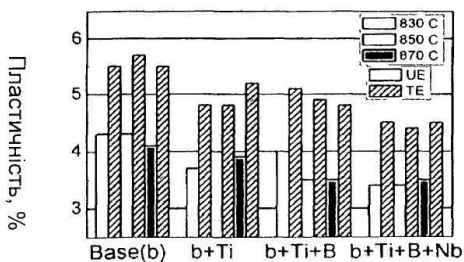
Експериментальна сталь

Фиг. 14a



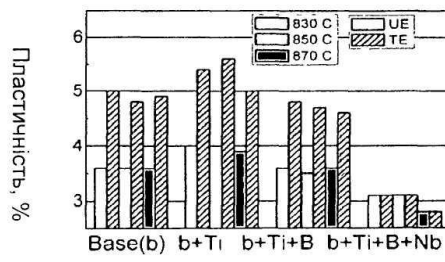
Експериментальна сталь

Фиг. 14b



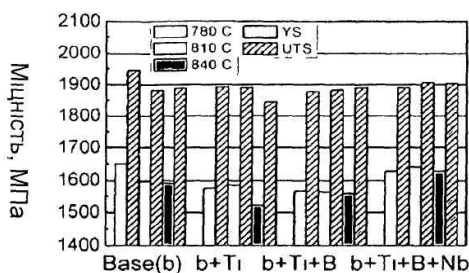
Експериментальна сталь

Фиг. 14c



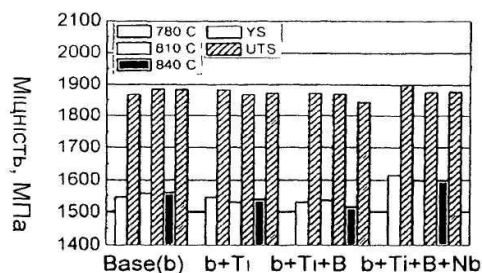
Експериментальна сталь

Фиг. 14d



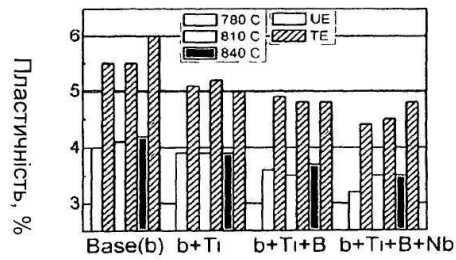
Експериментальна сталь

Фиг. 15a



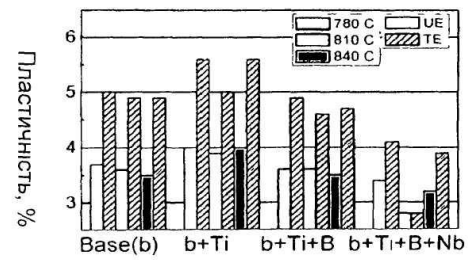
Експериментальна сталь

Фиг. 15b



Експериментальна сталь

Фиг. 15c

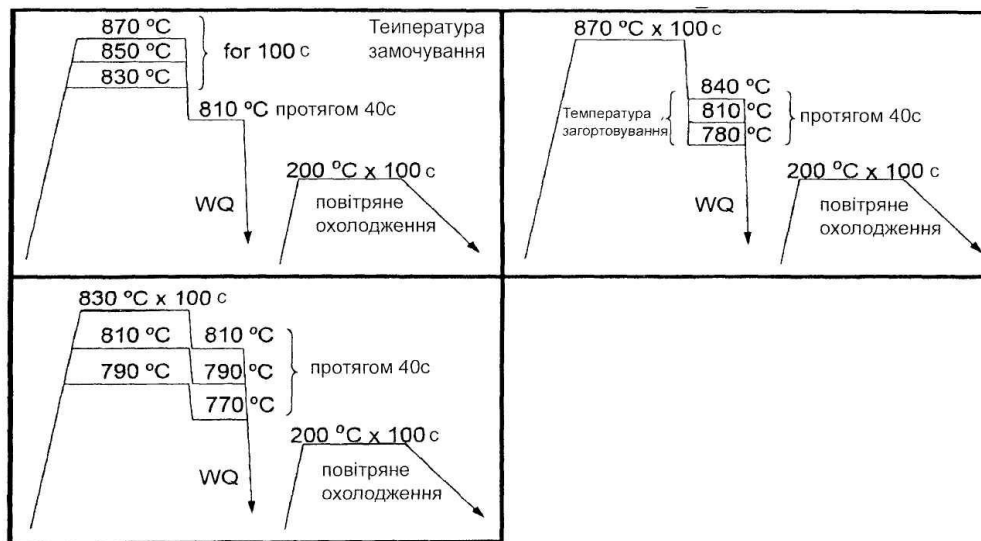


Експериментальна сталь

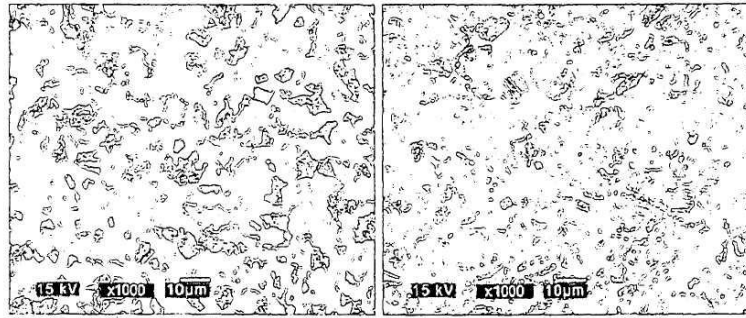
Фиг. 15d

Фиг. 16a

Фиг. 16b

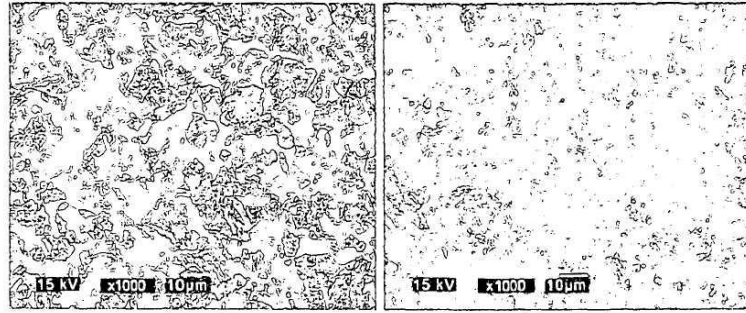


Фиг. 16c



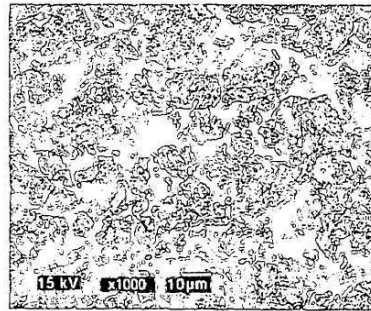
Фиг. 17a

Фиг. 17b

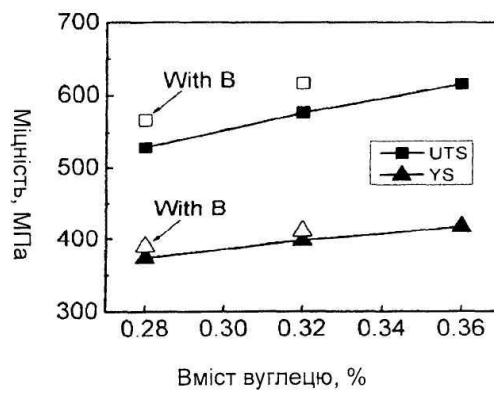


Фиг. 17c

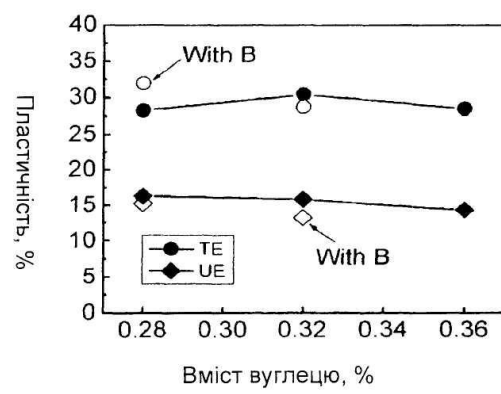
Фиг. 17d



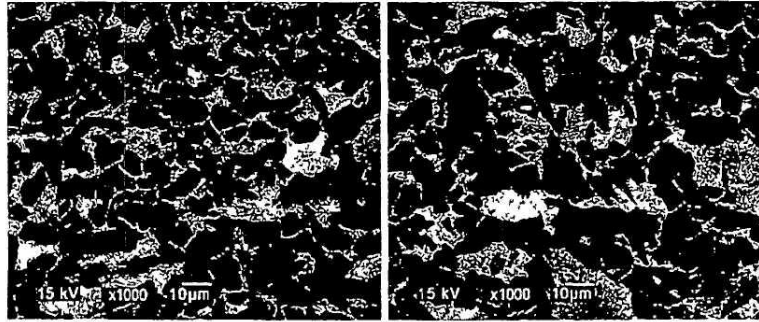
Фиг. 17e



Фиг. 18a

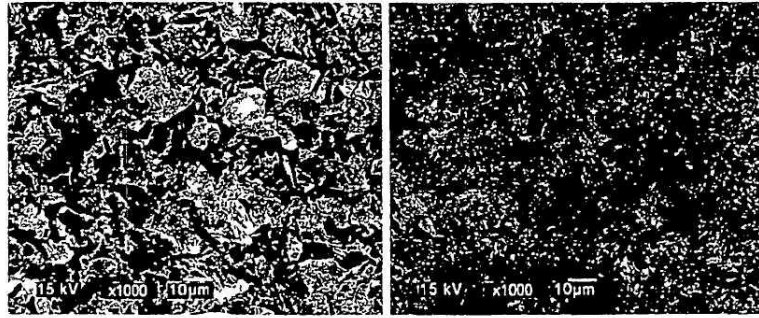


Фиг. 18b



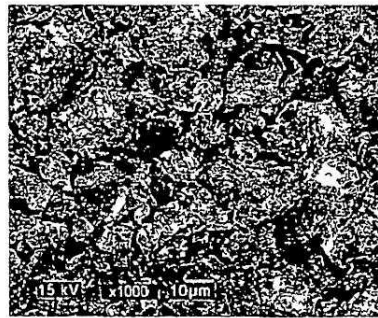
Фіг. 19a

Фіг. 19b

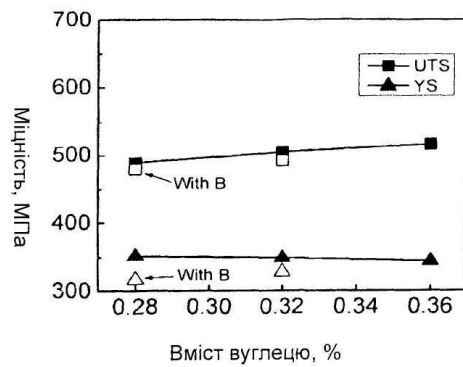


Фіг. 19c

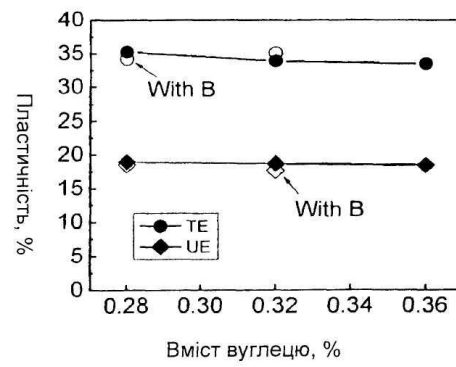
Фіг. 19d



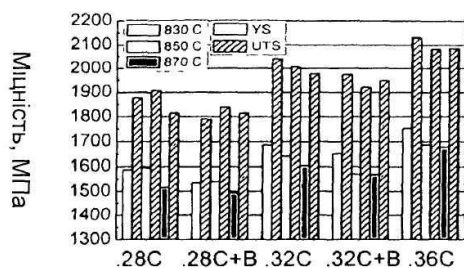
Фіг. 19e



Фіг. 20a

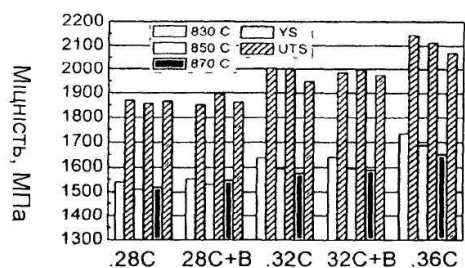


Фіг. 20b



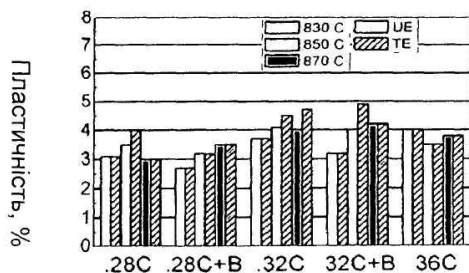
Експериментальна сталь

Фиг. 21a



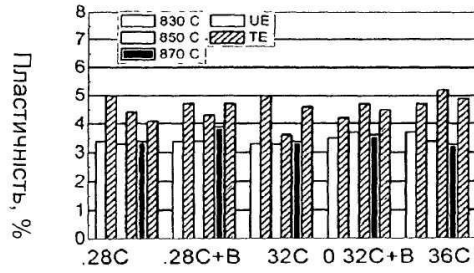
Експериментальна сталь

Фиг. 21b



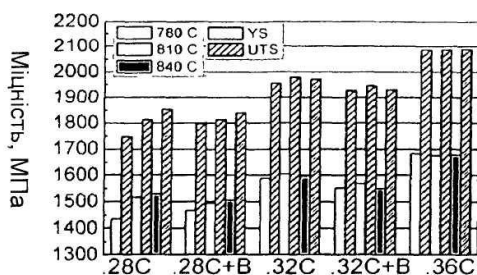
Експериментальна сталь

Фиг. 21c



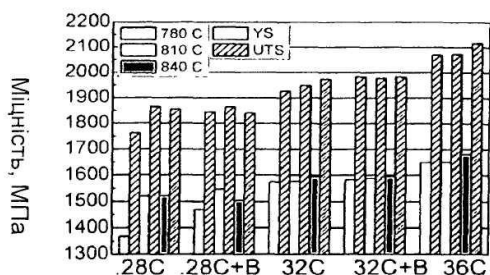
Експериментальна сталь

Фиг. 21d



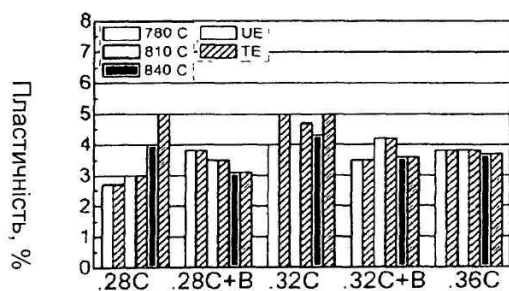
Експериментальна сталь

Фиг. 22a



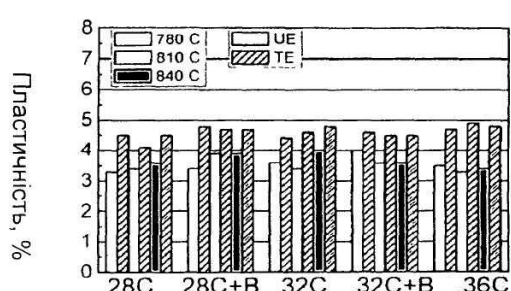
Експериментальна сталь

Фиг. 22b



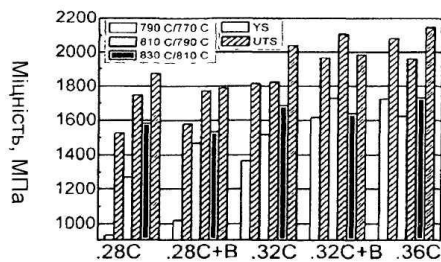
Експериментальна сталь

Фиг. 22c



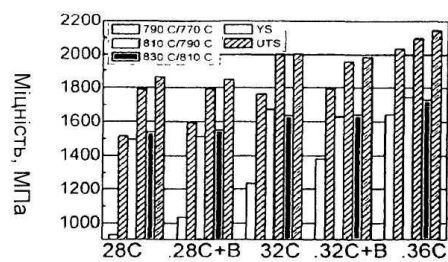
Експериментальна сталь

Фиг. 22d



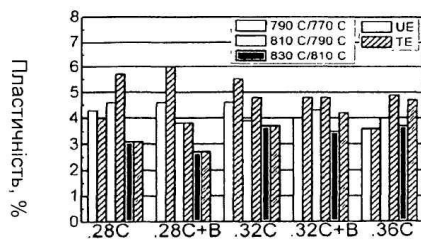
Експериментальна сталь

Фиг. 23a



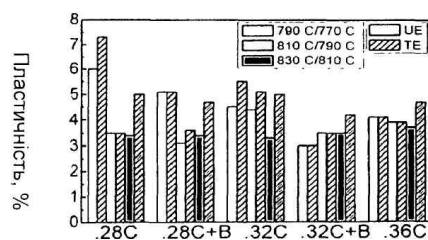
Експериментальна сталь

Фиг. 23b



Експериментальна сталь

Фиг. 23c



Експериментальна сталь

Фиг. 23d



Фиг. 24a

Фиг. 24b

Фиг. 24c

Фиг. 24d

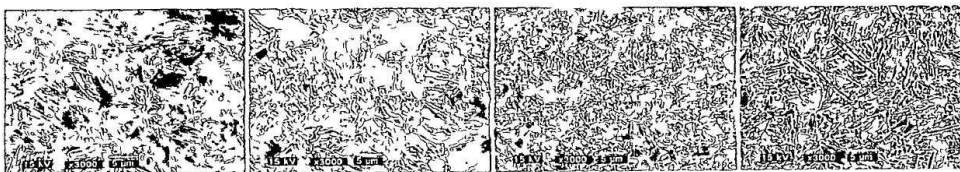


Фиг. 24e

Фиг. 24f

Фиг. 24g

Фиг. 24h

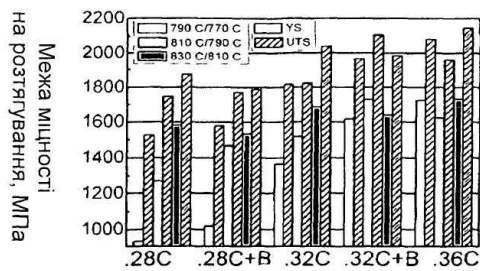


Фиг. 24i

Фиг. 24j

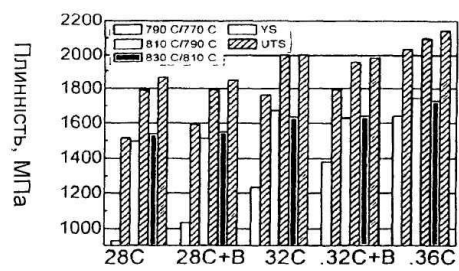
Фиг. 24k

Фиг. 24l



Параметр відпалювання

Фиг. 25a



Параметр відпалювання

Фиг. 25b

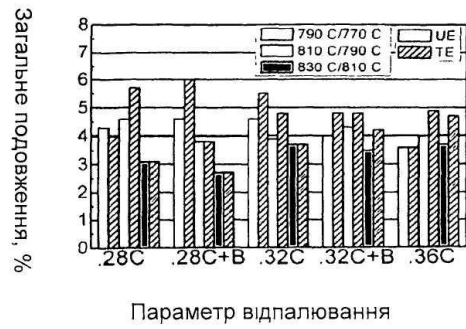


Fig. 25c

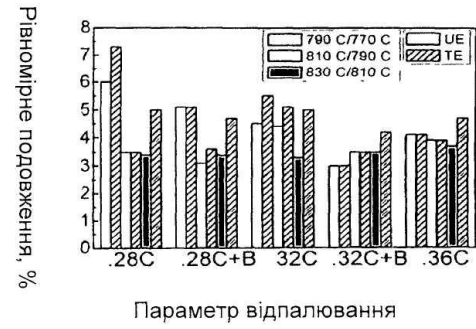


Fig. 25d

Комп'ютерна верстка В. Мацело

Державна служба інтелектуальної власності України, вул. Василя Липківського, 45, м. Київ, МСП, 03680, Україна

ДП "Український інститут інтелектуальної власності", вул. Глазунова, 1, м. Київ – 42, 01601