



УКРАЇНА

(19) UA

(11) 119344

(13) C2

(51) МПК

C22C 38/38 (2006.01)

C22C 38/26 (2006.01)

C22C 38/12 (2006.01)

C21D 8/02 (2006.01)

C23C 2/06 (2006.01)

C23C 2/12 (2006.01)

C22C 38/02 (2006.01)

C22C 38/04 (2006.01)

C22C 38/06 (2006.01)

МІНІСТЕРСТВО
ЕКОНОМІЧНОГО
РОЗВИТКУ І ТОРГІВЛІ
УКРАЇНИ

(12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА ВИНАХІД

(21) Номер заявки:	а 2016 09209	(72) Винахідник(и):	Хасані Фарід (US), Цзунь Хюнь (US), Фонштейн Ніна (US)
(22) Дата подання заявки:	05.02.2015	(73) Власник(и):	АРСЕЛОРМІТТАЛ С.А., 24-26, Boulevard d'Avranches, L-1160 Luxembourg, Luxembourg (LU)
(24) Дата, з якої є чинними права на винахід:	10.06.2019	(74) Представник:	Слободянюк Алла Василівна, реєстр. №25
(31) Номер попередньої заявки відповідно до Парижської конвенції:	61/935,948	(56) Перелік документів, взятих до уваги експертизою:	RU 2318911 C2, 10.06.2005 WO 2013149732 A1, 10.10.2013 EP 2426230 A1, 07.03.2012 EP 2578718 A1, 10.04.2013 EP 2088218 A1, 12.08.2009 EP 1642991 A1, 05.04.2006 EP 1412548 B1, 19.10.2005 EP 2138599 A1, 30.12.2009 US 20130133790 A1, 30.05.2013 US 20130273391 A1, 17.10.2013 JP 2004315882 A, 11.11.2004 JP 2009209384 A, 17.09.2009
(32) Дата подання попередньої заявки відповідно до Парижської конвенції:	05.02.2014		
(33) Код держави-учасниці Парижської конвенції, до якої подано попередню заявку:	US		
(41) Публікація відомостей про заявку:	10.05.2017, Бюл.№ 9		
(46) Публікація відомостей про видачу патенту:	10.06.2019, Бюл.№ 11		
(86) Номер та дата подання міжнародної заявки, поданої відповідно до Договору РСТ	PCT/US2015/014694, 05.02.2015		

(54) СТАЛЕВИЙ ЛИСТ, ЯКИЙ ОБРОБЛЮЄТЬСЯ ГАРЯЧИМ ФОРМУВАННЯМ, ЗАГАРТОВАНИЙ НА ПОВІТРІ І ПРИДАТНИЙ ДЛЯ ЗВАРЮВАННЯ

(57) Реферат:

Листова сталь, яка містить у мас. %: $0,04 \leq C \leq 0,30$, $0,5 \leq Mn \leq 4$, $0,2 \leq Cr \leq 4$, $2,7 \leq Mn + Cr \leq 5$, $0,003 \leq Nb \leq 0,1$, $0,015 \leq Al \leq 0,1$ та $0,05 \leq Si \leq 1,0$, має хімічну композицію, яка робить гарячедеформований лист після аустенізації нечутливим до швидкості охолодження і забезпечує однорідний розподіл міцності на розтяг по деталі в діапазоні 800-1400 МПа незалежно від часу затримки між операціями і кінцевим охолодженням/гартуванням. В результаті формована деталь може бути охолоджена під час перебування у прес-формі або на повітрі. Додавання Nb зменшує кількість С, необхідного для досягнення даної міцності на розтяг і покращує зварюваність. Додавання Nb зменшує кількість С, необхідного для досягнення даної

UA 119344 C2

міцності при розтягу і покращує зварюваність.

Галузь техніки

Винахід відноситься до листової сталі.

Зокрема, даний винахід відноситься до листової сталі, яка може бути піддана гарячому формуванню з одержанням частин, які мають однорідну, дуже високу міцність при розтягу і високу здатність до зварювання.

Рівень техніки

Сучасні автотранспортні засоби з метою підвищення безпеки пасажирів і зниження маси автомобіля у все більш великих кількостях містять ділянки з високоміцної і ультрависокоміцної сталі. Конфігурація багатьох формованих деталей автомобіля перешкоджає застосуванню холодногнутих прогресивних сталей підвищеної міцності. Внаслідок цього поширеним способом виробництва деталей з ультрависокоміцної сталі стало гаряче формування, супроводжуване гартуванням до мартенситного стану.

При гарячому штампуванні застосовуються спеціальні сталі, що забезпечують необхідну для відповідності експлуатаційним параметрам здатність гартуватися. Багато з цих спеціальних сталей призначені для гартування у водоохолоджувальних прес-формах.

Прикладом такої сталі для гарячого штампування є USIBOR, яка містить (у мас. %) 0,15-0,25 C, 0,8-1,5 Mn, 0,1-0,35 Si, 0,01-0,2 Cr, менше 0,1 Ti, менше 0,1 Al, менше 0,05 P, менше 0,03 S і 0,0005-0,01 B. Сталь з такою хімічною композицією розкривається у патенті США №6296805. У цій композиції Ti і B необхідні для досягнення високих механічних властивостей після гарячого пресування в охолоджуваній водою прес-формі.

Виробництво високоміцних деталей з USIBOR описано в патенті США № 6564604. Даний спосіб включає нагрівання в печі гарячекатаних або холоднокатаних заготовок до температур вище 700 °C, перенесення нагрітих заготовок у прес-форми, штампування заготовок у прес-формі і витримання водоохолоджуваної прес-форми із формованої заготовкою, яка знаходиться в ній у закритому стані до досягнення цією деталлю кімнатної температури. Швидке охолодження у водоохолоджуваній прес-формі, тобто гартування, необхідне для одержання структури мартенситу і, отже, високої міцності. Загартована сталь перед тепловою обробкою для гарячого штампування може бути покрита Zn або Al-Si за допомогою безперервного способу нанесення покриття зануренням у розплав з метою захисту сталевий підкладки від окислення в ході гарячого штампування і від подальшої корозії.

Хоча USIBOR широко застосовується для гарячого штампування і може після гартування у водоохолоджуваній прес-формі досягати міцності на розтяг 1500 МПа, USIBOR має безліч недоліків. Одним недоліком є те, що USIBOR, який містить 0,25 мас. % C, має недостатню зварюваність. Крім того, мікроструктура USIBOR має високу чутливість до швидкості охолодження і при низькій швидкості водяного охолодження прес-форми демонструє утворення фериту або бейніту, внаслідок чого не може бути гарантована однорідність розподілу міцності по штампованій деталі. Крім того, спосіб гарячого штампування з використанням USIBOR зазвичай є тривалим і продуктивність застосовуваного для гарячого штампування дорогого обладнання виявляється відносно невисокою. Крім цього, відносно невисока пластичність (наприклад, подовження) USIBOR, який має міцність на розтяг більше 1500 МПа.

Також відомі самогартівні сталі. Наприклад, WO2006/048009 розкриває здатну до повітряного гартування сталь, яка містить у масових відсотках 0,07-0,15 C, 0,15-0,30 Si, 1,60-2,10 Mn, 0,5-1,0 Cr, 0,30-0,60 Mo, 0,12-0,20 V, 0,010-0,050 Ti і 0,0015-0,0040 B. Ця сталь може бути легко піддана зварюванню і цинкуванню. Вона демонструє високу міцність, наприклад, її границя плинності 750-850 МПа і міцність на розтяг 850-1000 МПа. Однак ця сталь має недолік, що полягає у необхідності використання великих кількостей дорогих елементів, як-то Mo і V.

Публікація патентної заявки DE 102 61 210 A1 описує іншу здатну до повітряного гартування леговану сталь, яка призначалася для виробництва автомобільних деталей способом гарячого пресування. Цей сплав містить у масових відсотках 0,09-0,13 C, 0,15-0,3 Si, 1,1-1,6 Mn, максимально 0,015 P, максимально 0,011 S, 1,0-1,6 Cr, 0,3-0,6 Mo, 0,02-0,05 Al і 0,12-0,25 V. Коли така сталь гартується у прес-формі, то без додаткового гартування може бути отримана структура верхнього бейніту. Ця сталь показує границю плинності 750-1100 МПа, міцність на розтяг 950-1300 МПа і подовження 7-16 %. Одним недоліком цієї сталі є необхідність використання великої кількості дорогих Mo та V.

Не розглянута японська патентна заявка № 2006-213959 пропонує високопродуктивний спосіб виробництва високоміцних сталевих елементів гарячим пресуванням. У даному способі використовується листовая сталь, яка містить у масових відсотках від 0,05 до 0,35 C, від 0,005 до 1,0 Si, від 0 до 4,0 Mn, від 0 до 3,0 Cr, від 0 до 4,0 Cu, від 0 до 3,0 Ni, від 0,0002 до 0,1 B, від 0,001 до 3,0 Ti, $\leq 0,1$ P, $\leq 0,05$ S, від 0,005 до 0,1 Al і $\leq 0,01$ N, інше це Fe і неминучі домішки, причому, $Mn+Cr/3,1 + (Cu+Ni)/1,4 \geq 2,5$ %. Ця листовая сталь нагрівається при 750-

1300 °C протягом часу від 10 до 6000 секунд і потім піддається пресуванню при температурі 300 °C або вище. Після пресування відформований продукт витягується з форми і охолоджується від температури 1200-1100 °C до температури 5-40 °C зі швидкістю охолодження 0,1 °C/c або більше для одержання елементів, що мають мартенситну структуру

на 60 або більше відсотках площі. При використанні цього способу етап гартування в прес-формі може бути виключений. Одержані елементи мають невеликий розкид внутрішніх параметрів якості матеріалу і хорошу форму елементів з чудовою однорідністю.

Не розглянута японська патентна заявка № 2006-212663 пропонує спосіб виробництва гарячим пресуванням високоміцних сталевих елементів, які мають чудову придатність формування.

В цьому способі використовується листова сталь, яка містить вираженні у масових відсотках, - від 0,05 до 0,35 C, від 0,005 до 1,0 Si, від 0,10 до 4,0 Mn, від 0 до 3,0 Cr, від 0 до 4,0 Cu, від 0 до 3,0 Ni, від 0,0002 до 0,1 B, від 0,001 до 3,0 Ti, $\leq 0,1$ P, $\leq 0,05$ S, від 0,005 до 0,1 Al та $\leq 0,01$ N, інше це Fe і неминучі домішки, причому $Mn+Cr/3,1 + (Cu+Ni)/1,4 \geq 2,5$ %.

Листова сталь нагрівається до 750-1300 °C, витримується за таких умов протягом 10-6000 секунд і потім піддається пресуванню двічі або більше разів при 300 °C з одержанням елементів, що мають структуру мартенситу на 60 або більше відсотках площі. Одержані елементи показують високу міцність і невеликий розкид внутрішніх параметрів якості матеріалу.

Відомо, що міцність сталі на розтяг збільшується зі зростанням вмісту C. Однак збільшення

вмісту C погіршує зварюваність.

У зв'язку з цим існує потреба у придатній для гарячого формування, здатної до самогартування, високоміцної листової сталі, яка не містить великих кількостей дорогих елементів, як-то Mo, і на додаток до наявності невеликої внутрішньої мінливості показника міцності на розтяг демонструє чудову зварюваність.

Розкриття суті винаходу

Винахід забезпечує високу міцність на розтяг (800-1400 МПа) сталевих листів, які містять (у мас. %) $0,04 \leq C \leq 0,30$, $0,5 \leq Mn \leq 4,0$, $0 \leq Cr \leq 4$, $2,7 \leq Mn+Cr \leq 5$, $0,003 \leq Nb \leq 0,1$, $0,015 \leq Al \leq 0,1$ і $0,05 \leq Si \leq 1,0$. Необов'язково листова сталь може містити один або декілька з $Ti \leq 0,2$, $V \leq 0,2$, $Mo < 0,3$ та $B \leq 0,015$. Після аустенізації при температурі $A_{c3}+20$ °C або вище листова сталь може бути піддана гарячому формуванню у прес-формі і може бути охолоджена в прес-формі або в системі охолодження середовищі, як-то повітря, азот, масло або вода. Хімічна композиція сталі, зокрема, вміст Mn+Cr від 2,7 до 5 мас. %, робить підданий формуванню лист нечутливим до швидкості охолодження і гарантує однорідний розподіл міцності по деталі незалежно від часу затримки між операціями і кінцевим охолодженням/гартуванням. Вміст Nb від 0,003 до 0,1 мас. % робить міцність на розтяг менш чутливою до вмісту C і зменшує кількість C, необхідного для досягнення аналогічної міцності на розтяг. Крім того, тому, що зниження вмісту C покращує зварюваність, додавання Nb забезпечує таку ж високу міцність на розтяг, як і сам C, але з поліпшеною здатністю до зварювання. Покриття листової сталі Zn, Al або сплавом Al може поліпшити корозійну стійкість листової сталі.

Короткий опис креслень

Фіг. 1 відображає зміни в міцності на розтяг (МПа) з C для різних композицій листової сталі, коли кількість C варіюється у межах від 0,06 до 0,12 мас. %, із і без додавання Nb;

Фіг. 2 відображає зміни в міцності на розтяг (МПа) з C для різних композицій листової сталі, коли кількість C варіює в межах від 0,06 до 0,18 мас. %, із і без Nb;

Фіг. 3 показує діаграму перетворення при безперервному охолодженні для сталі відповідно до даного винаходу, яка відображає криві охолодження як температуру в градусах C від логарифма часу в секундах;

Фіг. 4a-4d представляють одержані при різному збільшенні мікрофотографії сталі винаходу, яку охолоджують при різних швидкостях;

Фіг. 5 представляє графік зварювального струму від кількості зразків для сталей винаходу, даний графік виразно показує відсутність втрат металу внаслідок вигорання сталі при точковому зварюванні;

Фіг. 6A-6D являють собою сукупність з чотирьох (4) мікрофотографій, які показують цільний точковий шов сталі винаходу (6A), представлені при великому збільшенні області основного металу (6B), зону (6C) термічного впливу і зварну зону (6D) точкового шва.

Здійснення винаходу

Даний винахід надає листову сталь, яка може бути піддана гарячому формуванню в деталь, яка має однорідний розподіл міцності і поліпшену зварюваність. Дана листова сталь є низьколегованою сталлю, композиція якої містить у мас. % $0,04 \leq C \leq 0,30$, $0,5 \leq Mn \leq 4$, $0 \leq Cr \leq 4$, $2,7 \leq Mn+Cr \leq 5$, $0,003 \leq Nb \leq 0,1$, $0,015 \leq Al \leq 0,10$ і $0,05 \leq Si \leq 1,0$. Необов'язково така листова

сталь може містити один або декілька з $Ti \leq 0,2$, $V \leq 0,5$, $Mo < 0,6$ і $B \leq 0,015$. Така хімічна композиція робить лист, отриманий після гарячого формування, нечутливим до швидкості охолодження і гарантує однорідний розподіл міцності по деталі незалежно від часу затримки між операціями і кінцевим охолодженням/гартуванням. Гарантована однорідність властивостей на розтяг незалежно від швидкості охолодження в конкретних місцях розташування формованої деталі може істотно збільшити продуктивність гарячого формування. Хоча міцність на розтяг зростає зі збільшенням вмісту С, підвищення С призводить до погіршення зварюваності. Однак за допомогою заміни частки С на Nb можлива підтримка збільшення міцності на розтяг і поліпшення зварюваності.

Концентрації різних складових елементів листової сталі винаходу обмежені з наступних причин. Концентрації наведені у масових відсотках (тобто мас. %).

Вуглець має важливе значення для збільшення міцності сталі. Однак якщо додається занадто багато С, ускладнюється зварювання. Таким чином, кількість С обмежується діапазоном від 0,04 до 0,30 мас. %. Переважно нижня межа вмісту С становить 0,06 мас. %, більш переважно 0,08 мас. %. Верхня межа кількості С переважно становить 0,18 мас. %, більш переважно 0,16 мас. %.

Марганець, крім того, що є елементом зміцнення твердого розчину, також пригнічує феритне перетворення, таким чином, він являє собою хімічний елемент, важливий з точки зору забезпечення загартованості. Однак додавання занадто великої кількості Mn не тільки заохочує коагgregацію з Р і S, але також має негативний вплив на технологічність в ході виробництва сталі, лиття і гарячої прокатки. Внаслідок цього кількість Mn обмежується діапазоном від 0,5 до 4 мас. %. Переважно нижня межа вмісту Mn дорівнює 1 мас. %, більш переважно 1,5 мас. %. Переважно верхня межа вмісту Mn складає 3,5 мас. %, більш переважно 3,0 мас. %.

Хром відіграє важливу роль в поліпшенні загартованості. Однак надмірний вміст Cr буде несприятливо впливати на оброблюваність у процесі виробництва. Тому кількість Cr обмежується діапазоном від 0 до 4 мас. %. Переважно нижня межа для вмісту Cr дорівнює 0,2 мас. %, більш переважно 0,5 мас. %. Верхня межа вмісту Cr переважно становить 3,5 мас. %, більш переважно 3,0 мас. %.

Об'єднана кількість Mn і Cr обмежується діапазоном від 2,7 до 5 мас. % для того, щоб зробити сталь нечутливою до швидкості охолодження після формування і забезпечити однорідність розподілу міцності по деталі незалежно від часу затримки між операціями і кінцевим охолодженням/загартуванням. Переважно нижня межа для Mn+Cr дорівнює 3,0 мас. %, більш переважно 3,3 мас. %. Верхня межа для Mn+Cr переважно становить 4,7 мас. %, більш переважно 4,4 мас. %.

Раніше було відомо, що невеликі добавки Nb до високоміцних низьколегованих сталей мають значний ефект попередження рекристалізації аустеніту і утворення внаслідок цього тонкозернистої феритної структури, а також сприяють дисперсійному зміцненню фериту дрібнодисперсними карбонітридами. Крім того, великі кількості Nb додавалися до високовуглецевих, стійких до повзучості легованих сталей. Однак до тепер, у відкритих літературних джерелах нічого не повідомлялося про ефекти додавання невеликих кількостей Nb до середньовуглецевих сталей з мартенситною мікроструктурою. Автори даного винаходу виявили, що невелике додавання Nb до самогартівної сталі винаходу знижує чутливість міцності на розтяг до вмісту С і значно збільшує міцність сталі, таким чином зменшуючи кількість С, необхідну для досягнення конкретної величини міцності на розтяг. Тому, що зниження вмісту вуглецю покращує зварюваність, додавання Nb допомагає досягнення бажаної високої міцності на розтяг з поліпшеною здатністю до зварювання. Для забезпечення цих ефектів кількість Nb обмежується діапазоном від 0,003 до 0,1 мас. %. Переважно нижня межа вмісту Nb дорівнює 0,005 мас. %, більш переважно 0,010 мас. %. Верхня межа вмісту Nb переважно становить 0,09 мас. %, більш переважно 0,085 мас. %.

Al додається до сталі у невеликій кількості як розкислювач.

При цьому надлишки Al призводять до утворення множини неметалічних включень і дефектів поверхні. Al також є сильним утворюючим ферит елементом і значно збільшує температуру повної аустенізації. Ці ефекти небажані для сталей, які гартуються на повітрі. Тому кількість Al обмежується діапазоном від 0,015 до 0,1 мас. %. Переважно нижня межа вмісту Al дорівнює 0,02 мас. %, більш переважно 0,03 мас. %. Верхня межа вмісту Al переважно становить 0,09 мас. %, більш переважно 0,08 мас. %.

Si ефективний в збільшенні міцності листової сталі. Однак занадто великі кількості Si створюють проблему утворення поверхневої окалини. Внаслідок цього кількість Si обмежується межею від 0,05 до 0,35 мас. %. Переважно нижня межа вмісту Si дорівнює 0,07 мас. %, більш переважно 0,1 мас. %. Верхня межа вмісту Si переважно становить 0,3 мас. %, більш

переважно 0,25 мас. %.

Ті може бути за необхідності доданий до сталі разом з В у кількості $\leq 0,1$ мас. % з метою покращення загартованості. Ті при дуже високій температурі з'єднується з N, тим самим не допускаючи утворення BN. В в розчині покращує загартованість. Поза межами

стехиометричного співвідношення з азотом Ті є карбідоутворювальним елементом. Він зміцнює сталь за допомогою утворення дуже дрібнозернистих карбідів. Його дія подібна до дії Nb.

V може за необхідності додаватися до сталі у кількості $\leq 0,2$ мас. % для підвищення міцності сталі шляхом дисперсійного твердіння. Він також додатково збільшує здатність сталі до гартування.

Mo може бути за необхідності доданий до сталі у кількості $\leq 0,3$ мас. % для підвищення міцності і поліпшення загартованості.

B може бути за необхідності, доданий до сталі у кількості $\leq 0,005$ мас. % з метою поліпшення здатності приймати гартування і, внаслідок цього, підвищення міцності сталі.

Сталь також містить Fe і може містити немінучі домішки.

Листова сталь винаходу має мартенситну мікроструктуру, яка може включати аж до 10 % фази нижнього бейніту. Така мікроструктура переважно представлена мартенситом. Кількість бейніту може становити аж до 10 %, і переважно становить менше 5 %, а більш переважно менше 1 %.

Листова сталь винаходу має міцність на розтяг в діапазоні 800-1400 МПа. Нижня межа міцності на розтяг переважно дорівнює 900 МПа, більш переважно 1000 МПа. Кінцева міцність головним чином залежить від вмісту у мартенситі вуглецю.

Листова сталь винаходу може демонструвати подовження в діапазоні від 4 до 9 %, переважно від 5 до 9 %, ще краще від 6 до 9 %.

Листова сталь винаходу може бути виготовлена способами, які починаються зі стандартних способів виплавки і лиття сталі, за якими слідує гаряча прокатка.

Одержані злитки, перед гарячою прокаткою можуть бути безпосередньо завантажені у нагрівальну піч або ж охолоджені перед виконанням цього. В ході процесу гарячої прокатки немає ніяких обмежень на температуру кінця прокатки, крім того, що вона повинна перевищувати A_{r3} .

Температура намотування в рулон після гарячої прокатки залежить від обробки після гарячої прокатки. Якщо для одержання кінцевої товщини потрібна холодна прокатка, то краща температура намотування в рулон лежить між 700 °C і 600 °C. Якщо необхідна кінцева товщина може бути досягнута безпосередньо гарячою прокаткою, то рекомендується температура намотування в рулон між 600 °C і 500 °C.

Гарячекатаний лист може бути протравлений.

У разі холоднокатаних продуктів гарячекатаний лист може бути підданий травленню перед холодною прокаткою до необхідної товщини.

Гарячекатана або холоднокатана листова сталь може бути захищена від окислення і/або корозії нанесенням на одну або обидві сторони сталевго листа покриття з Zn, Al або сплаву Al, як-то Al-Si. Нанесення покриття може виконуватися безперервним способом за допомогою занурення сталевго листа у розплав.

Перш ніж бути підданими формуванню, наприклад, штампуванням в одній або декількох прес-формах до бажаної форми, сталеві листи з або без покриття нагріваються до температури повної аустенізації, тобто, щонайменше до $A_{c3}+5$ °C. Деформована на гарячу, деталь далі охолоджується у прес-формі або в охолоджувальному середовищі, як-то повітря, азот, масло або вода. Різні охолоджувальні середовища забезпечують різні швидкості охолодження. Відформовані деталі демонструють однорідну по деталі мартенситну структуру незалежно від швидкості охолодження.

Кінцева міцність може контролюватися на основі хімічної композиції (зокрема, кількостями C та Nb) і/або нагріванням нижче або вище температури повної аустенізації.

Приклади

В лабораторії були виготовлені 50 мм сляби з композицією, показаної в таблиці 1.

Ці сляби були піддані гарячій прокатці у 3,5 мм листи. Температура повторного нагрівання дорівнювала 1220 °C, температура кінця прокатки становила 850 °C і температура намотування в рулон 700 °C. Поверхня гарячекатаних листів була відшліфована з обох сторін до товщини 2,5 мм, щоб видалити зневуглецьований поверхневий шар, який утворюється під час лабораторного процесу повторного нагрівання. 2,5 мм листи були піддані холодній прокатці до 1 мм (60 % обтиснення у холодному стані) на лабораторному реверсивному стані для холодної прокатки. Вирізані з холоднокатаних листів зразки для випробувань були аустенізовані протягом 300с при 900 °C в сольовій ванні і потім загартовані у оліві. Деякі зразки були забезпечені

термопарою для вимірювання швидкості охолодження протягом гартування в оливі. Середня швидкість охолодження від 800 °C до 300 °C становила 150 °C/с. Були виміряні механічні властивості загартованих зразків у напрямку поперечному до напрямку прокатки. Одержані дані за механічними властивостями наведені в таблиці 2.

Наведені в таблиці 2 дані по міцності на розтяг представлені на фіг. 1 у вигляді графіка залежності від вмісту у композиції вуглецю. Міцність на розтяг знаходиться в сильній залежності від вуглецю, що відзначено в багатьох попередніх публікаціях (наприклад, див. "Martensite transformation, structure and properties in hardenable steels" ("Мартенситне перетворення, структура і властивості гартованих сталей") G. Krauss, "Hardenability concepts with applications to steel" ("Концепція здатності гартуватися при додаванні до сталі"), під ред. D.V. Doane і J.S. Kirkaldy, 24-26 жовтня 1977, стор.235). Однак Фіг. 1 також показує, що сталі з Nb мають більш високу міцність, ніж сталь з подібним вмістом вуглецю, але без Nb. Крім того, міцність сталі з додаванням Nb менш залежна від вуглецю, тому, що нахил лінії, відповідної міцності на розтяг сталей з Nb, значно менший нахилу для сталей без Nb. Різниця в міцності сталей із і без Nb стає меншою при збільшенні кількості C, і обидві групи сталей демонструють подібну міцність при вмісті C від 0,17 % і вище, Фіг. 2.

Для визначення впливу швидкості охолодження на кінцеву міцність загартованого матеріалу була оцінена "критична швидкість охолодження", тобто мінімальна швидкість охолодження від температури аустенізації, яка дозволяє уникнути утворення фериту. У цих експериментах за допомогою дилатометра MMC була побудована діаграма перетворення при безперервному охолодженні (Continuous Cooling Transformation, CCT) сталі. При цих випробуваннях невеликий зразок нагрівався до 900 °C, а потім охолоджувався при наперед заданих швидкостях охолодження при тому, що в цей час відбувалося вимірювання розширення зразка (зміна його довжини). Також з дилатометричних даних, також за допомогою вивчення мікроструктури і кінцевої твердості охолодженого зразка були ідентифіковані різні фазові перетворення. Для створення діаграми CCT потрібні відомості, одержані при декількох швидкостях охолодження.

Приклад такої діаграми показаний на Фіг. 3. З цієї фігури видно, що феритне перетворення не відбувається при швидкостях охолодження вище 1 °C/с. Показанні на Фіг. 4 A і C мікроструктури, одержані при швидкостях охолодження в 3 °C/с і більш високих, демонструють мартенситну мікроструктуру. Однак при більш низьких швидкостях охолодження спостерігається високий ступінь відпускання, Фіг. 4 B та D. Не дивлячись на відпускання мартенситу, при швидкості охолодження 3 °C/с була досягнута висока твердість в 350 HV (одиниця твердості за Вікерсом), яка збільшується при зростанні швидкості охолодження. Охолодження сталі винаходу у будь-якому середовищі (повітря, олива, прес-форма, азот), яке забезпечує швидкість охолодження вищу 1 °C/с або переважно вищу 3 °C/с, призводить до одержання високоміцної, повністю мартенситної сталі.

Придатність сталей 55, 63, 81 і 141 до точкового зварювання була оцінена згідно до специфікації ISO18278-2 в конфігурації однорідного шва. Ці випробування показали відсутність втрат металу внаслідок вигорання сталі, Фіг. 5, з однорідною мікроструктурою зварної точки, Фіг. 6A - 6D.

Таблиця 1 і таблиця 2, а також Фіг. 1 і Фіг. 2 показують, що настільки ж високі показники міцності на розтяг можуть бути одержані, при утриманні C в межах від 0,04 до 0,20 мас. %, якщо частина C заміщується на Nb у кількостях в межах від 0,003 до 0,055 мас. %.

Розкриття тут числового діапазону мається на увазі в якості розкриття, яке встановлює граничні значення такого числового діапазону і всі раціональні числа всередині цього числового діапазону.

Притому, що даний винахід описується відносно деяких певних втілень, конкретними описаними деталями воно не обмежується, але включає різні зміни і модифікації, які можуть бути запропоновані фахівцями в даній галузі і при цьому підпадають під дію даного винаходу в тому вигляді, як воно обмежується наступною формулою винаходу.

Таблиця 1

Сталь	C	Mn	Cr	Nb	Ti	V	B	Al	Mo	Mn+Cr
6	0,0386	1,96	1,02					0,032		2,98
7	0,076	1,98	1,02					0,035		3,01
8	0,1084	1,94	1,02					0,031		2,96
10	0,0341	2,89	0,97					0,031		3,85
11	0,0736	2,88	1,03					0,025		3,91
12	0,1117	2,91	0,99					0,032		3,91
14	0,0366	1,91	2,01					0,027		3,92
15	0,0731	1,94	1,99					0,032		3,93
16	0,1058	1,94	2,00					0,026		3,94
19	0,0366	0,98	2,94					0,029		3,93
20	0,0712	0,99	2,97					0,027		3,96
21	0,1048	0,99	3,01					0,031		4,00
22	0,0342	2,85	1,99					0,03		4,84
52	0,0765	2,00	1,04	0,029	0,02			0,046		3,04
53	0,106	1,98	1,04	0,029	0,019			0,052		3,01
55	0,105	1,99	1,98	0,03	0,019			0,034		3,97
56	0,1102	1,95	2,01	0,049				0,042		3,96
57	0,1106	1,98	2,02		0,051			0,034		4,00
58	0,1121	1,97	2,02			0,094		0,034		3,99
59	0,0737	1,99	1,07		0,029		0,0032	0,043		3,05
61	0,0768	1,96	1,01					0,023	0,187	2,97
62	0,0759	2,98		0,029	0,019			0,042		2,98
63	0,0769	4,08		0,03	0,019			0,046		4,08
64	0,114	1,99	2,07	0,049				0,038		4,06
65	0,0812	3,03	1,03	0,031	0,017			0,026		4,06
81	0,0768		4,06	0,03	0,023			0,018		4,06
141	0,125	2,05	0,52	0,053				0,029		2,57
142	0,154	2,09	1,02	0,057				0,03		3,10
143	0,157	2,07	0,52	0,052				0,026		2,58

Таблиця 2

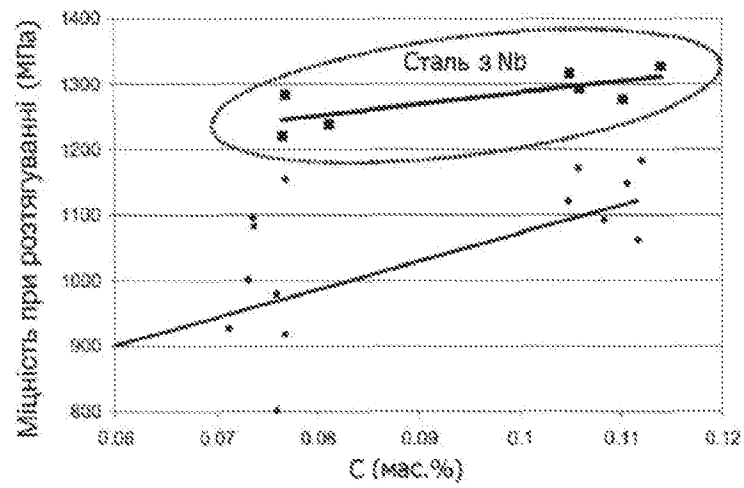
Сталь	YS (границя текучості) (МПа)	TS (міцність при розтягу) (МПа)	TE (подовження при розтягу) %
6	521	669	7
7	592	802	7
8	809	1094	6
10	695	892	7
11	832	1097	6
12	787	1063	6
14	606	780	7
15	752	1002	5
16	862	1172	7
19	516	687	8
20	683	926	7
21	834	1121	5
22	720	940	6
52	914	1221	6
53	959	1293	7
55	982	1317	6
56	965	1277	7
57	841	1149	6
58	628	904	9
59	839	1083	7

Таблиця 2

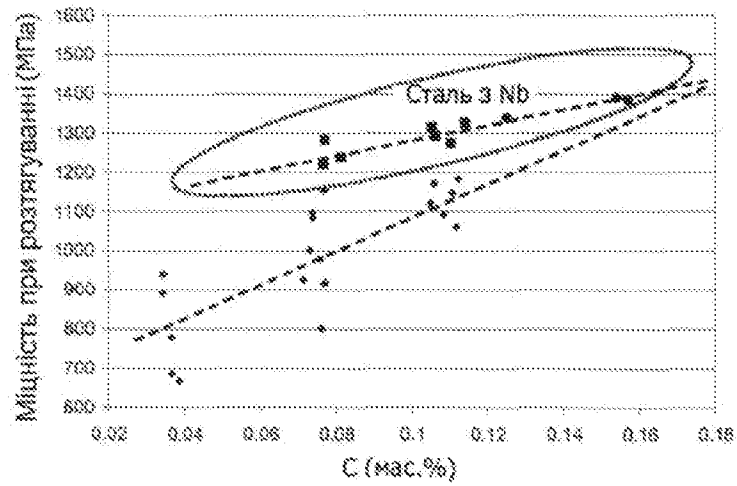
Сталь	YS (границя текучості) (МПа)	TS (міцність при розтягу) (МПа)	TE (подовження при розтягу) %
61	717	918	4
62	744	980	6
63	984	1284	6
64	988	1328	6
65	954	1239	6
81	909	1155	7
141	1025	1340	7
142	1004	1392	7
143	1042	1384	7

ФОРМУЛА ВИНАХОДУ

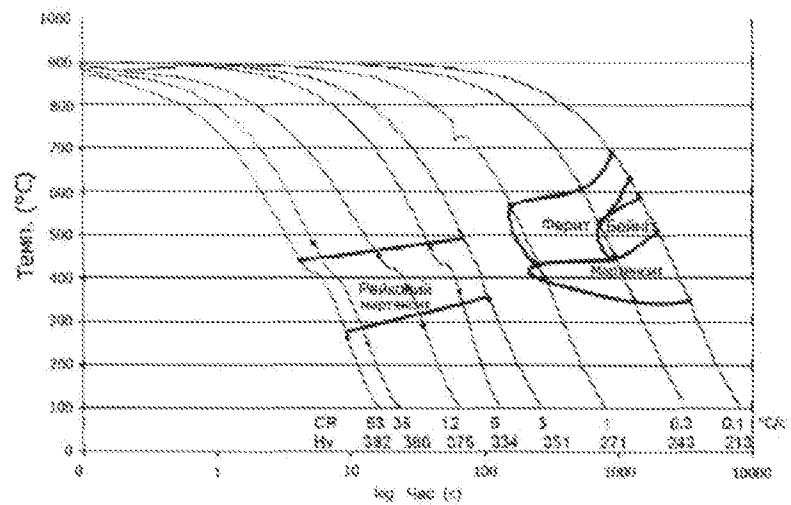
- 5 1. Листова сталь, яка містить у мас. %
 $0,04 \leq C \leq 0,30$,
 $0,5 \leq Mn \leq 4$,
 $0,2 \leq Cr \leq 4$,
 $2,7 \leq Mn + Cr \leq 5$,
 - 10 $0,003 \leq Nb \leq 0,1$,
 $0,015 \leq Al \leq 0,1$
 та $0,05 \leq Si \leq 1,0$,
 також містить Fe і неминучі домішки,
 причому листова сталь має мікроструктуру, що містить до 10 % бейніту, а решта - мартенсит, і
 - 15 причому ця листова сталь має міцність на розтяг в діапазоні 800-1400 МПа.
2. Листова сталь за п. 1, в якій $0,06 \leq C \leq 0,18$.
3. Листова сталь за п. 1, в якій $0,08 \leq C \leq 0,16$.
4. Листова сталь за п. 1, в якій $0,5 \leq Mn \leq 3,5$.
5. Листова сталь за п. 1, в якій $0,5 \leq Mn \leq 3,0$.
- 20 6. Листова сталь за п. 1, в якій $0,2 \leq Cr \leq 3,5$.
7. Листова сталь за п. 1, в якій $0,5 \leq Cr \leq 3,0$.
8. Листова сталь за п. 1, в якій $3,0 \leq Mn + Cr \leq 4,7$.
9. Листова сталь за п. 1, в якій $3,3 \leq Mn + Cr \leq 4,4$.
10. Листова сталь за п. 1, в якій $0,005 \leq Nb \leq 0,060$.
- 25 11. Листова сталь за п. 1, в якій $0,010 \leq Nb \leq 0,055$.
12. Листова сталь за п. 1, в якій принаймні одна поверхня листової сталі вкрита шаром, який містить Zn, Al або сплав Al.
13. Листова сталь за п. 1, в якій листова сталь має мікроструктуру, яка містить більше 95 % площі мартенситу.
- 30 14. Листова сталь за п. 1, в якій листова сталь є гарячедеформованою листовою сталлю.



Фіг. 1



Фіг. 2



Фіг. 3

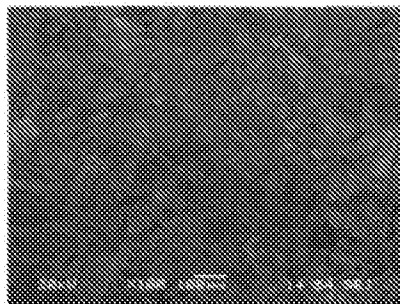


Fig. 4A

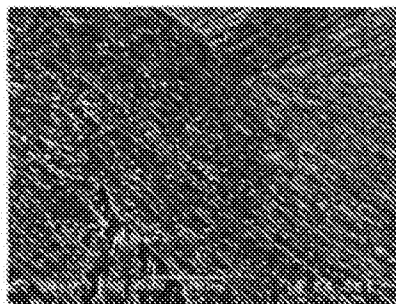


Fig. 4B

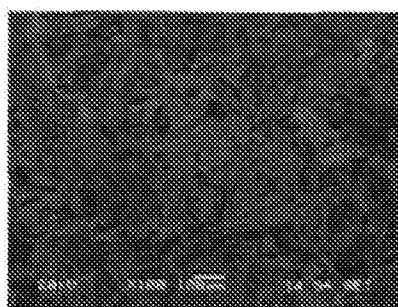


Fig. 4C

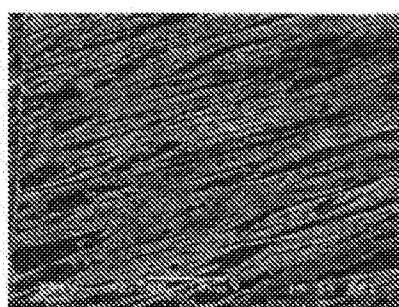


Fig. 4D

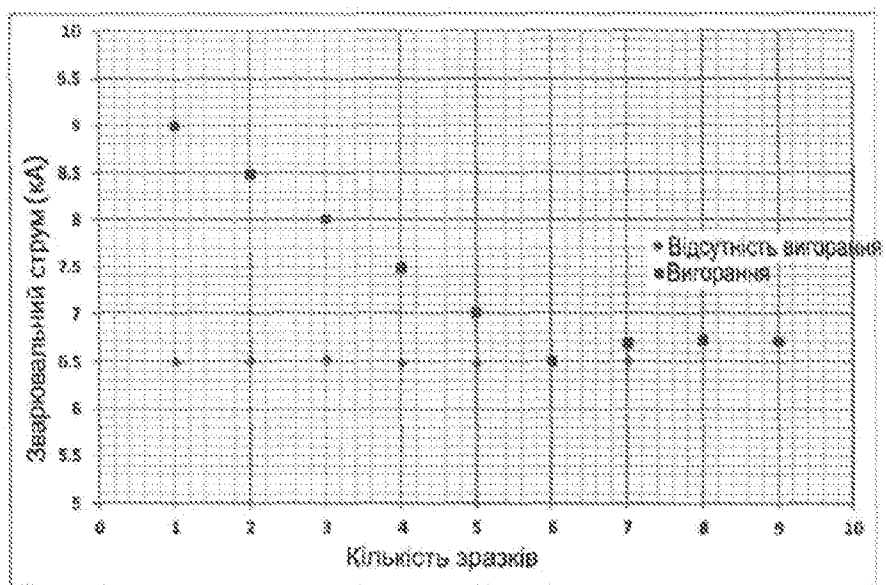


Fig. 5

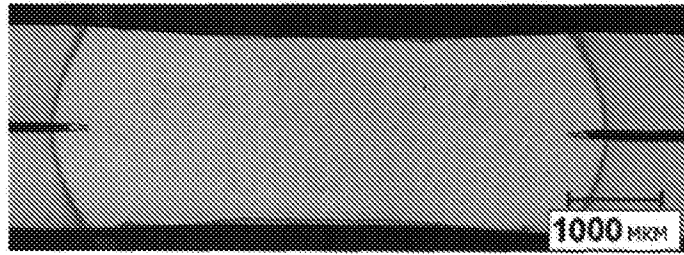
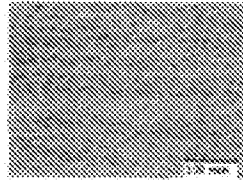
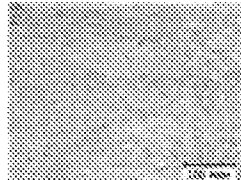


Fig. 6A



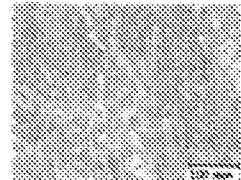
Основний
матеріал

Fig. 6B



Навколошова
зона

Fig. 6C



Зона зварного
шву

Fig. 6D

Комп'ютерна верстка Л. Бурлак

Міністерство економічного розвитку і торгівлі України, вул. М. Грушевського, 12/2, м. Київ, 01008, Україна

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