



УКРАЇНА

(19) **UA** (11) **123680** (13) **C2**
(51) МПК (2021.01)

C22C 38/00
C21D 8/02 (2006.01)
C21D 8/04 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)

НАЦІОНАЛЬНИЙ ОРГАН
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ
ВЛАСНОСТІ
ДЕРЖАВНЕ ПІДПРИЄМСТВО
"УКРАЇНСЬКИЙ ІНСТИТУТ
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ
ВЛАСНОСТІ"

(12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА ВІНАХІД

<p>(21) Номер заявки: а 2018 12736</p> <p>(22) Дата подання заявки: 23.05.2017</p> <p>(24) Дата, з якої є чинними права інтелектуальної власності: 13.05.2021</p> <p>(31) Номер попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: PCT/IB2016/000696</p> <p>(32) Дата подання попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: 24.05.2016</p> <p>(33) Код держави-учасниці Паризької конвенції, до якої подано попередню заявку: ІВ</p> <p>(41) Публікація відомостей про заявку: 11.02.2019, Бюл.№ 3</p> <p>(46) Публікація відомостей про державну реєстрацію: 12.05.2021, Бюл.№ 19</p> <p>(86) Номер та дата подання міжнародної заявки, поданої відповідно до Договору РСТ: PCT/IB2017/000615, 23.05.2017</p>	<p>(72) Винахідник(и): Суасо Родрігес Іан Альберто (FR), де Дієго Кальдерон Ірене (FR), Гара Ксав'є (FR)</p> <p>(73) Володілець (володільці): АРСЕЛОРМІТТАЛ, 24-26, Boulevard d'Avranches, 1160 Luxembourg, Luxembourg (LU)</p> <p>(74) Представник: Слободянюк Оксана Олександрівна, реєстр. №216</p> <p>(56) Перелік документів, взятих до уваги експертизою: WO 2015099221 A1, 02.07.2015 CN 103820735 A, 28.05.2014 JP 2005120399 A, 12.05.2005 US 2013081740 A1, 04.04.2013 Bleck W. New Methods in Steel Design. - Metec. - 2015. - P. 1 - 5</p>
--	---

(54) ХОЛОДНОКАТАНА І ВІДПАЛЕНА ЛИСТОВА СТАЛЬ, СПОСІБ ЇЇ ВИРОБНИЦТВА І ВИКОРИСТАННЯ ТАКОЇ СТАЛІ ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА ДЕТАЛЕЙ ТРАНСПОРТНИХ ЗАСОБІВ

(57) Реферат:

Винахід стосується підданої холодній прокатці і відпалу листової сталі, яка містить, мас. %: $0,6 < C < 1,3$, $15 \leq Mn < 35$, $6,0 \leq Al < 15$, $Si \leq 2,40$, $S \leq 0,015$, $P \leq 0,1$, $N \leq 0,1$, можливо один або декілька необов'язкових елементів, які вибираються з числа Ni, Cr і Cu в індивідуальній кількості, яка доходить аж до 3 мас. %, і можливо, один або декілька елементів, які вибираються з числа В, Та, Zr, Nb, V, Ti, Мо і W у сукупній кількості, яка доходить аж до 2,0 мас. %, при цьому решту складу становлять залізо і неминучі домішки, одержані в результаті розробки, причому мікроструктура згаданого листа містить щонайменше 0,1 % внутрізернових каппа-карбідів, причому щонайменше 80 % таких каппа-карбідів характеризуються середнім розміром, який не перебільшує 30 нм, необов'язково аж до 10 % зернистого фериту, при цьому решта утворена з аустеніту, причому середній розмір зерен і середнє співвідношення сторін зерен аустеніту, відповідно, не перевищує 6 мкм і лежить в межах від 2 до 10, а середній розмір зерен і середнє

UA 123680 C2

співвідношення сторін зерен фериту у випадку присутності такого, відповідно, становлять менш ніж 5 мкм і менш ніж 3,0, при цьому густина зазначеної листової сталі дорівнює або менше 7,2, а її відносне подовження на розтяг перевищує щонайменше 5,0 %. Винахід також стосується способу виготовлення і використання такої марки сталі для виготовлення деталей транспортного засобу.

Даний винахід має справу з листовою сталлю низької густини, яка характеризується мікроструктурою, яка в основному містить аустеніт. Листова сталь, відповідна винаходу, є особливо добре придатною для використання при виготовленні деталей для забезпечення безпеки або деталей конструкції для транспортних засобів, як-от наземні автотранспортні засоби.

Екологічні обмеження стимулюють автомобілебудівників безперервно зменшувати викиди CO₂ транспортних засобів. Для здійснення цього у розпорядженні автомобілебудівників є кілька опцій, при цьому їх основні опції полягають у зменшенні маси транспортних засобів або покращенні ефективності систем двигунів. Часто прогрес досягають в результаті комбінування обох цих підходів. Цей винахід відноситься до першої опції, а саме, до зменшення маси автотранспортних засобів. У цій дуже конкретній галузі існує двох-векторна альтернатива:

Перший вектор полягає у зменшенні товщини сталей при одночасному збільшенні їх рівнів механічної міцності. На жаль, цьому рішенню притаманні свої обмеження щодо неприпустимого зменшення жорсткості певних автомобільних деталей і виникнення проблем з акустикою, які створюють некомфортні умови для пасажирів, не кажучи вже про неминучу втрату пластичності, яка пов'язана зі збільшенням механічної міцності.

Другий вектор полягає у зменшенні густини сталей в результаті легування їх іншими, більш легкими металами. У числі цих сплавів з привабливими механічними і фізичними властивостями є сплави, які мають малу густину при одночасному забезпеченні можливості значного зменшення маси.

Зокрема, в публікації US 2003/0145911 розкривається легка сталь Fe-Al-Mn-Si, яка характеризується хорошою деформованістю і високою міцністю. Однак, границя міцності на розтяг таких сталей не виходить за межі 800 МПа, що не дозволяє в повній мірі скористатися перевагою їх низької густини для деталей всіх типів геометрії.

Тому метою винаходу є надання листової сталі, яка характеризується густиною, яка не перебільшує 7,2, границею міцності на розтяг, яка становить, щонайменше, 1300 МПа і границею плинності, яка становить, щонайменше, 1200 МПа, і відносним подовженням на розтяг, яке становить, щонайменше, 5 %.

В одному переважному варіанті здійснення листової сталі, відповідна винаходу, характеризується густиною, рівною або меншою 7,1 або рівної або меншої 7,0, границею міцності на розтяг, яка становить, щонайменше, 1400 МПа, і границею плинності, яка становить, щонайменше, 1300 МПа, і відносним подовженням на розтяг, яке становить, щонайменше, 6 %.

Досягнення цієї мети досягають в результаті пропозиції листової сталі, відповідної пункту 1 формули винаходу. Листова сталь також може включати характеристики з пунктів від 2 до 7 формули винаходу. Досягнення ще однієї мети досягають в результаті пропозиції способу, відповідного пунктам від 8 до 12 формули винаходу. Досягнення ще одного аспекту досягають в результаті пропозиції деталей або транспортних засобів, відповідних пунктам від 13 до 15 формули винаходу.

Виходячи з подальшого докладного опису винаходу стануть очевидними і інші характеристики і переваги винаходу.

Як це можна собі уявити без бажання пов'язувати себе будь-якою теорією, листової сталі низької густини, яка відповідає винаходу, уможливорює покращення механічних властивостей завдяки даній специфічній мікроструктурі.

Стосовно хімічного складу сталі, то вуглець відіграє важливу роль при одержанні мікроструктури і досягненні цільових механічних властивостей. Його основна роль полягає в стабілізованні аустеніту, який являє собою основну фазу мікроструктури сталі, а також у забезпеченні зміцнення. Рівень вмісту вуглецю, який становить менш ніж 0,6 %, буде зменшувати частку аустеніту, що призводить до зменшення як пластичності, так і міцності сплаву.

В якості основного елемента внутрішньо зернового капа-карбїду, який входить до складу (Fe, Mn)₃AlC_x вуглець промотує утворення виділень таких карбїдів. Однак, рівень вмісту вуглецю, який перевищує 1,3 %, може промотувати утворення грубих виділень таких карбїдів на границі зерен, що в результаті призводить до зменшення пластичності сплаву.

Переважно рівень вмісту вуглецю знаходиться в діапазоні від 0,80 до 1,3 %, більш переважно від 0,8 до 1,0 % (мас.) з метою одержання достатньої міцності.

Марганець являє собою важливий легуючий елемент в цій системі, в основному внаслідок стабілізування легуванням дуже великими кількостями марганцю і вуглецю аустеніту аж до кімнатної температури, який після цього може витримувати присутність великих кількостей алюмінію за відсутності дестабілізування і перетворення на ферит або мартенсит. Для забезпечення додання сплаву чудової пластичності рівень вмісту марганцю повинен бути

рівним або більшим 15 %. Однак, якщо рівень вмісту марганцю перевищує 35 %, виділення фази β -Mn будуть погіршувати пластичність сплаву.

5 Тому рівень вмісту марганцю має контролюватися чином утримуватися рівним або більшим 15,0 %, але меншим або рівним 35 %. В одному переважному варіанті здійснення він є рівним або більшим 15,5 % або навіть 16,0 %. Його кількість більш переважно знаходиться в діапазоні від 18 до 30 % і навіть від 18 до 25 %.

10 Додавання алюмінію до високо марганцевих аустенітних сталей ефективно зменшує густину сплаву. На додаток до цього, це значно збільшує енергію дефекту пакування (ЕДП) аустеніту, що, в свою чергу, призводить до зміни характеристик деформаційного зміцнення сплаву. Алюміній також являє собою один з основних елементів нанорозмірного капа-карбїду $(Fe, Mn)_3AlC_x$, і тому його додавання значно покращує утворення таких карбїдів. Концентрація алюмінію цього сплаву має бути налаштована, з одного боку, для гарантування стабільності аустеніту і утворення виділень капа-карбїдів, а, з іншого боку, для контролю утворення фериту. Тому рівень вмісту алюмінію має контролюватися чином утримуватися рівним або більшим 15 15 6,0 %, але меншим або рівним 15 %. В одному варіанті здійснення рівень вмісту алюмінію знаходиться в діапазоні від 7 до 12 %, а переважно від 8 до 10 %.

20 Кремній являє собою звичайний легуючий елемент для сталей, які характеризуються високими рівнями вмісту марганцю і алюмінію. Він має дуже сильний вплив на утворення впорядкованого фериту $D0_3$. Додатково до цього, як це було продемонстровано, кремній покращує активність вуглецю в аустеніті і збільшує перерозподіл вуглецю у капа-карбїди. На додаток до цього, кремній був описаний як ефективний легуючий елемент, який може бути використаний для уповільнення або запобігання утворення виділень крихкої фази β -Mn. Однак, вище рівня вмісту 2,40 % він зменшує відносно подовження і має тенденцію до утворення небажаних оксидів в ході певних технологічних процесів складання, і тому він має витримуватися нижче цього граничного значення. Переважно рівень вмісту кремнію становить 25 менш, ніж 2,0 %, а в вигідному випадку менше 1,0 %.

Сірка і фосфор являють собою домішки, які окрихчують границі зерен. Їх відповідні рівні вмісту не повинні перевищувати 0,03 і 0,1 % з метою збереження достатньої пластичності в гарячому стані.

30 Рівень вмісту азоту має становити 0,1 % і менше в цілях запобігання утворення виділень AlN і формування об'ємних дефектів (здуття) під час твердіння.

Нікель позитивно впливає на проникнення водню у сталь, і тому він може бути використаний як дифузійний бар'єр для водню. Нікель також може бути використаний як ефективний легуючий елемент, оскільки він промотує утворення впорядкованих сполук у фериті, як-от В2-компонент, що призводить до додаткового зміцнення. Однак, окрім усього іншого, з причин, пов'язаних з витратами, бажаним є обмеження додавання нікелю максимальним рівнем вмісту, який становить 4,0 % і менше, а переважно знаходяться в діапазоні від 0,1 до 2,0 %. У ще одному варіанті здійснення кількість нікелю становить менше 0,1 %.

40 Хром може бути використаний в якості обов'язкового елемента для збільшення міцності сталі внаслідок зміцнення в результаті утворення твердого розчину. Він також покращує стійкість до високотемпературної корозії сталей, відповідних винаходу. Однак, оскільки хром зменшує енергію дефекту пакування, його рівень вмісту не має перевищувати 3,0 %, а переважно має знаходитися в діапазоні від 0,1 % до 2,0 % або від 0,1 до 1,0 %. У ще одному варіанті здійснення кількість хрому становить менше, ніж 0,1 %.

45 Подібним чином, необов'язково додавання міді при рівні вмісту, який не перевищує 3,0 %, являє собою один засіб забезпечення твердіння сталі в результаті утворення виділень, збагачених міддю. Однак, вище цього рівня вмісту мідь відповідає за появу поверхневих дефектів на гарячекатаному листі. Переважно кількість міді знаходиться в діапазоні від 0,1 до 2,0 % або від 0,1 до 1,0 %. У ще одному варіанті здійснення кількість хрому становить менше, ніж 0,1 %.

50 Бор характеризується дуже низькою розчинністю у твердій речовині і має сильну тенденцію до ліквідації на границях зерен, інтенсивно взаємодіючи з дефектами кристалічної решітки. Тому бор може бути використаний для обмеження утворення виділень міжзернових капа-карбїдів. Переважно кількість бору становить менше, ніж 0,1 %.

55 Ніобій може одночасно збільшувати міцність і в'язкість сталі, оскільки він являє собою ефективну добавку, яка подрібнює зерно. На додаток до цього, тантал, цирконій, ніобій, ванадій, титан, молібден і вольфрам також являють собою елементи, які необов'язково можуть бути використані для забезпечення твердіння і зміцнення в результаті утворення виділень нітридів, карбонітридів або карбїдів. Однак, у разі їх сукупної кількості, яка перевищує 2,0 %, переважно 60 більше 1,0 %, матиме місце ризик можливого стимулювання надмірним утворенням виділень

зменшення в'язкості, чого необхідно уникати.

Мікроструктура листової сталі відповідної винаходу, містить, щонайменше, 0,1 % капа-карбідів, необов'язково аж до 10 % зернистого фериту, при цьому решту утворює аустеніт.

5 Аустенітна матриця характеризується середнім розміром зерен, який становить менше, ніж 6 мкм, а переважно менше, ніж 4 мкм, більш переважно менше, ніж 3 мкм, і демонструє середнє аспектне відношення в діапазоні від 2 до 10, переважно від 2,0 до 6,0, а більш переважно від 2,0 до 4,0.

10 Капа-карбіди $(Fe, Mn)_3AlC_x$ присутні в мікроструктурі листової сталі відповідної винаходу, за мінімальної кількості, яка становить 0,1 % у поверхневих частках, переважно 0,5 %, більш переважно 1,0 %, а у вигідному випадку перевищує 3 %. Щонайменше, 80 % таких К-карбідів характеризуються середнім розміром, який становить менш, ніж 30 нм, переважно менш, ніж 20 нм, більш переважно менш, ніж 15 нм, у вигідному випадку менш, ніж 10 нм або навіть менш, ніж 5 нм. Вони утворюють виділення всередині аустенітних зерен (так звані внутрішньо зернові капа-карбіди). Утворення гомогенних і зчеплених виділень нанорозмірного капа-карбіду

15 збільшує міцність сплаву. Присутність міжзернових капа-карбідів не допускається, оскільки такі міжзернові і грубі капа-карбіди можуть спричиняти зменшення пластичності сталі.

У мікроструктурі листа, відповідного винаходу, також може бути присутнім ферит аж до кількості, яка становить 10,0 % у поверхневих частках, переважно доходить аж до 5,0 % або більш переважно аж до 3,0 %. Однак, морфологія фериту обмежується зернистою геометрією

20 при виключенні фериту у формі смуг, оскільки вони радикально погіршують пластичність і деформованість сталі. У випадку присутності зерен фериту вони будуть характеризуватися середнім розміром зерна, який становить менше, ніж 5 мкм, а переважно менш, ніж 1 мкм. Середнє аспектне відношення для фериту в разі присутності такого становить менше, ніж 3,0, а переважно менш, ніж 2,5. Такий ферит може відповідати формі правильного розупорядкованого фериту α , або також можлива упорядкованість у вигляді B2-структури при складі $(Fe, Mn)Al$ або у вигляді $D0_3$ -структури при складі $(Fe, Mn)_3Al$ таким чином, щоб в сталі, відповідної винаходу, у загальному випадку можуть спостерігатися α -, B2 - і $D0_3$ -структури.

25

Для запобігання листової сталі відповідної винаходу, від корозії в одному варіанті здійснення листову сталь покривають металевим покриттям. Металеве покриття може бути

30 покриттям на алюмінієвій основі або покриттям на цинковій основі.

Переважно покриття на алюмінієвій основі містить менше, ніж 15 % Si, менш ніж 5,0 % Fe, необов'язково від 0,1 до 8,0 % Mg і необов'язково від 0,1 до 30,0 % Zn, при цьому решта являє собою Al.

У вигідному випадку покриття на цинковій основі містить 0,01-8,0 % Al, необов'язково 0,2-8,0 % Mg, при цьому решта являє собою Zn.

35

Листова сталь відповідна винаходу, може бути вироблена з використанням будь-якого належного способу виготовлення, і фахівці у відповідній галузі техніки можуть його визначити. Однак, переважно використовувати спосіб, відповідний винаходу, який включає наступні стадії:

- 40 - подачу сляба, склад якого відповідає винаходу,
- повторне нагрівання такого сляба при температурі, яка становить більш, ніж 1000°C, і його гаряча прокатка при температурі закінчення прокатки, яка становить, щонайменше, 800°C,
- змотування в рулон гарячекатаної листової сталі при температурі, яка не перевищує 600°C,
- 45 - першу холодну прокатку цієї гарячекатаної листової сталі зі ступенем обтиснення, який лежить в межах від 30 до 80 %,
 - перший відпал такого холоднокатаного листа в результаті його нагрівання до температури відпалу, яка лежить в межах від 700 до 1000°C, витримування при такій температурі протягом менш 5 хвилин і охолодження його зі швидкістю, яка становить, щонайменше, 30°C/с,
 - 50 - другу холодну прокатку цієї гарячекатаної листової сталі зі ступенем обтиснення, який лежить в межах від 10 до 50 %,
 - другий відпал такого холоднокатаного листа шляхом його нагрівання до температури відпалу, яка лежить в межах від 400 до 700°C, витримування при такій температурі протягом від 1 хвилини до 150 годин і охолодження його зі швидкістю, яка становить, щонайменше, 30°C/с.

Листови сталі, відповідні цьому винаходу, переважно роблять з використанням способу, в якому відливають напівфабрикат, як-то сляби, тонкі сляби або штаби, виготовленої із сталі, відповідної цьому винаходу і, яка характеризується описаним вище складом, відлитий надаваний вихідний матеріал нагрівають до температури, яка перевищує 1000°C, переважно більш, ніж 1050°C, а більш переважно, ніж 1100°C або 1150°C, або використовують безпосередньо за такої температури після розливання без проміжного охолодження.

60 Проводять стадію гарячої прокатки при температурі, яка перевищує 800°C. Щоб уникнути

появи будь-якої проблеми, пов'язаної з розтріскуванням, внаслідок нестачі пластичності в результаті утворення фериту у вигляді смуг температура закінчення прокатки переважно є більшою або рівною 850°C.

Після гарячої прокатки штаба має бути змотана у рулон при температурі, яка не перевищує 600°C, а переважно більш, ніж 350°C. В одному варіанті здійснення скочування в рулон проводять в діапазоні від 350 до 450°C щоб уникнути утворення надлишкових виділень капкарбіду.

Гарячекатаний продукт, одержаний з використанням описаного вище способу, піддають холодній прокатці після проведення можливої попередньої операції травлення звичайним чином.

Стадію першої холодної прокатки проводять зі ступенем обтиснення в діапазоні від 30 до 80 %, переважно від 50 до 70 %.

Після стадії цієї прокатки проводять короткий перший відпал шляхом нагрівання листа аж до температури відпалу, яка лежить в межах від 700 до 1000°C, витримування при цій температурі протягом менше 5 хвилин і його охолодження зі швидкістю, перевищує 30°C/с, переважно, щонайменше, 50°C/с, а ще більш переважно, щонайменше, 70°C/с. Переважно цей відпал проводять безперервно.

В результаті контрольованого витримування температури і часу відпалу може бути одержана або повністю аустенітна, або двофазна структура, яка демонструє вищезазначені характеристики.

Після стадії даного першого відпалу проводять попереднє деформування матеріалів з використанням стадії другої холодної прокатки при ступені обтиснення в діапазоні від 10 до 50 %, переважно від 15 до 40 %. Листова сталь може характеризуватися підвищеною надійністю в результаті деформаційного зміцнення внаслідок проведення стадії даної другої холодної прокатки.

Після стадії цієї другої прокатки проводять другий відпал шляхом нагрівання листа аж до температури відпалу, яка лежить в межах від 400 до 700°C, витримування при такій температурі протягом від 1 хвилини до 150 годин і охолодження його зі швидкістю, яка становить, щонайменше, 30°C/с переважно, щонайменше, 50°C/с, а ще більш переважно, щонайменше, 70°C/с. Переважно цей відпал проводять безперервно. Під час цього другого відпалу одержують компроміс між надвисокою міцністю і деформованістю в результаті утворення внутрізернових виділень капкарбіду і часткового повернення для матеріалу.

Після стадій цих двох відпалів листова сталь може бути необов'язково піддана операції нанесення металевого покриття для покращення її захисту від корозії. Використовуваний технологічний процес нанесення покриття може бути будь-яким технологічним процесом, адаптованим до сталі винаходу. Можуть бути згадані електролітичне осадження або фізичне осадження з парової фази, при цьому особливий упор робиться на струминне осадження з парової фази. Металеве покриття може мати в своїй основі, наприклад, цинк або алюміній.

Приклади

П'ять марок, склади яких зібрані в Таблиці 1, відливали у формі слябів і піддавали переробці відповідно до технологічних параметрів, зібраних в Таблиці 2.

Таблиця 1

Склади

Марка	C	Mn	Al	Si	S	P	N
A	0,887	24,90	8,70	0,217	0,004	0,025	0,0017
B	0,920	28,88	9,37	0,035	0,007	0,011	0,0009
C	0,955	19,90	5,72	0,050	0,005	0,007	0,0068
D	0,900	19,65	8,32	0,045	0,010	0,010	0,005
E	0,750	29,89	9,48	0,035	0,008	0,011	0,003

Таблиця 2

Технологічні параметри

Проба	Марка	Т повторного нагрівання (°C)	Т закінчення гарячої прокатки (°C)	Швидкість охолодження (°C/c)	Т охолодження (°C)	Ступінь обтискання в ході 1-ої холодної прокатки (%)
1	A	1170	890	75	400	58
2	A	1170	890	75	400	58
3	B	1170	985	75	400	64
4	B	1170	985	75	400	64
5	C	1170	1000	75	400	58
6	C	1170	1000	75	400	58
7	A	1170	890	75	400	58
8	D	1170	990	70	400	63
9	D	1170	990	70	400	63
10	E	1170	980	80	400	60
11	E	1170	980	80	400	60

Проба	Перший відпал			Ступінь обтискання в ході 2-ої холодної прокатки	Другий відпал		
	Т (°C)	Час витримування (хв.)	Швидкість охолодження (°C/c)	(%)	Т (°C)	Час витримування (год.)	Швидкість охолодження (°C/c)
1	850	3	80	30	550	3	80
2	850	3	80	30	550	6	80
3	875	3	80	20	550	3	80
4	875	3	80	20	550	6	80
5	830	3	80	20	500	3	80
6	830	3	80	20	500	6	80
7	850	3	80	30	-	-	-
8	850	10	355	20	450	10	0,3
9	850	3	355	10	450	3	355
10	975	3	55	20	450	3	355
11	850	3	355	20	400	170	355

Після цього проаналізували одержані в результаті зразки і відповідні елементи мікроструктури і механічні властивості, відповідно, в таблицях 3 і 4.

Таблиця 3

Мікроструктура

Проба	Аустеніт (%)	Ферит (%)	Форма фериту	Капа-карбіди	Розмір зерен аустеніту (мкм)	Аспектне відношення для аустеніту	Розмір зерен фериту (мкм)	Аспектне відношення для фериту
1	95	5	Зерна	Так	1,6	3,3	0,47	1,95
2	95	5	Зерна	Так	1,6	3,3	0,47	1,95
3	100	0	-	Так	< 6	< 6	-	-
4	100	0	-	Так	< 6	< 6	-	-
5	100	0	-	Немає	< 6	< 6	-	-
6	100	0	-	Немає	< 6	< 6	-	-

Проба	Аустеніт (%)	Ферит (%)	Форма фериту	Капа-карбіди	Розмір зерен аустеніту (мкм)	Аспектне відношення для аустеніту	Розмір зерен фериту (мкм)	Аспектне відношення для фериту
7	95	5	Зерна	Немає	1,6	3,3	0,47	1,95
8	88	12	Зерна	Так	1,15	2,7	0,35	1,83
9	93	7	Зерна	Так	1,70	2,2	0,45	1,95
10	97,4	2,6	Зерна	Так	2,05	2,25	0,65	2,40
11	97,4	2,6	Зерна	Так	2,00	2,3	0,65	2,25

5 Ніякі зразки не продемонстрували будь-якої присутності ані міжзернових К-карбідів, ані фази β -Mn за винятком зразків 8 і 11. Кількості капа-карбідів в пробах 1-4 перевищувала 0,1 %, в той час як вони не перевищували 0,1 % для проб 5, 6 і 7. Більш, ніж 80 % капа-карбідів з проб 1-4 і 9 і 10 характеризувалися середнім розміром зерен, який не перевищував 20 нм.

Таблиця 4

Властивості

Проба	Густина	Границя міцності на розтяг (МПа)	Границя плинності (МПа)	Відносне подовження на розрив (МПа)
1	6,81	1598	1489	6,1
2	6,81	1609	1522	9,2
3	6,75	1442	1354	14,1
4	6,75	1485	1377	10,8
5	7,31	1239	1099	20,4
6	7,31	1248	1108	20,9
7	6,81	1508	1392	1,9
8	6,86	1695	1660	1,4
9	6,86	1349	1278	17,8
10	6,72	1329	1262	15,9
11	6,72	1300	1195	15,8

10 Як це демонструють приклади, листові сталі, відповідні винаходу, є єдиними листовими сталями, які демонструють всі цільові властивості, завдяки своїм специфічним складам і мікроструктурам.

ФОРМУЛА ВИНАХОДУ

15 1. Піддана холодній прокатці і відпалу листові сталь, яка містить, мас. %:

0,6<C<1,3,

15≤Mn<35,

6,0≤Al<15,

Si≤2,40,

20 S≤0,015,

P≤0,1,

N≤0,1,

при цьому решту складу становлять залізо і неминучі домішки, причому мікроструктура згаданого листа містить щонайменше 0,1 % внутрізернових каппа-карбідів, причому щонайменше 80 % таких каппа-карбідів характеризуються середнім розміром, який перевищує 30 нм, при цьому решта утворена з аустеніту, причому середній розмір зерен і середнє співвідношення сторін зерен аустеніту, відповідно, становлять менш ніж 6 мкм і від 2 до 10, при цьому густина зазначеної листової сталі є рівною або менше 7,2, а її відносне подовження на розтяг перевищує щонайменше 5,0 %.

30 2. Листові сталь за п. 1, в якій додатково міститься один або декілька необов'язкових елементів, вибраних з числа Ni, Cr і Cu в індивідуальній кількості, яка доходить аж до 3 мас. %, та один або декілька елементів, вибраних з числа B, Ta, Zr, Nb, V, Ti, Mo і W в сукупній кількості, яка доходить аж до 2,0 мас. %.

3. Листова сталь за п. 1 або 2, в якій рівень вмісту вуглецю лежить в межах від 0,8 до 1,0 мас. %.
4. Листова сталь за будь-яким з пп. 1-3, в якій рівень вмісту марганцю лежить в межах від 18 до 30 мас. %.
- 5 5. Листова сталь за будь-яким з пп. 1-4, в якій рівень вмісту алюмінію лежить в межах від 8,5 до 10 мас. %.
6. Листова сталь за будь-яким з пп. 1-5, в якій додатково міститься аж до 10 % зернистого фериту, при цьому середній розмір зерен і середнє співвідношення сторін зерен фериту, відповідно, становлять менш ніж 5 мкм і менш ніж 3,0.
- 10 7. Листова сталь за будь-яким з пп. 1-6, причому ця листова сталь характеризується границею міцності на розтяг, яка становить щонайменше 1300 МПа, границею плинності, яка становить щонайменше 1200 МПа.
8. Листова сталь за будь-яким з пп. 1-7, яка має металеве покриття.
9. Листова сталь за будь-яким з пп. 1-8, яка має металеве покриття на алюмінієвій основі або покриття на цинковій основі.
- 15 10. Спосіб одержання листової сталі, який включає наступні стадії:
подачу сляба, який має склад за будь-яким з пп. 1-5,
нагрівання зазначеного сляба до температури, яка перевищує 1000 °С, і його гарячу прокатку при температурі закінчення прокатки, яка становить щонайменше 800 °С,
20 скочування в рулон гарячекатаної листової сталі при температурі, яка становить менш ніж 600 °С,
першу холодну прокатку цієї гарячекатаної листової сталі зі ступенем обтиснення, який лежить в межах від 30 до 80 %, перший відпал холоднокатаного листа шляхом його нагрівання до температури відпалу, яка лежить в межах від 700 до 1000 °С, витримування його при зазначеній температурі протягом менш 5 хвилин і охолодження зі швидкістю щонайменше 30 °С/с,
25 другу холодну прокатку відпаленої листової сталі зі ступенем обтиснення, який лежить в межах від 10 до 50 %, другий відпал холоднокатаного листа шляхом його нагрівання до температури відпалу, яка лежить в межах від 400 до 700 °С, витримування його при зазначеній температурі протягом від 1 хвилини до 150 годин і охолодження зі швидкістю щонайменше 30 °С/с.
- 30 11. Спосіб за п. 10, в якому температура першого відпалу лежить в межах від 800 до 950 °С.
12. Спосіб за п. 10 або 11, в якому температура скочування в рулон лежить в межах від 350 до 500 °С.
- 35 13. Спосіб за будь-яким з пп. 10-12, в якому час витримування при другому відпалі становить 2-10 годин.
14. Спосіб за будь-яким з пп. 10-13, який додатково включає кінцеву стадію нанесення покриття.
15. Застосування листової сталі за будь-яким з пп. 1-9 або листової сталі, одержаної способом за будь-яким з пп. 10-14, для виготовлення деталі конструкції або деталі забезпечення безпеки
- 40 транспортного засобу.
16. Деталь, яка одержана за допомогою гнучкої прокатки підданої холодній прокатці і відпалу листової сталі за будь-яким з пп. 1-9.
17. Транспортний засіб, який містить деталь за п. 16.