



УКРАЇНА

(19) **UA** (11) **131119** (13) **C2**
(51) МПК (2026.01)

C21D 9/46 (2006.01)
C22C 38/00
C22C 38/02 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)
C22C 38/08 (2006.01)
C22C 38/14 (2006.01)
C22C 38/16 (2006.01)
C22C 38/38 (2006.01)
C21D 8/021 (2026.01)
C21D 8/0221 (2026.01)
C21D 8/0247 (2026.01)

НАЦІОНАЛЬНИЙ ОРГАН
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ ВЛАСНОСТІ
ДЕРЖАВНА ОРГАНІЗАЦІЯ
"УКРАЇНСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ
ОФІС ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ
ВЛАСНОСТІ ТА ІННОВАЦІЙ"

(12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА ВИНАХІД

(21) Номер заявки:	а 2023 03250	(73) Володілець (володільці):	АРСЕЛОРМІТТАЛ , 24-26, Boulevard d'Avranches, L-1160 Luxembourg, Luxembourg (LU)
(22) Дата подання заявки:	10.12.2020	(74) Представник:	Слободянюк Оксана Олександрівна , реєстр. №216
(24) Дата, з якої є чинними права інтелектуальної власності:	13.08.2026	(56) Перелік документів, взятих до уваги експертизою:	CN 104928456 A, 23.09.2015 CN 104928568 A, 23.09.2015 US 2016194739 A1, 07.07.2016 UA a201812736, 11.02.2019 ZHANG MINGDA et al. Effect of Hot-rolling Parameters on the Microstructure and Property of Fe-Mn-Al-C Micro-laminated Dual Phase Steels. ISIJ International. 2016. Vol. 56. No. 5. P. 861-867 SONG HYEJIN et al. Effect of Austenite Stability on Microstructural Evolution and Tensile Properties in Intercritically Annealed Medium-Mn Lightweight Steels. Metallurgical and Materials Transactions A. 2016. Vol. 47. No. 6. P. 2674-2685 SOHN SEOK SU et al. Effects of Annealing Treatment Prior to Cold Rolling on Delayed Fracture Properties in Ferrite-Austenite Duplex Lightweight Steels. Metallurgical and Materials Transactions A. 2015. Vol. 47. No. 2. P. 706- 717 SOHN S. S. et al. Microstructural Developments and Tensile Properties of Lean Fe-Mn-Al-C Lightweight Steels. JOM: Journal of Metals. 2014. Vol. 66. No. 9. P. 1857-1867
(41) Публікація відомостей про заявку:	15.11.2023, Бюл.№ 46		
(46) Публікація відомостей про державну реєстрацію:	12.08.2026, Бюл.№ 32		
(86) Номер та дата подання міжнародної заявки, поданої відповідно до Договору РСТ	РСТ/IB2020/061771, 10.12.2020		
(72) Винахідник(и): Лоренціні Паскаль (FR), Гарат Ксав'єр (FR)			

UA 131119 C2

(54) ХОЛОДНОКАТАНИЙ І ВІДПАЛЕНИЙ СТАЛЕВИЙ ЛИСТ ТА СПОСІБ ЙОГО ВИГОТОВЛЕННЯ

(57) Реферат:

Холоднокатаний і відпалений сталевий лист низької густини, який містить, мас. %: $0,12 \leq$ вуглецю $\leq 0,25$, $3 \leq$ марганцю ≤ 10 , $3,5 \leq$ алюмінію $\leq 6,5$, $0 \leq$ фосфору $\leq 0,1$, $0 \leq$ сірки $\leq 0,03$, $0 \leq$ азоту $\leq 0,1$, $0 \leq$ кремнію ≤ 2 , $0,01 \leq$ ніобію $\leq 0,03$, $0,01 \leq$ титану $\leq 0,2$, $0 \leq$ молібдену $\leq 0,5$, $0 \leq$ хрому $\leq 0,6$, $0,01 \leq$ міді $\leq 2,0$, $0,01 \leq$ нікелю $\leq 3,0$, $0 \leq$ кальцію $\leq 0,005$, $0 \leq$ бору $\leq 0,01$, $0 \leq$ магнію $\leq 0,005$, $0 \leq$ цирконію $\leq 0,005$, $0 \leq$ церію $\leq 0,1$, решта містить залізо, сталевий лист має мікроструктуру, що включає 60-90 % дельта-фериту, 8-30 % залишкового аустеніту, який має середній розмір зерна 0,6-2 мкм, 1,0-10 % альфа-ферит з середнім розміром зерна 0,6-2 мкм і 0-2 % каппа-виділень $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{AlC}_x$, де x строго нижче 1.

Цей винахід відноситься до сталевих листів низької густини і, зокрема, до дуплексної мікроструктури. Сталевий лист згідно винаходу особливо підходить для виготовлення внутрішніх або зовнішніх панелей транспортних засобів, таких як наземні автомобілі.

Екологічні обмеження змушують автовиробників постійно зменшувати викиди CO₂ своїх автомобілів. Для цього автовиробники мають кілька варіантів, основними з яких є зниження ваги автомобілів або підвищення ефективності систем двигуна. Успіхи часто досягаються комбінацією двох підходів. Цей винахід відноситься до першого варіанта, а саме зниження ваги автотранспортних засобів. В цій дуже специфічній галузі існує альтернатива з двома шляхами.

Перший шлях полягає у зменшенні товщини сталей при одночасному підвищенні їхньої механічної міцності. На жаль, це рішення має свої обмеження через неприпустиме зниження жорсткості деяких деталей автомобіля і виникнення акустичних проблем, які створюють дискомфортні умови для пасажирів, не кажучи вже про неминучу втрату пластичності, пов'язану з підвищенням механічної міцності.

Другий шлях полягає у зменшенні густини сталей шляхом їхнього легування іншими, більш легкими металами. Серед цих сплавів сплави з низькою густиною мають привабливі механічні і фізичні властивості, які дозволяють одночасно значно знизити вагу.

Зокрема, EP 3421629 являє собою патент, в якому заявлена високоміцна холоднокатана і термооброблена сталева смуга, лист, заготовка або гарячеформований виріб, який має бімодальну мікроструктуру, який включає стадії одержання і виливки розплаву в сляб або відлиту смугу, яка має такий склад: 0,05-0,50 % мас. C; 0,50-8,0 % мас. Mn; 0,05-6,0 % мас. Al заг; 0,0001-0,05 % мас. Sb; 0,0005-0,005 % мас. Σ (Ca + P3M); 5-100 год./млн N; 0-2,0 % мас. Si; 0-0,01 % мас. S; 0-0,1 % мас. P; 0-1,0 % мас. Cr; 0-2,0 % мас. Ni; 0-2,0 % мас. Cu; 0-0,5 % мас. Mo; 0-0,1 % мас. V; 0-50 част./млн; 0-0,10 % мас. Ti, при цьому компонент має бімодальну мікроструктуру зерен, яка складається з феритної матричної фази, що складається з дельта-фериту і альфа-фериту, при цьому дельта-ферит має розмір зерна 5-20 мкм, при цьому альфа-ферит має розмір зерна не більше 3 мкм і другу фазу, що складається з однієї або декількох фаз з бейніту, мартенситу і залишкового аустеніту з розміром зерна не більше 3 мкм. Але сталь EP 3421629 не є сталлю з низькою густиною, а також містить тверді поверхні, такі як мартенсит і бейніт.

Тому метою винаходу є створення сталевих листів, що має відносну густину нижче 7,3, границю міцності на розтяг щонайменше 600 МПа і рівномірне подовження щонайменше 17,5 %.

У переважному здійсненні сталевий лист згідно винаходу має відносну густину не більше 7,2 і границю плинності, щонайменше, 450 МПа.

Інші характеристики і переваги винаходу стануть очевидними з подальшого детального опису винаходу. Вміст вуглецю становить 0,12-0,25 %, більш переважно 0,13-0,2 % мас. Вуглець є гаммагенним елементом, який відіграє значну роль у формуванні залишкового аустеніту, а також надає міцності і пластичності. Вміст вуглецю переважно становить 0,13-0,2 % для одержання одночасно високої міцності, подовження і здатності до відборткування розтягом.

Вміст марганцю становить 3-10 % мас. Марганець є важливим легуючим елементом в цій системі, в основному через те, що легування дуже великою кількістю марганцю стабілізує аустеніт до кімнатної температури, що може допомогти досягти цільових властивостей, таких як відносне подовження і границя плинності. Марганець, поряд з вуглецем, контролюють утворення карбідів на границях зерен при високій температурі і, в такий спосіб, контролюють гарячу ламкість. Якщо вміст марганцю вище 10 %, це може призвести до осьової ліквідації, яка шкідлива для пластичності сталі цього винаходу. Марганець, якщо його вміст нижче 3 %, не буде в достатньо стабілізувати залишковий аустеніт при кімнатній температурі. Переважно границя присутності марганцю становить 4-9 %, а більш переважно 4-8 %.

Вміст алюмінію становить 3,5-6,5 % мас. Додавання алюмінію до сталі цього винаходу ефективно знижує її густину. Алюміній є альфагенним елементом і тому сприяє утворенню фериту і, зокрема, дельта-фериту. Алюміній має відносну густину 2,7 і впливає на механічні властивості. Зі збільшенням вмісту алюмінію механічна міцність і границя пружності також збільшуються, хоча рівномірне подовження зменшується через зменшення рухливості дислокацій. Нижче 3,5 % зниження густини через наявність алюмінію стає менш вигідним. Присутність фериту вище 6,5 % перевищує очікувану границю і негативно впливає на цей винахід. Більше того, присутність Al вище 6,5 % може призвести до утворення інтерметалідів, таких як Fe-Al, Fe₃-Al і інших (Fe, Mn)Al інтерметалідів, які надають виробу крихкості, що може викликати розтріскування сталі під час холодної прокатки, а також може погіршувати твердість сталі. Переважно вміст алюмінію буде обмежений строго менше 6,5 % для запобігання утворенню крихких інтерметалічних виділень, отже, переважна границя становить 4-6 %, а більш переважна 5-6 %.

Кремній є необов'язковим елементом, який дозволяє зменшити густину сталі і є ефективним у твердорозчинному зміцненні. Тим не менш, його вміст обмежений 2 % мас., оскільки вище за цей рівень цей елемент має тенденцію до утворення адгезивних оксидів, які викликають поверхневі дефекти. Присутність поверхневих оксидів погіршує змочуваність сталі і може призвести до виникнення дефектів під час можливої операції гарячого цинкування. Тому вміст Si переважно має бути обмежений 1,5 %.

Сірка і фосфор є домішками, які окрихчують границі зерен. Їх відповідний вміст не повинен перевищувати 0,03 % і 0,1 % мас., щоб зберегти достатню пластичність в гарячому стані.

Вміст азоту має бути не більше 0,1 % мас., щоб запобігти осажденню AlN і утворенню об'ємних дефектів (бульбашок) під час затвердіння.

Ніобій може бути доданий до сталі цього винаходу як необов'язковий елемент у кількості 0,01-0,03 % мас. для забезпечення подрібнення зерна. Подрібнення зерна дозволяє одержати відповідний баланс між міцністю і подовженням. Але ніобій має тенденцію уповільнювати рекристалізацію під час гарячої прокатки і відпалу, тому його вміст підтримується на рівні 0,03 %.

Титан може бути доданий як необов'язковий елемент у кількості 0,01-0,2 % мас. до сталі цього винаходу для подрібнення зерна аналогічно ніобію.

Мідь може бути додана як необов'язковий елемент кількості 0,01-2,0 % мас. для підвищення міцності сталі і покращення її корозійної стійкості. Для одержання таких ефектів потрібно мінімум 0,01 %. Однак, коли її вміст перевищує 2,0 %, може погіршитися зовнішній вигляд поверхні.

Нікель може бути доданий як необов'язковий елемент у кількості 0,01-3,0 % мас. для збільшення міцності сталі і покращення її ударної в'язкості. Для одержання таких ефектів потрібно мінімум 0,01 %. Однак при вмісті вище 3,0 % нікель викликає погіршення пластичності.

Молібден є необов'язковим елементом, який присутній в сталі цього винаходу у кількості 0-0,5 % мас. Молібден відіграє ефективну роль в покращенні зміцнюваності і твердості при додаванні у кількості не менше 0,01 %. Мо також підходить для забезпечення міцності гарячекатаного виробу, що спрощує його виготовлення. Проте додавання молібдену надмірно збільшує вартість додавання легуючих елементів, тому з економічних причин його вміст обмежений 0,5 %. Переважно границя вмісту молібдену становить 0-0,4 %, а більш переважно 0-0,3 %.

Вміст хрому, який не є обов'язковим елементом в сталі цього винаходу, становить 0-0,6 % мас. Хром забезпечує міцність і зміцнення сталі, але при застосуванні більше 0,5 % погіршує чистоту поверхні сталі. Переважна границя вмісту хрому становить 0,01-0,5 %, а більш переважно 0,01-0,2 %.

Інші елементи, такі як церій, бор, магній або цирконій, можуть бути додані окремо або разом в таких масових пропорціях: $Se \leq 0,1 \%$, $B \leq 0,01$, $Ca \leq 0,005$, $Mg \leq 0,005$ і $Zr \leq 0,005$. Аж до зазначених максимальних рівнів вмісту ці елементи дозволяють подрібнювати феритне зерно в процесі затвердіння.

Крім того, деякі мікроелементи, такі як Sb , Sn можуть надходити в результаті обробки сталі. Максимальна границя, до якої ці елементи є прийнятними і не шкідливими для сталі цього винаходу, становить 0,05 % мас. Сукупно або окремо. Для сталі цього винаходу переважно мати вміст цих елементів якомога нижчим, переважно менше 0,03 %.

Мікроструктура сталевих листів згідно винаходу включає в частках площі дельта-фериту 60-90 %, альфа-фериту 1-10 % і залишкового аустеніту 8-30 % і необов'язково 0-2 % капта-виділень.

Матриця дельта-фериту присутня як первинна фаза в сталі цього винаходу і становить 60-90 % в частках площі сталі цього винаходу, а переважно 65-90 % в частках площі, а більш переважно 80-90 %. Дельта-ферит утворюється під час затвердіння слябу з рідкого заліза і має великий розмір зерна. Дельта-ферит за цим винаходом переважно має середній розмір зерна менше 10 мкм, а переважно менше 9 мкм. Присутність матриці дельта-фериту в цьому винаході надає сталі міцності. Але присутність дельта-фериту в цьому винаході вище 90 % може мати негативні наслідки через те, що з підвищенням температури розчинність вуглецю у фериті збільшується. Однак вуглець у твердому розчині сильно окрихчує сталі низької густини, оскільки знижує рухливість дислокацій, яка і так мала через присутність алюмінію. Отже, баланс між вмістом дельта-фериту і аустеніту дуже важливий для надання сталі цього винаходу необхідних механічних властивостей.

Залишковий аустеніт присутній в сталі цього винаходу у кількості 8-30 %, причому залишковий аустеніт цього винаходу має середній розмір зерна 0,6-2 мкм. Переважний середній розмір зерна залишкового аустеніту становить 0,6-12 мкм. Відомо, що залишковий аустеніт має

більш високу розчинність вуглецю, ніж ферит, і діє як ефективна пастка для вуглецю. Відсотковий вміст вуглецю в аустеніті становить 0,7-1,5 % мас. Аустеніт, присутній на рівні вище 30 %, негативно впливає за умов цього винаходу, погіршуючи здатність до відбортуння розтягом. В цьому винаході аустеніт впливає дуже універсальним чином залежно від вибору температури відпалу і складу сталі. Аустеніт в цьому винаході демонструє різні функціональні можливості, такі як-от забезпечення формовності і пластичності завдяки ТРІП ефекту. Переважна границя вмісту залишкового аустеніту становить 9-29 % в частках площі.

Альфа-ферит за цим винаходом присутній у кількості 1-10 % в частках площі. Альфа-ферит утворюється шляхом часткового перетворення аустеніту при охолодженні після гарячої прокатки і міжкритичного відпалу, і має середній розмір зерна 0,6-1,85 мкм. Переважний середній розмір зерна альфа-фериту становить 0,6-1,2 мкм. Альфа-ферит цього винаходу надає сталі цього винаходу пластичності і відносне подовження. Переважна границя вмісту альфа-фериту становить 2-10 % в частках площі.

Каппа-виділення у винаході визначаються виділеннями, стехіометрія яких представлена $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{AlC}_x$, де x є строго менше 1. Частка площі каппа-виділень може сягати 2 %. Вище 2 % знижується пластичність і не досягається рівномірне подовження вище 17,5 %. Крім того, може відбуватися неконтрольоване виділення каппа-фази навколо границь зерен фериту, що збільшує зусилля при гарячій і/або холодній прокатці. Переважно частка площі каппа-виділень має бути меншою 1 %.

На додаток до вищезгаданої мікроструктури, мікроструктура холоднокатаної і відпаленої сталі низької густини не містить мікроструктурних компонентів, таких як-от перліт, бейніт і мартенсит.

Сталевий лист відповідний винаходу може бути виготовлений будь-яким відповідним способом виготовлення, і фахівець в цій галузі техніки може його визначити. Однак переважно використовувати спосіб цього винаходу, який включає такі стадії.

Сталеві листи згідно з цим винаходом переважно виготовляють способом, в якому напівпродукт, такий як-от сляби, тонкі сляби або смуга, виготовлені зі сталі відповідної цьому винаходу, яка має склад, описаний вище, відливають, заготовку спочатку охолоджують її до кімнатної температури, а потім повторно нагрівають до температури вище 1000 °C, переважно вище 1150 °C більш переважно вище 1200 °C або відлитий напівпродукт можна використовувати безпосередньо при такій температурі без проміжного охолодження. Напівпродуктом для цього процесу вважається сляб.

Потім повторно нагріті сляби піддають гарячій прокатці. Температура кінцевої гарячої прокатки повинна бути вищою 750 °C, а переважно вище 770 °C.

Після гарячої прокатки смуга повинна бути змотана при температурі нижче 720 °C, переважно 350-720 °C, а більш переважно змотування здійснюють в діапазоні від 700 °C до 400 °C.

Гарячекатану сталеву смугу охолоджують до кімнатної температури, а потім проводять травлення або будь-який інший процес видалення окалини.

Потім гарячекатану сталеву смугу піддають холодній прокатці зі ступенем обтискання 30-90 %, переважно 40-90 %. Після холодної прокатки холоднокатаний сталевий лист відпалюють шляхом нагрівання листа до температури відпалу 840-1000 °C, переважно 850-975 °C, а більш переважно 850-925 °C, зі швидкістю нагрівання щонайменше 1 °C/c, а переважно більше 3 °C/c, витримують при такій температурі відпалу протягом менше 1000 с, а переважно менше 600 с і охолоджуючи зі швидкістю щонайменше 3 °C/c, переважно, щонайменше 5 °C/c, а ще більш переважно, щонайменше, 10 °C/c. Переважно цей відпал проводять безперервно.

Контролюючи температуру і час відпалу, під час витримування можна одержати двофазну структуру.

Після такої стадії відпалу сталевий лист охолоджують до температури між кімнатною температурою і 480 °C і можуть додатково витримувати при температурі 100-480 °C для перестарювання протягом не більше 1 год., а переважно менше 20 хв, а більш переважно менше 10 хв. Після цього його можна охолоджувати до кімнатної температури.

Після відпалу на сталевий лист необов'язково може бути нанесене металеве покриття для покращення захисту від корозії. Використовуваний процес нанесення покриття може бути будь-яким процесом, адаптованим для сталі цього винаходу. Можна згадати електролітичне або фізичне осадження з парової фази з особливим акцентом на струменеве осадження з парової фази. Основою металевого покриття може бути, наприклад, цинк або алюміній.

Покриття на основі алюмінію переважно містить менше 15 % Si, менше 5,0 % Fe, необов'язково 0,1-8,0 % Mg і необов'язково 0,1-30,0 % Zn, решта Al.

Переважно, покриття на основі цинку містить 0,01-8,0 % Al, необов'язково 0,2-8,0 % Mg,

решту становить Zn.

Приклади

Наступні тести, приклади, ілюстративні приклади і таблиці, які представлені в описі за своєю природою не є обмежувальними і мають розглядатися лише з ілюстративною метою, і будуть відображати переважні ознаки цього винаходу.

Сталеві листи, виготовлені зі сталей з різним складом, представлені в таблиці 1, де присутність фосфору завжди становить менше 100 част/млн для всіх сталей, при цьому сталеві листи готують відповідно до параметрів процесу, що відповідно зазначено в таблиці 2. Після цього в таблиці 3 представлені мікроструктури сталевих листів, одержані під час випробувань, а в таблиці 4 представлені результати оцінок одержаних властивостей.

Таблиця 1 представляє

Таблиця 1

Склади

Випробування	C	Mn	Al	P	S	N	Si
1	0,15	4,2	5,6	0,01	0,01	0,001	0
	0,15	4,0	6,0	0,01	0,01	0,001	0
3	0,15	4,1	5,95	0,01	0,001	0,001	0
4	0,15	4,0	6,0	0,01	0,01	0,001	0,15
5	0,15	4,0	6,0	0,01	0,01	0,001	0
6	0,15	4,1	6,8	0,01	0,001	0,001	0

підкреслені значення не відповідають винаходу.

Заявлені і сталі порівняння нагрівають до 1200 °C і охолоджують на повітрі зі швидкістю охолодження 9 °C/c після гарячої прокатки до температури змотування.

Таблиця 2

Параметри процесу

Випробування		Кінцева температура гарячої прокатки (°C)	Температура змотування (°C)	Ступінь обтісання холодної прокатки (%)	Швидкість нагрівання при відпалі (°C)	Температура відпалу (°C)	Час витримування при відпалі (с)	Швидкість охолодження після відпалу (°C/c)	TOA (°C)	Час перестарювання (с)
I1	1	777	650	76	10	900	136	25	-	-
I2	2	784	650	76	10	900	136	25	-	-
I3	3	781	650	76	10	900	136	23	250	75
I4	4	784	650	76	10	900	136	25	-	-
R1	5	790	650	76	10	830	136	25	-	-
R2	6	767	650	76	10	900	136	25	-	-

Потім одержані зразки аналізують відповідні елементи мікроструктури, і механічні властивості представлені відповідно в таблицях 3 і 4.

В таблиці 3 представлені результати випробувань, проведених відповідно до стандартів з використанням різних мікроскопів, таких як EBSD (Дифракція розсіяних назад електронів), XRD або будь-якого іншого мікроскопа, для визначення мікроструктурного складу як сталі винаходу, так і випробувань сталі порівняння. Частки площі дельта-фериту і альфа-фериту вимірюють за допомогою EBSD. Для даного зразка сталі EBSD-аналіз не менше 4 зображень, які відповідають збільшенню в 1000^x, що дозволяє ідентифікувати зерна фериту, їх розташування і розмір. Всі зерна, розмір зерна яких нижчий значення відсічки 1,85 мкм і знаходяться поряд з аустенітним зерном, вважають за альфа-ферит і визначають відповідну частку площі таких зерен. Інші зерна фериту вважають за дельта-ферит і визначають відповідну частку площі таких зерен. Середні розміри зерен дельта-фериту, залишкового аустеніту і альфа-фериту також вимірюють за допомогою EBSD. Частка площі залишкового аустеніту вимірюється за допомогою XRD, представлена в таблиці 3.

Таблиця 3

Випробування	Дельта-ферит (%)	Альфа-ферит (%)	Залишковий аустеніт (%)	Середній розмір зерна дельта фериту (мкм)	Середній розмір зерна альфа фериту (мкм)	Середній розмір зерна залишкового аустеніту (мкм)
I1	85,6	3,6	10,8	3,17	0,80	0,80
I2	83,6	1,4	18,0	5,06	0,82	0,77
I3	86,1	1,8	12,1	6,27	0,72	0,84
I4	82,1	3,8	14,1	7,30	0,80	0,78
R1	79,4	5,3	15,4	4,97	0,50	0,49
R2	92,0	0,7	7,3	19,07	0,70	0,81

I = відповідні винаходу; R = порівняння; підкреслені значення: не відповідають винаходу.

5 З наведеної вище таблиці видно, що всі випробування відповідні винаходу відповідають цільовим показникам мікроструктури. В таблиці 4 зібрані механічні і поверхневі властивості як сталі винаходу, так і сталі порівняння.

Границя плинності YS, границя міцності на розтяг TS і рівномірне подовження UE вимірюють відповідно до стандарту ISO 6892-1, опублікованому в жовтні 2009 р. відповідна маса вимірюється на іншій стороні. Потім можна розрахувати відношення маси до об'єму сталі в г/см³ і далі розділити на відношення маси до об'єму води при 4 °C, яке становить 1 г/см³. Одержане значення без одиниці виміру є відносною густиною сталі.

Таблиця 4

Випробування механічних властивостей

Випробування	YS (в МПа)	TS(в МПа)	UE (в %)	Відносна густина
I1	463	673	24,5	7,20
I2	507	652	22,1	7,19
I3	475	643	21,8	7,19
I4	493	665	20,4	7,19
R1	509	644	17,0	7,19
R2	511	664	14,0	7,13

15 I = відповідні винаходу; R = порівняння; підкреслені значення: не відповідають винаходу.

Приклади показують, що сталеві листи, згідно винаходу, є єдиними листами, які мають всі цільові властивості завдяки їх специфічному складу і мікроструктурі.

20 ФОРМУЛА ВИНАХОДУ

1. Холоднокатаний і відпалений сталевий лист, який містить, у масових відсотках:

0,12≤вуглець≤0,25,

3≤марганець≤10,

25 3,5≤алюміній≤6,5,

фосфор≤0,1,

сірка≤0,03,

азот≤0,1,

і решту, яка містить залізо і неминучі домішки, при цьому сталевий лист має мікроструктуру, що включає, в частках площі: 60-90 % дельта-фериту, 8-30 % залишкового аустеніту, що має середній розмір зерна 0,6-2 мкм, 1,0-10 % альфа-фериту із середнім розміром зерна 0,6-1,85 мкм і до 2 % каппа-виділень (Fe,Mn)₃AlC_x, де x строго менше 1.

2. Сталевий лист за п. 1, в якому сталевий лист додатково містить, у масових відсотках, один або кілька з таких елементів:

35 кремній≤2,

- 0,01≤ніобій≤0,03,
0,01≤титан≤0,2,
молібден≤0,5,
хром≤0,6,
5 0,01≤мідь≤2,0,
0,01≤нікель≤3,0,
кальцій≤0,005,
бор≤0,01,
магній≤0,005,
10 цирконій≤0,005,
церій≤0,1.
3. Сталевий лист за пп. 1-2, в якому вміст вуглецю становить 0,13-0,2 %.
4. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-3, в якому вміст марганцю становить 4-9 %.
5. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-4, в якому вміст залишкового аустеніту становить 9-29 %.
- 15 6. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-5, у якому вміст каппа-виділень становить 0-1 %.
7. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-6, в якому вміст альфа-фериту становить 2-10%, а середній розмір зерна становить 0,6-1,2 мкм.
8. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-7, в якому сталевий лист має металеве покриття.
9. Спосіб виготовлення холоднокатаного та відпаленого сталевго листа, який включає такі
20 стадії:
- забезпечення слябу, склад якого відповідає будь-якому з пп. 1-4,
повторне нагрівання такого слябу до температури вище 1000 °С, його гаряча прокатка з
кінцевою температурою прокатки щонайменше 750 °С,
змотування гарячекатаного сталевго листа в рулон при температурі нижче 720 °С,
25 охолодження зазначеного гарячекатаного листа;
- травлення зазначеного гарячекатаного сталевго листа;
- холодна прокатка зазначеного гарячекатаного сталевго листа зі ступенем обтиснення 30-90 %
для одержання холоднокатаного сталевго листа;
- відпал зазначеного холоднокатаного сталевго листа шляхом нагрівання сталевго листа від
30 кімнатної температури до температури відпалу 840-1000 °С зі швидкістю нагрівання
щонайменше 1 °С/с,
- потім виконання відпалу протягом менше 1000 с,
охолодження холоднокатаного сталевго листа до температури закінчення охолодження від
480 °С до кімнатної температури зі швидкістю охолодження щонайменше 3 °С/с,
35 після цього охолодження сталевго холоднокатаного листа до кімнатної температури для
одержання холоднокатаного і відпаленого сталевго листа.
10. Спосіб за п. 9, в якому холоднокатаний сталевий лист витримують у діапазоні температур
100-480 °С протягом 1-200 секунд.
11. Спосіб за п. 9 або 10, у якому температура відпалу становить 850-975 °С.
- 40 12. Спосіб за будь-яким із пп. 9-11, в якому температура змотування становить 350-720 °С. 13.
Спосіб за будь-яким із пп. 9-12, в якому час витримування при відпалі становить менше 600 с.
14. Спосіб за будь-яким з пп. 9-13, в якому швидкість нагрівання при відпалі становить понад 3
°С/с.
15. Спосіб за будь-яким з пп. 9-14, який додатково включає стадію кінцевого нанесення
45 металевго покриття.