

**УКРАЇНА****(19) UA****(11) 117134****(13) C2****(51) МПК****C21D 8/04** (2006.01)**C21D 9/46** (2006.01)**C21D 9/48** (2006.01)**C22C 38/06** (2006.01)**C22C 38/04** (2006.01)**C23C 2/06** (2006.01)**C23C 2/02** (2006.01)**B32B 15/18** (2006.01)

**МІНІСТЕРСТВО
ЕКОНОМІЧНОГО
РОЗВИТКУ І ТОРГІВЛІ
УКРАЇНИ**

(12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА ВИНАХІД

(21) Номер заявки: а 2016 00860	(72) Винахідник(и): Дель Фрат Франко (FR), Матень Жан-Мішель (FR), Штаудте Йонас (FR), Перлад Астрід (FR), Суасо-Родрігес Ян Альберто (FR)
(22) Дата подання заявки: 03.07.2014	(73) Власник(и): АРСЕЛОРМІТТАЛ ІНВЕСТІГАСЬОН І ДЕСАРОЛЛО СЛ, CL/Chavarri, 6, E-48910 Sestao, Bizkaia, Spain (ES)
(24) Дата, з якої є чинними права на винахід: 25.06.2018	(74) Представник: Слободянюк Тарас Олександрович, реєстр. №217
(31) Номер попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: PCT/IB2013/001436	(56) Перелік документів, взятих до уваги експертизою: EP 2128293 A1, 02.09.2009 EP 2009129 A1, 31.12.2008 EP 1612288 A1, 04.01.2006 EP 2518181 A1, 31.10.2012 JP 2006045615 A, 16.02.2006 BE 1014997 A3, 03.08.2004 US 2011218218 A1, 29.12.2011
(32) Дата подання попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: 04.07.2013	
(33) Код держави-учасниці Паризької конвенції, до якої подано попередню заявку: ІВ	
(41) Публікація відомостей про заявку: 10.05.2016, Бюл.№ 9	
(46) Публікація відомостей про видачу патенту: 25.06.2018, Бюл.№ 12	
(86) Номер та дата подання міжнародної заявки, поданої відповідно до Договору РСТ: PCT/IB2014/001258, 03.07.2014	

(54) ХОЛОДНОКАТАНИЙ СТАЛЕВИЙ ЛИСТ, СПОСІБ ЙОГО ВИРОБНИЦТВА І АВТОТРАНСПОРТНИЙ ЗАСІБ**(57) Реферат:**

Винахід стосується холоднокатаного сталевго листа, який має покриття, що наноситься зануренням в розплав, та який демонструє межу міцності на розрив більше 1000-50·A1 у МПа, однорідне подовження більше 15 % і низьку питому масу. Дана сталь містить у масових відсотках:

0,1≤C≤0,5, 3,5≤Mn<10,0, Al≤9,0, Si≤5,0, Ti≤0,2, V≤0,2, Nb≤0,2, S≤0,004, P≤0,025, 0,5≤Si+Al≤9,0, B≤0,0035, Cr≤1 з рештою, представленою Fe та домішками, і має мікроструктуру, що містить від 25 об. % до 90 об. % фериту, від 10 об. % до 50 об. % аустеніту, менше 5 об. % каппа-виділень і менше 25 об. % мартенситу. Сталь згідно з винаходом демонструє здатність приймати покриття, застосовуючи загальне окислення.

UA 117134 C2

Цей винахід стосується холоднокатаного сталевих листа, що має одночасно високі механічні властивості, хорошу формованість, і хорошу здатність до нанесення покриття.

Зокрема, зазначені сталеві листи вимагають межі міцності на розрив TS, що дорівнює або перевищує 1000 - 50xAl у МПа, однорідного подовження UEI, що дорівнює або перевищує 15%, показника роздачі отвору HE, що дорівнює або перевищує 20%, і реакційної здатності поверхні, що допускає змочування і зчеплення з покриттями.

Крім того, деякі втілення зазначених сталевих листів, що містять високі кількості кремнію або алюмінію, можуть мати низьку питому масу і бути більш ніж на 10% легшими в порівнянні з так званими «прогресивними сталями підвищеної міцності» (Advanced High Strength Steels), такими, як сталі, що відповідають концепції двофазної, багатофазної, бейнітної або TRIPсталі (Transformation Induced Plasticity- пластичність, наведена перетворенням).

Зокрема, в автомобільній промисловості існує постійна потреба в зниженні маси автомобілів при одночасному підвищенні їх безпеки. Виходячи з цього, було запропоновано декілька сімейств сталей, таких, як згадані вище, що припускають різні рівні міцності і формованості.

Перш за все, були запропоновані сталі, що містять мікролегуючі елементи, зміцнення яких досягається одночасно виділенням і зменшенням розміру зерна. Розвиток таких сталей привів до вищезгаданих прогресивних сталей підвищеної міцності.

Для досягнення ще вищих рівнів міцності при розтягуванні були розроблені сталеві листи, демонструючи TRIP поведінку з дуже вигідними комбінаціями властивостей (міцність на розрив/формованість). Ці властивості пов'язані із структурою таких сталевих листів, яка складається з феритної основи, що містить бейніт і залишковий аустеніт. Залишковий аустеніт стабілізується додаванням кремнію або алюмінію, ці елементи стримують виділення карбідів в аустеніті і бейніті. Присутність залишкового аустеніту додає недеформованому листу високу пластичність.

Для досягнення ще вищої міцності при розтягуванні, тобто рівня більше 800-1000 МПа, були розроблені багатофазні сталі, що переважно мають бейнітну структуру. Проте їх формованість і властивості роздачі отвору недостатні для наступного покоління деталей автомобілів.

Міжнародна заявка WO2009/142362 розкриває холоднокатану листову сталь і оцинковану гарячим способом листову сталь, яка володіє покращеною стійкістю до сповільненого руйнування, межею міцності на розрив 980 МПа або більше і подовженням в 28% або більш, що досягаються при додаванні в оптимальну композицію сталі Al в кількості відповідній для підвищення стабільності залишкового аустеніту і стійкості до сповільненого руйнування, що може збільшити кількість залишкового аустеніту. У одному або декількох об'єктах відомого рівня техніки забезпечується високоміцна холоднокатана листова сталь і оцинкована листова сталь, кожна з яких складається з від 0,05 до 0,3 мас.% C, від 0,3 до 1,6 мас.% Si, від 4,0 до 7,0 мас.% Mn, від 0,5 до 2,0 мас.% Al, від 0,01 до 0,1 мас.% Cr, від 0,02 до 0,1 мас.% Ni, від 0,005 до 0,03 мас.% Ti, від 5 до 30 ч./млн. B, від 0,01 до 0,03 мас.% Sb, 0,008 мас.% або менше S, з рештою, представленою Fe та домішками. Проте такі сталі погано піддаються нанесенню покриттів через високий вміст легуючих елементів.

Міжнародна заявка WO2012/147898 переслідує мету створення високоміцної сталі, що володіє відмінними показниками роздачі отвору, а також стабільністю властивостей матеріалу, та способу її виробництва, при цьому така високоміцна товстолистова сталь має TS принаймні 780 МПа і TSxEL принаймні 22000 Мпа % у композиції низьковуглецевої сталі. Дана високоміцна сталь володіє хорошою формованістю і стабільністю властивостей матеріалу і має композицію, що включає в масових відсотках від 0,03% до 0,25% C, від 0,4% до 2,5% Si, від 3,5% до 10,0% Mn, 0,1% або менше P, 0,01% або менше S, від 0,01% до 2,5% Al, 0,008% або менше N і принаймні 1,0% Si + Al, решта представлена Fe і неминучими домішками, при цьому структура сталі, виражена як співвідношення площ, містить від 30% до 80% фериту, від 0% до 17% мартенситу з об'ємною часткою в 8% або більше залишкового аустеніту і середнім діаметром кристалічної частинки залишкового аустеніту в 2 мкм або менше. Проте такі сталі погано піддаються нанесенню покриттів через високий вміст легуючих елементів.

Нарешті, заявка EP2383353 розкриває сталь з мінімальним подовженням при розриві A80 мінімум 4% і межею міцності на розрив 900-1500 МПа. Вона містить залізо і неминучі домішки, а також вуглець (аж до 0,5%), марганець (4-12%), кремній (аж до 1%), алюміній (аж до 3%), хром (0,1-4%), мідь (аж до 2%), нікель (аж до 2%), азот (аж до 0,05%), фосфор (аж до 0,05%), сірку (аж до 0,01%) і за необхідності не більше 0,5% одного або декількох елементів, що включають ванадій, ніобій або титан. Плоский сталевий прокат, отриманий з цієї сталі, містить 30-100% мартенситу, відпущений мартенсит або бейніт і залишкові кількості аустеніту. Проте пластичність такої сталі знаходиться на низькому рівні, що призводить до недостатньої формованості отриманої листової сталі.

Даний винахід ставить мету отримання холоднокатаної листової сталі, що одночасно має:

- межу міцності на розрив TS, що перевищує або дорівнює 1000 - 50 x Al у МПа,
- однорідне подовження UEI, що перевищує або дорівнює 15%,
- показник роздачі отвору HE, що перевищує або дорівнює 20%, та
- реакційноздатну поверхню, що допускає її змочування і зчеплення з покриттями.

Як першу мету винахід охоплює холоднокатану листову сталь, що містить в масових відсотках:

- $0,1 \leq C \leq 0,5\%$;
- $3,5 \leq Mn \leq 10,0\%$;
- $Al \leq 9,0\%$;
- $Si \leq 5,0\%$;
- $0,5 \leq Si+Al \leq 9,0\%$;
- $Ti \leq 0,2\%$;
- $V \leq 0,2\%$;
- $Nb \leq 0,2\%$;
- $B \leq 0,0035\%$;
- $Cr \leq 1\%$;
- $S \leq 0,004\%$;
- $P \leq 0,025\%$

решта залізо і неминучі домішки, що утворюються при плавленні, а мікроструктура містить від 10% до 50% аустеніту, від 25% до 90% фериту, менше 5% каппа-виділень і менше 25% мартенситу, при цьому зазначений лист, починаючи від своєї верхньої поверхні, являє наступні послідовні шари:

- верхній шар чистого металевого заліза, товщина якого знаходиться в діапазоні від 50 до 300 нм, і
- перший нижній шар, що складається з металевого заліза, яке також містить одне або декілька виділень оксидів, вибраних з Mn, Si, Al, Cr і B, товщина якого складає від 1 до 8 мкм.

Винахід також може охоплювати, крім того, додаткові характеристики, узяті індивідуально або в комбінації:

- холоднокатаний сталевий лист згідно винаходу містить, крім того, другий нижній шар, що лежить під першим нижнім шаром, складається з фериту, і товщина якого складає від 10 до 50 мкм.

У одному переважному втіленні винахід охоплює холоднокатаний сталевий лист,

- композиція якого має вміст марганцю від 5,0 до 9,0%,
- композиція якого має вміст вуглецю від 0,1 до 0,3%, переважніше від 0,15 до 0,25%,
- композиція якого має вміст алюмінію від 1,5 до 9%, переважніше від 5 до 8%,
- композиція якого має вміст кремнію, рівний або нижчий 1,5%, переважніше, рівний або нижчий 0,3%.

У іншому переважному втіленні сталь згідно винаходу охоплює:

- холоднокатаний сталевий лист, мікроструктура якого містить між 15 і 40% аустеніту, переважніше між 20 і 40% аустеніту і найпреважніше між 25 і 40%,
- холоднокатаний сталевий лист, мікроструктура якого містить між 50 і 85% фериту,
- холоднокатаний сталевий лист, мікроструктура якого містить менше 15% мартенситу, при цьому такий мартенсит може бути відпущеним,

- холоднокатаний сталевий лист, мікроструктура якого не містить ніяких каппа-виділень.

У ідеальному випадку холоднокатаний сталевий лист згідно винаходу має межу міцності на розрив TS, в МПа, що перевищує або дорівнює 1000 - 50 x % Al, однорідне подовження UEI, що перевищує або дорівнює 15%, і показник роздачі отвору HE, що перевищує або дорівнює 20%.

Інша мета винаходу представлена сталевим листом з металевим покриттям, що отримується нанесенням покриття на холоднокатаний сталевий лист згідно винаходу, при цьому таке покриття виготовляється способом, вибраним із занурення в розплав, електролітичного осадження і вакуумного напилення, що можливо супроводжується термічною обробкою. У одному переважному втіленні такий сталевий лист з металевим покриттям є оцинкованою відпаленою сталлю.

Холоднокатаний і, можливо, такий, що має покриття, сталевий лист згідно винаходу може бути отриманий будь-яким відповідним способом. Переважно, щоб такий спосіб був сумісним із звичайними лініями безперервного відпалу і мав слабку чутливість до зміни параметрів способу.

Ще одна мета винаходу представляє спосіб отримання холоднокатаного сталевих листа, що містить наступні стадії.

Забезпечення і очищення від окалини гарячекатаної смуги або тонкого слябу, що мають композицію згідно винаходу.

Така гарячекатана смуга або тонкий сляб потім піддаються холодній прокатці із ступенем обтискання при холодній прокатці між 30% і 75% для отримання холоднокатаного сталевго листа.

Далі сталевий лист піддається нагріванню при швидкості нагрівання H_{rate} , що принаймні дорівнює $1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, аж до температури відпалу T_{anneal} , лежачої між $T_{min}=721-36\cdot C-20\cdot Mn+37\cdot Al+2\cdot Si$ ($^{\circ}\text{C}$) і $T_{max}=690+145\cdot C-6,7\cdot Mn+46\cdot Al+9\cdot Si$ ($^{\circ}\text{C}$), протягом 30 і 700 секунд, з подальшою витримкою при зазначеній температурі, при цьому нагрівання від $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ аж до T_{anneal} і принаймні перша частина витримки відбувається в окислювальному середовищі для утворення верхнього шару з оксиду заліза завтовшки між 100 і 600 нм, при цьому далі зазначений шар оксиду заліза повністю відновлюється.

Таке відновлення протікає під час здійснення другої частини витримки у відновному газовому середовищі, що містить між 2% і 35% H_2 і що має точку роси, нижчу $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$, щоб повністю відновити зазначений шар оксиду заліза, і потім сталевий лист охолоджується із швидкістю охолодження $V_{cooling2}$, що перевищує $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ і менша $70\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, до кімнатної температури.

За необхідності друга частина витримки виконується в атмосфері, точка роси якої знаходиться нижче $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$.

У іншому втіленні сталевий лист охолоджується при $V_{cooling2}$ до температури T_{OA} між $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ і $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ і витримується при T_{OA} протягом часу між 10 і 300 секундами, а потім сталевий лист із швидкістю охолодження $V_{cooling3}$ від $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ до $70\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ додатково охолоджується до кімнатної температури.

У ще одному втіленні після охолодження зазначеного сталевго листа до кімнатної температури із швидкістю охолодження $V_{cooling2}$ більше $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ і нижче $70\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ також може виконуватися відновлення, в цьому випадку воно здійснюється хімічним травленням.

У ідеальному випадку нанесення покриття виконується способом, вибраним серед нанесення покриття зануренням в розплав, електроосадження і вакуумного напилення, можливо, супроводжуваного термічною обробкою.

Переважає металеве покриття наноситься гарячим цинкуванням з відпалом.

Існують різні способи отримання гарячекатаної смуги, одним з них є спосіб, що містить наступні стадії:

- відливання сталі, що має композицію згідно винаходу, для отримання слябу,
- повторного нагрівання слябу при температурі T_{reheat} між $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ і $1300\text{ }^{\circ}\text{C}$,
- гарячої прокатки повторно нагрітого слябу при температурі між $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ і $1250\text{ }^{\circ}\text{C}$ для отримання гарячекатаної сталевго смуги,
- охолодження гарячекатаної сталевго смуги при швидкості охолодження $V_{cooling1}$ принаймні $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ до температури намотування в рулон $T_{coiling}$, рівної або нижчої $700\text{ }^{\circ}\text{C}$,
- намотування в рулон гарячекатаної смуги, охолодженої до $T_{coiling}$.

У ще одному втіленні гарячекатану смугу отримують способом, іменованим ливарно-прокатним способом, відомим як такий і ведучим до отримання тонкого слябу, уникаючи при цьому стадії гарячої прокатки.

У ще одному втіленні гарячекатана смуга додатково відпалюється за допомогою способу, вибраного серед відпалу в камерній печі, що виконується при температурі між $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ і $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ і протягом часу між 1 і 24 годинами, і безперервного відпалу, що виконується при температурі між $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ і $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ і протягом часу між 60 і 180 с.

У одному переважному втіленні, що застосовує для нагрівання піч відкритого полум'я, атмосфера для відновлення заліза містить між 20 і 35% H_2 з рештою, що складається з азоту і немінучих домішок.

У одному переважному втіленні, що застосовує для нагрівання піч з радіаційними трубами, атмосфера для відновлення заліза містить між 2 і 8% H_2 , решта складається з азоту і немінучих домішок.

За необхідності холоднокатаний і відпалений сталевий лист піддається відпуску при температурі T_{temper} між 200 і $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом часу t_{temper} між 200 і 800 с.

У іншому втіленні холоднокатаний і відпалений сталевий лист піддається фосфатній конверсійній обробці.

У ще одному втіленні сталевий лист, який не пропускали через відновлюючу атмосферу під час відпалу, піддається травленню на виході лінії безперервного відпалу з використанням стандартних травильних ванн, що містять мурашину кислоту, соляну кислоту, сірчану кислоту або інші кислоти, для очищення наявних поверхневих оксидів, забезпечуючи отримання

головним чином металевих поверхонь.

Даний винахід також охоплює автотранспортні засоби, що містять деталі конструкції, виготовлені з сталевих листів згідно винаходу.

Інші ознаки і переваги винаходу будуть ясні з наступних далі розділів докладного опису.

Креслення, що додаються, даються як приклади і не повинні розглядатися як обмежуючі об'єм справжнього винаходу.

Серед даних креслень:

- Фіг. 1 ілюструє мікроструктуру з прикладу А2 після холодної прокатки і відпалу. Темна фаза є аустенітом, біла фаза - феритом;

- Фіг. 2 ілюструє криву розтягування з прикладу А2 після холодної прокатки і відпалу;

- Фіг. 3 показує профіль GDOS з прикладу А6, який був отриманий без застосування даного винаходу;

- Фіг. 4 показує профіль GDOS з прикладу А3, який був отриманий відповідно до даного винаходу;

- Фіг. 5 показує результати випробування на триточковий вигин на прикладі А6;

- Фіг. 6 показує результати випробування на триточковий вигин на прикладі А3;

- Фіг. 7 показує результати випробування на триточковий вигин на прикладі А4;

- Фіг. 8 відображає режим зміни температури в ході циклу відпалу згідно прикладу А2;

- Фіг. 9 відображає вплив Al на стабільність показника межі міцності на розрив для сталі D (0,2 C, 5 Mn).

Згідно винаходу, хімічна композиція сталі збалансована для досягнення цільових властивостей. Показники вмісту елементів хімічної композиції представлені в масових відсотках.

Вміст алюмінію повинен бути нижчим 9,0%, оскільки для попередження виділення крихких інтерметалічних фаз необхідна строга підтримка цього показника нижче даної величини.

Добавки алюмінію цікаві для багатьох аспектів з погляду підвищення стабільності залишкового аустеніту за рахунок збільшення вмісту вуглецю в залишковому аустеніті. Крім того, автори даного винаходу показали, що, несподівано виявилось, що, хоча вважають, що Al стабілізує ферит, в справжньому винаході чим вище вміст Al, тим краще стабільність аустеніту, що утворюється під час відпалу.

Покращена міцність при додаванні Al протягом відпалу веде до зниження коливань у фракції аустеніту залежно від температури протягом відпалу на лініях безперервного відпалу.

Al є найбільш ефективний елементом, здатним забезпечити велике технологічне вікно для безперервного відпалу, оскільки він сприяє комбінації повної рекристалізації при температурах нагріву при відпалі T_{anneal} , що перевищують температуру, при якій не відбувається рекристалізації, а також стабілізації аустеніту.

Al також робить можливим зниження щільності сталі аж до 10%. Більш того, даний елемент зменшує шкідливі ефекти високоміцних сталей, такі як пружинення, воднева крихкість і втрата жорсткості. Як показано на Фіг. 9, вище 1,5% Al поліпшується міцність сталі, а зміна межі міцності на розрив рівна або нижче 10 МПа на 1 °C температури відпалу. Проте це робить вплив на межу міцності на розрив, що досягається. На кожен відсоток доданого алюмінію межа міцності на розрив знижується на 50 МПа.

Так само, як і алюміній, кремній є елементом, що знижує щільність сталі. Кремній також дуже ефективний для збільшення міцності завдяки утворенню твердого розчину. Проте його вміст обмежений 5,0%, оскільки за межами цієї величини виникають проблеми крихкості під час холодної прокатки.

Згідно винаходу, вміст вуглецю складає між 0,10 і 0,50%. Вуглець є гамма-утворюючим елементом. Разом з Mn він сприяє утворенню аустеніту. Нижче 0,10% механічна міцність, що перевищує 1000 - 50 x Al в МПа важко досяжна. Якщо вміст вуглецю вище 0,50%, знижується придатність до холодної прокатки і стає недостатньою зварюваність.

Вміст марганцю повинен складати між 3,5% і 10,0%. Цей елемент, що також є стабілізатором аустеніту, застосовується для стабілізації в мікроструктурі достатньої кількості аустеніту. Він також впливає на зміцнення твердого розчину і надає подрібнюючу дію на мікроструктуру. При вмісті Mn менше 3,5% стабілізація залишкового аустеніту в мікроструктурі виявляється недостатньою для здійснення комбінації рівномірного відносного подовження, що перевищує 15%, і межі міцності на розрив, що перевищує 1000 - 50 x % Al у МПа. Вище 10,0% стає недостатньою зварюваність. Сегрегації і включення погіршують властивості опору руйнуванню.

Мікролегуєчі елементи, такі як титан, ванадій і ніобій, можуть бути додані, відповідно, в кількості менше 0,2% для забезпечення додаткового дисперсійного тверднення. Зокрема, титан і ніобій застосовуються для контролю розміру зерна під час затвердіння. Необхідне, проте, одне

обмеження, оскільки за його межами досягається ефект насичення. Хром допустимий в кількостях аж до 1%. Вище за це обмеження можливе утворення шкідливих поверхневих оксидів.

При вмісті сірки вище 0,004% знижується пластичність через присутності надлишку сульфідів, таких як MnS, які зменшують пластичність, зокрема, при випробуваннях на роздачу отвору.

Фосфор є елементом, здатним до зміцнення в твердому розчині, але погіршуючим зварюваність методом точкового зварювання і пластичність в гарячому стані, зокрема, через його схильність до сегрегації на межі зерен або тенденції до сумісного виділення з марганцем. З цих причин для забезпечення хорошої зварюваності при точковому зварюванні його вміст повинен бути обмежений 0,025% і переважно 0,015%.

Максимальний вміст бору, допустимий відповідно до даного винаходу, складає 0,0035%. Вище за цю межу слід чекати рівня насичення відносно подрібнення зерна.

Решта складається із заліза і неминучих домішок.

Для досягнення цільових властивостей мікроструктура сталевго листа за винаходом повинна містити в поверхневому шарі від 10 об.% до 50 об.% аустеніту, від 25 об.% до 90 об.% фериту, менше 5 об.% каппа-виділень і менше 25 об.% мартенситу.

Аустеніт є структурою, що додає пластичність, його вміст повинен бути вищий 10 об.% з тим, щоб сталь винаходу була достатньо пластична з однорідним подовженням, що перевищує 15 об.%, при цьому його вміст повинен бути нижчий 50 об.%, оскільки при вищих величинах порушується баланс механічних властивостей.

Ферит у винаході обмежується кубоцентричною структурою, що отримується в результаті відновлення і рекристалізації після відпалу або з фериту, що раніше утворився в ході затвердіння, або з бейніту або мартенситу гарячекатаної сталі. Його вміст повинен бути між 25 і 90 об.%, щоб забезпечувати мінімальну міцність при розтягуванні (1000 - 50 x %Al) в МПа і принаймні 15% однорідне подовження.

Каппа-фази обмежені у винаході виділеннями із стехіометричним складом $(Fe,Mn)_3AlC_x$, де x строго нижче 1. Поверхнева щільність каппа-виділень може доходити до 5%. Вище 5% знижується пластичність і не досягається однорідне подовження більше 15%. Крім того, може відбуватися неконтрольоване виділення каппа-фази навколо меж феритного зерна, як наслідок, збільшуючи зусилля в ході гарячого та/або холодної прокатки. Переважно поверхнева щільність каппа-виділень повинна складати менше 2%. Оскільки мікроструктура однорідна, поверхнева фракція дорівнює об'ємній фракції.

Мартенсит є структурою, що утворюється з нестабільного аустеніту під час охолодження після витримки. Його вміст повинен бути обмежений 25% з тим, щоб роздача отвору залишалася такою, що перевищує 20%. У одному переважному втіленні такий мартенсит піддається відпуску після, або перед стадією нанесення покриття, залежно від типу покриття.

Ще однією головною ознакою сталевго листа згідно винаходу є реакційна здатність його поверхні, яка може бути описана як така, що містить послідовність з наступних шарів:

- верхній шар чистого металевго заліза, товщина якого знаходиться в діапазоні від 50 до 300 нм, та

- перший нижній шар, що складається з металевго заліза, який також містить одне або декілька виділень оксидів, вибраних з Mn, Si, Al, Cr і В, товщина якого складає від 1 до 8 мкм.

Така структура гарантує реакційну здатність під час фосфатної конверсійної обробки сталі без покриття, хороше змочування і адгезію металевих покриттів, таких як цинкове або алюмінієве покриття. Це покращує придатність до електросадження фарби.

За умови отримання такої поверхні можливе застосування будь-якого відповідного виробничого способу.

Як приклад, один спосіб отримання сталі згідно винаходу має на увазі відливання сталі з хімічною композицією за винаходом.

Сталеві відливки повторно нагрівають до температури між 1100 °C і 1300 °C. Коли температура повторного нагрівання слябу складає менше 1100 °C для Al<4 мас.%, тиск при прокатці збільшується дуже сильно, і процес гарячої прокатки стає важко здійснюваним; для Al≥4 мас.%, температура останнього проходу при гарячій прокатці ледве утримується вище 800 °C через теплові втрати під час процесу прокатки. Вище 1300 °C сильно інтенсифікується окислення, що призводить до втрат на окалину і деградації поверхні.

Повторно нагрітий сляб може потім бути підданий гарячому плющенню з температурою між 1250 °C і 800 °C, при цьому останній прохід при гарячому прокатці виконується при температурі T_p , що перевищує або дорівнює 800 °C. Якщо T_p складає менше 800 °C, знижується придатність до гарячої обробки.

Сталь охолоджується із швидкістю охолодження $V_{cooling1}$ принаймні $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до температури намотування в рулон $T_{coiling}$, рівній або нижчій $700\text{ }^{\circ}\text{C}$. Якщо швидкість охолодження $V_{cooling1}$ складає менше $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, у випадках, коли $\text{Al} \geq 4\text{ мас.}\%$ і $\text{Mn} \geq 4\text{ мас.}\%$, відбувається виділення шкідливих каппа-фаз на межах розділу між феритом і аустенітом.

5 $T_{coiling}$ повинна бути нижчою або рівною $700\text{ }^{\circ}\text{C}$, якщо температура намотування в рулон перевищує $700\text{ }^{\circ}\text{C}$, є ризик утворення грубої мікроструктури, що складається з:

- грубозернистої феритної і бейнітної структури, коли вміст Al складає менше $4\text{ мас.}\%$;
- каппа-карбідів на межах розділу між феритом і аустенітом, коли вміст Al є таким, що перевищує або дорівнює $4\text{ мас.}\%$ і вміст Mn перевищує $4\text{ мас.}\%$.

10 Сталь далі піддається холодній прокатці із ступенем обтискання при холодній прокатці між 30% і 75% для отримання холоднокатаного сталевго листа. Нижче 30% не забезпечується достатнє сприяння рекристалізації в ході подальшого відпалу і через недостатню рекристалізацію не досягається однорідне подовження, що перевищує 15% . Вище 75% виникає ризик розтріскування кромок під час холодної прокатки.

15 Далі сталь нагрівається із швидкістю нагрівання H_{rate} , рівною принаймні $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, аж до температури відпалу T_{anneal} . При швидкості нагрівання нижче $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ стимул для рекристалізації виявляється дуже низьким, що перешкоджає досягненню цільової мікроструктури.

20 Під час нагрівання від $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ аж до завершення витримки при T_{anneal} сталь пропускається через окислювальне середовище для переважного отримання оксиду заліза з товщиною між 100 і 600 нм .

- Якщо шар оксиду заліза буде тонший 100 нм , то такий оксид заліза зникне дуже рано, роблячи можливим повторне зовнішнє селективне окислення легуючих елементів в ході подальшого відновного відпалу, що погіршує реакційну здатність поверхні в ході процесу нанесення покриття.

25 - Якщо шар оксиду заліза перевищує 600 нм , виникає ризик утворення неадгезивних оксидів заліза, що забруднюють металоприймач печі унаслідок проблем з налипанням і через появи поглиблень що призводять до дефектів поверхні. Товщина більше 600 нм може також призвести до неповного відновлення оксиду заліза під час витримки або охолодження або в ході стадії витримки і охолодження із застосуванням відновної атмосфери.

30 Якщо в печі для нагрівання застосовуються радіаційні труби, то атмосфера для відновлення заліза повинна містити між 2 і 8% H_2 , решта представлена азотом і неминучими домішками.

- Якщо вміст H_2 менший 2% , відновна здатність атмосфери виявляється дуже низькою для повного відновлення оксиду заліза.

35 - Якщо вміст H_2 вищий 8% , процес відновлення виконується повністю, але виявляється не виправданим економічно.

Сталь потім відпалюють при температурі T_{anneal} між $T_{min}\text{ }^{\circ}\text{C}$ і $T_{max}\text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом $30 - 700$ секунд. Керування температурою відпалу є важливою ознакою способу, оскільки дозволяє контролювати фракцію аустеніту та її хімічну композицію. Температура відпалу повинна бути достатньо високою для утворення більше 10% залишкового аустеніту, потрібного в кінцевій мікроструктурі, і для того, щоб уникнути виділення більше 5% каппа-карбідів. При цьому температура відпалу не повинна бути дуже високою, щоб не допускати утворення більше 50% аустеніту і уникнути огрублення зерна, що призводять до межі міцності на розрив нижче $1000-50 \times \text{Al} (\%)$ при $\text{Al} \geq 4\text{ мас.}\%$. Температура відпалу також повинна бути достатньо високою, щоб забезпечити достатню рекристалізацію холоднокатаної структури. Оскільки фазові перетворення залежать від хімічної композиції, переважна T_{anneal} обмежується як переважно визначено нижче:

Температура відпалу T_{min} обмежується як: $T_{min} = 721 - 36 \cdot \text{C} - 20 \cdot \text{Mn} + 37 \cdot \text{Al} + 2 \cdot \text{Si} (\text{ }^{\circ}\text{C})$. Нижче за цю температуру не відбувається утворення мінімальної фракції аустеніту, або ж її стабільність виявляється дуже високою, що призводить до обмеженої межі міцності на розрив.

50 Температура відпалу T_{max} обмежується як: $T_{max} = 690 + 145 \cdot \text{C} - 6,7 \cdot \text{Mn} + 46 \cdot \text{Al} + 9 \cdot \text{Si} (\text{ }^{\circ}\text{C})$. Вище T_{max} також існує ризик утворення дуже великої кількості мартенситу, що призводить до обмеження показників однорідного подовження і роздачі отвору.

55 Під час витримки при T_{anneal} аж до $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ сталь проходить через атмосферу, що містить між 2% і 35% H_2 , і решта азот та неминучі домішки, для відновлення оксиду заліза, що утворюється при нагріванні, що має точку роси нижчу за критичну точку роси для відновлення заліза, в типовому випадку нижче $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$.

- Якщо вміст H_2 менший 2% , відновна здатність атмосфери виявляється дуже низькою для повного відновлення оксиду заліза.

60 - Якщо вміст H_2 вищий 35% , процес відновлення виконується повністю, але виявляється не виправданим економічно.

Переважно для того, щоб зробити можливою швидку кінетику процесів відновлення, точка роси в ході відновлення заліза складає менше -30°C .

У одному переважному втіленні вміст H_2 вищий 20%, але нижчий 35%.

У іншому втіленні стадію відновлення пропускають, і оксид заліза видаляють за допомогою травлення (мурашиною кислотою, соляною кислотою, сірчаною кислотою) після повного завершення обробки відпалом. Це робиться тому, що якщо сталь не проходить через відновну атмосферу, може відбуватися невелике повторне окислення, і цей шар повинен бути видалений. У даному винаході:

- Перша частина витримки припускає нагрівання протягом аж до 90% часу витримки.

10 - Тоді як друга частина витримки має на увазі решту часу витримки і охолодження від температури відпалу до 600°C .

Сталь потім охолоджується із швидкістю охолодження V_{cooling2} стандартної лінії відпалу, переважно ця швидкість охолодження перевищує 5°C/s і нижче 70°C/s . Якщо швидкість охолодження складає менше 5°C/s , існує ризик утворення більше 5% капта-карбідів, коли вміст Al вищий за 4 мас.%. Охолоджувальна атмосфера містить між 2% і 35% H_2 з тим, щоб не допускати повторного окислення відновленого оксиду заліза, що утворюється із застосуванням точки роси нижче за критичну точку роси для окислення заліза, в типовому випадку нижче -10°C .

20 За необхідності сталь охолоджується при V_{cooling2} до температури T_{OA} між 350°C і 550°C і витримується при T_{OA} протягом часу між 10 і 300 секундами. Показано, що така термообробка, призначена для сприяння нанесенню Zn покриття, наприклад, способом нанесення покриттів зануренням в розплав, не впливає на кінцеві механічні властивості.

25 Далі для отримання холоднокатаної і відпаленої сталі сталь охолоджується із швидкістю охолодження V_{cooling3} стандартної лінії відпалу до кімнатної температури, переважно ця швидкість охолодження перевищує 5°C/s і нижче 70°C/s .

У іншому втіленні після витримки сталі при T_{OA} способом занурення в розплав на сталь наноситься покриття з Zn або сплаву Zn, в якому процентний вміст Zn є найвищим.

У іншому втіленні після витримки сталі при T_{OA} способом занурення в розплав на сталь наноситься покриття з Al або сплаву Al, в якому процентний вміст Al є найвищим.

30 За необхідності холоднокатана і відпалена сталь піддається відпуску при температурі T_{temper} між 200°C і 400°C протягом часу t_{temper} між 200 і 800 секундами. Ця обробка сприяє відпуску мартенситу, який може утворюватися з нестабільного аустеніту в процесі охолодження після витримки. Таким чином, знижується твердість мартенситу і поліпшується показник роздачі отвору. Нижче 200°C термообробка при відпуску не достатньо ефективна. Вище 400°C зниження міцності стає високим і баланс між показниками міцності і роздачі отвору більше не поліпшується.

У іншому втіленні холоднокатана і відпалена сталь піддається фосфатній конверсійній обробці.

40 У ще одному втіленні холоднокатана і відпалена сталь покривається Zn, сплавами Zn, Al або сплавами Al, що наносяться електролітичним осадженням або вакуумною технікою. Сплави Zn і сплави Al означають, що головними елементами покриття є, відповідно, Zn і Al.

Із сталевих литва були отримані заготовки. Хімічні композиції заготовок, представлені в мас.%, показані далі в таблиці 1. Решта у складі композиції сталі в таблиці 1 складається із заліза і неминучих домішок, що з'являються при плавлі.

45

Таблиця 1

Хімічна композиція (мас.%)

Сталь	C	Mn	Al	Si	Cr	Si+Al	Коментар
A	0,21	8,2	7,4	0,26	0,02	7,66	Винахід
B	0,2	3,8	0	1,5	0,3	1,5	Винахід
C	0,15	1,9	0,05	0,2	0,2	0,25	Порівняльний приклад
D	0,196	5,01	1,03	0,012	<0,010	1,042	Винахід
E	0,189	5,01	2,85	0,02	<0,010	2,87	Винахід
F	0,2	4	6,2	<0,050	<0,010	6,2	Винахід
G	0,19	6,2	6	<0,050	<0,010	6	Винахід
H	0,12	5,15	2,31	0,509	<0,010	2,819	Винахід

Сталь	S	P	Ti	V	Nb	Коментар
A	<0,005	<0,025	<0,010	<0,010	<0,010	Винахід
B	<0,005	<0,025	<0,010	<0,010	<0,010	Винахід
C	<0,005	<0,025	<0,01	<0,01	<0,01	Порівняльний приклад
D	0,002	0,022	<0,010	<0,010	<0,010	Винахід
E	0,0021	0,02	<0,010	<0,010	<0,010	Винахід
F	0,0031	0,02	<0,010	<0,010	<0,010	Винахід
G	0,004	0,017	<0,010	<0,010	<0,010	Винахід
H	<0,005	0,017	<0,010	<0,010	<0,010	Винахід

Ці сталі не містять бору

- 5 Дані вироби спочатку були піддані гарячій прокатці. Потім гарячекатані пластини були піддані холодній прокатці і відпалу. Умови отримання показані в таблиці 2 з наступними скороченнями:

T_{reheat} - температура повторного нагрівання;

T_{lp} - температура чистової прокатки;

- 10 $V_{cooling1}$ - швидкість охолодження після останнього проходу прокатки;

$T_{coiling}$ - температура намотування в рулон;

Ступінь - ступінь обтискання при холодній прокатці;

H_{rate} - швидкість нагрівання;

T_{anneal} - температура витримки протягом відпалу;

- 15 t_{anneal} - тривалість витримки протягом відпалу;

$V_{cooling2}$ - швидкість охолодження після витримки;

t_{OA} - час, протягом якого пластина підтримується при температурі T_{OA} ;

$V_{cooling3}$ - швидкість охолодження нижче T_{OA} .

Таблиця 2

Режими гарячої прокатки, холодної прокатки і відпалу

	T _{reheat} (°C)	T _{lp} (°C)	V _{cooling1} (°C/c)	T _{cooling} (°C)	Ступінь (%)	H _{rate} (°C/c)	T _{anneal} (°C)	t _{anneal} (s)	V _{cooling2} (°C/c)	T _{OA} (°C)	t _{OA} (s)	V _{cooling3} (°C/c)
A1	1180	905	50	500	74	15	830	136	50	-	-	50
A2	1180	964	50	500	74	15	850	136	50	-	-	50
A3	1180	964	50	500	74	15	790	136	50	-	-	50
A4	1180	964	50	500	74	15	900	136	50	-	-	50
A5	1180	964	50	500	74	15	850	136	50	-	-	50
A6	1180	964	50	500	74	15	900	136	50	-	-	50
A7	1180	964	50	500	74	15	900	136	50	-	-	50
A8	1180	964	50	500	74	15	830	136	50	-	-	50
B1	1250	900	30	550	50	5	790	130	20	470	38	20
B2	1250	900	30	550	50	5	790	130	20	470	38	20
B3	1250	900	30	550	50	5	675	130	20	470	38	20
C1	1250	900	30	550	60	10	800	60	20	460	10	20
D1	1250	930	15	600	50	16	710	120	20	400	300	5
E1	1250	930	15	600	50	16	770	120	20	400	300	5
F1	1200	950	60	450	75	15	900	136	50	410	500	20
F2	1200	950	60	450	75	15	900	136	50	410	500	20
F3	1200	950	60	450	75	15	900	136	50	410	500	20
F4	1200	950	60	450	75	15	900	136	50	410	500	20
G1	1200	950	60	450	75	15	850	136	50	410	500	20
G2	1200	950	60	450	75	15	850	136	50	410	500	20
H1	1250	900	10	600	50	10	770	120	20	410	500	5

Продукти були відпалені в різних атмосферах відпалу. У таблиці 3 представлені газові середовища відпалу і показники виконання травлення в мурашиній кислоті після повного безперервного циклу відпалу. "Так", якщо травлення застосовувалося, "Ні" у разі відсутності якого-небудь травлення.

Якщо за допомогою регулювання точки роси і вмісту водню забезпечувалася окислювальна для заліза атмосфера відпалу від 550 °C аж до завершення витримки при T_{anneal}, в колонці "Атмосфера від 550 °C аж до завершення витримки при T_{anneal}" зазначено "Окислення"; якщо атмосфера була для заліза відновною, зазначено "Відновлення". Окрім цього, представлені дані по вмісту H₂ і точці роси атмосфери відпалу.

Якщо атмосфера відпалу під час витримки при T_{anneal} аж до 600 °C була відновною для оксиду заліза, в колонці "Атмосфера під час витримки при T_{anneal} аж до 600 °C" зазначено "Відновлення". Якщо атмосфера відпалу була для заліза окислювальною, зазначено "Окислення". Окрім цього, представлені дані за вмістом H₂ і точці роси атмосфери відпалу.

У нижченаведеній таблиці 3 EG позначає цинкування електролітичним способом, тоді як GI позначає цинкування.

Таблиця 3

Умови відпалу для створення належної реакційноздатної поверхні після відпалу, баланс N2

Сталь	Атмосфера від 550 °C аж до завершення першої частини витримки	Атмосфера під час другої частини витримки при T_{anneal} аж до 600 °C	Травлення в мурашиній кислоті після безперервного відпалу	Тип покриття
A1	Окислення – Точка роси +30 °C, 5 % H ₂	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Немає	EG
A2	Окислення – Точка роси +30 °C, 5 % H ₂	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Немає	EG
A3	Окислення – Точка роси +30 °C, 5 % H ₂	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Немає	EG
A4	Окислення – Точка роси +30 °C, 5 % H ₂	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Немає	EG
A5	Окислення – Точка роси +30 °C, 5 % H ₂	Окислення – Точка роси +30 °C, 5 % H ₂	Немає	EG

Продовження таблиці 3.

A6	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Немає	EG
A7	Окислення – Точка роси +30 °C, 5 % H ₂	Окислення – Точка роси +30 °C, 5 % H ₂	Так	EG
A8	Окислення – Точка роси +30 °C, 5 % H ₂	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Немає	GI
B1	Окислення – Точка роси +30 °C, 5 % H ₂	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Немає	GI
B2	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Немає	GI
B3	Окислення – Точка роси +30 °C, 5 % H ₂	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Немає	GI
C1	Окислення – Точка роси +30 °C, 5 % H ₂	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Немає	GI
D1	Окислення – Точка роси +30 °C, 5 % H ₂	Окислення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Немає	EG
E1	Окислення – Точка роси +30 °C, 5 % H ₂	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Немає	EG
F1	Окислення – Точка роси +30 °C, 5 % H ₂	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Немає	EG
F2	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Немає	EG
F3	Окислення – Точка роси +30 °C, 5 % H ₂	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Немає	GI
F4	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Немає	GI
G1	Окислення – Точка роси +°C, 5 % H ₂	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Немає	EG
G2	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Немає	EG
H1	Окислення – Точка роси +30 °C, 5 % H ₂	Відновлення – Точка роси -40 °C, 5 % H ₂	Немає	EG

Зразки A6, B2, F2, F4 і G2 були відпалені в умовах стандартного відновного газового середовища (точка роси = -40 °C, 5 % H₂), що призводить до поганої реакційної здатності поверхні. Профіль GDOS (Glow Discharge Optical Spectroscopy, оптична спектроскопія тліючого

розряду) таких поверхонь відрізняється наявністю першої зони, в якій сигнал Fe є дуже низьким, тоді як сигнал O високий, досягаючи на вільній поверхні більше 50 %. У такій зоні також виявляється збагаченість Mn. Нижче даного шару сигнал Fe зростає і відбувається зменшення сигналу O з швидкістю близько 1 % на нанометр. Цей шлейф сигналу кисню типовий для

5 присутності зовнішнього шару селективного окислення, при якому атоми кисню частково розсіваються і частково упрощуються в підкладку в ході вимірювань. Помітне деяке поверхнєве забруднення, що утворилося при перенесенні зразків з пристрою моделювання відпалу до установки аналізу GDOS. На Фіг.3 в зоні (A) помітне деяке поверхнєве забруднення, що утворилося при перенесенні зразків з пристрою моделювання відпалу до установки аналізу

10 GDOS.

У таблиці 4 представлені наступні характеристики:

Ферит: "OK" відноситься до присутності фериту в мікроструктурі відпаленого листа з об'ємною часткою між 25 і 90 %. "KO" відноситься до порівняльних прикладів, де фракція фериту знаходиться поза межами цього діапазону.

15 Аустеніт: "OK" відноситься до присутності аустеніту в мікроструктурі відпаленого листа з об'ємною часткою між 10 і 50 %. "KO" відноситься до порівняльних прикладів, в яких частка аустеніту знаходиться поза межами цього діапазону.

Мартенсит: "OK" відноситься до відсутності мартенситу або його знаходження в мікроструктурі відпаленого листа з об'ємною часткою менше 25 %. "KO" відноситься до порівняльних прикладів, в яких частка мартенситу перевищує 25 %.

20 K: "OK" відноситься до відсутності виділень каппа-фаз або їх знаходженню в мікроструктурі відпаленого листа з об'ємною часткою менше 5 %. Ці вимірювання виконувалися за допомогою електронного скануючого мікроскопа. Коли указується "KO", частка каппа-виділень перевищує 5 %.

25 TS (МПа) відноситься до межі міцності на розрив, виміряної в ході випробувань на розтягування в подовжньому напрямку відносно напрямку прокатки.

UEI (%) відноситься до однорідного подовження, виміряного в ході випробувань на розтягування в подовжньому напрямку відносно напрямку прокатки.

30 HE (%) відноситься до коефіцієнта роздачі отвору згідно критерію ISO 16630 2009. Метод визначення коефіцієнта роздачі отвору HE% застосовується для оцінки здатності металу протистояти утворенню краєвих розривів. Він полягає у вимірюванні початкового діаметру D_i отвору перед утворенням і потім кінцевого діаметру отвору D_f після утворення крізних тріщин, спостережуваних на краях отвору. Далі визначається здатність до роздачі отвору HE% за допомогою наступної формули:

$$HE\% = 100 \times \frac{(D_f - D_i)}{D_i}$$

35 Згідно цьому способу, початковий діаметр отвору складає 10 міліметрів.

Таблиця 4

Властивості холоднокатаних і відпалених листів

Сталь	Ферит	Аустеніт	Мартенсит	К	TS (МПа)	UEI (%)	HE (%)
A1	OK (81 %)	OK (17 %)	OK (0 %)	OK (2 %)	831	15	30 %
A2	OK (80 %)	OK (20 %)	OK	OK (0 %)	800	15	42
A3	OK	OK (15 %)	OK (0 %)	КО (>5 %)	Не вимірювалося	Не вимірювалося	Не вимірювалося
A4	OK	OK (25 %)	OK	OK (0 %)	730	20	Не вимірювалося
A5	OK (80 %)	OK (20 %)	OK	OK (0 %)	800	15	42
A6	OK	OK (25 %)	OK	OK (0 %)	730	20	Не вимірювалося
A7	OK	OK (25 %)	OK	OK (0 %)	730	20	Не вимірювалося
A8	OK (81 %)	OK (17 %)	OK (0 %)	OK (2 %)	831	15	30 %
B1	До	КО (8 %)	КО (92 %)	OK (0 %)	Не вимірювалося	Не вимірювалося	Не вимірювалося
B2	КО	КО (8 %)	КО (92 %)	OK (0 %)	Не вимірювалося	Не вимірювалося	Не вимірювалося
B3	OK (60 %)	OK (30 %)	OK (10 %)	OK (0 %)	1092	17	30
C1	OK (40 %)	КО (0 %)	OK (10 %)	OK (0 %)	820	14	23
D1	OK (50 %)	OK (28 %)	OK (22 %)	OK (0 %)	1075	22,8	Не вимірювалося
E1	OK (66 %)	OK (32 %)	OK (2 %)	OK (0 %)	1023	24,4	Не вимірювалося
F1	OK (79 %)	OK (21 %)	OK (0 %)	OK (0 %)	723	25	Не вимірювалося
G1	OK (74 %)	OK (26 %)	OK (0 %)	OK (0 %)	702	20	Не вимірювалося
H1	OK (69 %)	OK (23 %)	OK (8 %)	OK (0 %)	965	16	Не вимірювалося

5 B1 не був виміряний через окрихчування. Для C1 решта частини мікроструктури (50 %) складалася з бейніту. C1 представляє межу міцності на розрив 820 МПа, яка є дуже низькою для справжнього винаходу.

Таблиця 5 представляє дані по здатності до сприйняття шару цинкового покриття, що наноситься електроосадженням.

10 Цільова поверхнева і підповерхнева мікроструктура позначена як "OK", якщо поверхня складається із зовнішнього шару металевого заліза завтовшки в діапазоні від 50 до 300 нм, що покриває внутрішній шар, що складається з металевого заліза і містить виділення внутрішніх оксидів Mn, Al, Si, Cr, B і інших елементів, більш схильних до окислення, ніж залізо, товщина якого знаходиться в межах від 1 до 8 мкм і який розташовується поверх знеуглекеного шару, що головним чином складається з фериту завтовшки від 10 до 50 мкм. Якщо поверхня і підповерхня відрізняються від цільової поверхні, така мікроструктура оцінюється як недостатня "КО".

15 Якість покриття характеризується ступенем покриття і адгезією покриття.

Ступінь покриття позначається як "OK", коли неозброєним оком спостерігається повне покриття, і "КО", якщо покриття має дефекти, такі як непокриті області або ділянки оголеного металу.

20 Адгезія покриття була перевірена у випробуванні на триточковий вигин (180°) на 1 мм листах з використанням 3 мм пуансона, кінець якого мав радіус 1,5 мм. Адгезія оцінювалася як

відмінна "ОК", якщо після наклеювання і відділення липкої стрічки-скотча не спостерігалось ніякого відшарування цинкового покриття. У разі відшарування або вифарбовування покриття адгезія оцінювалася як недостатня "КО".

Таблиця 5

Властивості поверхні холоднокатаних і відпалених листів з покриттям.

	Цільова поверхнева і підповерхнева мікроструктура	Ступінь покриття	Адгезія покриття	Тип покриття	
A1	ОК	ОК	ОК	EG	Винахід
A2	ОК	ОК	ОК	EG	Винахід
A3	ОК	ОК	ОК	EG	Винахід
A4	ОК	ОК	ОК	EG	Винахід
A5	КО	КО	КО	EG	Порівняння
A6	КО	КО	КО	EG	Порівняння
A7	ОК	ОК	ОК	EG	Винахід
A8	ОК	ОК	ОК	GI	Винахід
B1	ОК	ОК	ОК	GI	Винахід
B2	КО	КО	КО	GI	Порівняння
B3	ОК	ОК	ОК	GI	Винахід
C1	ОК	ОК	ОК	GI	Винахід
D1	ОК	ОК	ОК	EG	Винахід
E1	ОК	ОК	ОК	EG	Винахід
F1	ОК	ОК	ОК	EG	Винахід
F2	КО	КО	КО	EG	Порівняння
F3	ОК	ОК	ОК	GI	Винахід
F4	КО	КО	КО	GI	Порівняння
G1	ОК	ОК	ОК	EG	Винахід
G2	КО	КО	КО	EG	Порівняння
H1	ОК	ОК	ОК	EG	Винахід

5

На Фіг.5 представлена перевірка адгезії покриття у випробуванні на триточковий вигин (180°) на 1 мм листах з використанням 3 мм пуансона, кінець якого має радіус 1,5 мм. Відсутність адгезії цинкового покриття спостерігалася для сталі прикладу А6 (поза винаходом). На (а) видно покриття частина, яка протягом випробування на вигин знаходилася під слабкою дією. На (b) видно сталеву підкладку після відшарування покриття; ця частина знаходилася під сильною дією при випробуванні на вигин.

10

Листи А1, А2, А3, А4, А7, А8, В1, В3, С1, D1, E1, F1, F3, G1 і H1 є листами, хімічна композиція яких і спосіб обробки відповідають даному винаходу.

15

Для зразка А3 обробка виконувалася під окислювальним середовищем (точка роси = +30 °C), що супроводжувалося дією відновної атмосфери. Поверхня складається з першого шару, де GDOS-сигнал Fe досягає максимуму, а кисень має мінімум, як показано на Фіг.4. Цей шар (В) складається з металевого заліза. Другий шар (С) відрізняється безперервним зменшенням сигналу кисню з повільною швидкістю, що становить близько 1 % на 100 нм, і відповідає зоні селективного виділення внутрішніх оксидів Mn і Al. Він продовжується аж до рівня кисню в 5 %, який тут відповідає товщині 4 мкм. На (А) помітно деяке поверхнєве забруднення, що утворилося при перенесенні зразків з пристрою моделювання відпалу до установки аналізу GDOS.

20

Для зразка А3 адгезія покриття досліджувалася у випробуванні на триточковий вигин (180°) на 1 мм листах з використанням 3 мм пуансона, кінець якого має радіус 1,5 мм. Для прикладу А3 сталі (відповідно до винаходу) спостерігається дуже хороша адгезія цинкового покриття, як показано на Фіг.6. На (с) видно покриття частину, яка протягом випробування на вигин знаходилася під слабкою дією. На (d) покриття демонструє відмінну адгезію, ця частина при випробуванні на вигин знаходилася під сильною дією.

25

Адгезія покриття була перевірена у випробуванні на триточковий вигин (180°) на 1 мм листах з використанням 3 мм пуансона, кінець якого має радіус 1,5 мм, як показано на Фіг. 7. Для прикладу А4 сталі (відповідно до винаходу) спостерігається дуже хороша адгезія цинкового

30

покриття. На (e) видно покриту частину, яка протягом випробування на вигин знаходилася під слабкою дією. На (f) покриття демонструє відмінну адгезію, ця частина при випробуванні на вигин знаходилася під сильною дією.

Мікроструктура листа A1 ілюструється на Фіг.1. Його крива розтягування показана на Фіг.2.

5 B2 не відповідає винаходу через цільову мікроструктуру, що не відповідає, і способу нанесення покриття. Його температура нагріву при відпалі також не відповідає цільовій.

A5 не піддавався травленню, при тому, що він був підданий лише окисленню під час відпалу; внаслідок цього адгезія покриття і ступінь покриття виявилися незадовільними.

10 A6, B2, F2, F4 і G2 піддавалися тільки відновленню в процесі відпалу; як наслідок, показники адгезії покриття і ступеня покриття виявилися слабкими.

Сталі згідно винаходу на додаток до хорошої здатності приймати покриття електролітичним способом (EG) або цинкуванням володіють межею міцності на розрив вище 1000-50xAl МПа, а їх однорідне подовження перевищує 15 %. Крім того, їх показники роздачі отвору також перевищують 20 %.

15 Сталевий лист згідно винаходу буде корисний для виробництва конструкційних елементів або елементів безпеки в автомобільній промисловості.

ФОРМУЛА ВИНАХОДУ

20 1. Холоднокатаний сталевий лист, композиція якого містить в масових відсотках:

$0,1 \leq C \leq 0,5$,

$3,5 \leq Mn \leq 10,0$,

$Al \leq 9,0$,

$Si \leq 5,0$,

25 $0,5 \leq Si + Al \leq 9,0$,

$Ti \leq 0,2$,

$V \leq 0,2$,

$Nb \leq 0,2$,

$B \leq 0,0035$,

30 $Cr \leq 1$,

$S \leq 0,004$,

$P \leq 0,025$,

решту складає залізо і немінучі домішки, що утворюються при плавленні, та мікроструктура сталі містить від 10 об. % до 50 об. % аустеніту, від 25 об. % до 90 об. % фериту, менше 5 об. % каппа-виділень і менше 25 об. % мартенситу, при цьому зазначений лист, починаючи від

35 верхньої поверхні, має наступні послідовні шари:
- верхній шар чистого металевого заліза, товщина якого знаходиться в діапазоні від 50 до 300 нм, та

40 - перший нижній шар, що складається з металевого заліза, який також містить одне або декілька виділень оксидів елементів, вибраних з Mn, Si, Al, Cr та B, товщина якого складає від 1 до 8 мкм.

2. Лист за п. 1, який **відрізняється** тим, що додатково містить другий нижній шар, що розташований під зазначеним першим нижнім шаром, який складається з чистого фериту, товщина якого складає від 10 до 50 мкм.

45 3. Лист за п. 1 або 2, який **відрізняється** тим, що композиція має вміст марганцю від 5,0 до 9,0 мас. %.

4. Лист за будь-яким з пп. 1-3, який **відрізняється** тим, що композиція має вміст вуглецю від 0,1 до 0,3 мас. %.

50 5. Лист за будь-яким з пп. 1-4, який **відрізняється** тим, що композиція має вміст вуглецю від 0,15 до 0,25 мас. %.

6. Лист за будь-яким з пп. 1-5, який **відрізняється** тим, що композиція має вміст алюмінію від 1,5 до 9 мас. %.

7. Лист за будь-яким з пп. 1-6, який **відрізняється** тим, композиція має вміст алюмінію від 5 до 8 мас. %.

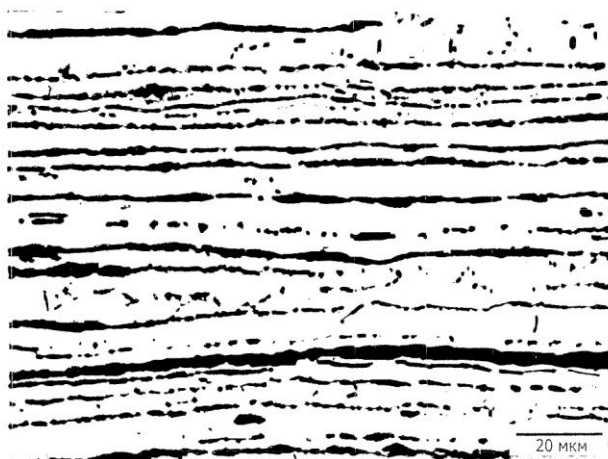
55 8. Лист за будь-яким з пп. 1-7, який **відрізняється** тим, що композиція має вміст кремнію рівний або нижчий 1,5 мас. %.

9. Лист за будь-яким з пп. 1-8, який **відрізняється** тим, що композиція має вміст кремнію рівний або нижчий 0,3 мас. %.

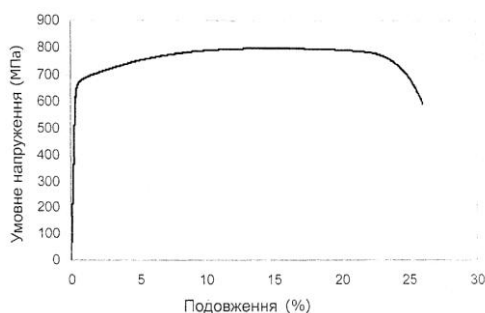
60 10. Лист за будь-яким з пп. 1-9, який **відрізняється** тим, що мікроструктура сталі містить між 25 і 40 об. % аустеніту.

11. Лист за будь-яким з пп. 1-10, який **відрізняється** тим, що мікроструктура сталі містить між 50 і 85 об. % фериту.
12. Лист за будь-яким з пп. 1-11, який **відрізняється** тим, що мікроструктура сталі містить менше 15 об. % мартенситу.
- 5 13. Лист за будь-яким з пп. 1-12, який **відрізняється** тим, що мікроструктура сталі не містить каппа-виділень.
14. Лист за будь-яким з пп. 1-13, який **відрізняється** тим, що має межу міцності на розрив TS, що перевищує або дорівнює $1000-50 \times \% \text{ Al}$ у МПа, однорідне подовження UEI, що перевищує або дорівнює 15 %, і показник роздачі отвору HE, що перевищує або дорівнює 20 %.
- 10 15. Сталевий лист з металевим покриттям, отриманий нанесенням покриття на холоднокатаний сталевий лист за будь-яким з пп. 1-14, при цьому покриття отримане способом, вибраним із занурення в розплав, електролітичного осадження та вакуумного напилення.
16. Лист за п. 15, який **відрізняється** тим, що покриття піддане подальшій термічній обробці.
17. Лист за п. 16, який **відрізняється** тим, що має відпалене цинкове покриття.
- 15 18. Спосіб виробництва холоднокатаного сталевго листа за будь-яким з пп. 1-14, що містить наступні стадії, на яких:
- подають гарячекатану смугу або тонкий сляб, що має композицію, зазначену в пп. 1-9 та очищують їх від окалини;
 - піддають гарячекатану смугу або тонкий сляб холодній прокатці із ступенем обтискання між 30
- 20 % і 75 % для отримання холоднокатаного сталевго листа;
- проводять теплову обробку сталевго листа, під час якої лист піддають нагріванню при швидкості нагрівання H_{rate} , принаймні рівною $1^\circ\text{C}/\text{с}$, аж до температури відпалу T_{anneal} , що лежить між $T_{min.} = 721 - 36 \cdot C - 20 \cdot Mn + 37 \cdot Al + 2 \cdot Si$ ($y^\circ\text{C}$) і $T_{max.} = 690 + 145 \cdot C - 6,7 \cdot Mn + 46 \cdot Al + 9 \cdot Si$ ($y^\circ\text{C}$), протягом 30 і 700 секунд, з подальшою витримкою при зазначеній температурі, при цьому
- 25 нагрівання від 550°C аж до T_{anneal} і принаймні першу частину витримки проводять в окислювальному середовищі для утворення верхнього шару з оксиду заліза завтовшки між 100 і 600 нм, і потім шар з оксиду заліза повністю відновлюють.
19. Спосіб за п. 18, який **відрізняється** тим, що відновлення здійснюють під час другої частини витримки у відновному газовому середовищі, що містить між 2 % і 35 % H_2 і має точку роси, нижчу -10°C , яке забезпечує повне відновлення зазначеного шару оксиду заліза, і потім листову сталь охолоджують із швидкістю охолодження $V_{cooling2}$, що перевищує $5^\circ\text{C}/\text{с}$ і менша $70^\circ\text{C}/\text{с}$, до кімнатної температури.
- 30 20. Спосіб за п. 19, який **відрізняється** тим, що другу частину витримки здійснюють в атмосфері, точка роси якої знаходиться нижче -30°C .
- 35 21. Спосіб за будь-яким з пп. 18-20, який **відрізняється** тим, що в ньому:
- сталевий лист охолоджують при $V_{cooling2}$ до температури T_{OA} між 350°C і 550°C і витримують при T_{OA} протягом 10-300 секунд, а потім
 - сталевий лист додатково охолоджують до кімнатної температури при швидкості охолодження $V_{cooling3}$ від $5^\circ\text{C}/\text{с}$ до $70^\circ\text{C}/\text{с}$.
- 40 22. Спосіб за п. 18 або 21, який **відрізняється** тим, що відновлення проводять після охолодження зазначеного сталевго листа до кімнатної температури із швидкістю охолодження $V_{cooling2}$, вищій $5^\circ\text{C}/\text{с}$ і нижчій $70^\circ\text{C}/\text{с}$, і відновлення здійснюють хімічним травленням.
23. Спосіб отримання сталевго листа з металевим покриттям за будь-яким з пп. 15-17, що
- 45 містить стадії нанесення покриття способом, вибраним із занурення в розплав, електролітичного осадження і вакуумного напилення на сталевий лист, отриманий за будь-яким з пп. 18-22.
24. Спосіб за п. 23, який **відрізняється** тим, що покриття піддають термічній обробці.
25. Спосіб за п. 23, який **відрізняється** тим, що покриття наносять способом гарячого
- 50 цинкування з відпалом.
26. Спосіб за будь-яким з пп. 18-25, який **відрізняється** тим, що зазначену гарячекатану смугу отримують способом, що містить наступні стадії, на яких:
- розливають сталь, що має композицію, зазначену в будь-якому з пп. 1-9, з отриманням сляба;
 - повторно нагрівають сляб при температурі T_{reheat} між 1100°C і 1300°C ;
- 55 - піддають повторно нагрітий сляб гарячій прокатці при температурі між 800°C і 1250°C для отримання гарячекатаної сталевго смуги;
- охолоджують гарячекатану сталеву смугу при швидкості охолодження $V_{cooling1}$ принаймні $10^\circ\text{C}/\text{с}$ до температури намотування в рулон $T_{coiling}$, рівній або нижчій 700°C ;
 - намотують в рулон гарячекатану смугу, охолоджену при $T_{coiling}$.

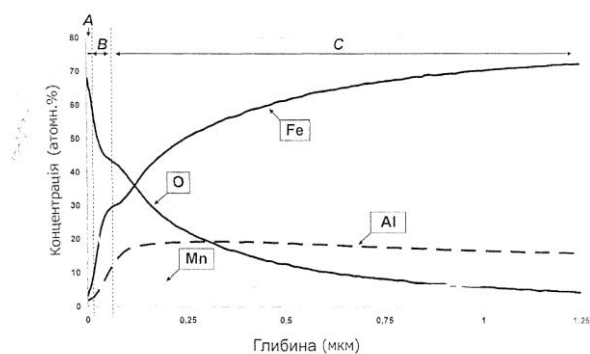
27. Спосіб за п. 26, який **відрізняється** тим, що гарячекатану сталеву смугу додатково відпалюють шляхом відпалу в камерній печі при температурі між 400 °С і 600 °С протягом 1-24 години, або безперервного відпалу, який виконують при температурі 650-750 °С протягом 60-180 секунд.
- 5 28. Автотранспортний засіб, що містить конструкційний елемент, виготовлений зі сталевого листа за будь-яким з пп. 1-17.



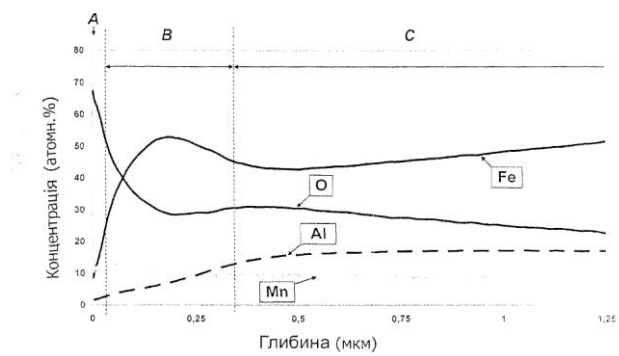
Фіг. 1



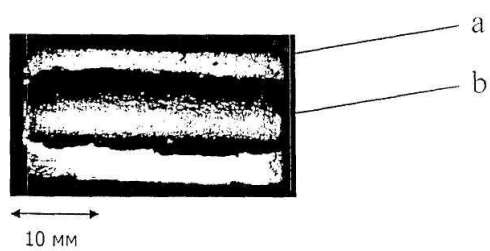
Фіг. 2



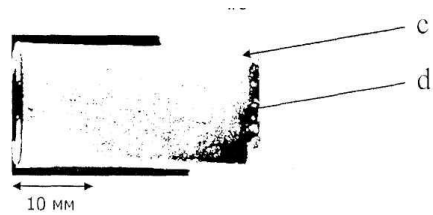
Фіг. 3



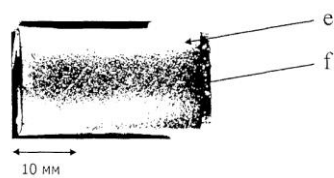
Фіг. 4



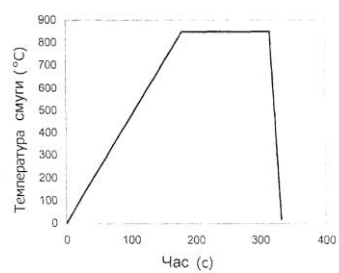
Фіг. 5



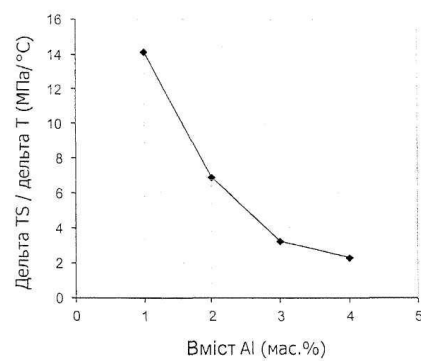
Фіг. 6



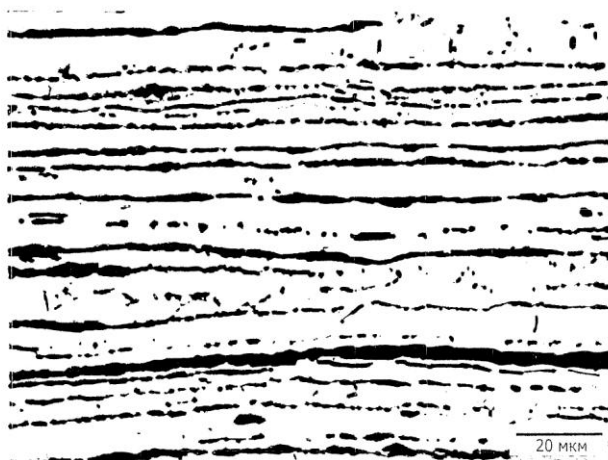
Фіг. 7



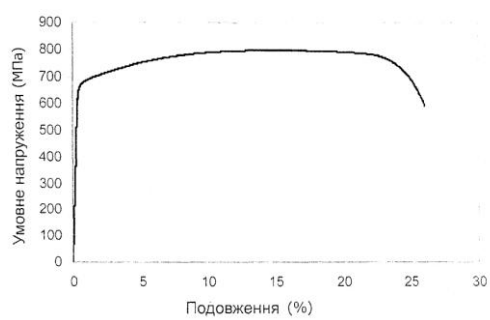
Фіг. 8



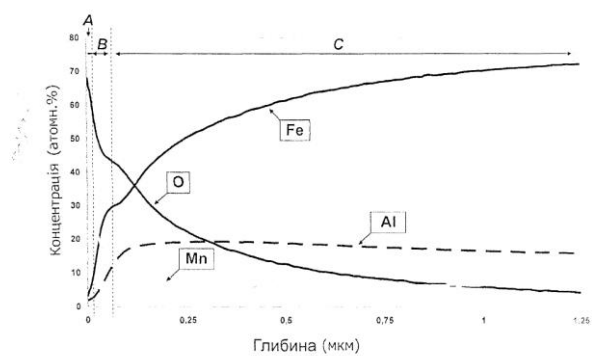
Фіг. 9



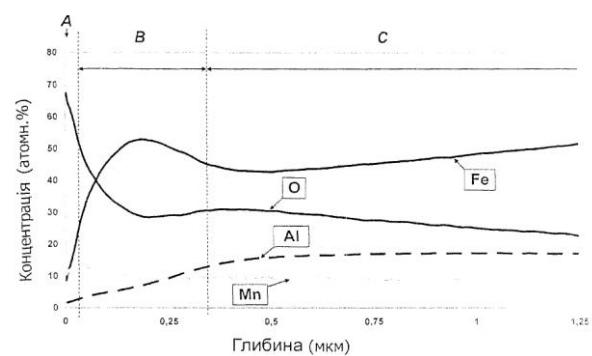
Фіг. 1



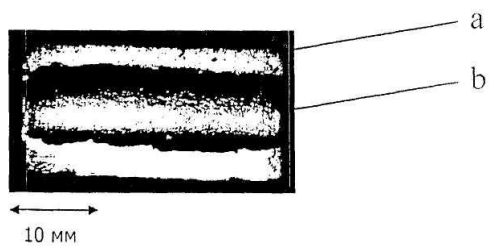
Фіг. 2



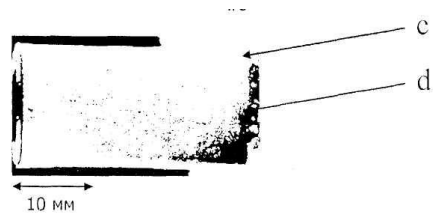
Фіг. 3



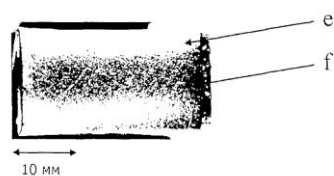
Фіг. 4



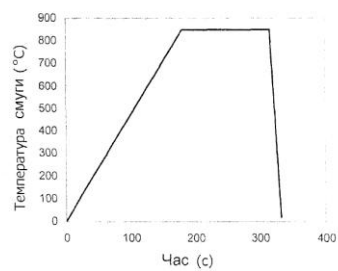
Фіг. 5



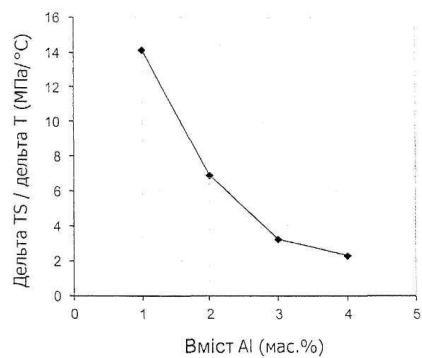
Фіг. 6



Фіг. 7



Фіг. 8



Фіг. 9

Комп'ютерна верстка Л. Бурлак

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

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