



УКРАЇНА

(19) **UA**
(51) МПК(11) **112871**(13) **C2**

C21D 1/20 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)
C22C 38/12 (2006.01)

ДЕРЖАВНА СЛУЖБА
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ
ВЛАСНОСТІ
УКРАЇНИ

(12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА ВІНАХІД

(21) Номер заявки: **а 2013 15247**
(22) Дата подання заявки: **17.05.2012**
(24) Дата, з якої є чинними права на винахід: **10.11.2016**
(31) Номер попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: **PCT/FR2011/000331**
(32) Дата подання попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: **07.06.2011**
(33) Код держави-учасниці Паризької конвенції, до якої подано попередню заявку: **FR**
(41) Публікація відомостей про заявку: **10.06.2014, Бюл.№ 11**
(46) Публікація відомостей про видачу патенту: **10.11.2016, Бюл.№ 21**
(86) Номер та дата подання міжнародної заявки, поданої відповідно до Договору РСТ: **PCT/FR2012/000150, 17.05.2012**

(72) Винахідник(и):
**Мбаке Папа Амаду Мактар (FR),
Мулен Антуан (FR)**
(73) Власник(и):
**АРСЕЛОРМІТТАЛ ІНВЕСТІГАСЬОН І
ДЕСАРОЛЛО СЛ,
CL/Chavarri, 6, E-48910 Sestao, Bizkaia,
Spain (ES)**
(74) Представник:
**Слободянюк Тарас Олександрович,
реєстр. №217**
(56) Перелік документів, взятих до уваги експертизою:
**UA a201015426, 25.03.2011
EP 1 865 085 A1, 12.12.2007
EP 1 431 406 A1, 23.06.2004
WO 02/101112 A2, 19.12.2002
JP 2002-030403 A, 31.01.2002
JP 2001-254138 A, 18.09.2001
US 5 470 529 A, 28.11.1995
Wasilkowska A., Tsipouridis P., Werner E.F.,
Pichler A., Traint S. Microstructure and tensile
behaviour of cold-rolled TRIP-aided
steels//Journal of Materials Processing
Technology, Elsevier, NL, 2004, vol. 157-158.
pp. 633-636
DE Cooman B.C. Structure-properties
relationship in TRIP steels containing carbide-
free bainite//CURRENT OPINION IN SOLID
STATE AND MATERIALS SCIENCE,
ELSEVIER SCIENCE LTD, OXFORD, GB,
2004. vol. 8, no.3-4. pp. 285-303**

(54) ХОЛОДНОКАТАНИЙ СТАЛЕВИЙ ЛИСТ З ПОКРИТТЯМ З ЦИНКУ АБО ЦИНКОВОГО СПЛАВУ, СПОСІБ ЙОГО ВИРОБНИЦТВА, СПОСІБ ВИГОТОВЛЕННЯ ДЕТАЛІ ЗВАРЮВАННЯМ ПРИНАЙМНІ ОДНОГО ХОЛОДНОКАТАННОГО СТАЛЕВОГО ЛИСТА З ПОКРИТТЯМ З ЦИНКУ АБО ЦИНКОВОГО СПЛАВУ ТА ЗАСТОСУВАННЯ ТАКОГО СТАЛЕВОГО ЛИСТА ЯК ЗАСОБУ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ КОНСТРУКТИВНИХ ЕЛЕМЕНТІВ АБО ЕЛЕМЕНТІВ БЕЗПЕКИ НАЗЕМНИХ АВТОТРАНСПОРТНИХ ЗАСОБІВ

(57) Реферат:

UA 112871 C2

Винахід належить до холоднокатаного й відпаленого сталевго листа з «трип-ефектом», який має поліпшену формованість й зварюваність, міцність між 780 і 900 МПа й подовження при розриві, що перевищує 19 %, композиція якого в мас. % включає наступні елементи: $0,17 \leq C \leq 0,25$, $1,5 \leq Mn \leq 2,0$, $0,50 \leq Si \leq 1,0$, $0,50 \leq Al \leq 1,2$, при цьому $Si + Al \geq 1,30$ %, решта залізо й неминучі домішки, що утворюються в результаті обробки, мікроструктура листа у відсотках площі складається з від 65 % до 85 % фериту, від 15 % до 35 % острівців мартенситу й залишкового аустеніту, середній розмір цих острівців мартенситу й залишкового аустеніту становить менше 1,3 мкм, а їх форм-фактор становить менше 3.

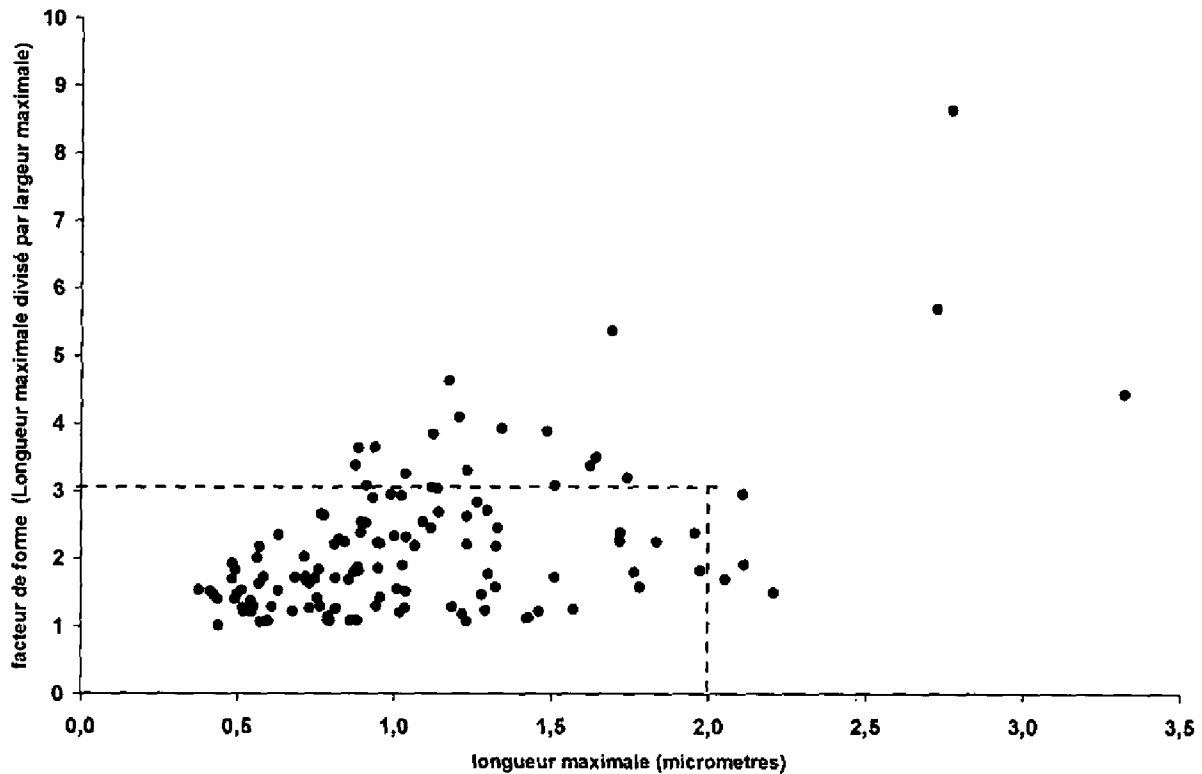


Fig. 3

Даний винахід належить до виготовлення холоднокатаних листів з покриттям, що демонструють "тріп-ефект" (пластичність, наведена перетворенням) при формуванні деталей і призначених, зокрема, для застосування в автомобільній промисловості.

Скорочення викидів в атмосферу парникових газів є в цей час важливим завданням при конструюванні автомобілів, і це завдання вирішується за допомогою зниження маси транспортних засобів і, у свою чергу, зниження споживання ними палива. Коли це завдання поєднується з вимогами безпеки до транспортних засобів нового покоління, автомобілебудівники опиняються перед необхідністю застосування в кузовах автомобілів сталей зі збільшеною механічною міцністю для зменшення товщини комплектуючих і, таким чином, зниження маси транспортного засобу. Однак деталі для автомобілів нового покоління мають складні форми й сталеві листи, з яких вони виготовляються, повинні мати достатню пластичність.

У цих обставинах ТРІП-сталі переживають переважające поширення, оскільки вони поєднують високу міцність із високою формованістю.

Цей гарний компроміс між механічною міцністю й формованістю є наслідком складної структури ТРІП-сталі, що включає ферит, який є в'язким компонентом, більше тверді компоненти, такі як острівці мартенситу й аустеніту (МА), більшість яких складається із залишкового аустеніту, і, нарешті, бейнітно-феритну матрицю, яка має механічну міцність і пластичність, проміжну між феритом і острівцями МА. ТРІП-сталі мають дуже високу здатність до ущільнення, яка уможливорює гарний розподіл деформацій у випадку зіткнень або навіть під час формування автомобільних деталей. У зв'язку із цим виявляється можливим виготовлення деталей настільки ж складних, як і одержувані зі звичайних сталей, але з поліпшеними механічними властивостями, що, у свою чергу, дозволяє знизити товщину деталей при задоволенні ідентичних вимог відносно механічної міцності. Тому ці сталі є ефективним засобом, що задовольняють вимогам по зниженню маси й збільшенню безпеки транспортних засобів. Серед гарячекатаних або холоднокатаних сталевих листів цей тип сталі серед іншого знаходить застосування в деталях конструкції й елементах безпеки автомобіля.

Сучасні вимоги до зменшення маси транспортних засобів і споживання енергії призвели до попиту на деякі ТРІП-сталі, механічна міцність R_m яких на досліджуваному згідно ISO (Міжнародна організація по стандартизації) зразку становить між 780 і 900 МПа при загальному подовженні, що перевищує 19%. На додаток до такого рівня міцності й пластичності ці сталі повинні мати гарну зварюваність і високий ступінь придатності для безперервного гарячого цинкування зануренням. Ці сталі також повинні демонструвати високий ступінь здатності вигинатись.

У цьому зв'язку документ JP2001254138 описує сталі, які мають наступну хімічну композицію: 0,05-0,3% С, 0,3-2,5% Si, 0,5-3,0% Mn і 0,001-2,0 % Al, решта - залізо й неминучі домішки. Структура містить залишковий аустеніт, у якому масова концентрація вуглецю рівна або перевищує 1%, а його об'ємна частка становить між 3 і 50%, а також ферит, форм-фактор якого перебуває між 0,5 і 3 і обсяг якого становить між 50 і 97%. Цей документ відомого рівня техніки належить до сталі без покриття, і в рамках цього патенту даний винахід для одержання сталі механічної міцності, що вимагає особливої, асоційованої з високою пластичністю, для одержання складних, що мають покриття конструкційних елементів автотransпортних засобів, застосовуватися не може.

Документ відомого рівня техніки WO2002101112 також описує сталі, які мають наступну хімічну композицію: С: 0,0001 - 0,3%, Si: від 0,001 до 2,5%, Mn: 0,001 - 3%, Al: 0,0001 - 4%, P: 0,0001 - 0,3%, S: 0,0001 - 0,1% і необов'язково один або трохи з наступних елементів: Nb, Ti, V, Zr, Hf і Ta у загальній кількості між 0,001 і 1%, В: від 0,0001 до 0,1%, Мо: від 0,001 до 5%, Сг: від 0,001 до 25%, Ni: від 0,001 до 10%, Cu: від 0,001 до 5%, Со: від 0,001 до 5%, W: від 0,001 до 5% і Y, РЗМ (рідкісноземельні метали), Ca, Mg і Се у загальній кількості між 0,0001 і 1%, решта - залізо й неминучі домішки. Заявлена мікроструктура складається з від 50% до 97% фериту або фази ферит+бейніт, об'єднаних у якості основної структури, і аустеніту як другої фази із загальним об'ємним вмістом між 3 і 50%. Розкриття, зроблене в цьому документі, не дозволяє виготовити лист, від якого необхідна особлива механічна міцність, асоційована з високим ступенем пластичності, що необхідно для одержання складної деталі з покриттям, призначеної для застосування в конструкції автомобіля.

Мета даного винаходу полягає в одержанні сталевих листів з покриттям з Zn або цинкового сплаву, що володіє комбінацією критеріїв поліпшеної формованості, придатності до нанесення покриттів і зварюваності. Низька чутливість до скришування рідким цинком при проникненні цинку під час зварювання поліпшує поведінку звареної деталі, що має покриття, при експлуатації. Це скришування пояснюється плавленням нижнього шару цинку або цинкового

сплаву через високі температури, дії яких він зазнає під час зварювання. При цих температурах рідкий Zn проникає в границі аустенітних зерен сталі й викликає скришування, яке призводить до передчасної появи тріщин у зонах, що піддаються дії більших зовнішніх напруг, наприклад, при виконанні крапкового зварювання.

5 У цьому вмісті мета винаходу полягає в тому, щоб створити сталеві листи з "тріп-ефектом", які мають механічну міцність між 780 і 900 МПа поряд з подовженням при руйнуванні, що перевищують 19%. Цей лист повинен бути придатним для нанесення покриття з Zn або цинкового сплаву й повинен бути відносно несприйнятливим до проникнення Zn у границі аустенітних зерен.

10 Додаткова мета винаходу полягає в створенні економічного способу виготовлення, що виключає необхідність у додаванні дорогих легуючих елементів.

Такий лист може бути виготовлений за допомогою будь-якого підходящого способу виробництва. Однак краще застосування способу виготовлення, при якому невеликі коливання параметрів не призводять до значних змін мікроструктури або механічних властивостей.

15 Одна особливо краща мета винаходу полягає в створенні сталевих листів, який легко піддається холодній прокатці, тобто такого, твердість якого після стадії гарячої прокатки обмежується таким чином, щоб зусилля, необхідні під час стадії холодної прокатки залишалися помірними.

Таким чином, метою винаходу є холоднокатаний, відпалений сталевий лист, покритий цинком або цинковим сплавом, що має наступну композицію, у мас. % :

0,17≤C≤0,25,

1,5≤Mn≤2,0,

0,50≤Si≤1

0,50≤Al≤1,2,

25 B≤0,001,

P≤0,030,

S≤0,01,

Nb≤0,030,

Ti≤0,020,

30 V≤0,015,

Cu≤0,1,

Cr≤0,150,

Ni≤0,1,

0≤Mo≤0,150,

35 за умови, що Si+Al≥1,30

решта залізо й неминучі домішки, що з'являються внаслідок обробки, мікроструктуру, що полягає в % за площею, з від 65% до 85% фериту, від 15% до 35% острівців мартенситу й залишкового аустеніту, при цьому зазначений ферит містить менше 5% нерекристалізованого фериту й при цьому слід розуміти, що загальний вміст залишкового аустеніту становить між 10% і 25%, загальний вміст мартенситу дорівнює або менше 10%, середній розмір зазначених острівців мартенситу й залишкового аустеніту становить менше 1,3 мкм, їхній середній форм-фактор становить менше 3, механічна міцність Rm становить між 780 і 900 МПа, а подовження при розриві A% дорівнює або перевищує 19%.

45 Заявлений відповідно до даного винаходу лист може також демонструвати перераховані нижче характеристики, які розглядаються індивідуально або в комбінації:

- композиція включає в мас. %: 0,19≤C≤0,23,

- композиція включає в мас. %: 1,6≤Mn≤1,8,

- композиція включає в мас. %: 0,7≤Si≤0,9,

- композиція включає в мас. %: 0,6≤Al≤0,8,

50 - композиція включає в мас. %: 0<B≤0,0005,

- більше 90% (% за площею) острівців мартенситу й залишкового аустеніту мають розмір, менший або рівний двом мікронам.

Додатковою метою винаходу є спосіб виготовлення холоднокатаного, відпаленого листа, покритого цинком або цинковим сплавом, що складається із зазначених нижче стадій:

55 - одержання сталі, що має композицію, заявлену відповідно до даного винаходу, потім

- виливання сталі у формі заготовки, після чого

- нагрівання заготовки до температури між 1150 і 1250 °C, потім

- гарячої прокатки заготовки із закінченням прокатки при температурі закінчення прокатки

T_{FL}, більшої або рівної Ar₃, для одержання листа, після чого

60 - намотування гарячекатаного листа в рулон при температурі T_{bob} між 500 і 600 °C, далі

- охолодження гарячекатаного листа до температури навколишнього середовища, після чого

- якщо буде потреба, травлення гарячекатаного листа, далі

- цей лист зазнає холодної прокатки, потім

5 - повторного нагрівання холоднокатаного листа зі швидкістю V_c між 1 і 30 °C/с до температури T_r протягом часу t_r , який більше або дорівнює 15 секундам, при цьому зазначені величини температури й часу вибираються так, щоб одержати процентну частку площі аустеніту між 35% і 70%, з іншою частиною, що складається з полігонального фериту, після чого

- охолодження холоднокатаного листа до температури T_{eg} між 475 і 440 °C зі швидкістю V_{ref} , яка є досить високою, щоб запобігти утворенню перліту, далі

10 - витримки холоднокатаного листа при температурі зняття напруг T_{eg} протягом часу t_{eg} між 20 і 120 секундами, далі

- нанесення на холоднокатаний лист покриття безперервним зануренням у ванну з гарячим розплавом цинку або цинкового сплаву, після чого

15 - охолодження гарячекатаного листа до температури навколишнього середовища.

Заявлений відповідно до даного винаходу лист може також демонструвати перераховані нижче характеристики, які розглядаються індивідуально або в комбінації:

- температура охолодження прокатки T_{FL} вище 900 °C;

- температура закінчення прокатки T_{FL} рівна або вище 920 °C;

20 - точка роси під час відпалення при T_r протягом часу t_r становить між -20 °C і -15 °C;

- температура відпалення T_r становить між $Ac1 + 50$ °C і $Ac3 - 50$ °C;

- температура відпалення T_r становить між $Ac1 + 50$ °C і $Ac1 + 170$ °C;

- час t_{eg} переважно перебуває між 30 і 80 секундами;

- ідеальний час t_{eg} перебуває між 30 і 60 секундами.

25 Заявлений відповідно до даного винаходу лист є підходящим для контактного крапкового зварювання.

Додаткова мета винаходу полягає в застосуванні холоднокатаного, відпаленого листа з покриттям по винаходу або отриманого способом по винаходу, для виготовлення конструкційних елементів або елементів забезпечення безпеки наземних автотранспортних засобів.

30 Додаткові особливості й переваги даного винаходу представлені в наступному описі, який дається просто за допомогою прикладу й зі зверненням до супутніх фігур, на яких:

Фіг. 1 показує розміри зразка для випробувань на розтягання, використовуюваного для оцінки механічних властивостей, при цьому числові значення цих розмірів представлено в таблиці 4;

35 Фіг. 2 представляє приклад мікроструктури, що заявляється відповідно до даного винаходу сталевго листа з острівцями МА (біле) і матрицею, що містить полігональний ферит і бейніт (чорне);

Фіг. 3 представляє приклад розподілу форм-фактора острівців МА згідно з винаходом у якості функції відповідної максимальної довжини.

40 Також у рамках заявленого винаходу розкривається вплив частки вмісту аустеніту, що утворюється при витримці в температурному міжкритичному діапазоні, і її комбінації з температурою зняття напруг на кінцеві механічні властивості сталевго листа.

45 Вуглець відіграє значну роль в утворенні мікроструктури й через ТРІП-ефект у забезпеченні механічних властивостей відносно пластичності й міцності: при вмісті вуглецю менше 0,17 мас.% механічна міцність стає недостатньою. Вище 0,25% поступово знижується зварюваність, хоча ТРІП-ефект поліпшується. Вміст вуглецю переважно становить між 0,19 і 0,23% включно.

50 Марганець є елементом, який забезпечує зміцнення твердим розчином заміщення, який збільшує здатність робити твердішим загартування й сповільнює виділення карбідів. Для досягнення бажаних механічних властивостей необхідно мінімальний вміст 1,5 мас.%. Однак вище 2% його гомогенний характер призводить до утворення надмірно смугастої структури, що знижує придатність сталі до нанесення покриттів і може несприятливо впливати на формованість автомеханічних конструкційних деталей. Вміст марганцю переважно становить між 1,6 і 1,8% включно.

55 Завдяки додаванню кремнію й алюмінію, які значно сповільнюють виділення карбідів протягом циклу відпалення й особливо під час бейнітного перетворення, робиться можливою стабілізація залишкового аустеніту. Це забезпечує можливість збагачення аустеніту вуглецем, призводячи до стабілізації аустеніту в сталевому листі з покриттям при температурі навколишнього середовища. Наступне застосування зовнішньої напруги, наприклад, під час формування, веде до перетворення цього аустеніту в мартенсит. Це перетворення призводить до гарного компромісу між механічною міцністю й пластичністю ТРІП-сталей.

60

Кремній є елементом, який підвищує твердість у твердому розчині заміщення. Цей елемент також відіграє важливу роль в утворенні мікроструктури, сповільнюючи виділення карбідів протягом стадії зняття напруг після первинного охолодження, що дозволяє сконцентрувати вуглець у залишковому аустеніті для його стабілізації. Кремній відіграє ефективну роль спільно з алюмінієм, найкращі результати застосування кремнію відносно заданих властивостей досягаються при рівнях вмісту, що перевищують 0,50%. Однак додавання кремнію в кількості, що перевищує 1%, загрожує несприятливим впливом на придатність до гарячого цинкування, і внаслідок стимулювання утворення оксидів, які зчіплюються з поверхнею виробів; для підтримки придатності до нанесення покриттів способом занурення в розплав вміст кремнію повинний бути обмежено 1 мас.%. Кращий вміст кремнію становить між 0,7 і 0,9% включно. Кремній також погіршує зварюваність; його вміст, рівний або нижче 1%, одночасно забезпечує й дуже гарну придатність для зварювання, і гарну придатність для нанесення покриттів.

Алюміній відіграє важливу роль у винаході, значно сповільнюючи виділення карбідів; його ефект поєднується з дією кремнію, внаслідок чого вміст кремнію й алюмінію в масових відсотках є таким, щоб задовольняти умові $\text{Si}+\text{Al} \geq 1,30\%$ для того, щоб достатньо сповільнити виділення карбідів і стабілізувати залишковий аустеніт. Цей ефект досягається, коли вміст алюмінію перевищує 0,50% і коли він становить менше 1,2%. Кращий вміст алюмінію повинний дорівнювати або бути нижче 0,8% і вище або дорівнює 0,6%. Також звичайно вважається, що високі рівні Al збільшують ерозію вогнетривких матеріалів і ризик забивання отворів сталерозливних склянок при литті сталі до прокатки. Алюміній також проявляє негативну схильність до сегрегації й може призвести до макросегрегацій. У надмірних кількостях алюміній знижує пластичність у гарячому стані й збільшує ризик появи дефектів у ході безперервного розливання. Без ретельного контролю умов розливання дефекти мікро- і макросегрегації в остаточному підсумку призводять до центральної сегрегації у відпаленому сталевому листі. Ця центральна смуга буде більше твердою, ніж навколишня її матриця, і буде несприятливо впливати на формованість матеріалу.

При вмісті сірки вище 0,01% падає пластичність через надлишкові кількості сульфідів, таких як MnS (сульфіди марганцю), що знижує оброблюваність сталі й також виявляється джерелом зародження тріщин. Сірка також є залишковим елементом, вміст якого повинне бути обмежено.

Фосфор є елементом, зміцнюючим твердий розчин, але значно знижуючим придатність для крапкового зварювання й пластичність у гарячому стані, зокрема, через його схильність до сегрегації на границі зерен або тенденції до спільного виділення з марганцем. Із цих причин для забезпечення гарної придатності для крапкового зварювання й гарної пластичності в гарячому стані вміст фосфору повинно бути обмежено 0,03%. Він також є залишковим елементом, вміст якого повинен лімітуватися.

Молібден відіграє ефективну роль у забезпеченні здатності до загартування й твердості й затримує появу бейніту. Однак додавання молібдену надмірно збільшує вартість легуючих добавок, тому по економічних причинах його вміст обмежується 0,150% або навіть 0,100%.

Хром, завдяки його ролі в забезпеченні здатності до загартування, також робить внесок у затримку утворення доевтектоїдного фериту. Цей елемент також бере участь у зміцненні твердого розчину заміщення, хоча по економічних причинах його вміст обмежується 0,150% або навіть 0,100%, оскільки він є дорогим легуючим елементом.

Нікель, який є ефективним стабілізатором аустеніту, сприяє стабілізації аустеніту. Однак при рівнях, що перевищують 0,1%, витрати на додавання легуючих елементів стають невиправданими з фінансової точки зору. Тому по економічних причинах вміст нікелю обмежується 0,1%.

Мідь, яка також є ефективним стабілізатором аустеніту, сприяє стабілізації аустеніту. Однак при рівнях, що перевищують 0,1%, витрати на додавання легуючих елементів стають невиправданими з фінансової точки зору. Тому по економічних причинах вміст міді обмежується 0,1%.

Бор впливає на здатність сталі до загартування. Він обмежує дію вуглецю й обмежує дифузійні фазові перетворення (феритне або бейнітне перетворення під час охолодження), підтримуючи, таким чином, утворення зміцнюючих фаз, таких як мартенсит. Цей ефект у даному винаході небажаний, оскільки мета полягає в сприянні бейнітному перетворенню для стабілізації аустеніту й попередженні утворення занадто великої процентної частки площі мартенситу. Тому вміст бору обмежується 0,001%.

Мікролегуючі елементи, такі як ніобій, титан і ванадій, обмежуються максимальними рівнями 0,030%, 0,020% і 0,015%, відповідно, оскільки ці елементи мають властивість утворювати зміцнюючі виділення з вуглецем і/або азотом, які також виявляють тенденцію до зниження пластичності виробу. Вони також затримують рекристалізацію при нагріванні й під час стадії

витримки при відпаленні, і тому стоншують мікроструктуру, що також зміцнює матеріал.

Інша частина композиції складається із заліза й немінучих домішок, що з'являються в результаті обробки.

Сталі із тріп-ефектом мають мікроструктуру, яка містить острівці залишкового аустеніту й мартенситу, названі "острівцями МА", а також ферит. Цей ферит може бути підрозділений на дві категорії: міжкритичний ферит, який є полігональним феритом, що утворюється під час витримки після нагрівання як частини відпалення при T_r , що й не містить карбідів бейнітний ферит, що утворюється після витримки в ході первинного охолодження й протягом стадії зняття напруги, яка є частиною відпалення. Термін "ферит" при його подальшому використанні включає обидві підкатегорії. Наявність у мікроструктурі мартенситу небажане, але повне його виключення складно досягти.

Кращі властивості листа по винаходу досягаються завдяки комбінації мікроструктури, яка включає полігональний ферит, бейнітний ферит і острівці залишкового аустеніту й мартенситу, з особливою хімічною композицією, яка визначена у формулі винаходу.

У рамках даного винаходу утворюється не більше 5% нерекристалізованого фериту. Ця частка вмісту нерекристалізованого фериту оцінюється в такий спосіб: після ідентифікування в мікроструктурі феритної фази виконується кількісне визначення процентної частки площі нерекристалізованого фериту відносно всієї кількості феритної фази. Ця нерекристалізована фаза має дуже низьку пластичність, є джерелом ініціювання тріщин під час формування в заключну форму й не дозволяє досягти заданих відповідно до винаходу характеристик.

Згідно з винаходом мікроструктура у відсотках площі представлена рівнями вмісту від 65% до 85% фериту, від 15% до 35% острівців мартенситу й залишкового аустеніту, причому загальний вміст залишкового аустеніту становить між 10% і 25%, а загальний вміст мартенситу становить 10% або менше процентних часток площі.

Кількість острівців МА менше 15% не забезпечує скільки-небудь значного збільшення стійкості до руйнування. Також не досягається повне подовження в 19%. Крім того, оскільки острівці МА є твердими, якщо їх рівень вмісту становить менше 15%, існує ризик, що задані 780 МПа не будуть досягнуті. Якщо вміст острівців МА понад 35%, для ефективної їхньої стабілізації був би потрібен високий вміст вуглецю й це несприятливим чином відбилося б на зварюваності сталі. Для одержання острівців МА, достатньо стійких при температурі навколишнього середовища, вміст вуглецю в масових відсотках від залишкового аустеніту переважно перевищує 0,8%. У рамках даного винаходу ферит дозволяє поліпшити пластичність, і присутність цієї пластичної структури необхідна для досягнення заданого повного подовження в 19%. Бейнітний ферит дозволяє стабілізувати залишковий аустеніт.

Фіг. 2 ілюструє заявлену відповідно до даного винаходу мікроструктуру, представлену у вигляді зображення, отриманого оптичним мікроскопом. Острівці МА відображені білим кольором, а ферит - чорним. На даному етапі не робиться ніяких відмінностей між полігональним феритом і бейнітним феритом, оскільки збільшення занадто невелике й в обох випадках із кристалографічної точки зору є присутнім об'ємноцентрована кубічна структура. Основна відмінність полягає в тому, що бейнітний ферит має щільність дислокацій і вміст вуглецю більше високий, ніж в полігонального міжкритичного фериту.

Заявлений відповідно до даного винаходу спосіб може містити наступні перераховані нижче стадії.

Готують сталь, що має заявлену відповідно до винаходу композицію, потім із цієї сталі відливають заготовку. Сталь може відливатися у вигляді злитків або ж сталь може безперервним способом відливатися у формі слябів.

Відлиті заготовки спочатку доводять до температури T_{rech} вище 1150 °C і нижче 1250 °C таким чином, щоб цілком досягти температури, що сприяє високим швидкостям деформації, якої сталь зазнає під час прокатки. Цей інтервал температур дозволяє перебувати в аустенітному діапазоні.

Однак, якщо температура T_{rech} перевищує 1275 °C, аустенітні зерна досягають небажаних великих розмірів і призводять до більш грубої кінцевої структури.

Заготовка є гарячекатаною в діапазоні температур, при яких структура сталі повністю представлена аустенітом; якщо температура закінчення прокатки T_{FL} виявляється нижче температури A_{r3} початку перетворення аустеніту у ферит у ході охолодження, феритні зерна при прокатці зміцнюються й пластичність значно падає. Переважно температура закінчення прокатки T_{FL} вибирається вище 900 °C. Ще більша перевага віддається температурі закінчення прокатки T_{FL} , вище або рівної 920 °C.

Потім гарячекатаний продукт намотують у рулон при температурі T_{bob} між 500 і 600 °C. Цей діапазон температур дозволяє досягти повного бейнітного перетворення під час

квазіізотермічної витримки, асоційованої з намотуванням у рулон, супроводжуваної повільним охолодженням. Температура намотування в рулон, що перевищує 600 °C, призводить до утворення небажаних оксидів.

Коли температура намотування в рулон виявляється занадто низькою, зростає твердість продукту, що вимагає збільшення сил, необхідних до застосування в ході наступної холодної прокатки.

Якщо буде потреба гарячекатаний продукт може бути далі підданий травленню за допомогою відомого способу, з наступною холодною прокаткою зі ступенем обтиснення, переважно між 30 і 80%.

Після цього холоднокатаний продукт нагрівають, переважно в установці безперервного відпалення, із середньою швидкістю нагрівання V_s між 1 і 30 °C/с. Що стосується температури нагрівання при відпаленні T_r , швидкість нагрівання в цьому діапазоні дозволяє одержати нерекристалізовану феритну фракцію в кількості менше 5%.

Нагрівання виконують аж до температури нагрівання при відпаленні T_r , яка переважно перебуває між температурою A_{c1} (температура, при якій у ході нагрівання починається алотропне перетворення) +50 °C і A_{c3} (температура завершення алотропного перетворення в ході нагрівання) -50 °C, протягом проміжку часу t_r , обраного таким, щоб одержати між 35 і 70% міжкритичного аустеніту. Це може бути досягнуто, зокрема, за допомогою вибору з урахуванням енергозбереження температури T_r між A_{c1} +50 °C і A_{c1} +170 °C. Коли величина T_r становить менше (A_{c1} +50 °C), структура може також містити зони нерекристалізованого фериту, процентна частка площі якого може досягати 5%. Заявлена відповідно до даного винаходу температура нагрівання при відпаленні T_r дозволяє одержувати міжкритичний аустеніт у кількостях, достатніх для наступного утворення під час охолодження фериту в таких кількостях, які забезпечують достатню стабілізацію залишкового аустеніту й досягнення необхідних механічних властивостей.

Коли частка вмісту міжкритичного аустеніту перевищує 70%, концентрація в ньому вуглецю при температурі T_r невелика, що веде до наступного занадто швидкого перетворення й занадто великого вмісту полігонального й бейнітного фериту, відповідно, протягом охолодження й у ході стадії зняття напруги між 440 і 475 °C. Оскільки ферит не є дуже твердою фазою, його присутність у занадто великих кількостях позбавляє можливості досягнення цільових 780 МПа й повного подовження $\geq 19\%$.

Тривалість витримки t_{rec} становить між 15 і 300 секундами. Мінімальний час витримки t_r більше або дорівнює 15 секундам при температурі T_r , уможливорює розчинення карбідів і, найголовніше, достатнє перетворення в аустеніт. Насичення ефекту відбувається за межами інтервалу в 300 с. Також час витримки, що перевищує 300 секунд, складно сполучається з технологічними вимогами установок безперервного відпалення, зокрема, зі швидкістю розмотування рулону.

Наприкінці витримки для відпалення лист проохолоджується до температури, яка є близькою до температури T_{eg} , при цьому швидкість охолодження V_{ref} є досить високою для того, щоб не допускати яких-небудь перетворень під час охолодження й, зокрема, утворення перліту, який абсорбує вуглець. Для цієї мети швидкість охолодження V_{ref} переважно перевищує 5 °C/с. На даній стадії відбувається часткове перетворення аустеніту у ферит. Це дозволяє, коли С витісняється в аустеніт (внаслідок того, що останній відносно не розчинний у фериті), стабілізувати останній для стимулювання Тріп-Ефекту.

Час витримки в діапазоні температур від 440 °C до 475 °C повинне бути більше 20 секунд, щоб забезпечити можливість стабілізації аустеніту за допомогою збагачення зазначеного аустеніту вуглецем, і менше 120 секунд, щоб обмежити процентну частку площі фериту й установити межу максимально можливого ступеня виділення карбідів. У дійсності поза границями 120 секунд виділяється цементит Fe_3C і, отже, зменшується кількість вуглецю, доступного для тріп-ефекту, що виходить із залишкового аустеніту. Результатом є як низька механічна міцність через аустеніт, який розпадається й містить менше вуглецю, так і низьке подовження через тріп-ефект з аустенітом, який менше стійкий, оскільки менш багатий вуглецем. Цей аустеніт буде представляти острівці, які при впливі механічного зусилля будуть передчасно трансформуватися в мартенсит. Оскільки мартенсит не дуже пластичний, повне подовження сталі буде знижено.

Кращий час витримки t_{eg} при температурі T_{eg} буде перебувати між 30 і 80 секундами. Час витримки, ідеальний для забезпечення ефекту оптимального впливу на мікроструктуру й механічні властивості, буде становити між 30 і 60 секундами.

Після цього виконується гаряче цинкування зануренням у ванну із цинком або цинковим сплавом, температура T_{zn} яких може перебувати між 440 і 475 °C.

Наприклад, композиція ванни із цинком або цинковим сплавом може бути такою, що:

Al (%) + Fe (%) + 10 (Pb+Cd) < 0,55%, решта до 100%, становить Zn.

Оцинкований виріб потім прохолоджується до температури навколишнього середовища зі швидкістю V_{ref2} , що перевищує 2 °C/c. Таким способом виходить холоднокатаний, відпалений і оцинкований сталевий лист, який в одиницях відсотків площі містить від 65 до 85% фериту й від 15 до 35% острівців мартенситу й залишкового аустеніту, при цьому зрозуміло, що залишковий вміст аустеніту становить між 10 і 25%.

Для стимулювання явища внутрішньомолекулярного окиснення легко окиснюваних елементів, таких як марганець, алюміній і кремній, і сприяння, таким чином, осадженню ґрунтувального шару цинку на листі, після холодної прокатки виконується відпалення у печі при високій точці роси, тобто зі збільшенням проникнення кисню в метал.

Коли відпалення виконується в атмосфері із точкою роси -40 °C або нижче, виріб демонструє обмежену змочуваність, і осаджений цинк не покриває всі сто відсотків поверхні листа. Крім того, було знайдено, що при точці роси, рівної -40 °C, адгезія ґрунтуючого цинкового покриття виявляється недостатньою.

Напроти, при точці роси між -20 °C і -15 °C змочуваність і адгезія цинкового ґрунтуючого покриття значно поліпшуються.

Також можуть використовуватися способи цинкування електролітичним способом або PVD (фізичного осадження з парової фази).

Далі винахід ілюструється за допомогою наступних необмежуваних прикладів.

Були приготовлені сталі, композиція яких у масових відсотках представлено в наступній таблиці 1. Оскільки для виготовлення листа, заявленого відповідно до даного винаходу, використовувалися сталі IX1, IX2, IX3 і IX4, для цілей порівняння також представлена композиція сталей R1 - R6, які використовувалися для виготовлення порівняльних листів.

Таблиця 1

Композиція сталей (мас.%) R_i = порівняльний зразок з номером i

Сталь	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Al (%)	Si+Al (%)	B (%)	P (%)	S (%)	Nb (%)	Ti (%)	Cu (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	N (%)
IX1	0,215	1,670	0,805	0,695	1,500	0,0004	0,0086	0,0018	0,0006	0,0051	0,020	0,038	0,0174	0,0020	0,0045
IX2	0,170	1,750	0,775	0,605	1,380	0,0002	0,023	0,0024	0,001	0,002	0,006	0,012	0,020	0,015	0,0007
IX3	0,205	1,780	0,775	0,705	1,480	0,0003	0,025	0,0023	0,001	0,002	0,005	0,012	0,016	0,003	0,0007
IX4	0,170	1,622	0,727	0,840	1,567	0,0002	0,018	0,0021	0,030	0,0045	0,024	0,025	0,021	0,002	0,0004
R1	0,175	1,615	0,326	1,225	1,551	0,00035	0,08	0,0020	0,0003	0,0120	0,017	0,020	0,021	0,0019	0,0042
R2	0,200	1,647	1,599	0,035	1,634	0,0003	0,010	0,004	0,001	0,0020	0,008	0,015	0,019	0,0020	0,0043
R3	0,160	1,720	0,775	0,605	1,380	0,0002	0,025	0,0021	0,003	0,002	0,006	0,012	0,018	0,015	0,0004
R4	0,155	1,611	0,793	0,797	1,590	0,0003	0,019	0,0011	0,001	0,012	0,001	0,003	0,001	0,001	0,00011
R5	0,159	1,593	0,806	0,785	1,591	0,0001	0,023	0,0015	0,003	0,044	0,001	0,009	0,001	0,009	0,0003
R6	0,166	1,605	0,722	0,835	1,557	0,0004	0,017	0,001	0,041	0,0045	0,024	0,025	0,020	0,005	0,0004

Підкреслені величини - не відповідно до винаходу

Були відлиті заготовки, що відповідають перерахованим вище композиціям, повторно нагріті до 1230 °C і потім піддані гарячій прокатці в діапазоні повністю аустенітної структури. Умови виготовлення цих гарячекатаних продуктів (температура закінчення прокатки T_{FL} і температура намотування в рулон T_{bob}) показано в таблиці 2.

Таблиця 2

Умови виготовлення гарячекатаних виробів

Сталь	T_{FL} (°C)	Ar3 (°C)	T_{bob} (°C)
IX1	920	713	580
IX2	>920	716	550
IX3	>920	702	550
IX4	>920	726	535
R1	910	726	550
R2	915	715	540
R3	922	721	560

Таблиця 2

Умови виготовлення гарячекатаних виробів

Сталь	T _{FL} (°C)	Ar3 (°C)	T _{bob} (°C)
R4	>920	774	540
R5	>920	690	540
R6	>920	687	540

Усі гарячекатані вироби після цього зазнали травлення й далі холодної прокатки з коефіцієнтом обтиснення між 30 і 80 %. Ряд сталей, що мають той самий склад, був підданий впливу різних умов обробки.

5 Таблиця 3 відображає умови обробки відпаленого листа після холодної прокатки:

- Швидкість нагрівання V_c;
- Вихідний вміст аустеніту наприкінці витримки (міжкритичного) γ_{init};
- Температура нагрівання при відпаленні T_r;
- Час витримки при відпаленні t_r;

- 10
- Швидкість охолодження після відпалення V_{ref};
 - Швидкість охолодження після цинкування V'_{ref};
 - Температура зняття напруги T_{eg};
 - Тривалість стадії зняття напруги t_{eg};

Також у таблиці 3 представлені температури фазових перетворень A_{c1} і A_{c3}.

- 15 Крім цього, була визначена мікроструктура ТРІП-сталей з кількісною оцінкою вмісту залишкового аустеніту. Було виконано кількісне визначення процентної частки площі островців МА після травлення метабісульфітним реактивом для травлення Klemm або Lepera, супроводжуваного аналізом зображення за допомогою програмного забезпечення Apheliontm.

Листі були порожниною покриті Zn.

- 20 У ряді випадках були оцінені температури закінчення прокатки, незважаючи на те, що вони залишаються між 900 і 1000 °C, було відзначено, що вони перевищують 920 °C.

Оцінка "n.e." означає "не оцінювалося".

Таблиця 3

Умови виготовлення холоднокатаних і відпалених листів

Зразок	Композиція сталі	V _c (°C/s)	A _{c1} -A _{c3} (°C)	T _r (°C)	t _r (c)	γ _{init} (%)	V _{ref} (°C/c)	T _{eg} (°C)	t _{eg} (c)	V' _{ref} (°C/c)
1	IX1	4	729-920	815	45	37	35	460	45	5
2	IX1	4	729-920	850	45	62	35	460	45	5
3	IX1	5	729-920	770	45	25	35	460	45	5
4	IX1	4,4	729-920	840	55	60	55,5	430	180	8,7
5	IX2	4,4	727-1059	800	67	30	34	460	43	5
6	IX2	4,4	727-1059	830	67	35	34	460	43	5
7	IX3	4,4	729-1090	800	67	35	34	460	43	5
8	IX3	4,4	729-1090	830	67	40	34	460	43	5
9	IX4	4,4	727-1154	780	67	30	34	460	43	5
10	IX4	4,4	727-1154	820	67	35	34	460	43	5
11	IX4	4,4	727-1154	850	67	40	34	460	43	5
12	IX4	3	727-1154	800	128	32	21	460	314	6
13	R1	6	729-1115	850	39	40	47	460	33	7
14	R1	6	729-1115	770	39	24	44	460	33	6
15	R2	4	752-875	830	46	50 до 65	32	460	45	4,4
16	R2	3	752-875	830	118	50 до 65	37	400	270	87
17	R3	5,5	726-1050	830	37	40 до 55	40	460	36	6
18	R3	4,4	726-1050	830	37	40 до 55	56	420	180	6
19	R4	5,5	729-1149	780	36	20	43	460	34	5,5
20	R4	5,5	729-1149	850	36	25	43	460	34	5,5
21	R5	5,5	717-1138	780	36	20	43	460	34	5,5

Таблиця 3

Умови виготовлення холоднокатаних і відпалених листів

Зразок	Композиція сталі	V _c (°C/s)	A _{c1} -A _{c3} (°C)	T _r (°C)	t _r (с)	y _{init} (%)	V _{ref} (°C/c)	T _{eg} (°C)	t _{eg} (с)	V _{ref} (°C/c)
22	R5	5,5	717-1138	850	36	25	43	460	34	5,5
23	R6	5,5	714-1147	780	36	20	43	460	34	5,5
24	R6	5,5	714-1147	850	36	25	43	460	34	5,5

Підкреслені величини - не відповідно до винаходу

- 5 У наступній далі таблиці 5 представлені отримані механічні властивості при розтяганні (межа пружності Re, міцність Rm, подовження при розриві A). Ці величини були отримані з використанням зразка для випробувань відповідно до ISO 20 × 80, що має представлені в таблиці 4 розміри й проілюстрованого на Фіг. 1. Для одержання даних по цих механічних властивостях використовувалися одноосові розтяжні зусилля за умови, що сила прикладалася в напрямку, перпендикулярному відносно напрямку холодної прокатки.

Таблиця 4

Розміри зразків для випробувань на розтягання, одиниці вимірів - міліметри (Фіг. 1 ілюструє зазначені довжини).

Тип	B	Lo	Lc	R	T	Lt	Чистові розміри
ISO 20 × 80	20	80	100	20	30	260	260 × 32

- 10 Придатність до нанесення покриття кількісно визначалася в такий спосіб: лист звивався на 180° навколо клина й потім зовні на вигнуту поверхню наносилася клейка стрічка; покриття є зчепленим, якщо при видаленні клейкої стрічки воно не відривається разом зі стрічкою. Якщо покриття не зчеплене, то воно відривається зі стрічкою.
- 15 Аналогічно, у ході випробування на зварюваність на покритій Zn деталі оцінюється чутливість до скришування при проникненні рідкого Zn. Випробування складається з розгляду під мікроскопом тріщин і їх глибини для кожного застосовуваного матеріалу й способу, після чого виконується їхнє відносне класифікування.
- 20 Шкали в обох цих випробуваннях градуюються від 1 бала (недостатня придатність до нанесення покриттів / чутливість до рідкого Zn) до 5 (дуже гарна придатність до нанесення покриттів / нечутливість до рідкого Zn). Результати в 1-2 бала розглядаються як незадовільні.

Таблиця 5

Результати, отримані на холоднокатаному й відпаленому листі

Сталевий лист	Частка острівців МА (МА %)	Re (МПа)	Rm (МПа)	A (%)	чутливість до рідкого Zn	Придатність до нанесення покриттів зануренням у рідкий Zn	Середня довжина острівців МА (мкм)
1	19	444	796	27	3	5	1,06
2	22	445	787	27	3	5	1,06
3	≤15	425	735	28	3	5	n.e
4	≤15	460	730	32	3	5	n.e
5	15<X<21	376	802	22	4	5	<1,3
6	15<X<21	380	805	22	4	5	<1,3
7	15<X<21	389	844,5	19	3	5	1,04
8	15<X<21	386	829	20	3	5	1,04
9	15<X<21	560	889	20	4	5	<1,1
10	15<X<21	568	860	19	4	5	<1,1

Таблиця 5

Результати, отримані на холоднокатаному й відпаленому листі

Сталевий лист	Частка острівців МА (МА %)	Re (МПа)	Rm (МПа)	A (%)	чутливість до рідкого Zn	Придатність до нанесення покриттів зануренням у рідкий Zn	Середня довжина острівців МА (мкм)
11	15<X<21	557	861	19	4	5	<1,1
12	15<X<21	577	857	<u>15,3</u>	4	5	<1,1
13	15	475	<u>735</u>	27	4	5	п.е.
14	13	429	<u>684</u>	29	4	5	п.е.
15	>22	437	<u>933</u>	21,6	2	2	<u>1,6</u>
16	20	540	820	31	2	2	<u>1,74</u>
17	≤15	474	<u>735</u>	24	3	5	п.е.
18	≤15	450	<u>705</u>	25,4	3	5	п.е.
19	≤15	411	<u>737</u>	27	4	5	п.е.
20	≤15	426	<u>729</u>	28	4	5	п.е.
21	≤15	700	963	<u>15</u>	4	5	п.е.
22	≤15	640	875	<u>17</u>	4	5	п.е.
23	≤15	555	869	<u>14</u>	4	5	п.е.
24	≤15	557	880	<u>18</u>	4	5	п.е.

Підкреслені величини - не відповідно до винаходу

Сталеві листи по винаходу мають ряд мікроструктурних і механічних властивостей, які уможливають успішне виготовлення деталей, призначених, зокрема, для застосування як конструкційних елементів: міцність між 780 і 900 МПа, подовження при розриві більше 19 % на ISO 20 × 80 зразку для випробування, представленою в таблиці 4, гарну придатність до нанесення покриттів і відносно низьку чутливість до кришуння при проникненні рідкого цинку. Фіг. 2 ілюструє морфологію сталевих листів 1 з білими острівцями МА.

Листи IX1, IX2, IX3 і IX4 відповідають винаходу з погляду хімічної композиції. Співвіднесені із цими композиціями зразки, пронумеровані від 1 до 12 дозволяють продемонструвати стабільність отриманих властивостей і показати межі способу виготовлення для одержання заявленого відповідно до даного винаходу листа.

Хімічні композиції IX1, IX2, IX3 і IX4, співвіднесені із заявленими відповідно до винаходу зразками (1, 2 і 5-11 включно), відносно нечутливі до проникнення рідкого цинку, зокрема, при виконанні контактного точкового зварювання. Ці композиції мають гарну придатність до нанесення покриттів і острівці МА, які знезацька мають середню довжину 1,06 мкм, тобто дрібні зерна. Їхня механічна міцність також становить між 780 і 900 МПа, а їх повне подовження значне більше 19 %. Фіг. 2 ілюструє мікроструктуру листа досліджуваного зразка 1. Кожний острівець мартенситу/аустеніту, також іменованій "острівцем МА", характеризується його максимальною довжиною й максимальною шириною. Визначена на основі репрезентативного зразка з більше 100 охарактеризованих острівців, середня довжина острівців виявилася дивно невелика й склала 1,06 мкм. Довірчий інтервал рівний 95 %, що дає середнє між 0,97 і 1,15 мкм. Найменший обмірюваний острівець рівнявся 0,38 мкм, а самий довгий був 3,32 мкм. Перший квартиль, тобто найбільший острівець із 25 % найменших острівців, був обмірений на 0,72 мкм; третій квартиль, тобто найменший з 25 % самих довгих острівців, був обмірений на 1,29 мкм. Медіана була обчислена рівної 0,94 мкм. Близькість між медіаною й середнім є гарним індикатором того, що дані показують розподіл, центрований по довжині 1 мкм у межах 0,1 мкм. Острівці МА також характеризуються їхнім форм-фактором, тобто співвідношенням між їхньою довжиною і їх максимальною шириною $L_{\min}$. Острівці МА у досліджуваному зразку 1 мають

розподіл форм-фактора, представлений Фіг. 3. Середній форм-фактор дорівнює 2,15. Довірчий інтервал рівний 95 %, що дає середній форм-фактор між 1,95 і 2,34 мкм.

Досліджуваний зразок 3, асоційований з хімічною композицією IX1, має занадто низький вміст аустеніту наприкінці часу витримки t_{init} , оскільки температура витримки становить менше $A_{c1}+50^{\circ}\text{C}$ і, отже, підсумкова процентна частка площі МА занадто невелика, і ця

мікроструктурна особливість у рамках даного винаходу пов'язана з ослабленням механічної міцності. Випробуваний зразок 4, асоційований з хімічною композицією IX1, був підданий відпаленню при температурі, яка дозволяє одержати 60 % γ init і тому перебуває в межах інтервалу, заявленого відповідно до даного винаходу. Однак температура зняття напруги T_{eg} становить 430 °C і тому занадто низка, а час зняття напруг t_{eg} дорівнює 180 секундам, що є занадто тривалим періодом. Тому процентна частка площі цих острівців занадто мала, внаслідок чого механічна міцність становить менше 780 МПа.

Випробуваний зразок 12, що співвідноситься з хімічною композицією IX4, піддався стадії зняття напруги протягом t_{eg} 314 секунд, яке перевищує рамки даного винаходу, що складають 120 секунд, а його повне подовження в 15,3 % виявилось занадто невелике.

R1 має хімічну композицію, яка перебуває поза межами, заданими відповідно до даного винаходу. R1 має занадто низький вміст Si і занадто високий вміст фосфору. Тому властивості механічної міцності випробуваних зразків 13 і 14 є незадовільними відносно цільових, заданих відповідно до даного винаходу, оскільки вони виявляються нижче 780 МПа, незважаючи на відповідність умовам виготовлення у випадку зразка 13.

Хімічні композиції R3 і R4 не відповідають винаходу, оскільки їх масова концентрації вуглецю становить менше 0,17 %. Зразки 17, 18, 19 і 20, асоційовані з R3 (17 і 18) і R4 (19 і 20), не дозволяють досягти 780 МПа. Частки вмісту острівців MA, отриманих наприкінці їх відпалення, занадто невеликі, оскільки вуглецю недостатньо для стабілізації аустеніту й утворення достатньої кількості острівців MA. Тому вміст цих острівців MA занадто низько й, звідси, механічна міцність цих зразків становить менше 780 МПа.

Хімічна композиція R2 не відповідає винаходу, оскільки вміст Si перевищує 1 %, а вміст алюмінію становить менше 0,5 %. Двома зразками, що мають цю хімічну композицію, є зразки 15 і 16. Зразок 15 не відповідає винаходу, незважаючи на цикл відпалення, який дійсно відповідає заявленому. Частка вмісту острівців MA наприкінці цього відпалення занадто висока через подвійність зміцнюючого ефекту кремнію і його здатності до утворення фериту, яка нижче такої здатності алюмінію. Дійсно, ферит являє собою м'яку в порівнянні з острівцями MA структуру, і використання утворюючих ферит елементів м'якшить сталевий лист; у цьому випадку алюміній служив би для зрівноважування твердості при одержанні листа з механічною міцністю нижче 900 МПа. Тому механічна міцність сталевих листів 15 вище 900 МПа, а середній розмір острівців MA значно більше 1,3 мкм. Така величина зерна сприяє можливості взаємодії між зернами й прискорює розвиток тріщин, що вже утворювалися. Крім того, чутливість до проникнення рідкого цинку (2/5) цього зразка менше мінімальної, заданої для винаходу (3/5).

Випробуваний зразок 16 не відповідає винаходу; середній розмір острівців MA значно перевершував 1,3 мкм. Вміст кремнію також веде до утворення оксидів кремнію на поверхні під час відпалення, виконуваного перед гарячим цинкуванням зануренням. Тому придатність цього продукту до нанесення покриттів буде нижче мінімально прийнятної, оцінюваної трьома балами з п'яти. Його чутливість до проникнення рідкого цинку також становить менше 3 з 5.

Хімічна композиція R5 не відповідає винаходу. Вміст вуглецю становить менше 0,17 %, а вміст Ti вище 0,020 %. Показані зразками 21 і 22 результати не задовільні відносно досягнення заданого подовження в 19 %.

Хімічна композиція R6 не відповідає винаходу через вміст ніобію, що перевищує 0,030 %. Приклади 23 і 24 показують, що задане подовження в 19 % не досягається.

Кращим є застосування заявлених відповідно до даного винаходу сталевих листів для виготовлення конструкційних елементів або елементів безпеки в наземних автотранспортних засобах. Можуть бути наведені наступні необмежуючі приклади: поперечні балки, рейлінги, середні стійки.

ФОРМУЛА ВИНАХОДУ

1. Холоднокатаний сталевий лист з покриттям з цинку або цинкового сплаву, композиція якого включає, мас. %:

$0,17 \leq C \leq 0,25$,

$1,5 \leq Mn \leq 2,0$,

$0,50 \leq Si \leq 1,0$,

$0,50 \leq Al \leq 1,2$,

$B \leq 0,001$,

$P \leq 0,030$,

$S \leq 0,01$,

$Nb \leq 0,030$,

- $Ti \leq 0,020$,
 $V \leq 0,015$,
 $Cu \leq 0,1$,
 $Cr \leq 0,150$,
5 $Ni \leq 0,1$,
 $Mo \leq 0,150$,
при цьому $Si + Al \geq 1,30$,
решта залізо й неминучі домішки, що з'являються в результаті обробок,
і мікроструктура якого у відсотках площі складається з:
10 від 65 % до 85 % фериту та
від 15 % до 35 % острівців мартенситу й залишкового аустеніту,
при цьому зазначений ферит містить менше 5 % нерекристалізованого фериту, загальний вміст
залишкового аустеніту становить між 10 % і 25 %, а загальний вміст мартенситу менше або
дорівнює 10 %, середній розмір зазначених острівців мартенситу й залишкового аустеніту
15 становить менше 1,3 мкм, а їх середній форм-фактор становить менше 3,
міцність R_m листа на розрив становить між 780 і 900 МПа включно, а подовження при розриві A
% більше або дорівнює 19 %.
2. Сталевий лист за п. 1, який **відрізняється** тим, що композиція включає, мас. %:
 $0,19 \leq C \leq 0,23$.
20 3. Сталевий лист за п. 1 або 2, який **відрізняється** тим, що композиція включає, мас. %:
 $1,6 \leq Mn \leq 1,8$.
4. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-3, який **відрізняється** тим, що композиція включає,
мас. %:
 $0,7 \leq Si \leq 0,9$.
25 5. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-4, який **відрізняється** тим, що композиція включає,
мас. %:
 $0,6 \leq Al \leq 0,8$.
6. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-5, який **відрізняється** тим, що композиція включає,
мас. %:
30 $B \leq 0,0005$.
7. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-6, який **відрізняється** тим, що в ньому більше 90 % за
площею зазначених острівців мартенситу і залишкового аустеніту мають розмір, менший або
рівний двом мікрометрам.
8. Спосіб виготовлення сталевих листів, холоднокатаного і покритого цинком або цинковим
35 сплавом, що складається з наступних стадій:
- створюють сталь, що має композицію за будь-яким з пп. 1-7, потім
- виливають цю сталь у формі заготовки, після чого
- нагрівають цю заготовку до температури між 1150 і 1250 °C, потім
- піддають цю заготовку гарячій прокатці з закінченням прокатки при кінцевій температурі
40 прокатки T_{FL} , яка більше або дорівнює Ar_3 , для отримання листа, після чого
- намотують цей гарячекатаний лист в рулон при температурі T_{bob} між 500 і 600 °C, далі
- охолоджують цей гарячекатаний лист до температури навколишнього середовища, після чого
- піддають цей лист холодній прокатці, потім
- повторно нагрівають цей холоднокатаний лист зі швидкістю V_c між 1 і 30 °C/с до температури
45 T_r відпалу протягом часу t_r , який більший або дорівнює 15 секундам, при цьому зазначені
величини температури відпалу і часу вибирають так, щоб отримати процентну частку площі
аустеніту між 35 % і 70 %, після чого
- охолоджують цей холоднокатаний лист до температури T_{eg} зняття напруження між 475 і
440 °C зі швидкістю V_{ref} , яка є достатньо високою, щоб запобігти утворенню перліту, далі
50 - витримують холоднокатаний лист при температурі T_{eg} зняття напруження протягом часу t_{eg} між
20 і 120 секундами, після чого
- наносять на холоднокатаний лист покриття безперервним зануренням у ванну з гарячим
розплавом цинку або цинкового сплаву, далі
- охолоджують гарячекатаний лист до температури навколишнього середовища.
55 9. Спосіб виготовлення листа за п. 8, який **відрізняється** тим, що температура T_{FL} перевищує
900 °C.
10. Спосіб виготовлення листа за п. 8, який **відрізняється** тим, що температура T_{FL} перевищує
920 °C.
11. Спосіб виготовлення листа за будь-яким з пп. 8-10, який **відрізняється** тим, що точка роси в
60 ході відпалу протягом часу t_r при температурі T_r становить між -20 °C і -15 °C.

12. Спосіб виготовлення листа за будь-яким з пп. 8-11, який відрізняється тим, що зазначена температура T_r становить між $A_{c1} + 50^\circ\text{C}$ і $A_{c3} - 50^\circ\text{C}$.
13. Спосіб виготовлення листа за будь-яким з пп. 8-11, який відрізняється тим, що зазначена температура T_r становить між $A_{c1} + 50^\circ\text{C}$ і $A_{c1} + 170^\circ\text{C}$.
- 5 14. Спосіб виготовлення листа за будь-яким з пп. 8-13, який відрізняється тим, що зазначений час t_{eg} становить між 30 і 80 секундами.
15. Спосіб виготовлення листа за будь-яким з пп. 8-13, який відрізняється тим, що зазначений час t_{eg} становить між 30 і 60 секундами.
- 10 16. Спосіб виготовлення листа за будь-яким з пп. 8-15, який відрізняється тим, що перед холодною прокаткою гарячекатаний лист піддають травленню.
17. Спосіб виготовлення деталі зварюванням принаймні одного листа, холоднокатаного і покритого за будь-яким з пп. 1-7 або отриманого способом за будь-яким з пп. 8-15, в якому зазначений лист зварюють контактним точковим зварюванням.
- 15 18. Застосування сталевго листа, холоднокатаного і покритого цинком або цинковим сплавом за будь-яким з пп. 1-7 або отриманого способом за будь-яким з пп. 8-17, як засобу для виготовлення конструкційних елементів або елементів безпеки для наземних автотранспортних засобів.

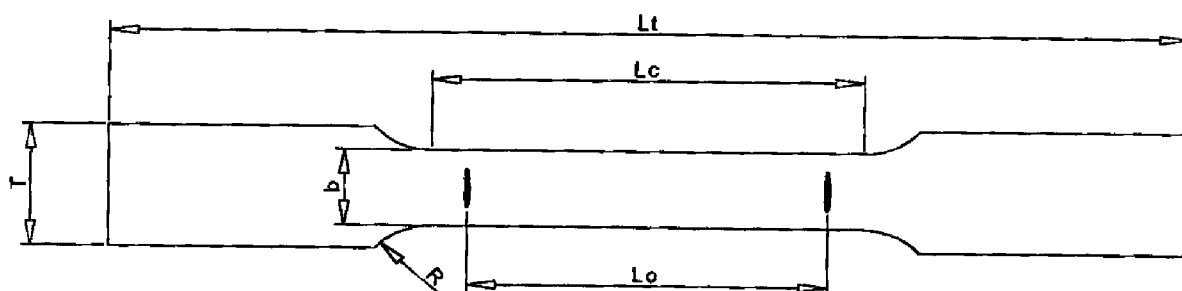


Fig. 1

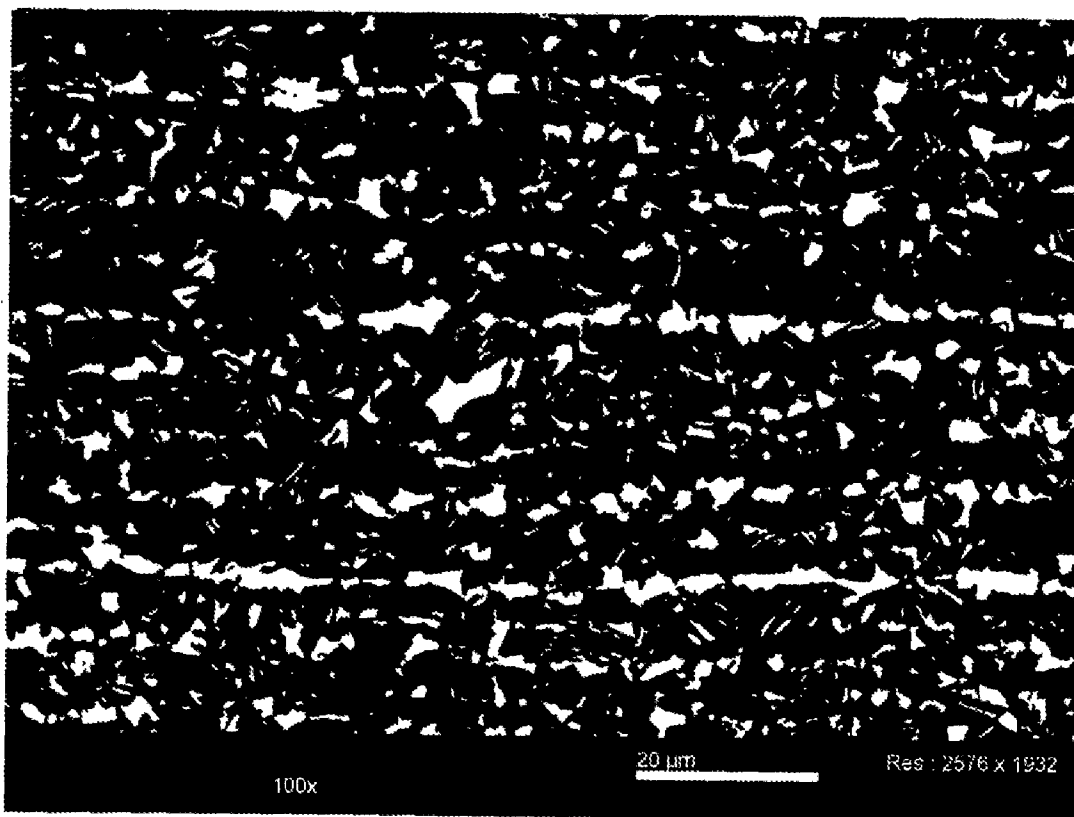


Fig. 2

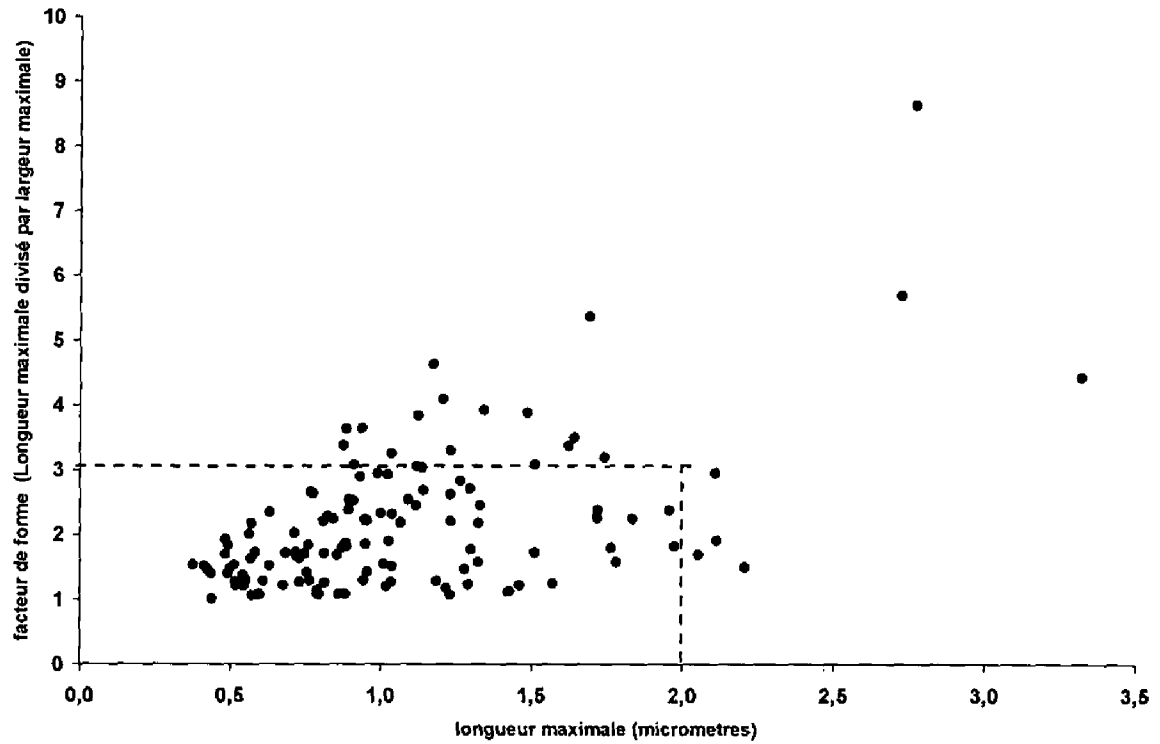


Fig. 3

Комп'ютерна верстка Л. Ціхановська

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