



УКРАЇНА

(19) UA

(11) 112771

(13) C2

(51) МПК

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)

ДЕРЖАВНА СЛУЖБА
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ
ВЛАСНОСТІ
УКРАЇНИ

(12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА ВІНАХІД

(21) Номер заявки: **а 2013 14439**
(22) Дата подання заявки: **03.05.2012**
(24) Дата, з якої є чинними права на винахід: **25.10.2016**
(31) Номер попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: **PCT/FR2011/000286**
(32) Дата подання попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: **10.05.2011**
(33) Код держави-учасниці Паризької конвенції, до якої подано попередню заявку: **FR**
(41) Публікація відомостей про заявку: **25.04.2014, Бюл.№ 8**
(46) Публікація відомостей про видачу патенту: **25.10.2016, Бюл.№ 20**
(86) Номер та дата подання міжнародної заявки, поданої відповідно до Договору РСТ: **PCT/FR2012/000174, 03.05.2012**

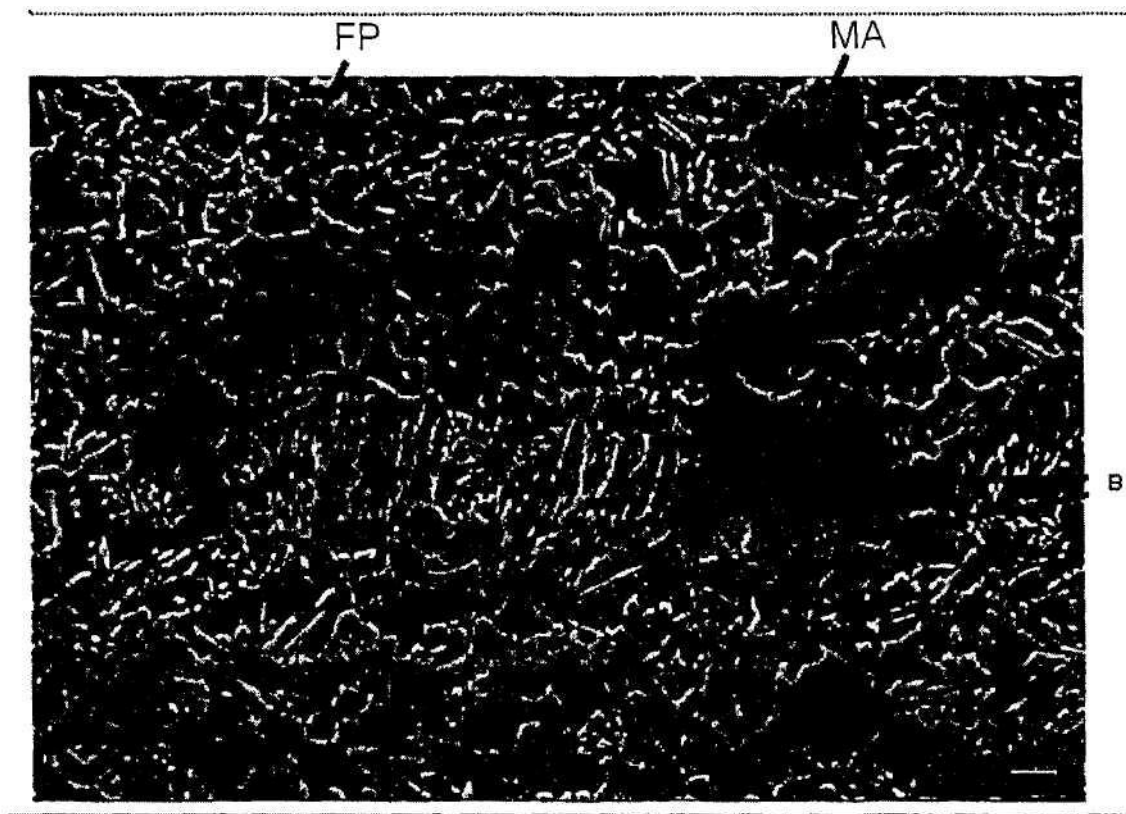
(72) Винахідник(и):
**Ален Себастьєн (FR),
Майо Жан (BE),
Крувіз'є Мікаель Дені (FR),
Масторійо Т'єрі (FR),
Ан'он Арно (BE)**
(73) Власник(и):
**АРСЕЛОРМІТТАЛЬ ІНВЕСТІГАСЬОН І
ДЕСАРОЛО СЛ,
CL/Chavarri, 6, E-48910 Sestao, Bizkaia,
Spain (ES)**
(74) Представник:
**Слободянюк Олександр Валентинович,
реєстр. №138**
(56) Перелік документів, взятих до уваги експертизою:
UA a200902135, 10.08.2009
UA a200912810, 11.01.2010
UA 92 039 C2, 27.09.2010
EP 1 559 798 A1, 03.08.2005
EP 1 975 266 A1, 01.10.2008
US 5 328 528 A, 12.07.1994
US 2010/0307644 A1, 09.12.2010
Koh-ichi Sugimoto et al. Effect of Second Phase Morphology on Retained Austenite Morphology and Tensile Properties in a TRIP-aided Dual-phase Steel Sheet//ISI International. vol. 33, no. 7. 1993. pages 775-782
Bouquerel J. et al. Microstructure-based model for the static mechanical behaviour of multiphase steels//Axta Materialoa, Elsevier, Oxford, Gb. vol. 54. no. 6, 2006. pages 1443-1456

(54) СТАЛЕВИЙ ЛИСТ З ВИСОКОЮ МЕХАНІЧНОЮ МІЦНІСТЮ, ПЛАСТИЧНІСТЮ І ФОРМОВАНІСТЮ, СПОСІБ ВИГОТОВЛЕННЯ ТА ЗАСТОСУВАННЯ ТАКИХ ЛИСТІВ**(57) Реферат:**

Винахід належить до галузі чорної металургії, а саме до способу виготовлення холоднокатаного сталевих листа, з міцністю більше 1000 МПа, розподіленим подовженням більше 12 % і V-вигином більше 90°, склад якого включає, в масових відсотках: $0,15 \leq C < 0,25$, $1,8 \leq Mn \leq 3,0$, $1,2 \leq Si \leq 2,0$, $Al \leq 0,10$, $Cr \leq 0,50$, $Cu \leq 1,0$, $Ni \leq 1,0$, $S \leq 0,005$, $P \leq 0,020$, $Nb \leq 0,015$, $Ti \leq 0,020$, $V \leq 0,015$,

UA 112771 C2

$Co \leq 1,0$, $N \leq 0,008$, $B \leq 0,001$, причому $Mn+Ni+Cu \leq 3$, решта - залізо, і немінучі домішки, що утворюються при виготовленні. Мікроструктура складається в частках площі з 5-20 % полігонального фериту, 10-15 % залишкового аустеніту, 5-15 % мартенситу, решта - бейніт у вигляді вузьких пластинок, де між цими вузькими пластинками включені карбіди так, що число N міжпластинчастих карбідів з розміром, що перевищує 0,1 мкм на одиницю площі поверхні, складає менше або рівне $50000/\text{мм}^2$.



Фіг. 2

Винахід належить до галузі металургії, а саме – виготовлення "багатофазного" сталевго листа, який одночасно володіє механічною міцністю і здатністю до формування, що дозволяє виконувати операції холодного штампування. Винахід відноситься більш конкретно до сталей з механічною міцністю більше 1000 МПа, рівномірним відносним подовженням більше 12 % і здатністю до V-вигину більше 90°. Зокрема, у транспортних засобах (автомобілі, зернозбиральні комбайни, причеи, напівпричеи і т.п.) може застосовуватися цей тип сталевго листа, з можливістю застосування в конструктивних деталях, арматурі і навіть для виготовлення зносостійких деталей.

Високі вимоги до скорочення викидів парникових газів у поєднанні з більш жорсткими вимогами до безпеки автомобіля і цінами на паливо змусили виробників автотранспортних засобів все ширше використовувати сталі з поліпшеною механічною міцністю в кузовах своїх автомобілів для зменшення товщини деталей і, отже, ваги транспортних засобів при збереженні механічної міцності конструкції. У зв'язку з цим сталі, які поєднують високу міцність з достатньою формованістю без утворення тріщин, набувають все більшого значення. Кілька груп сталей з різною механічною міцністю були послідовно запропоновані раніше.

Були запропоновані сталі, які містять мікролегуючі елементи, зміцнення яких отримують одночасно за допомогою зменшення розміру зерна і дрібнодисперсними виділеннями. Розробка все більш твердих сталей призвела до більш широкого використання "двофазних" сталей, в яких присутність мартенситу в пластичній феритній матриці дозволяє досягти механічної міцності більше 400 МПа разом з хорошою придатністю до холодного штампування.

Для досягнення характеристик механічної міцності, пластичності і формованості, які є навіть більш переважними для автомобільної промисловості, були розроблені, наприклад, "TRIP" сталі, для "пластичності, обумовленої перетворенням". Ці сталі мають складну структуру, яка включає пластичну структуру, ферит а також мартенсит, який є жорсткою структурою, що призводить до високих механічних характеристик, і залишковий аустеніт, який забезпечує і міцність, і пластичність завдяки TRIP ефекту.

Цей TRIP ефект позначає механізм, згідно з яким при додатковій деформації, такий як одноосна напруга, наприклад, залишковий аустеніт листа або заготовки, виконаних з TRIP-сталі, поступово перетворюється в мартенсит, що призводить до значного зміцнення, яке уповільнює появу тріщин. Однак механічна міцність TRIP-сталей менше 1000 МПа, тому що вміст у них полігонального фериту, який є відносно нестійким і дуже пластичною структурою, складає більше однієї чверті загальної частки площі.

Щоб задовольнити цю потребу в сталі з механічною міцністю більше 1000 МПа, необхідно зменшити частку структури з низькою механічною міцністю і замінити її фазою, яка забезпечує більше зміцнення. Однак відомо, що у вуглецевих сталях збільшення механічної міцності зазвичай супроводжується втратою пластичності. Крім того, автовиробникам потрібні все більш складні деталі, для яких необхідні сталі, які роблять можливим досягнення гнучкості більше або рівною 90° без виникнення тріщин.

Вміст хімічних елементів, перерахованих нижче, зазначено в масових відсотках.

Відомий рівень техніки також включає WO2007077933 A, 01.10.2008, в якій описується мікроструктура, що складається з бейніту, мартенситу і залишкового аустеніту. Хімічний склад заявленого листа складається з 0,10-0,60 % C, 1,0-3,0 % Si, 1-3,5 % Mn, до 0,15 % P, до 0,02 % S, до 1,5 % Al і 0,003-2 % Cr, решта залізо і домішки. Мікроструктура в рамках даного патенту отримується при відпалюванні витримкою після первинного охолодження при температурі нижче початкової точки мартенситного перетворення Ms. Отримується мікроструктура, яка включає суміш з відпущеного і/або подрібненого мартенситу. Основною перевагою заявленого листа є поліпшення стійкості до водневої крихкості. Наявність мартенситу, який є компонентом зміцнення в більш м'якій бейнітній матриці, унеможливує досягнення пластичності і здатності до згинання, передбачуваних в рамках даного винаходу.

Відомий рівень техніки також включає GB 2,452,231, в якому описується виготовлення сталевго листа з міцністю більше 980 МПа з підходящими межею міцності і властивостями, які є задовільними з точки зору роздачі отвору і точкового зварювання. Хімічний склад заявленого листа включає 0,12-0,25 % C, 1,0-3,0 % Si, 1,5-3 % Mn, до 0,15 % P, до 0,02 % S і до 0,4 % Al, решта залізо і домішки. Крім того, відношення масового вмісту кремнію до масового вмісту C, Si/C, становить 7-14. Мікроструктура листа містить, щонайменше, 50 об.% бейнітного фериту, щонайменше, 3 об.% залишкового аустеніту у вигляді вузьких пластинок, аустеніту в твердій формі, середній розмір зерна якого менше або дорівнює 10 мкм, причому цей твердий аустеніт присутній в кількості від 1 % до половини вмісту в перерахунку на аустеніт у вузьких пластинках. Цей патент відомого рівня техніки не дає ніякої інформації про здатність до згинання одержуваного листа і вказує на відсутність карбідів в бейніті.

Метою даного винаходу є рішення вищеписаних проблем. Задачею цього винаходу є створення холоднокатаної сталі з механічною міцністю більше 1000 МПа, поряд з рівномірним відносним подовженням більше 12 %. Додатковою задачею даного винаходу є створення сталі, яка підходить для формування так, щоб досягався кут 90° при V-вигині без тріщин.

Винахід також переважно пропонує сталь, до складу якої не входять дорогі мікролегуючі елементи, такі як титан, ніобій і ванадій. Таким чином, вартість виготовлення знижується і може бути спрощений термомеханічний процес виготовлення.

Тому метою даного винаходу є холоднокатаний і відпалений сталевий лист з механічною міцністю більше або рівної 1000 МПа, рівномірним відносним подовженням рівним або більше 12 %, і склад якого включає в масових відсотках,

$0,15 \% \leq C \leq 0,25 \%$

$1,8 \% \leq Mn \leq 3,0 \%$

$1,2 \% \leq Si \leq 2 \%$

$Al \leq 0,10 \%$

15 $Cr \leq 0,50 \%$

$Cu \leq 1 \%$

$Ni \leq 1 \%$

$S \leq 0,005 \%$

$P \leq 0,020 \%$

20 $Nb \leq 0,015 \%$

$Ti \leq 0,020 \%$

$V \leq 0,015 \%$

$Co \leq 1 \%$

$N \leq 0,008 \%$

25 $B \leq 0,001 \%$,

при цьому $Mn+Ni+Cu \leq 3 \%$,

решта - залізо і неминучі домішки, що утворюються при виготовленні, причому мікроструктура складається, в частках площі, з 5-20 % полігонального фериту, 10-15 % залишкового аустеніту, 5-15 % мартенситу, решта - бейніт у вигляді вузьких пластинок, і містить між цими вузькими пластинками карбіди, так що число N міжпластинчастих карбідів з розміром, що перевищує 0,1 мікрметра на одиницю площі поверхні, менше або рівне 50000/мм².

Лист відповідно до винаходу також володіє характеристиками, перерахованими нижче, розглянутими окремо чи разом:

- композиція включає, в масових відсотках:

35 $0,18 \% \leq C \leq 0,22 \%$

- композиція включає, в масових відсотках:

$2 \% \leq Mn \leq 2,6 \%$

- композиція включає, в масових відсотках:

$1,4 \% \leq Si \leq 1,8 \%$

40 - композиція включає, в масових відсотках:

$0 \% \leq Cr \leq 0,35 \%$

- кут V-вигину, при якому виникають тріщини, більше або дорівнює 90°,

- сталевий лист також має покриття з цинку або цинкового сплаву.

Додатковою задачею винаходу є спосіб виготовлення холоднокатаного і відпаленого сталевих листа з міцністю більшою або рівною 1000 МПа і відносним подовженням більшим чи рівним 12 %, що містить наступні стадії, на яких:

- отримують сталь, що має зазначений за винаходом склад, потім

- цю сталь розливають у вигляді заготовки безперервного розливання, потім

- цю заготовку безперервного розливання доводять до температури T_{rech} , яка вище 1150 °C,

50 для отримання повторно нагрітої заготовки безперервного розливання, потім

- проводять гарячу прокатку цієї повторно нагрітої заготовки безперервного розливання, при цьому температура в кінці гарячої прокатки T_f більше або дорівнює 850 °C, для отримання гарячекатаного листа, потім

- проводять намотування цього гарячекатаного листа при температурі T_{coil} , яка знаходиться в діапазоні 540-590 °C для отримання змотаного, гарячекатаного листа, потім

55 - цей змотаний, гарячекатаний лист охолоджують до температури навколишнього середовища, потім,

- виконують відпалювання в камерній печі цього змотаного, гарячекатаного листа так, щоб механічна міцність була менше або рівна 1000 МПа у всіх точках змотаного, гарячекатаного листа, потім

60

- відпалений, змотаний гарячекатаний лист розмотують і протравлюють для отримання гарячекатаного листа, придатного для холодної прокатки, потім

- проводять холодну прокатку гарячекатаного листа, придатного для холодної прокатки, зі ступенем обтиску 30-80 % для отримання холоднокатаного листа, потім

5 - цей холоднокатаний лист відпалюють повторним нагріванням зі швидкістю V_c , яка становить 2-6 °C в секунду до температури T_1 , яка знаходиться між $Ac3-15$ °C і $Ac3-45$ °C за час t_1 , який більше або дорівнює 50 секундам, потім

- цей холоднокатаний лист охолоджують, піддаючи його першій стадії охолодження зі швидкістю охолодження 50-1500° C/с, і потім другій стадії охолодження так, щоб температура в кінці другої стадії охолодження T_{fr} була між температурою T_{fr1} рівною $Ms-20$ °C і температурою T_{fr2} рівною $MS+40$ °C, потім

- холоднокатаний лист витримують в діапазоні температур між T_{fr1} і T_{fr2} протягом часу t_2 100-1000 секунд, потім

- холоднокатаний лист охолоджують зі швидкістю V_{R2} 3-25 °C в секунду до температури навколишнього середовища для отримання холоднокатаного і відпаленого листа.

Лист відповідно до винаходу також може мати характеристики, перераховані нижче, що розглядаються окремо чи разом:

- температура T_{fi} більше або дорівнює 900 °C,

- відпалювання в камерній печі включає витримку при температурі T_m і протягом часу t_m так, що:

$$2,29 \times T_m (^\circ C) + 18,6 \times t_m (ч) \geq 1238,$$

причому температура витримки T_m також вище 410 °C,

- температура T_1 знаходиться в діапазоні 790-820 °C,

- отримують холоднокатаний, відпалений лист за винаходом і покривають цинком або цинковим сплавом,

- отримують холоднокатаний, відпалений лист за винаходом і відпалюють при температурі витримки T_{base} в інтервалі 150-200 °C протягом t_{base} часу витримки між 10-48 год.

Додатковою задачею винаходу є використання холоднокатаного і відпаленого листа або листа з покриттям відповідно до винаходу, або виготовленого способом відповідно до винаходу для виготовлення деталей автомобілів.

Додаткові характеристики і переваги винаходу стануть зрозумілими з подальшого опису, який наводиться як приклад і з посиланням на додані креслення, на яких:

- Фіг. 1 представляє розміри зразка для випробувань на розтягування, використовуюваного для визначення механічних властивостей,

- Фіг. 2 представляє приклад мікроструктури сталевго листа за винаходом,

- Фіг. 3 представляє приклад мікроструктури сталевго листа без покриття за винаходом.

На вищевказаних Фіг. FP відноситься до полігонального фериту, B відноситься до бейніту, MA вказує на острівці мартенситу і аустеніту.

Дослідження, проведені в рамках даного винаходу, показали переваги присутності полігонального фериту, який характеризується меншою щільністю дислокацій, ніж бейнітний ферит. Полігональний ферит утворюється під час міжкритичного відпалювання і робить можливими V-вигин більше 90°, а також рівномірне відносне подовження понад 12 %.

Було вивчено вплив присутності полігонального фериту, який формується нижче точки $Ac3$ в міжкритичному діапазоні (ферит + аустеніт) в ході витримки для відпалювання. Наявність цього фериту в бейнітній матриці, яка включає залишковий аустеніт і неминуче також мартенсит, дає підставу вважати, що формованість буде зменшена за рахунок різниці в твердості між цими різними компонентами. Несподівано присутність полігонального фериту в кількості 5-20 об.% виявляється фактором, який покращує здатність до згинання листа за винаходом, що дозволяє перевищувати кут V-вигину 90° без виникнення тріщин.

Крім того, було показано, що відсутність цього полігонального фериту також справляє негативний вплив на пластичність, яка визначається за рівномірним відносним подовженням.

Що стосується хімічного складу сталі, вуглець відіграє важливу роль у формуванні мікроструктури і механічних властивостях відносно пластичності і міцності за рахунок TRIP-ефекту, який викликає залишковий аустеніт. Починаючи з основної аустенітної структури, сформованої при високій температурі під час витримки при температурі T_1 , охолодження здійснюють з наступною витримкою, протягом якої відбувається бейнітне перетворення. Під час цього перетворення, бейніт спочатку формується в матриці, яка також має основну аустенітну структуру. Оскільки вуглець значно менше розчинний у фериті, ніж в аустеніті, вуглець виділяється в цей аустеніт і частково виділяється у вигляді дуже дрібних карбідів.

Дрібнокристалічність карбідів може бути такою, що кількість N цих міжпластинчастих карбідів з розміром більше 0,1 мікрметра на одиницю площі поверхні, менше або дорівнює $50000/\text{мм}^2$.

Завдяки певним легуючим елементам, які присутні в композиціях винаходу, зокрема, кремній, виділення карбідів, зокрема, цементит, зустрічаються лише в обмеженій мірі. Це не перетворений аустеніт поступово збагачується вуглецем, практично без виділення не дрібнокристалічних карбідів на межі розділу аустеніт-бейніт. Це збагачення таке, що аустеніт стабілізується, тобто мартенситне перетворення цього аустеніту обмежено зазначеною часткою 5-15 % при охолодженні до кімнатної температури. Таким чином, виникає обмежена кількість мартенситу, що сприяє збільшенню контрольованим чином механічної міцності.

Згідно винаходу, масовий вміст вуглецю становить 0,15-0,25 %. Якщо вміст вуглецю у винаході менше 0,15 % мас., то механічна міцність стає недостатньою і стабільність залишкового аустеніту є недостатньою. При вмісті вище 0,25 % зварюваність все більше погіршується через формування мікроструктури низької міцності в зоні термічного впливу (HAF) або в зоні розплаву в разі автогенного зварювання, хоча TRIP-ефект поліпшується при вмісті вуглецю більше 0,25 %.

У одному переважному здійсненні вміст вуглецю становить 0,18-0,22 %. У межах цього діапазону зварюваність є задовільною, стабілізація аустеніту оптимізована і частка мартенситу знаходиться в межах діапазону, визначеного винаходом.

Марганець є елементом, який зміцнює твердим розчином заміщення, він стабілізує аустеніт і знижує температуру перетворення Ac_3 . Тому марганець сприяє збільшенню механічної міцності. Винахід розкриває, що мінімальний вміст 1,8 % мас. необхідний для досягнення шуканих механічних властивостей. Однак при вмісті вище 3,0 % його здатність до формування гамма-фази призводить до утворення структури з надмірно великими прошарками, які можуть негативно впливати на робочі характеристики конструкційних деталей автомобіля. Здатність до нанесення покриття також зменшується. Переважно з вмістом марганцю 2-2,6 % досягається задовільна механічна міцність без підвищення ризику виникнення строчкових структур, які чинять негативний вплив на формованість і без збільшення прожарюваності зварених сплавів, що може негативно позначитися на зварюваності листа за винаходом.

Стабілізація залишкового аустеніту робить можливим додаванням кремнію, який суттєво знижує виділення карбідів під час циклу відпалювання і, зокрема, під час бейнітного перетворення. Це пов'язано з тим, що розчинність кремнію в цементиті дуже низька, і що цей елемент підвищує активність вуглецю в аустеніті. Будь-якому формуванню цементиту буде передувати стадія, на якій Si виділяється на межі розділу. Збагачення аустеніту вуглецем призводить до його стабілізації при кімнатній температурі у відпаленому сталевому листі. Подальше застосування зовнішньої напруги при формуванні, наприклад, призведе до перетворення цього аустеніту в мартенсит. Одним з результатів цього перетворення є поліпшення механічної міцності. Що стосується властивостей, зазначених у винаході, додавання кремнію в кількості більше 2 % сприятиме значній активації фериту і зазначена механічна міцність не досягається. Крім того, будуть формуватися міцно прилипаючі оксиди, що може призвести до поверхневих дефектів. Тому мінімальний вміст має становити 1,2 % мас., Щоб отримати ефект стабілізації аустеніту. Вміст кремнію переважно становить 1,4-1,8 % для оптимізації вищевказаних ефектів.

Вміст хрому має бути обмежений 0,5 %. Цей елемент дозволяє контролювати утворення доєвтектоїдного фериту під час охолодження як частини відпалювання, з початковою температурою T_1 . Цей ферит, коли він присутній у великих кількостях, знижує механічну міцність, необхідну для певних деталей, що входять до винаходу. Цей елемент зміцнює і покращує бейнітну мікроструктуру. Вміст хрому переважно становить менше 0,35 % з міркувань вартості і для запобігання надмірного зміцнення.

Нікель і мідь мають ефекти, які по суті аналогічні ефекту марганцю у винаході, хоча вони вносять різний внесок в їх здатність стабілізувати аустеніт. Саме тому поєднання цих трьох елементів у хімічній композиції винаходу має задовольняти наступному виразу: $\text{Mn} + \text{Ni} + \text{Cu} \leq 3 \%$.

У кількості більше 1 %, нікель, який є потужним стабілізатором аустеніту, сприятиме надмірній стабілізації аустеніту, перетворення під дією механічної напруги буде складніше досягти, і вплив на пластичність буде менше. Вище 1 %, вартість додавання цього легуючого елемента також є надмірною.

У кількості більше 1 % мідь, яка також є потужним стабілізатором аустеніту, сприятиме надмірній стабілізації аустеніту, перетворення під дією механічної напруги буде складніше досягти і вплив на пластичність буде менше. Вище 1 %, вартість додавання цього легуючого елемента також є надмірною і може призвести до дефектів гарячого штампування.

Вміст алюмінію обмежено до 0,10 % мас.; він є елементом зі значною здатністю до утворення альфа-фази, яка сприяє утворенню фериту. Високий вміст алюмінію призведе до підвищення точки Ас3 і зробить виробничий процес дорогим з точки зору електричної потужності, необхідної для відпалювання.

Слід нагадати, що високий вміст алюмінію збільшує ерозію вогнетривких матеріалів і ризик засмічення сталерозливного стакану до прокатного стану. Також сегрегація алюмінію негативна і може призвести до макро-сегрегації. У надмірних кількостях алюміній знижує пластичність в гарячому стані і збільшує ризик виникнення дефектів при безперервному литті. Без суворого контролю умов лиття, мікро- і макро-сегрегація дефектів в кінцевому рахунку призводить до центральної сегрегації у відпаленому сталевому листі. Ця центральна смуга буде твердіше, ніж оточуюча її матриця, і буде негативно впливати на технологічність матеріалу.

При вмісті сірки 0,005 % зменшується пластичність внаслідок надмірної присутності сульфідів, таких як MnS (сульфіди марганцю), що знижує пластичність матеріалу.

Фосфор є елементом, який зміцнює в твердому розчині, але значно знижує придатність для точкового зварювання і пластичність в гарячому стані, зокрема, у зв'язку з його схильністю до зерномежевої сегрегації або його спільної сегрегації з марганцем. З цих причин вміст фосфору має бути обмежена до 0,020 %, щоб отримати достатню придатність для точкового зварювання.

Вміст молібдену обмежено до рівня домішок, хоча він може відігравати ефективну роль у зміцненні, і уповільнює появу бейніту. Проте, додавання молібдену надмірно збільшує вартість легуючих елементів і його використання є обмеженим з економічних причин.

Бор сильно впливає на прожарюваність сталі. Бор обмежує активність вуглецю і обмежує перетворення дифузійних фаз (феритні або бейнітні перетворення при охолодженні), тим самим сприяючи формуванню зміцнюючих фаз, таких як мартенсит. Цей ефект не є бажаним у винаході, так як мета полягає у сприянні бейнітному перетворенню для стабілізації аустеніту і запобіганні утворення надмірної частки площі мартенситу. Вміст бору, таким чином, обмежено 0,001 %.

Максимальний вміст мікро-легуючих елементів, таких як ніобій, титан і ванадій відповідно обмежено 0,015 %, 0,020 % і 0,015 %, так як ці елементи мають особливість у формуванні зміцнюючих виділень з вуглецем і/або азотом, які також, як правило, знижують пластичність продукту. Вони також сповільнюють рекристалізацію в процесі відпалювання і, отже, роблять мікроструктуру більш дрібнокристалічною, що також зміцнює матеріал і знижує його пластичність.

Сталь також може містити кобальт в кількості менше або рівній 1 %, так як цей зміцнюючий елемент дозволяє збільшити вміст вуглецю в залишковому аустеніті. Однак його застосування у винаході обмежено з міркувань вартості.

Решта в композиції складається із заліза і неминучих домішок, що утворюються при виготовленні.

Згідно з винаходом, мікроструктура складається в частках площі з 5-20 % полігонального фериту, з 10-15 % залишкового аустеніту, з 5-15 % мартенситу, решта бейніт у вигляді вузьких пластинок, і містить між цими вузькими пластинками карбіди, так, що кількість N міжпластинчастих карбідів, з розміром, що перевищує 0,1 мікрметра на одиницю площі поверхні, менше або рівна 50000/мм². Ця основна бейнітна структура надає гарну міцність. Залишковий аустеніт надає міцність і пластичність, тоді як полігональний ферит також підвищує пластичність і мартенсит підвищує механічну міцність листа. Полігональний ферит відрізняється від бейнітного фериту тим, що він включає значно нижчу щільність дислокацій, а також вмістом вуглецю в твердому розчині, який також нижче, ніж у бейнітному фериті.

Кількість залишкового аустеніту менше 10 % не дозволяє значно збільшити рівномірне відносне подовження. Тому сталь не досягає зазначеного рівномірного подовження 12 %. Понад 15 % високий вміст вуглецю буде необхідно для його достатньої стабілізації, і яке могло б негативно вплинути на зварюваність сталі. Вміст вуглецю в залишковому аустеніті переважно становить понад 0,8 % для одержання залишкового аустеніту, який є досить стабільним за кімнатної температури.

Присутність 5 % - 15 % мартенситу дозволяє досягти механічної міцності, зазначеної в рамках винаходу, хоча вище 15 %, частка мартенситу в частках площі негативно позначиться на листі з точки зору його пластичності в плані рівномірного подовження та згинання. Нижче 5 % зазначена механічна міцність не досягається. Переважно вміст мартенситу повинен бути більше 10 %, щоб мати деякий запас механічної міцності.

Полігональний ферит дозволяє поліпшити пластичність і у вигляді рівномірного відносного подовження і V-вигині для досягнення зазначеного внутрішнього кута 90°. Вміст фериту

становить 5-20 %. В ідеалі, вміст фериту має становити 12-20 % для забезпечення поліпшеної пластичності і запасу міцності по рівномірному відносному подовженню.

Нарешті бейніт, що виділяє вуглець в залишковий бейніт під час його формування, збагачує останній і за інших рівних умов, дозволяє стабілізувати матрицю в листі за винаходом.

5 Фіг. 2 представляє один приклад мікроструктури сталевго листа за винаходом, візуалізованою скануючим електронним мікроскопом. У цьому випадку залишковий аустеніт займає частку площі 15 % шліфа і виглядає білим, у вигляді острівців або півок. Мартенсит присутній у вигляді острівців спільно із залишковим аустенітом. Комбінація, яку зазвичай називають МА острівцями, виглядає зернистою через пітінг, викликаний хімічною корозією, під дією реагенту (ніталь). Тут частка площі мартенситу становить 11 %. Полігональний ферит має опуклу форму. Бейніт тут присутній у вигляді пластинчастої структурної складової, зазначеної чорними стрілками на Фіг. 2.

15 У деяких острівцях, локальний вміст вуглецю і, отже, локальна прожарюваність, може варіюватися. У цьому випадку залишковий аустеніт локально пов'язаний з мартенситом в цьому ж острівці, який називається "М-А" острівцем, тобто той, який містить мартенсит і залишковий аустеніт.

У мікроструктурі обмежено кількість карбідів розміром більше 0,1 мкм. Було показано, що N, число міжпластинчастих карбідів, з розміром, що перевищують 0,1 мкм, на одиницю площі поверхні, переважно має бути менше 50000/мм² для обмеження пошкодження у разі додаткової напруги, наприклад, при роздачі отвору або V-вигині. Надмірна присутність великих карбідів також може бути причиною передчасного руйнування при подальшому формуванні.

Лист за винаходом може бути виготовлений будь-яким підходящим способом. Наприклад, може бути використаний спосіб за винаходом, і він може складатися з стадій, описаних нижче.

25 Спочатку одержують сталь, що має склад за винаходом. Потім цю сталь використовують для розливання заготовок безперервного розливання. Ця заготовка може давати злитки, або зі сталі безперервним литтям можуть бути приготовані сляби.

Відлиті заготовки безперервного розливання можуть бути нагріті до температури T_{rech} , яка вище 1150 °C, для отримання нагрітої заготовки безперервного розливання так, щоб температура переважно досягалася у всіх точках для високого ступеня деформації, якій сталь буде піддаватися під час прокатки. Цей діапазон температур дозволяє перебувати в аустенітній області. Однак, якщо температура T_{rech} вище 1275 °C, то зерно аустеніту виростає небажано великим і призводить до більш грубої кінцевої структури.

Звичайно, також можливо проводити гарячу прокатку відразу після лиття без повторного нагріву сляба.

35 Тому гарячу прокатку заготовки безперервного розливання проводять в діапазоні температур, в якому структура сталі є повністю аустенітною. Якщо температура в кінці прокатки T_f менше, ніж початкова температура перетворення аустеніту в ферит при охолодженні A_{f3} , зерно фериту нагартується прокаткою і пластичність істотно знижується.

40 Гарячекатаний продукт потім намотують при температурі T_{coil} 540-590 °C. Цей діапазон температур забезпечує повне бейнітне перетворення під час квазі-ізотермічної витримки, пов'язаної з намотуванням, з подальшим повільним охолодженням. Температура намотування вище 590 °C призводить до утворення небажаних оксидів. Коли температура намотування є занадто низькою, твердість продукту збільшується, що збільшує зусилля, необхідне при останній холодній прокатці.

45 Потім проводять травлення гарячекатаного продукту відомим способом.

Відпалювання в камерній печі змотаного листа може бути виконаний так, щоб температура витримки T_m була вище 410 °C, і T_m і час витримки t_m такі, що:

$$2,29 \times T_m (^\circ\text{C}) + 18,6 \times t_m (\text{ч}) \geq 1238.$$

50 Ця термічна обробка забезпечує механічну міцність менше 1000 МПа в кожній точці гарячекатаного листа, тим самим мінімізуючи зміну твердості між центром листа і краями. Це значно полегшує подальшу стадію холодної прокатки за допомогою зміцнення сформованої структури.

Потім виконують холодну прокатку зі ступенем обтиску, який переважно складає 30-80 %.

55 Холодокатаний продукт потім нагрівають, переважно в установці безперервного відпалювання, з середньою швидкістю нагріву V_c 2-6 °C в секунду. У поєднанні з нижчеказаною температурою відпалювання T_1 , цей діапазон швидкості нагріву дозволяє отримати частку нерекристалізованого фериту, яка суворо менше 5 %.

60 Нагрівання продовжують до температури відпалювання T_1 , яка знаходиться між температурою A_{c3-15} °C і A_{c3-45} °C, тобто в певному діапазоні температур міжкритичного діапазону так, що виходить структура, яка не вільна від полігонального фериту, що утворюється

в міжкритичній області. Для визначення значення A_{c3} може бути використаний дилатометричний метод, який сам по собі відомий.

Коли T_1 нижче ($A_{c3}-45\text{ }^{\circ}\text{C}$), структура може включати значну частку фериту, і механічні характеристики, зазначені у винаході, не досягаються. І навпаки, якщо T_1 вище $A_{c3}-15\text{ }^{\circ}\text{C}$ і ферит не утворюється під час охолодження після витримки при T_1 , рівномірне відносне подовження і здатність до згинання (тест на V-вигин) в цьому випадку не досягається, тобто не досягаються 12 % рівномірне відносне подовження і 90° V-вигин без появи тріщин. Крім того, коли температура T_1 наближається до критичної точки A_{c3} , це представляється ризикованим, оскільки промислові умови можуть незначно змінюватися в процесі виробництва. Таким чином, після закінчення витримки при T_1 , мікроструктура може бути або повністю аустенітною або частково феритною, з дуже малою часткою фериту, яка повинна бути менше 5 %. Це призводить до нестабільних механічних властивостей виготовляемого листа в кінці процесу, що буде мати небажаний ефект при кінцевому формованні структурних деталей автомобілів.

Температура відпалювання T_1 за винаходом дозволяє отримувати достатню кількість міжкритичного аустеніту для подальшого формування при охолодженні бейніту в такій кількості, що залишковий аустеніт буде достатньою мірою стабілізовано і будуть досягнуті шукані механічні характеристики.

Мінімальний час витримки t_1 , який більше або дорівнює 50 с при температурі T_1 забезпечує розчинення раніше сформованих карбідів і, зокрема, достатнє перетворення на аустеніт. Час витримки більше 500 с важко поєднати з вимогами по продуктивності установок безперервного відпалювання, зокрема, швидкістю розмотування рулону. Отже, час витримки t_1 становить 50-500 с.

Наприкінці витримки при відпалюванні лист охолоджують до досягнення температури переважно в інтервалі $370-430\text{ }^{\circ}\text{C}$, ідеальною температурою була б температура в інтервалі між $M_s-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ і $M_s+40\text{ }^{\circ}\text{C}$, в результаті чого швидкість охолодження V_{ref} повинна бути досить швидкою, щоб запобігти утворенню перліту. З цією метою перша стадія охолодження така, що швидкість охолодження V_{R1} складає $50-1500\text{ }^{\circ}\text{C}$ в секунду.

Часткове перетворення аустеніту в ферит може відбуватися на цій стадії - на першій стадії охолодження. Це дозволяє, коли вуглець виділяється в аустеніт, стабілізувати аустеніт для активації TRIP-ефекту, тому що вуглець не надто розчинний у фериті. Вміст вуглецю в залишковому фериті буде переважно перевищувати 0,8 мас.%, щоб стабілізувати його в умовах навколишнього середовища. Мета другої стадії охолодження складається в запобіганні утворення перліту до витримки в діапазоні $370-430\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Час витримки в діапазоні температур $370-430\text{ }^{\circ}\text{C}$ повинен перевищувати 100 секунд, щоб забезпечити бейнітне перетворення і, таким чином, стабілізувати аустеніт при збагаченні цього аустеніту вуглецем. Час витримки має бути менше 1000 с, щоб обмежити частку площі бейнітного фериту. Це останнє обмеження також дозволяє запобігти утворенню великих карбідів розміром більше 0,1 мкм з щільністю більше $50000/\text{мм}^2$.

Потім лист охолоджують зі швидкістю V_{R2} , яка становить $3-25\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, до температури навколишнього середовища. У результаті одержують холоднокатаний і відпалений сталевий лист, який включає в частках площі 5-20 % полігонального фериту, 10-15 % залишкового аустеніту і 5-15 % мартенситу, решта - бейніт.

Потім переважно проводять подальшу термообробку відпалюванням в камерній печі таким чином, що холоднокатаний і відпалений лист витримують при температурі витримки T_{base} в інтервалі $150-200\text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом часу витримки t_{base} 10-48 год. для поліпшення межі пружності і гнучкості.

Винахідники також встановили, що невеликі зміни умов виготовлення, визначених у заявленому способі за винаходом, не призводить до істотної модифікації мікроструктури і механічних властивості, що є перевагою з точки зору стабільності характеристик виготовлених продуктів.

Це винахід проілюстровано нижче на основі не обмежуючих прикладів.

Приклади

Отримують дві сталі складу, представленого нижче в таблиці 1, вираженого в масових відсотках.

Таблиця 1

Склади використовуваних сталей, в яких залишок являє собою залізо (% мас.)

	C	Mn	Si	Al	Cr	Cu	Ni	S	P	N вміст азоту в сталі	Ac3 температура, при якій закінчується перетворення фериту на аустеніт	Ms температура, при якій починається утворення мартенситу при охолодженні
A	0,196	2,195	1,528	0,038	0,245	0,009	0,019	0,002	0,013	0,004	835	392
B	0,19	1,49	1,45	<0,01	0,61	0,5	0,49	0,002	0,016	<0,01	840	403

У сталі А хімічний склад за винаходом, в той час як сталь В, оскільки вона має дуже високий вміст Сг, представлена для порівняння, так як вона не відповідає винаходу.

- 5 Елементи, процентний вміст яких суворо менше 0,01, є елементами, вміст яких розглядається як залишковий. Іншими словами, даний елемент навмисно не доданий, але його присутність пов'язана з домішками в інших легуючих елементах.

Листи відповідні вищеописаному складу, отримують в умовах виготовлення, представлених в таблиці 2.

- 10 Композиції сталей А і В відпалюють при різних умовах. Умови перед гарячою прокаткою є ідентичними, повторне нагрівання до 1250 °С, температура в кінці прокатки 920 °С і температура намотування 550 °С. Потім проводять травлення гарячекатаних продуктів і потім - холодну прокатку зі ступенем стиснення 30-80 %.

- 15 У таблиці 2 наведені умови виготовлення листів, відпалювання яких проводять після холодної прокатки з такими позначеннями:

- температура витримки: T_1
- температура в кінці охолодження T_{fr}
- час витримки при T_{fr} : t_1
- обробка після відпалювання в камерній печі: ТАК чи НІ

- 20 Обробку після відпалювання в камерній печі, якщо така виконується, проводять через 24 години після підвищення температури до 170 °С і витримки при цій температурі протягом 10 год., плюс неконтрольоване охолодження.

Швидкості охолодження між T_1 і T_{fr} знаходяться в діапазоні 50-1500 °С/с.

Таблиця 2

Умови відпалювання відповідно з прикладами
винаходу і прикладами, наведеними для порівняння

ID	Вихідний хімічний склад	Тип	Кінцева товщина (мм)	T_1 (°C)	T_{fr} (°C)	t_1 (с)	Подальший відпалювання в камерній печі
I	A	Винахід1	0,77	805	390	181	ТАК
I	A	Винахід2	0,77	802	390	181	ТАК
I	A	Винахід3	0,77	807	400	181	ТАК
I	A	Винахід4	0,77	813	397	181	ТАК
I	A	Винахід5	0,77	816	410	181	ТАК
I	A	Винахід6	0,77	812	375	181	ТАК
I	A	Винахід7	0,77	810	410	217	ТАК
I	A	Винахід8	0,77	809	410	255	ТАК
I	A	Винахід9	0,77	807	405	289	ТАК
	A	Винахід10	0,77	807	385	289	ТАК
I	A	Винахід11	0,77	810	410	217	НІ
I	A	Винахід12	0,77	809	410	255	НІ
I	A	Винахід13	0,77	807	405	289	НІ

Продовження таблиці 2

I	A	Винахід14	0,77	807	385	289	HI
R	A	Порів. приклад 1	0,87	836	412	217	ТАК
R	A	Порів. приклад 2	0,87	836	405	217	ТАК
R	A	Порів. приклад 3	1,5	846	410	289	ТАК
R	A	Порів. приклад 4	1,5	846	402	289	ТАК
R	B	Порів. приклад 5	1,5	890	400	300	HI

Посилання R1-R5 у таблиці 2 означають сталеві листи, виготовлені в умовах, які не відповідають винаходу. Параметри, які не відповідають винаходу, підкреслені. Слід зазначити, що приклади R1-R4, складу A, не відповідають винаходу, оскільки температура витримки T_1 вище $Ac3-15^\circ C$. В описі $Ac3$ становить $835^\circ C$ при вимірі з використанням дилатометра. Приклад R5 складу B, який не відповідає винаходу, також відпалений вище точки $Ac3-15^\circ C$.

Приклади I1-I14 є прикладами винаходу. У таблиці 3 представлені мікроструктурні властивості, отримані для аналізованих зразків, де залишковий аустеніт позначений γ , полігональний ферит позначений α , мартенсит позначений M і бейніт позначений B. Ці значення вказані в частках площі.

Таблиця 3

Частка площі компонентів (відповідно до винаходу і порівняльних прикладів)

ID	Тип	γ	α	M	B
I	Винахід1	15	14	11	60
I	Винахід2	15	20	15	50
I	Винахід4	14	19	13	54
I	Винахід5	10	13	14	63
I	Винахід6	14	14	14	58
R	Порівняння1	15	0	22	63
R	Порівняння5	14	0	19	67

Потім визначають механічні властивості з використанням тестового зразка типу ISO 20 × 80 з розмірами, зазначеними в таблиці 4, проілюстрованого фіг.1. Зусилля при одноосьовому розтягуванні, використане для визначення цих механічних властивостей, застосовують в напрямку, паралельному напрямку холодної прокатки.

Таблиця 4

Розміри зразків для випробування на розтяг, виражені в мм

Тип	B	Lo	Lc	R	T	Lt	Розмір заготовки
ISO 20 × 80	20	80	100	20	30	260	260 × 32

Бейніт у всіх листах за винаходом присутній у вигляді вузьких пластинок з міжпластинчастими карбідами, так що число N цих карбідів з розміром більше 0,1 мікрметра на одиницю площі поверхні становить менше або рівне $50000/\text{мм}^2$.

У випробуванні на V-вигин, поява тріщин у матеріалі відбивається 5 % падінням зусилля, що додається приладом під час згинання листа. Потім випробування припиняють на цій стадії і вимірюють внутрішній кут після пружної післядії; різниця між ним і 180° дає додатковий кут, який повинен бути більше 90° у рамках даного винаходу.

Отримані механічні властивості міцності на розрив, представлені в таблиці 5 нижче, з використанням наступної аббревіатури:

- межа пружності: Re
- механічна міцність: Rm
- рівномірне відносне подовження: Al. Unif.
- V-вигин з додатковим кутом ($^\circ$), при якому відбувається утворення тріщин: V вигин.
- Ne: Не вимірюється.

Таблиця 5

Механічні властивості порівняльних прикладів і прикладів за винаходом

ID	Re (МПа) межа пружності	Rm (МПа) механічна міцність	Al, Unif, (%) рівномірне відносне подовження	V-вигин з додатковим кутом (°), при якому відбувається утворення тріщин
I1	627	1073	13,6	115,5
I2	628	1072	13,6	111,0
I3	633	1073	13,4	111,8
I4	682	1110	12,8	107,3
I5	708	1129	12,6	104,0
I6	706	1111	12,3	99,3
I7	621	1099	13,7	111,0
I8	735	1136	12,1	100,0
I9	632	1127	13,2	108,0
I10	639	1122	13,4	105,0
I11	531	1099	13,7	100,0
I12	543	1138	13,2	90,0
I13	637	1151	12,7	96,0
I14	566	1142	13,2	97,0
R1	900	1208	9,2	86,0
R2	881	1186	9,4	Ne
R3	912	1270	8,3	60,6
R4	913	1233	8,9	Ne
R5	1020	1395	5,0	87,0

Слід зазначити, що в п'яти прикладах R1-R5 значення рівномірного подовження, також як V-вигину, не відповідають цілям винаходу.

Винахід пропонує сталевий лист, який підходить для нанесення цинкового покриття, зокрема, з використанням звичайного способу електрогальванізації.

Даний винахід пропонує сталь, яка має гарну зварюваність з використанням традиційних способів монтажу, таких як, в якості одного не обмежуючого прикладу, контактне точкове зварювання.

Сталеві листи за винаходом можуть бути переважно використані для виготовлення конструкційних деталей, компонентів, що підсилюють жорсткість, компонентів безпеки, анти-абразивних компонентів або дисків коробки передач для застосування в наземних транспортних засобах.

ФОРМУЛА ВИНАХОДУ

1. Холоднокатаний і відпалений сталевий лист з механічною міцністю, більшою або рівною 1000 МПа, з рівномірним відносним подовженням, більшим або рівним 12 %, склад якого включає, у масових відсотках:
- 0,15≤C≤0,25,
- 1,8≤Mn≤3,0,
- 1,2≤Si≤2,
- Al≤0,10,
- Cr≤0,50,
- Cu≤1,0,
- Ni≤1,0,
- S≤0,005,
- P≤0,020,
- Nb≤0,015,
- Ti≤0,020,
- V≤0,015,
- Co≤1,0,
- N≤0,008,

- $B \leq 0,001$,
при цьому $Mn+Ni+Cu \leq 3$,
решта являє собою залізо і неминучі домішки, що утворюються при виготовленні, причому мікроструктура складається, в частках площі, з 5-20 % полігонального фериту, 10-15 % залишкового аустеніту, 5-15 % мартенситу, решта складається з бейніту у вигляді вузьких пластинок і містить між цими вузькими пластинками карбіди, так що число N міжпластинчастих карбідів з розміром, що перевищує 0,1 мікрметра на одиницю площі поверхні, менше або рівне $50000/\text{мм}^2$.
- 5 2. Сталевий лист за п. 1, який **відрізняється** тим, що його склад включає, у масових відсотках:
10 $0,18 \leq C \leq 0,22$.
3. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-2, який **відрізняється** тим, що його склад включає, у масових відсотках:
 $2 \leq Mn \leq 2,6$.
- 15 4. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-3, який **відрізняється** тим, що його склад включає, у масових відсотках:
 $1,4 \leq Si \leq 1,8$.
5. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-4, який **відрізняється** тим, що його склад включає, у масових відсотках:
 $Cr \leq 0,35$.
- 20 6. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-5, який **відрізняється** тим, що кут V-вигину зразка з нього, при якому виникають тріщини, складає більше 90° або дорівнює 90° .
7. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-6, який **відрізняється** тим, що також включає покриття з цинку або з цинкового сплаву.
8. Спосіб виготовлення холоднокатаного і відпаленого сталевго листа з міцністю, більшою або
25 рівною 1000 МПа, і відносним подовженням, більшим або рівним 12 %, що включає наступні стадії, на яких:
- отримують сталь складу за будь-яким з пп. 1-5,
 - цю сталь розливають у вигляді заготовки безперервного розливання,
 - цю заготовку безперервного розливання доводять до температури T_{rech} , яка вище 1150°C , для
 - 30 отримання повторно нагрітої заготовки безперервного розливання,
 - проводять гарячу прокатку цієї повторно нагрітої заготовки безперервного розливання, при цьому температура в кінці гарячої прокатки T_{f1} більше або дорівнює 850°C , для отримання гарячекатаного листа,
 - проводять намотування цього гарячекатаного листа при температурі T_{coil} , яка знаходиться в
 - 35 діапазоні $540-590^\circ\text{C}$, для отримання змотаного, гарячекатаного листа,
 - цей змотаний, гарячекатаний лист охолоджують до температури навколишнього середовища,
 - виконують відпалювання в камерній печі цього змотаного, гарячекатаного листа так, щоб механічна міцність була менша або рівна 1000 МПа у всіх точках змотаного, гарячекатаного листа,
 - 40 - відпалений, змотаний гарячекатаний лист розмотують і протравлюють для отримання гарячекатаного листа, придатного для холодної прокатки,
 - проводять холодну прокатку гарячекатаного листа, придатного для холодної прокатки, зі ступенем обтиску 30-80 % для отримання холоднокатаного листа,
 - цей холоднокатаний лист відпалюють повторним нагріванням зі швидкістю V_c , яка становить $2-6^\circ\text{C}$ в секунду, до температури T_1 , яка знаходиться між $Ac3-15^\circ\text{C}$ і $Ac3-45^\circ\text{C}$, протягом часу t_1 , який більше або дорівнює 50 секундам,
 - 45 - цей холоднокатаний лист охолоджують на першій стадії охолодження зі швидкістю охолодження $50-1500^\circ\text{C}/\text{с}$, потім на другій стадії охолодження так, щоб температура в кінці другої стадії охолодження T_{fr} була між температурою T_{fr1} , рівною $Ms-20^\circ\text{C}$, і температурою T_{fr2} , рівною $Ms+40^\circ\text{C}$,
 - 50 - холоднокатаний лист витримують в діапазоні температур між T_{fr1} і T_{fr2} протягом часу t_2 100-1000 секунд,
 - холоднокатаний лист охолоджують зі швидкістю V_{R2} $3-25^\circ\text{C}$ в секунду до температури навколишнього середовища для отримання холоднокатаного і відпаленого листа.
- 55 9. Спосіб виготовлення сталевго листа за п. 8, який **відрізняється** тим, що зазначена температура T_{f1} більша або рівна 900°C .
10. Спосіб виготовлення сталевго листа за будь-яким з пп. 8-9, який **відрізняється** тим, що зазначене відпалювання в камерній печі включає витримку при температурі T_m і протягом часу t_m так, що:
- 60 $2,29 \times T_m (^\circ\text{C}) + 18,6 \times t_m (\text{ч}) \geq 1238$,

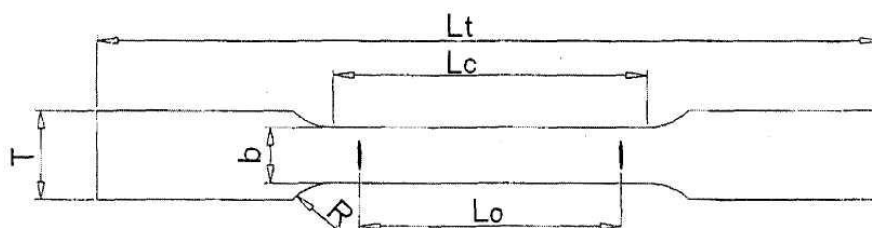
причому температура витримки T_m також вище 410°C .

11. Спосіб виготовлення сталевго листа за будь-яким з пп. 8-10, який **відрізняється** тим, що зазначена температура T_1 становить $790-820^\circ\text{C}$.

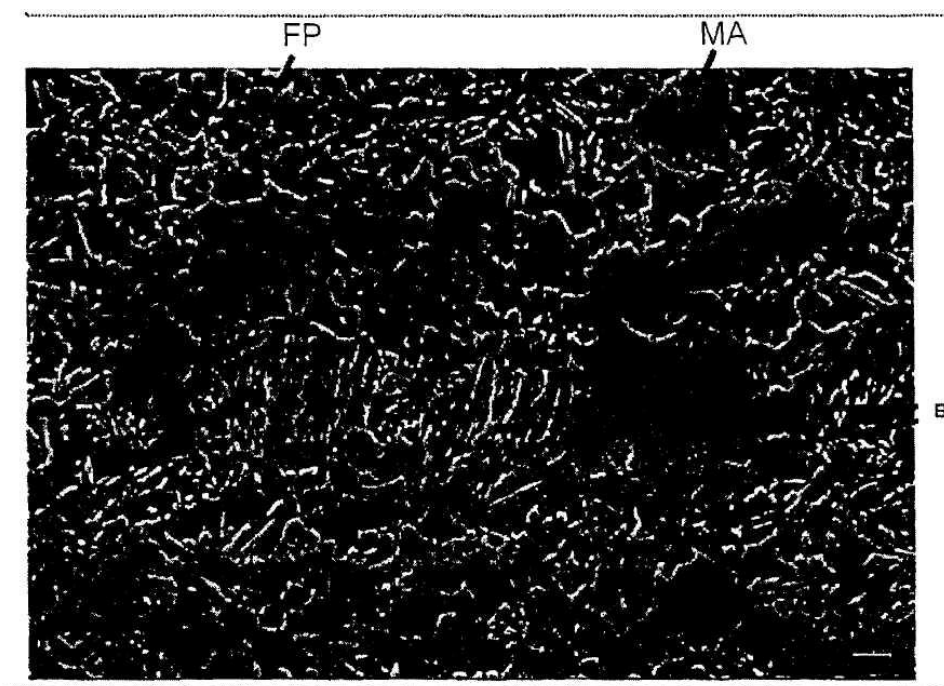
5 12. Спосіб виготовлення сталевго листа для листового металу з покриттям, в якому відпалений холоднокатаний лист отримують за будь-яким з пп. 8-11 і зазначений відпалений холоднокатаний лист покривають цинком або цинковим сплавом.

13. Спосіб виготовлення сталевго листа за будь-яким з пп. 8-11 або сталевго листа з покриттям за п. 12, який **відрізняється** тим, що цей лист відпалюють при температурі витримки T_{base} $150-200^\circ\text{C}$ протягом часу витримки t_{base} 10-48 год.

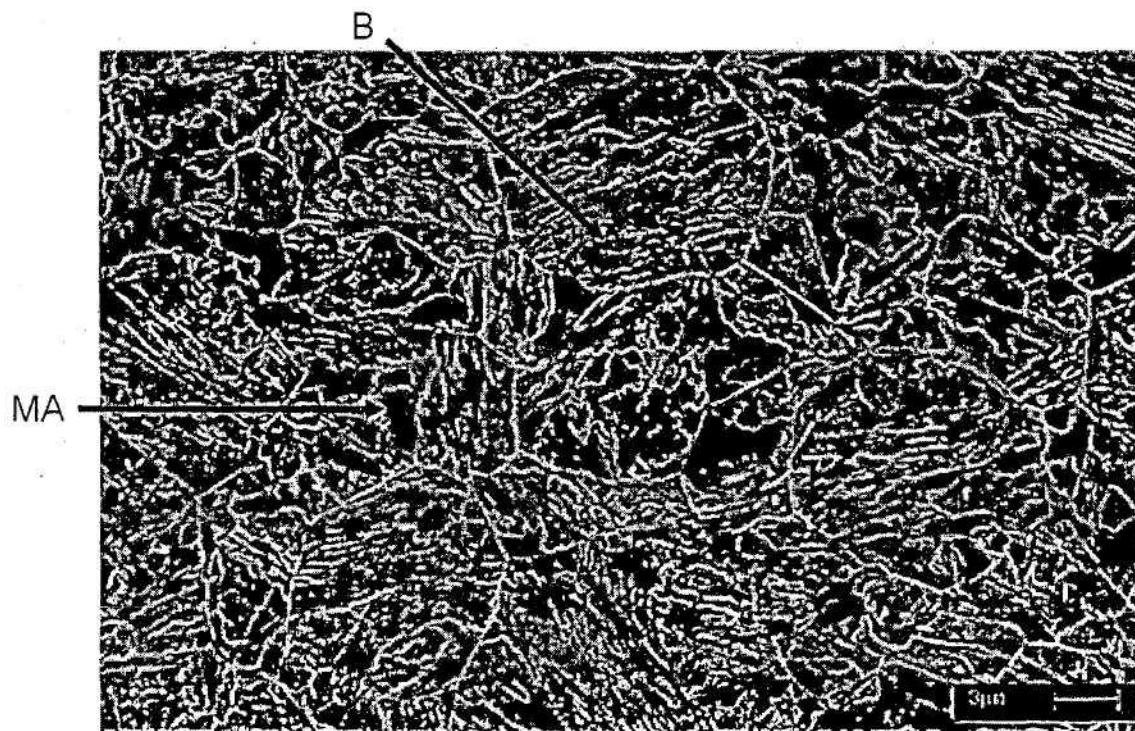
10 14. Застосування холоднокатаного і відпаленого листа за будь-яким з пп. 1-6, або листа з покриттям за п. 7, або виготовленого листа способом за будь-яким з пп. 8-13, як матеріалу для виготовлення наземного автотранспорту.



Фіг. 1



Фіг. 2



Фіг. 3

Комп'ютерна верстка Г. Паяльніков

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

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