



УКРАЇНА

(19) **UA** (11) **123691** (13) **C2**  
(51) МПК (2021.01)

**C21D 6/00**  
**C23C 2/02** (2006.01)  
**C21D 9/46** (2006.01)  
**C22C 38/02** (2006.01)  
**C22C 38/04** (2006.01)

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

**(12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА ВІНАХІД**

<p>(21) Номер заявки: <b>a 2019 10912</b></p> <p>(22) Дата подання заявки: <b>07.05.2018</b></p> <p>(24) Дата, з якої є чинними права інтелектуальної власності: <b>13.05.2021</b></p> <p>(31) Номер попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: <b>PCT/IB2017/052631</b></p> <p>(32) Дата подання попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: <b>05.05.2017</b></p> <p>(33) Код держави-учасниці Паризької конвенції, до якої подано попередню заявку: <b>ІВ</b></p> <p>(41) Публікація відомостей про заявку: <b>10.03.2020, Бюл.№ 5</b></p> <p>(46) Публікація відомостей про державну реєстрацію: <b>12.05.2021, Бюл.№ 19</b></p> <p>(86) Номер та дата подання міжнародної заявки, поданої відповідно до Договору РСТ: <b>PCT/EP2018/061722, 07.05.2018</b></p>	<p>(72) Винахідник(и): <b>Венкатасурія Паван С. (US), Чакраборті Анірбан (US), Гассемі-Армакі Хасан (US)</b></p> <p>(73) Володілець (володільці): <b>АРСЕЛОРМІТТАЛ,</b> 24-26, Boulevard d'Avranches, L-1160 Luxembourg, Luxembourg (LU)</p> <p>(74) Представник: <b>Слободянюк Тарас Олександрович, реєстр. №217</b></p> <p>(56) Перелік документів, взятих до уваги експертизою: WO 2016001710 A1, 07.01.2016 US 2015086808 A1, 26.03.2015 EP 2436794 A1, 04.04.2012 JP 2003193190 A, 09.07.2003 JP 2016160474 A, 05.09.2016 Khan M. I. Microstructure and Mechanical Properties of Resistance Spot Welded Advanced High Strength Steels / M. I. Khan, M. L. Kuntz, E. Biro, Y. Zhou // Materials Transactions. - Vol. 49. - No. 7. - 2008. - P. 1629 - 1637</p>
--	--

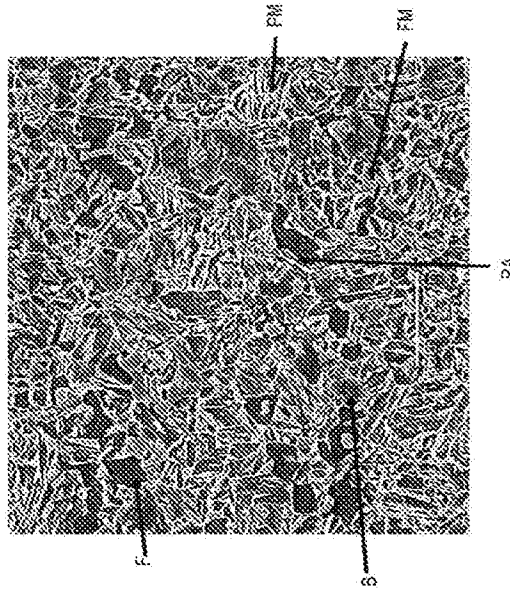
**(54) СПОСІБ ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОМІЦНОЇ ЛИСТОВОЇ СТАЛІ, ЯКА ХАРАКТЕРИЗУЄТЬСЯ ВИСОКИМИ ПЛАСТИЧНІСТЮ, ПРИДАТНІСТЮ ДО ДЕФОРМАЦІЇ І ЗВАРЮВАНІСТЮ, І ОДЕРЖАНА ЛИСТОВА СТАЛЬ**

(57) Реферат:

Спосіб включає одержання холоднокатаної листової сталі, яка характеризується композицією, яка містить, мас. %:  $0,15 \leq C \leq 0,23$ ,  $1,4 \leq Mn \leq 2,6$ ,  $0,6 \leq Si \leq 1,3$ , при цьому  $C + Si / 10 \leq 0,30$ ,  $0,4 \leq Al \leq 1,0$ , причому  $Al \geq 6(C + Mn / 10) - 2,5$ ,  $0,010 \leq Nb \leq 0,035$ ,  $0,1 \leq Mo \leq 0,5$ , відпал листа при температурі в діапазоні 860-900 °С для одержання структури, яка складається зі щонайменше 90 % аустеніту і щонайменше 2 % міжкритичного фериту, загартування до температури в діапазоні від Ms - 10 до Ms - 60 °С при швидкості Vc, яка перевищує 30 °С/с, нагрівання до температури PT в діапазоні від 410 до 470 °С протягом від 60 до 130 с, нанесення на лист покриття шляхом занурення у розплав і охолодження до кімнатної температури. Мікроструктура містить від 45 до 68 % мартенситу, який складається з від 85 до 95 % мартенситу, підданого перерозподілу вуглецю, і характеризується рівнем вмісту С, що не перевищує 0,45 %, і свіжого мартенситу, від

UA 123691 C2

10 до 15 % залишкового аустеніту, від 2 до 10 % міжкритичного фериту та від 20 до 30 % нижнього бейніту.



Фіг.

Цей винахід відноситься до способу одержання високоміцної листової сталі, яка характеризується високими пластичністю і придатністю до деформування разом з високою зварюваністю і до листа, одержаного з використанням цього способу.

Для виготовлення різних одиниць обладнання, таких як-от деталі елементів конструкції кузова і панелей кузова для автомобільних транспортних засобів, відомим є використання листів, виготовлених з DP-сталей (двофазних) або TRIP-сталей (з пластичністю, наведеною мартенситним перетворенням).

Також відоме і використання сталей, які мають бейнітну структуру, вільних від виділень карбідів, які включають залишковий аустеніт, які містять приблизно 0,2 % C, приблизно 2 % Mn, приблизно 1,7 % Si і характеризуються границею плинності на розтяг, яка становить приблизно 750 МПа, границею міцності на розтяг, яка становить приблизно 980 МПа і повним відносним подовженням, яке становить приблизно 8 %. Ці листи виробляють на технологічних лініях безперервного відпалу шляхом охолодження від температури відпалу, більшої, ніж температура перетворення Ас<sub>3</sub>, аж до температури витримування вищої температури перетворення Ms і зберігання листа при цій температурі протягом заданого часу.

Для зменшення маси автомобіля для покращення його коефіцієнта корисної дії за витратою палива з урахуванням захисту навколишнього середовища у глобальних масштабах бажано мати листи, які характеризуються високими границями плинності і міцності на розтяг разом з хорошою пластичністю і хорошою придатністю до деформування, а більш конкретно, хорошу придатність до відборткування внутрішніх крайок.

У цьому відношенні бажано мати листи з нанесеними покриттями, які характеризуються границею плинності на розтяг, яка перевищує 800 МПа, границею міцності на розтяг TS, яка перевищує 1180 МПа, повним відносним подовженням TI, яке перевищує 13 % і коефіцієнтом збільшення отвору HER, який перевищує 30 %.

Границя міцності на розтяг TS і повне відносне подовження TE виміряють у відповідності з документом ISO standard SO 6892-1, опублікованому в жовтні 2009 року. Необхідно підкреслити, що внаслідок відмінностей у методах вимірювання, зокрема, внаслідок відмінностей геометрії використовуваних зразків, значення повного відносного подовження TE, які відповідають стандарту ISO standard, дуже сильно відрізняються від значень повного відносного подовження, виміряних у відповідності з документом JIS Z 2201-05 standard, зокрема, будучи меншими у порівнянні з ними.

Коефіцієнт збільшення отвору HER вимірюють відповідно до документа ISO standard 16630:2009. Внаслідок відмінностей в методах вимірювання значення коефіцієнта збільшення отвору HER, відповідних документу ISO standard 16630:2009, які дуже сильно відрізняються від значень коефіцієнта збільшення отвору λ, відповідних документу JFS T 1001 (Japan Iron and Steel Federation standard), і не можуть бути з ними зіставлені.

Однак, з метою досягнення такої комбінації міцності і пластичності в загальному випадку необхідне додавання великої кількості C і Si. Такі елементи в значній мірі зменшують зварюваність сталі, особливо, зварюваність з використанням контактного точкового зварювання і приводять до присутності тріщин у зварних швах контактного точкового зварювання.

Тому цей винахід має своєю метою пропозицію листової сталі з нанесеним покриттям, яка має вищезгадані механічні ознаки і властивості разом з високою зварюваністю, особливо, високою зварюваністю з використанням контактного точкового зварювання, і способу його одержання.

Виходячи з даної мети винахід відноситься до способу одержання листової сталі з нанесеним покриттям, яка характеризується границею плинності на розтяг YS, яка перевищує 800 МПа, границею міцності на розтяг TS, яка перевищує 1180 МПа, повним відносним подовженням, згідно з документом ISO standard 6892-1, яке перевищує 13 % і коефіцієнтом збільшення отвору HER, згідно з документом ISO standard 16630:2009, який перевищує 30 %, причому спосіб включає наступні послідовні стадії:

- одержання холоднокатаної листової сталі, виготовленої зі сталі, яка характеризується хімічним складом, який містить, при вираженні у %(мас.):

$$0,15 \leq C \leq 0,23 ,$$

$$1,4 \leq Mn \leq 2,6 ,$$

$$0,6 \leq Si \leq 1,3 ,$$

$$\text{при цьому } C + Si/10 \leq 0,30 ,$$

$$0,4 \leq Al \leq 1,0 ,$$

$$\text{причому } Al \geq 6(C+Mn/10) - 2,5 ,$$

$$0,010 \leq Nb \leq 0,035 ,$$

$$0,1 \leq Mo \leq 0,5 ,$$

при цьому решта являє собою Fe і неминучі домішки

- відпал холоднокатаної листової сталі при температурі відпалу  $T_A$ , яка лежить в межах від  $860^{\circ}\text{C}$  до  $900^{\circ}\text{C}$ , так, щоб одержати відпалену листову сталь, яка має структуру, яка складається з щонайменше 90 % аустеніту і щонайменше 2 % міжкритичного фериту,

5 - загартування відпаленої листової сталі від температури відпалу  $T_A$  аж до температури гартування QT, яка лежить в межах від  $M_s - 10^{\circ}\text{C}$  до  $M_s - 60^{\circ}\text{C}$ , при швидкості охолодження, яка перебільшує  $30^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , для одержання загартованого листа,

- нагрівання загартованого листа від температури гартування QT до температури перерозподілу вуглецю PT, яка лежить в межах від  $410^{\circ}\text{C}$  до  $470^{\circ}\text{C}$ , і зберігання листа при цій температурі перерозподілу вуглецю PT протягом часу перерозподілу вуглецю Pt, який знаходиться в межах від 60 с до 130 с,

- нанесення на листову сталь покриття шляхом занурення у ванну з розплавом,

10 - охолодження листової сталі аж до кімнатної температури для одержання листової сталі з нанесеним покриттям, яка характеризується мікроструктурою, яка містить при вираженні в поверхневих часткових концентраціях:

15 - від 45 до 68 % мартенситу, при цьому мартенсит складається з мартенситу, підданому перерозподілу вуглецю, і свіжого мартенситу, причому від 85 до 95 % мартенситу являє собою мартенсит підданий перерозподілу вуглецю, при цьому згаданий мартенсит, підданий перерозподілу вуглецю, характеризується рівнем вмісту C, який не перевищує 0,45 %, 20

- від 10 до 15 % остаточного аустеніту,

- від 2 до 10 % міжкритичного фериту,

- від 20 до 30 % нижнього бейніту.

Переважно загартований лист безпосередньо перед нагріванням до температури перерозподілу вуглецю PT має структуру, яка складається при вираженні в поверхневих часткових концентраціях з:

25 - від 2 до 10 % міжкритичного фериту,

- щонайменше, 10 % залишкового аустеніту,

- щонайменше, 38 % мартенситу і

- щонайменше, 15 % нижнього бейніту,

30 - щонайбільше, 5 % перетвореного фериту.

Згідно з одним варіантом здійснення стадія одержання холоднокатаної листової сталі включає наступні послідовні стадії:

- гарячу прокатку напівфабрикату, виготовленого із зазначеної сталі, для одержання гарячекатаної листової сталі,

35 - скочування зазначеної гарячекатаної листової сталі в рулон при температурі  $T_c$ , яка лежить в межах від  $400^{\circ}\text{C}$  до  $750^{\circ}\text{C}$ ,

- проведення відпалу в камерній печі при температурі  $T_{HVA}$ , яка лежить в межах від  $500^{\circ}\text{C}$  до  $700^{\circ}\text{C}$ , протягом періоду часу, який знаходиться в межах від 2 до 6 днів,

40 - холодну прокатку зазначеної гарячекатаної сталі для одержання зазначеної холоднокатаної листової сталі.

Переважно холоднокатану листову сталь витримують при температурі відпалу  $T_A$  протягом часу відпалу  $t_A$ , який знаходиться в межах від 80 с до 180 с.

Згідно з одним переважним варіантом здійснення температура відпалу  $T_A$  не перевищує  $880^{\circ}\text{C}$  так, щоб після відпалу одержати відпалену листову сталь, яка має структуру, яка складається з щонайменше 90 % аустеніту і більше 5 % міжкритичного фериту, при цьому мікроструктура листової сталі з нанесеним покриттям містить більше ніж 5 % міжкритичного фериту.

Переважно листову сталь з нанесеним покриттям має структуру, яка складається при вираженні в поверхневих часткових концентраціях з:

50 - від 45 до 68 % мартенситу, при цьому мартенсит складається з мартенситу, підданому перерозподілу вуглецю, і свіжого мартенситу, причому від 85 до 95 % мартенситу являє собою мартенсит підданий перерозподілу вуглецю, при цьому згаданий мартенсит, підданий перерозподілу вуглецю, характеризується рівнем вмісту C, який не перевищує 0,45 %, 55

- від 10 до 15 % остаточного аустеніту,

- від 2 до 10 % міжкритичного фериту,

- від 20 до 30 % нижнього бейніту,

- щонайбільше, 5 % перетвореного фериту.

Переважно середня швидкість охолодження  $V_c$  між температурою відпалу  $T_A$  і температурою загартування QT перевищує  $50^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , причому мікроструктура листової сталі з нанесеним покриттям складається при вираженні в поверхневих часткових концентраціях з:

60

- від 45 до 68 % мартенситу, при цьому мартенсит складається з мартенситу, підданому перерозподілу вуглецю, і свіжого мартенситу, причому від 85 до 95 % мартенситу являє собою мартенсит підданий перерозподілу вуглецю, при цьому згаданий мартенсит, підданий перерозподілу вуглецю, характеризується рівнем вмісту С, який не перевищує 0,45 %, 5
- від 10 до 15 % остаточного аустеніту,
  - від 2 до 10 % міжкритичного фериту,
  - від 20 до 30 % нижнього бейніту,
- причому листовая сталь з нанесеним покриттям характеризується повним відносним подовженням, яке перевищує 14 %.
- 10 Ще більш переважно, щоб середня швидкість охолодження  $V_c$  між температурою відпалу  $T_A$  і температурою загартування QT перевищувала  $60^\circ\text{C}/\text{с}$ , при цьому повне відносне подовження перевищує 14 %, і при цьому границя міцності на розтяг перевищує 1250 МПа.
- В одному варіанті здійснення рівні вмісту Si і Al в композиції сталі є такими, що  $0,6 \leq \text{Si} < 1,0$  і  $0,7 \leq \text{Al} \leq 1,0$ .
- 15 Переважно рівень вмісту С в композиції сталі є таким, що  $0,17 \leq \text{C} \leq 0,21$ .
- Переважно рівень вмісту Mn в композиції сталі є таким, що  $1,9 \leq \text{Mn} \leq 2,3$ .
- В одному варіанті здійснення на листову сталь наносять покриття з Zn або сплаву Zn.
- Винахід відноситься до способу одержання зварного шва контактного точкового зварювання опором для щонайменше двох листових сталей, при цьому згаданий спосіб включає:
- 20 - виробництво першої листової сталі з нанесеним покриттям з використанням способу, відповідного винаходу,
- одержання другої листової сталі, яка характеризується композицією, такою що  $\text{C} + \text{Si}/10 \leq 0,30$  і  $\text{Al} \geq 6(\text{C} + \text{Mn}/10) - 2,5$ ,
  - контактне точкове зварювання опором між згаданою першою листовою сталлю з нанесеним покриттям і згаданою другою листовою сталлю.
- 25 Наприклад, другу листову сталь виробляють з використанням способу, відповідного винаходу.
- Винахід, крім того, відноситься до листової сталі з нанесеним покриттям, виготовленої зі сталі, яка характеризується хімічним складом, який містить, при вираженні в % (мас.):
- 30  $0,15 \leq \text{C} \leq 0,23$  %,   
 $1,4 \leq \text{Mn} \leq 2,6$  %,   
 $0,6 \leq \text{Si} \leq 1,3$  %,   
 при цьому  $\text{C} + \text{Si}/10 \leq 0,30$  %,   
 $0,4 \leq \text{Al} \leq 1,0$  %,   
 причому  $\text{Al} \geq 6(\text{C} + \text{Mn}/10) - 2,5$  %,   
 $0,010 \leq \text{Nb} \leq 0,035$  %,   
 $0,1 \leq \text{Mo} \leq 0,5$  %,   
 при цьому решта являє собою Fe і неминучі домішки
- 40 причому зазначена листовая сталь з нанесеним покриттям має мікроструктуру, яка містить при вираженні в поверхневих часткових концентраціях:
- від 45 до 68 % мартенситу, при цьому мартенсит складається з мартенситу, підданому перерозподілу вуглецю, і свіжого мартенситу, причому від 85 до 95 % мартенситу являє собою мартенсит підданий перерозподілу вуглецю, при цьому згаданий мартенсит, підданий перерозподілу вуглецю, характеризується рівнем вмісту С, який не перевищує 0,45 %, 45
  - від 10 до 15 % остаточного аустеніту,
  - від 2 до 10 % міжкритичного фериту,
  - від 20 до 30 % нижнього бейніту.
- Переважно залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту С, який знаходиться в межах від 1,0 до 1,3 %.
- 50 В одному переважному варіанті здійснення мікроструктура листової сталі з нанесеним покриттям містить більше 5 % міжкритичного фериту.
- В одному варіанті здійснення рівні вмісту Si і Al в композиції сталі є такими, що  $0,6 \leq \text{Si} < 1,0$  і  $0,7 \leq \text{Al} \leq 1,0$ .
- В одному варіанті здійснення рівень вмісту С в композиції сталі є таким, що  $0,17 \leq \text{C} \leq 0,21$ .
- 55 В одному варіанті здійснення рівень вмісту Mn в композиції сталі є таким, що  $1,9 \leq \text{Mn} \leq 2,3$ .
- В загальному випадку листовая сталь з нанесеним покриттям характеризується границею плинності на розтяг, яка становить щонайменше 800 МПа, границею міцності на розтяг, яка становить щонайменше 1180 МПа, повним відносним подовженням, згідно з документом ISO

standard 6892-1, яке перевищує 13 % і коефіцієнтом збільшення отвору, згідно з документом ISO 16630:2009 HER, який становить щонайменше 30 %.

В одному варіанті для здійснення листової сталі з нанесеним покриттям наносять покриття з Zn або сплаву Zn, при цьому покриття являє собою результат нанесення, покриття наносять при температурі, яка становить менше, ніж 480°C.

Переважно листовая сталь з нанесеним покриттям має структуру, яка складається при вираженні в поверхневих часткових концентраціях з:

- від 45 до 68 % мартенситу, при цьому мартенсит складається з мартенситу, підданому перерозподілу вуглецю, і свіжого мартенситу, причому від 85 до 95 % мартенситу являє собою мартенсит підданий перерозподілу вуглецю, при цьому згаданий мартенсит, підданий перерозподілу вуглецю, характеризується рівнем вмісту С, який не перевищує 0,45 %,

- від 10 до 15 % остаточного аустеніту,

- від 2 до 10 % міжкритичного фериту,

- від 20 до 30 % нижнього бейніту,

- щонайбільше, 5 % перетвореного фериту.

Переважно мікроструктура складається при вираженні в поверхневих часткових концентраціях з:

- від 45 до 68 % мартенситу, при цьому мартенсит складається з мартенситу, підданому перерозподілу вуглецю, і свіжого мартенситу, причому від 85 до 95 % мартенситу являє собою мартенсит підданий перерозподілу вуглецю, при цьому згаданий мартенсит, підданий перерозподілу вуглецю, характеризується рівнем вмісту С, який не перевищує 0,45 %,

- від 10 до 15 % остаточного аустеніту,

- від 2 до 10 % міжкритичного фериту,

- від 20 до 30 % нижнього бейніту.

В цьому варіанті здійснення повне відносне подовження в загальному випадку перевищує 14 %.

Згідно з одним варіантом здійснення границя міцності на розтяг перевищує 1250 МПа, а повне відносне подовження перевищує 14 %.

Винахід, крім того, відноситься до зварної конструкції, яка включає щонайменше десять зварних швів від контактної точкового зварювання опором для щонайменше першої листової сталі і другої листової сталі, причому перша листовая сталь є листовою сталлю з нанесеним покриттям, відповідної винаходу, а друга листовая сталь характеризується композицією, такою що  $C + Si/10 \leq 0,30$  і  $Al \geq 6(C+Mn/10) - 2,5$ , і де середня кількість тріщин при розрахунку на один зварний шов від контактної точкового зварювання опором не перевищує 6.

В одному варіанті здійснення друга листовая сталь є листовою сталлю з нанесеним покриттям, відповідною винаходу.

Переважно зварною конструкцією є зварна конструкція з першої листової сталі і другої листової сталі (тобто, лише з двох листових сталей), при цьому середня кількість тріщин, які мають глибину більше 100 мкм, в числі щонайменше десяти зварних швів від точкового контактної зварювання опором становить менш, ніж 0,1.

У разі зварної конструкції, яка є зварною конструкцією з першої листової сталі, другої листової сталі і третьої листової сталі, при цьому третя листовая сталь характеризується композицією, такою що  $C + Si/10 \leq 0,30$  і  $Al \geq 6(C+Mn/10) - 2,5$ , середня кількість тріщин, які мають глибину більше 100 мкм, в числі щонайменше десяти зварних швів від точкового контактної зварювання опором в загальному випадку становить менше, ніж 4.

Винахід відноситься до способу одержання зварної конструкції, відповідної винаходу, який включає:

- одержання першої листової сталі і другої листової сталі,

- часткове накладення першої листової сталі і другої листової сталі,

- прикладання зусилля, яке знаходиться в межах від 3,5 до 5 кН, з використанням електродів, розташованих перпендикулярно накладеним листам,

- контактне точкове зварювання опором першої і другої листових сталей для одержання щонайменше 10 зварних швів від точкового контактної зварювання опором, при цьому інтенсивність знаходиться в межах від  $I_{max}$  до  $1,1 * I_{max}$ , причому  $I_{max}$  являє собою інтенсивність, від якої починає спостерігатися витиснення рідкого металу при контактному точковому зварюванні опором для зазначеної першої листової сталі з нанесеним покриттям і зазначеної другої листової сталі.

Винахід відноситься до використання листової сталі з нанесеним покриттям, одержаної у відповідності з винаходом, або листової сталі з нанесеним покриттям, відповідної винаходу, для виготовлення деталей конструкції автомобільних транспортних засобів.

Винахід відноситься до використання зварного шва від точкового контактного зварювання опором, виготовленого згідно з винаходом або зварної конструкції, відповідної винаходу, для виготовлення деталей конструкції автомобільних транспортних засобів.

5 Тепер винахід буде описуватися докладно, але без введення обмежень при зверненні доданої фігури, яка демонструє мікрофотографію сталі, відповідної винаходу.

Композиція сталі, яка відповідає винаходу, містить при вираженні у масових відсотках:

10 - від 0,15 до 0,23 % вуглецю для забезпечення наявності задовільної міцності і покращення стабільності залишкового аустеніту, що необхідно для одержання достатнього відносного подовження. Переважно рівень вмісту вуглецю є більшим або рівним 0,17 % і/або меншим або рівним 0,21 %. У разі надмірно високого рівня вмісту вуглецю гарячекатаний лист буде надмірно твердим для холодної прокатки, а зварюваність, особливо, зварюваність з використанням контактного точкового зварювання, буде недостатньою. У разі рівня вмісту вуглецю менше, ніж 0,15 %, границя міцності на розтяг не буде досягати 1180 МПа.

15 - від 1,4 до 2,6 % марганцю. Мінімум визначають для одержання достатньої загартованості для одержання мікроструктури, яка містить щонайменше 45 % мартенситу і щонайменше 85 % мартенситу, підданому перерозподілу вуглецю, у мартенситі і границі міцності на розтяг, яка перевищує 1180 МПа. Максимум визначають так, щоб уникнути виникнення проблем, пов'язаних з ліквідацією, які є шкідливими з точки зору пластичності. Переважно рівень вмісту марганцю є більшим або рівним 1,9 % і/або меншим або рівним 2,3 %.

20 - від 0,6 до 1,3 % кремнію і від 0,4 % до 1,0 % алюмінію. В сталі за винаходом додавали як Si, так і Al в якості стабілізаторів аустеніту. Зокрема, Si і Al затримують утворення карбідів при охолодженні листової сталі при певній температурі так, щоб одержати неповне мартенситне перетворення, і негайного повторного нагрівання і зберігання її при температурі РТ, під час чого вуглець перерозподіляється з мартенситу у аустеніт. У разі додавання Si і Al в достатніх кількостях перерозподіл вуглецю буде відбуватися за відсутності значного утворення виділень карбідів. Крім цього, Si забезпечує одержання твердо-розчинного зміцнення і покращує коефіцієнт збільшення отвору.

25 Проте, на рівень вмісту Si має бути накладене обмеження значенням 1,3 % щоб уникнути утворення оксидів кремнію на поверхні листа, що є шкідливим з точки зору придатності до нанесення покриття.

30 Більше за все, як це виявили автори, у разі  $Si/10 > 0,30 - C$  (при цьому рівні процентного вмісту Si і C виражаються у масових відсотках) внаслідок наявності окрихчення РМО (явища рідкометалічного окрихчення) кремній буде шкідливим для контактного точкового зварювання оцинкованих листів. Виникнення окрихчення РМО спричиняє появу тріщин на границі зерен в зонах термічного впливу і в зварюваному металі зварних з'єднань. Тому значення  $(C+Si/10)$  необхідно зберігати меншим або рівним 0,30 %. Переважно рівень вмісту Si не перевищує 1,0 %.

40 Додатково до цього, Al має бути доданий при рівні вмісту, який перевищує 0,4 %, так, щоб домогтися досягнення достатньої стабілізації аустеніту. Однак, на рівень вмісту Al накладають обмеження значенням 1,0 % для запобігання збільшення температури перетворення  $Ac_3$ , що передбачало б підвищені витрати у разі нагрівання при високій температурі для одержання аустенітизації листової сталі на стадії відпалу.

45 На додаток до цього, Al надає сприятливий вплив в результаті зменшення сприйнятливості до окрихчення РМО при високих рівнях вмісту C і/або Mn. Таким чином, рівень вмісту Al є таким, що  $Al \geq 6(C+Mn/10) - 2,5$ . Переважно рівень вмісту Al перевищує 0,7 %.

- від 0,010 до 0,035 % ніобію для подрібнення аустенітних зерен під час гарячої прокатки і одержання дисперсійного зміцнення під час кінцевої термічної обробки. Рівень вмісту Nb в діапазоні від 0,010 до 0,035 % уможливорює одержання задовільних рівнів границі плинності на розтяг і відносного подовження, зокрема, границі плинності на розтяг, яка перевищує 800 МПа.

50 - від 0,1 до 0,5 % молібдену для збільшення загартованості і стабілізації залишкового аустеніту для сильного зменшення розпаду аустеніту під час перерозподілу вуглецю. Переважно рівень вмісту Mo перевищує 0,20 %.

55 Решту являють собою залізо і залишкові елементи, які являють собою результат здійснення сталеплавильного виробництва. У цьому відношенні Ni, Cr, Cu, Ti, V, B, S, P і N щонайменше розглядаються в якості залишкових елементів, які являють собою неминучі домішки. Тому їх рівні вмісту при вираженні у масових відсотках становить менше, ніж 0,05 % для Ni, 0,01 % для Cr, 0,03 % для Cu, 0,007 % для V, 2 ч./млн. для B, 0,005 % S, 0,02 % для P і 0,010 % для N. На рівень вмісту Ti накладають обмеження значенням 0,05 %, оскільки вище такого значення будуть утворюватися великорозмірні виділення карбонітридів в основному на стадії рідкої фази,

і придатність для деформування листової сталі погіршиться, що ускладнює досягнення мети у вигляді 13 % для повного відносного подовження.

У разі листових сталей з нанесеними покриттями за винаходом, особливо, з нанесеними покриттями з Zn або сплаву Zn, на зварюваність з використанням контактного точкового зварювання може бути вчинений вплив явища окрихчення РМО (рідкометалічного окрихчення).

Сприйнятливості конкретної сталі до цього явища може бути оцінена з використанням випробування на розтяг, проведеного при високій температурі. Зокрема, це випробування на розтяг в гарячому стані може бути проведене з використанням термосимулятора Gleeble RPI, при цьому такий пристрій на сучасному рівні техніки сам по собі відомий.

Це випробування, яке називається "випробуванням Gleeble LME", описується наступним чином:

- зразки листів з нанесеними покриттями, які мають товщину в діапазоні від 0,7 мм до 3 мм, піддають випробуванню на розтяг при високій температурі для визначення того, мінімального критичного зсуву, при якому виникає розтріскування біля зони зварювання. Зразки, які вирізають в листі, мають калібровану зону, яка має 10 мм у довжину і 10 мм у ширину, і головки, які мають 40 мм у довжину і 30 мм у ширину, при цьому радіус кривини між головками і каліброваною частиною становить 5 мм.

- випробування на розтяг при високій температурі проводять шляхом швидкого нагрівання (1000°C/c) кожного зразка, зберігання зразка при попередньо визначеній температурі і реалізації для нагрітого зразка попередньо визначених відносного подовження або зсуву, подальшого охолодження зразка на повітрі, при цьому відносне подовження або зсув зберігаються. Після охолодження зразків проводять спостереження для визначення існування або відсутності розтріскування, спричиненого окрихченням РМО. Згідно з визначенням зразок матиме тріщину у разі формування на зразку щонайменше однієї тріщини довжиною щонайменше 2 мм.

- випробування проводять при множині попередньо визначених температур, таких як-от 700°C, 750°C, 800°C, 850°C, 900°C і 950°C, і при відносних подовженнях або зсувах в 0,5 мм, 0,75 мм, 1 мм, 1,25 мм, 1,5 мм, 1,75 мм, 2 мм і так далі; відносні подовження або зміщення є відносними подовження або зсувами затискачів, які утримують зразки на симуляторі Gleeble.

- визначають критичний зсув за початком розтріскування і для розглянутого температурного діапазону визначають мінімальний критичний зсув, тобто, мінімальне зміщення, для якого має місце розтріскування.

Як це зазвичай вважається, у разі мінімального критичного зсуву, який перевищує 1,5 мм, при температурі в діапазоні від 700°C до 800°C імовірність виникнення окрихчення РМО при контактному точковому зварюванні опором буде високою, а у разі мінімального критичного зсуву, який перевищує 1,5 мм, імовірність спостереження множини спричинених окрихченням РМО тріщин при контактному точковому зварюванні опором буде низькою.

У цьому відношенні, як це виявили автори для сталей винаходу, таких що значення  $(C + Si/10)$  є меншим або рівним 0,30 %, і рівень вмісту Al є більшим або рівним  $6(C+Mn/10) - 2,5$  %, мінімальний критичний зсув перевищує 1,5 мм, а у разі значення  $(C + Si/10)$ , перевищує 0,30 %, і/або рівень вмісту Al, який не перевищує  $6(C+Mn/10) - 2,5$  %, мінімальний критичний зсув буде становити менше, ніж 1,5 мм і навіть менше, ніж 1 мм.

В порядку прикладів випробування Gleeble LME проводили з використанням сталей, які характеризуються наступними композиціями далі:

S1: C=0,226, Mn=2,01 %, Si=0,716 %, Al=0,802 %.

S2: C=0,204, Mn=2,07 %, Si=1,44 %, Al=0,033 %.

Для S1  $C+Si/10=0,2976$  %, і мінімальний критичний зсув становить 2,25 мм.

Для S2  $C+Si/10=0,4412$  %, і мінімальний критичний зсув становить 0,9 мм.

Ще один метод оцінки зварюваності з використанням контактного точкового зварювання листів з нанесеними покриттями являє собою "випробування контактного точкового зварювання за наявності окрихчення РМО", який уможливорює визначення імовірності наявності розтрісканих зварних швів в значній кількості зварних швів від контактного точкового зварювання опором, наприклад, при промисловому виробництві продуктів, які включають деталі, які складають разом з використанням контактного точкового зварювання опором, таких як-от, наприклад, кузови автомобілів.

Це "випробування контактного точкового зварювання за наявності окрихчення РМО" проведене з випробуванням на термін служби електрода для контактного точкового зварювання опором, в якому роблять множини зварних швів від контактного точкового зварювання, наприклад, 30, на трьох листах, накладених один на одного: листи, піддані випробуванню, і на двох несучих листах, виготовлених з оцинкованих маловуглецевих листів, наприклад, марки DX54D+Z згідно з документом EN 10346. Товщини листів становлять 1,6 мм, а зварні шви від

контактного точкового зварювання опором виготовляють згідно з документом ISO Standard 18278-2 для збірних вузлів з різнорідних деталей. Параметри являють собою:

- діаметр робочого кінця електрода: 8 мм,
- зварювальне зусилля: 4,5 кН,
- 5 - час зварювання: 3 імпульси по 180 мс, розділені періодами по 40 мс (час охолодження),
- час витримування: 400 мс.

Для цього випробування з метою визначення можливого виникнення тріщин в зварних швах від контактного точкового зварювання опором зразки розрізують і полірують. Після цього зварні шви від контактного точкового зварювання опором піддають декапіруванню з використанням пікринової кислоти і проводять спостереження з використанням мікроскопа, наприклад, при збільшенні 200×, для визначення кількості тріщин у кожному спостережуваному зварному шві від контактного точкового зварювання опором і сумарної величини довжини тріщин у кожному зварному шві від контактного точкового зварювання опором.

15 Для прикладів S1 і S2 частки кількостей тріщин для кожного зварного шва від контактного точкового зварювання опором являють собою нижченаведене:

- S1: випробування Gleeble LME  $\geq 1,5$  мм, 80 % зварних швів від контактного точкового зварювання опором мають менш, ніж 10 тріщин, і 0 % мають 20 і більше тріщин,
- S2: випробування Gleeble LME  $< 1,5$  мм, тільки 40 % зварних швів від контактного точкового зварювання опором мають менш, ніж 10 тріщин, а 30 % мають 20 і більше тріщин.

20 У разі розгляду середньої кількості тріщин в кожному зварному шві контактного точкового зварювання опором результати будуть являти собою нижченаведене:

- S1: середня кількість тріщин в кожному зварному шві від контактного точкового зварювання опором становить 5,
- S2: середня кількість тріщин в кожному зварному шві від контактного точкового зварювання опором становить 10.

25 Гарячекатаний лист, що має товщину в діапазоні від 2 до 5 мм, може бути одержаний відомим чином з вищезгаданої композиції сталі винаходу.

В порядку одного прикладу температура повторного нагрівання до прокатки може знаходитися в межах від 1200°C до 1280°C, переважно становитиме приблизно 1250°C, температура чистової прокатки переважно знаходиться в межах від  $A_{r3}$  до 950°C, а переважно яка перевищує 850°C, і скочування в рулон проводять при температурі, яка переважно лежить в межах від 400°C до 750°C. Переважно у разі Si  $> 1,0$  % температура скочування в рулон буде меншою або рівною 550°C.

35 Після скочування в рулон лист має ферито-бейніто-мартенситну або ферито-перліто-бейнітну структуру.

Після скочування в рулон лист переважно піддають відпалу в камерній печі з метою зменшення твердості гарячекатаної листової сталі і тому покращення придатності до прокатки при холодній прокатці гарячекатаної листової сталі.

40 Наприклад, гарячекатану листову сталь піддають відпалу в камерній печі при температурі в діапазоні від 500°C до 700°C, наприклад, від 550°C до 650°C, протягом періоду часу в діапазоні від 2 до 6 днів, переважно від 3 до 5 днів. Цей час включає нагрівання до температури відпалу в камерній печі і охолодження від температури відпалу в камерній печі до температури навколишнього середовища.

45 Після відпалу в камерній печі у разі проведення такого, холоднокатана листову сталь буде мати структуру фериту-бейніту-відпущеного мартенситу.

Гарячекатану і необов'язково піддану відпалу в камерній печі листову сталь необов'язково піддають травленню, після цього холодній прокатці для одержання холоднокатаної листової сталі, яка має товщину в діапазоні від 0,7 мм до 3 мм, наприклад, в діапазоні від 0,8 до 2 мм/

50 Після цього холоднокатану листову сталь піддають термічній обробці, переважно на об'єднаній технологічній лінії безперервного відпалу і нанесення покриття шляхом занурення у розплав.

Термічна обробка і нанесення покриття включають стадії:

- відпалу холоднокатаної листової сталі при температурі відпалу  $T_A$ , яка лежить в межах від 860°C до 900°C, при цьому температура відпалу  $T_A$  є такою, що по завершенні стадії відпалу сталь має структуру, яка складається з аустеніту і міжкритичного фериту, причому часткова концентрація аустеніту перевищує 90 %, а часткова концентрація міжкритичного фериту перевищує 2 %. Таким чином, проводять відпал при температурі, меншій, ніж  $A_{c3}$ , при цьому  $A_{c3}$  являє собою температуру завершення перетворення на аустеніт під час стадії нагрівання. У разі температури відпалу  $T_A$ , яка становить менше, ніж 860°C, в кінцевій структурі (тобто, після термічної обробки і нанесення покриття) не досягають достатніх часткових концентрацій

мартенситу і залишкового аустеніту тому не будуть досягатися цільові границя міцності на розтяг і повне відносне подовження. У разі температури відпалу  $T_A$ , яка перебільшує  $900^{\circ}\text{C}$ , кінцева структура буде характеризуватися недостатньою частковою концентрацією міжкритичного фериту тому не буде досягатися повне відносне подовження, яке перевищує 13 %. Переважно температура відпалу не перевищує  $880^{\circ}\text{C}$  так, щоб по завершенні стадії відпалу домогтися досягнення структури, яка складається з щонайменше 90 % аустеніту і більше 5 % міжкритичного фериту.

Лист зберігають при температурі відпалу, тобто, зберігають в діапазоні від  $T_A - 5^{\circ}\text{C}$  до  $T_A + 5^{\circ}\text{C}$ , протягом часу відпалу  $t_A$ , який переважно знаходиться в межах від 80 с до 180 с. Переважно час відпалу  $t_A$  знаходиться в межах від 85 с до 136 с.

- безпосередньо після відпалу загартування відпаленої листової сталі шляхом її охолодження від температури відпалу  $T_A$  до температури гартування QT, меншої, ніж температура перетворення  $M_s$  аустеніту, одержаного після відпалу, при швидкості охолодження, достатньо великої для уникнення утворення верхнього і гранулярного бейніту і уникнення або обмеження утворення фериту.

Середня швидкість охолодження від температури відпалу  $T_A$  до температури гартування QT становить строго більше  $30^{\circ}\text{C}/\text{c}$ , переважно більше  $50^{\circ}\text{C}/\text{c}$ , ще більш переважно більше  $60^{\circ}\text{C}/\text{c}$ .

Дійсно, у разі швидкості охолодження  $30^{\circ}\text{C}/\text{c}$  і менше, не досяжні цільові границі плинності і міцності на розтяг. Швидкість охолодження, яка перевищує  $30^{\circ}\text{C}/\text{c}$ , уможлиблює накладення обмежень на утворення фериту після охолодження частковою концентрацією, яка не перевищує 5 %.

Швидкість охолодження, яка перевищує  $50^{\circ}\text{C}/\text{c}$ , уможлиблює пригнічення утворення фериту після охолодження. Таким чином, швидкість охолодження, яка перевищує  $50^{\circ}\text{C}/\text{c}$ , забезпечує те, що структура листа після гартування, і тому кінцева структура листової сталі з нанесеним покриттям, не містить будь-якого фериту, який являє собою результат перетворення аустеніту на ферит. Швидкість охолодження, яка перевищує  $50^{\circ}\text{C}/\text{c}$ , уможлиблює досягнення повного відносного подовження, яке перевищує 14 % в комбінації з цільовими границями плинності на розтяг, границею міцності на розтяг і коефіцієнтом збільшення отвору.

Швидкість охолодження, яка перевищує  $60^{\circ}\text{C}/\text{c}$ , уможлиблює досягнення повного відносного подовження, яке перевищує 14 % і границі міцності на розтяг, яка перевищує 1250 МПа.

Температура гартування знаходиться в межах від  $M_s - 60^{\circ}\text{C}$  до  $M_s - 10^{\circ}\text{C}$ . Для кожної конкретної композиції сталі і кожної структури фахівці у відповідній галузі техніки знають, як визначити температуру перетворення  $M_s$  аустеніту, який залишається після відпалу. У разі температури загартування QT, яка не перевищує  $M_s - 60^{\circ}\text{C}$ , часткова концентрація відпущеного мартенситу, утвореного після гартування, буде надмірно великою для стабілізації достатньої кількості залишкового аустеніту, яка перевищує 10 %, у кінцевій структурі так, що повне відносне подовження не буде досягати 13 %. Крім цього, у разі температури гартування QT, яка перевищує  $M_s - 10^{\circ}\text{C}$ , часткова концентрація мартенситу, який зазнав перерозподілу вуглецю, в кінцевій структурі буде надмірно маленькою для одержання бажаної границі міцності на розтяг.

Структура сталі при температурі гартування QT переважно містить:

- від 2 до 10 %, а переважно більше 5 %, міжкритичного фериту,
- щонайменше, 10 % залишкового аустеніту,
- щонайменше, 38 % мартенситу і
- щонайменше, 15 % нижнього бейніту.

Міжкритичний ферит являє собою результат відпалу при температурі, меншої, ніж  $A_{c3}$ . Міжкритичний ферит відрізняється від фериту, який міг би бути створений після відпалу, званого нижче в цьому документі "перетвореним феритом" і виходить в результаті перетворення аустеніту на ферит. Такий перетворений ферит міг би, наприклад, мати місце під час охолодження від температури відпалу  $T_A$  до температури гартування QT у разі недостатності швидкості охолодження для запобігання такого утворення (тобто,  $30^{\circ}\text{C}/\text{c}$  і менше). Зокрема, на противагу перетвореному фериту міжкритичний ферит є полігональним. Додатково до цього, перетворений ферит збагачений на вуглець і марганець, тобто, характеризується рівнями вмісту вуглецю і марганцю, які є більш високими, ніж рівні вмісту вуглецю і марганцю в міжкритичному фериті. Тому міжкритичний ферит і перетворений ферит можуть бути диференційовані в результаті одержання під час спостереження мікрофотографії з використанням мікроскопа АЕП-ПЕМ, який використовує вторинні електрони, після декапірування з використанням метабісульфіту. На такий мікрофотографії міжкритичний ферит має сіре забарвлення середньої насиченості, в той час як перетворений ферит має темно-сіре забарвлення внаслідок своїх більш високих рівнів вмісту вуглецю і марганцю.

Структура при температурі гартування QT може містити перетворений ферит, однак, при частковій концентрації, яка не перевищує 5 %, а в загальному випадку, найбільше, 2 %.

Таким чином, структура сталі при температурі гартування в загальному випадку складається з:

- 5 - від 2 до 10 %, а переважно більше 5 %, міжкритичного фериту,
- щонайменше, 10 % залишкового аустеніту,
- щонайменше, 38 % мартенситу і
- щонайменше, 15 % нижнього бейніту.
- щонайбільше, 5 % перетвореного фериту.

10 Крім цього, у разі швидкості охолодження до температури гартування QT, яка перевищує 50°C/c, структура при температурі гартування QT не буде містити будь-якого перетвореного фериту. Таким чином, структура при температурі гартування QT складається при вираженні в поверхневих часткових концентраціях з:

- 15 - від 2 до 10 %, а переважно більше 5 %, міжкритичного фериту,
  - щонайменше, 10 % залишкового аустеніту,
  - щонайменше, 38 % мартенситу і
  - щонайменше, 15 % нижнього бейніту.
- загартований лист необов'язкового витримують при температурі гартування QT протягом часу витримання, який знаходиться в межах від 2 с до 8 с, переважно від 3 с до 7 с.

20 - після цього лист повторно нагрівають від температури загартування аж до температури перерозподілу вуглецю PT, яка лежить в межах від 410°C до 470°C, і зберігають при температурі перерозподілу вуглецю PT протягом часу перерозподілу вуглецю Pt, який знаходиться в межах від 60 с до 130 с. Під час цієї стадії перерозподілу вуглецю вуглець перерозподіляється, тобто, дифундує, з мартенситу у аустеніт, який, таким чином, збагачується на вуглець.

25 У разі температури перерозподілу вуглецю PT, яка перевищує 470°C або менше 410°C, відносно подовження кінцевого продукту буде недостатнім.

30 У разі часу перерозподілу вуглецю менше, ніж 60 с, виникне недостатній перерозподіл вуглецю з мартенситу у аустеніт таким чином, що рівень вмісту вуглецю в мартенситі буде надмірно високим, а рівень вмісту вуглецю в залишковому аустеніті буде надмірно низьким. В результаті відносно подовження кінцевого продукту буде незадовільним.

- на лист наносять покриття шляхом занурення у розплав безпосередньо після стадії витримання листа при температурі перерозподілу вуглецю PT. Нанесення покриття шляхом занурення в розплав може являти собою, наприклад, цинкування, але можливим є нанесення всіх металевих покриттів шляхом занурення в розплав за умови зберігання температур, до яких доводять лист під час нанесення покриття, на рівні, який менший 480°C. У разі цинкування листа це будуть проводити за звичайних умов, наприклад, шляхом перепускання через ванну з Zn при температурі в діапазоні від 430 до 480°C. Сталь, відповідна винаходу, може бути піддана цинкуванню з використанням Zn або сплаву Zn, такого, наприклад, до цинково-магнієвого або цинково-магнієво-алюмінієвого.

40 - безпосередньо після стадії нанесення покриття шляхом занурення у розплав листову сталь з нанесеним покриттям охолоджують до кімнатної температури при швидкості охолодження, переважно яка перевищує 1°C/c, наприклад, знаходиться в діапазоні від 2°C/c до 20°C/c.

45 Така термічна обробка і нанесення покриття уможливають одержання кінцевої структури (тобто, після перерозподілу вуглецю, нанесення покриття шляхом занурення у розплав і охолодження до кімнатної температури), яка містить при вираженні в часткових концентраціях:

- від 45 до 68 % мартенситу,
- від 10 до 15 % остаточного аустеніту,
- 50 - від 2 до 10 % міжкритичного фериту,
- від 20 до 30 % нижнього бейніту.

55 Мартенсит складається з мартенситу, який зазнав перерозподілу вуглецю, і свіжого мартенситу. Від 85 до 95 % мартенситу являють собою мартенсит, який піддався перерозподілу вуглецю, при цьому решта, тобто, від 5 % до 15 %, являє собою свіжий мартенсит.

60 На відміну від відпущеного мартенситу, одержання якого домагалися б з використанням термічної обробки, яка включає відпал, загартування і відпускання, мартенсит, який піддався перерозподілу вуглецю в сталі винаходу характеризується рівнем вмісту C, який не перевищує, 0,45 %. Цей рівень вмісту являє собою результат перерозподілу вуглецю з мартенситу у аустеніт під час стадії перерозподілу вуглецю.

На противагу цьому, свіжий мартенсит, який являє собою результат перетворення збагаченого на вуглець аустеніту на мартенсит після стадії перерозподілу вуглецю, характеризується рівнем вмісту С, який перевищує 0,9 %, а в загальному випадку менше, ніж 1,2 %.

5 Часткова концентрація свіжого мартенситу по відношенню до мартенситу знаходиться в межах від 5 % до 15 % так, щоб часткова концентрація свіжого мартенситу по відношенню до сукупної структури становила б, щонайбільше 10 %. Дійсно, часткова концентрація свіжого мартенситу, яка складає більше, ніж 10 %, призвела б до одержання коефіцієнта збільшення отвору HER, згідно з документом Standard ISO 16630:2009, яка не перевищує 30 %.

10 Часткова концентрація залишкового аустеніту, яка перевищує 10 %, разом з частковою концентрацією міжкритичного фериту, яка перевищує 2 %, уможливує одержання повного відносного подовження, яке перевищує 13 %, при цьому повне відносне подовження вимірюють згідно з документом ISO Standard 6892-1.

15 Крім того, така обробка уможливує одержання збільшеного рівня вмісту С у залишковому аустеніті, який перевищує 1,0 % і аж до 1,3 %. Цей збільшений рівень вмісту С стабілізує залишковий аустеніт і дає свій внесок у досягнення повного відносного подовження, яке перевищує 13 %.

Ферит в структурі є міжкритичним феритом, тобто, феритом, який являє собою результат відпалу при температурі, меншій, ніж  $A_{c3}$ .

20 Часткова концентрація міжкритичного фериту переважно знаходиться в межах від 5 % (при виключенні 5 %) до 10 %.

Листова сталь з нанесеним покриттям, відповідна винаходу, може містити перетворений ферит, однак, при частковій концентрації, яка становить щонайбільше, 5 %, в загальному випадку, щонайбільше, 2 %. Таким чином, структура листової сталі з нанесеним покриттям, відповідної винаходу, складається з:

- від 45 до 68 % мартенситу,
- від 10 до 15 % остаточного аустеніту,
- від 2 до 10 % міжкритичного фериту,
- від 20 до 30 % нижнього бейніту,
- найбільше, 5 %, а переважно, щонайбільше, 2 %, перетвореного фериту.

Переважно структура не містить будь-якого перетвореного фериту.

Таким чином, структура листової сталі з нанесеним покриттям переважно складається при вираженні в часткових концентраціях з:

- від 45 до 68 % мартенситу,
- від 10 до 15 % остаточного аустеніту,
- від 2 до 10 % міжкритичного фериту,
- від 20 до 30 % нижнього бейніту.

40 Ознаки мікроструктури визначають, наприклад, в результаті спостереження мікроструктури з використанням сканувального електронного мікроскопа з автоемісійною гарматою ("АЕП-СЕМ") при збільшенні, яка перевищує 5000x, у поєднанні з пристроєм для дифракції назад-розсіяних електронів ("ДОРЕ") і трансмісійною електронною мікроскопією (ТЕМ).

45 З використанням цієї термічної обробки можуть бути одержані листові сталі, які характеризуються границею плинності на розтяг  $YS$ , яка перевищує 800 МПа, границею міцності на розтяг  $TS$ , яка перевищує 1180 МПа і навіть 1250 МПа, повним відносним подовженням  $TE$ , відповідно до документа ISO standard 6892-1, яке перевищує 13 % і навіть 14 %, і коефіцієнтом збільшення отвору HER, відповідно до документа ISO standard 16630:2009, який становить 30 % і навіть 35 %.

Границя плинності на розтяг  $YS$  може перевищувати 1000 МПа, особливо у разі часу перерозподілу вуглецю  $P_t$ , який перевищує 110 с.

50 Приклад 1

В рамках прикладів і зіставлення виготовляли листи, одержані з композицій сталі, відповідних Таблиці I, при цьому рівні вмісту елементів виражаються при розрахунку на масу. У Таблиці I наводяться температури перетворень, такі як  $A_{c1}$  і  $A_{c3}$ . Значення  $A_{c1}$  і  $A_{c3}$  вимірювали з використанням дилатометрії.

55

Таблиця I

Сталь	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Al (%)	Nb (%)	Mo (%)	B (чл./млн.)	Ti (%)	(C + Si/10) (%)	Ac1 (°C)	Ac3 (°C)
I1	0,2	2,1	1,0	0,6	0,02	0,3	-	ост.	0,30	750	915
R1	0,18	2,0	1,0	ост.	0,02	0,3	10	0,02	0,28	731	923

В цій Таблиці позначення "ост." говорить про елемент, присутній лише у вигляді залишку, і про відсутність навмисного додавання цього елемента.

5 Листи піддавали гарячій прокатці, після цього скочуванню в ролон при 550°C.

Автори спочатку оцінювали вплив відпалу в камерній печі на властивості гарячекатаних листових сталей.

10 З цієї метою автори піддавали гарячекатану листову сталь, виготовлену із сталі I1, відпалу в камерній печі при температурі 550°C протягом 2 днів і зіставляли механічні властивості листової сталі, підданої відпалу в камерній печі, з механічними властивостями тієї самої листової гарячекатаної сталі, не підданої відпалу в камерній печі.

Механічні властивості, а саме, границя плинності на розтяг YS, границя міцності на розтяг TS, рівномірне відносне подовження UE і повне відносне подовження TE наводяться у поданій нижче Таблиці II.

15

Таблиця II

Приклад	Відпал в камерній печі	YS (МПа)	TS (МПа)	UE (%)	TE (%)
1	Не було	798	1145	7,4	10
2	Так	597	995	9,4	13,8

Як демонструють ці результати, відпал у камерній печі в результаті призводить до розм'якшення гарячекатаної листової сталі, що тим самим покращує її придатність до холодної прокатки.

20 До того ж, гарячекатані листові сталі, виготовлені зі сталей I1 і R1, піддавали відпалу в камерній печі протягом 2 днів при 550°C, травленню і холодній прокатці. Холоднокатані листи піддавали відпалу, загартуванню і перерозподілу вуглецю. Після перерозподілу вуглецю на листи наносили покриття шляхом занурення у розплав у вигляді цинкування при 460°C, після цього проводили охолодження до кімнатної температури.

25 Умови обробки наводяться в Таблиці III.

Таблиця III

Приклад

Пример	Сталь	Ms (°C)	T <sub>A</sub> (°C)	t <sub>A</sub> (с)	V <sub>c</sub> (°C/с)	QT (°C)	PT (°C)	Pt (с)
3	I1	355	900	136	> 30	275	450	100
4	I1	355	900	136	> 30	325	450	100
5	I1	355	900	136	> 30	325	400	100
6	I1	355	880	136	> 30	325	450	100
7	I1	355	900	100	> 30	325	450	100
8	I1	355	880	85	> 30	325	450	62
9	I1	355	880	172	> 30	325	450	124
10	I1	355	880	136	75	325	450	100
11	I1	355	880	136	55	325	450	100
12	I1	355	880	136	30	325	450	100
13	I1	355	820	136	> 30	200	400	100
14	R1	290	800	136	> 30	200	460	100
15	R1	290	800	136	> 30	200	400	100

30 В даній Таблиці Ms позначає температуру початку мартенситного перетворення аустеніту, який являє собою результат відпалу, T<sub>A</sub> являє собою температуру відпалу, t<sub>A</sub> являє собою час відпалу, V<sub>c</sub> являє собою середню швидкість охолодження між температурою відпалу T<sub>A</sub> і

температурою загартування, QT являє собою температуру загартування, PT являє собою температуру перерозподілу вуглецю, а Pt являє собою час перерозподілу вуглецю.

Мікроструктури, одержані для листів, наводяться в Таблиці IV. F позначає поверхневу часткову концентрацію міжкритичного фериту, M позначає поверхневу часткову концентрацію мартенситу, PM позначає рівень процентного вмісту мартенситу, підданого перерозподілу вуглецю, в мартенсита, RA позначає поверхневу часткову концентрацію залишкового аустеніту, а B позначає поверхневу часткову концентрацію нижнього бейніту. Для кожної листової сталі в Таблиці IV наводиться те, чи знаходяться часткова концентрація або рівень процентного вмісту кожного компонента мікроструктури в межах цільового діапазону.

Таблиця IV

Приклад	Сталь	F: 2-10 % ?	M: 45-68 % ?	PM: 85-95 % ?	Рівень вмісту C у PM: < 0.45 %?	B: 20-30 % ?	RA: 10-15 % ?	Рівень вмісту C у RA: 1.0-1.3 %?
3	I1	Так	Hi (>68 %)	Так	Hi	Hi	Hi (<10 %)	Так
4	I1	Так	Так	Так	Так	Так	14.6	Так
5	I1	Так	Так	Так	Hi	Так	Hi	Hi
6	I1	Так	Так	Так	Так	Так	Так	Так
7	I1	Так	Так	Так	Так	Так	Так	Так
8	I1	Так	Так	Так	Так	Так	Так	Так
9	I1	Так	Так	Так	Так	Так	Так	Так
10	I1	Так	Так	Так	Так	Так	Так	Так
11	I1	Так	Так	Так	Так	Так	Так	Так
12	I1	Так *	Так	Hi (<85 %)	Hi	Так	Hi	Hi
13	I1	Hi (>10 %)	Так	Hi (<85 %)	Hi	Hi	Hi	Hi
14	R1	Hi (>10 %)	Так	Так	Так	Hi	Hi	Hi
15	R1	Hi (>10 %)	Так	Так	Так	Hi	Hi	Hi

\*: крім того, міститься більше ніж 5 % перетвореного фериту

Додатково до цього, визначали коефіцієнт збільшення отвору HER, вимірний у відповідності з документом standard ISO 16630:2009, границя плинності на розтяг YS, границя міцності на розтяг TS, рівномірне відносне подовження UE і повне відносне подовження TE для кожної листової сталі. Границя плинності на розтяг YS, границя міцності на розтяг TS, рівномірне відносне подовження UE і повне відносне подовження TE вимірювали згідно з документом ISO standard ISO 6892-1, опублікованому в жовтні 2009 року. Властивості наводяться в Таблиці V.

В цій Таблиці "н/в" позначає те, що властивість не визначали.

Як це демонструють ці приклади, в результаті здійснення способу, відповідного винаходу, можуть бути одержані листові сталі з нанесеними покриттями, які характеризуються границею міцності на розтяг, яка перевищує 1180 МПа, і повним відносним подовженням TE, згідно з документом ISO 6892-1, яке перевищує 13 %. Ці листові сталі також характеризуються границею плинності на розтяг, яка перевищує 800 МПа, і коефіцієнтом збільшення отвору HER, відповідно до документа ISO 16630:2009, який перевищує 30 %. Ці листові сталі також характеризуються рівномірним відносним подовженням, яке перевищує 9 %, а в загальному випадку більше 10 %.

Таблиця V

Приклад	Сталь	YS (МПа)	TS (МПа)	UE (%)	TE (%)	HER (%)
3	I1	1171	1263	7.6	11.3	н/в
4	I1	1073	1220	10	13.9	н/в
5	I1	1112	1207	5.4	8.9	н/в
6	I1	970	1196	11.1	15.2	32
7	I1	1073	1220	10	13.9	37
8	I1	939	1217	10.7	14.5	н/в
9	I1	1030	1207	9.5	13.3	н/в
10	I1	1080	1258	11	14.9	н/в
11	I1	996	1189	10.2	14.7	н/в
12	I1	697	1150	9	13.4	н/в
13	I1	974	1151	8.5	11.3	н/в
14	R1	1081	1236	7.5	11.8	<30 %
15	R1	1018	1196	6.7	10.5	<30 %

5 Як це демонструє зіставлення прикладів 3 і 4, цільові властивості будуть досягатися лише у разі температури гартування, яка лежить в межах від  $M_s - 60^\circ\text{C}$  до  $M_s - 10^\circ\text{C}$ . На протилежність цьому, у разі температури загартування QT, меншої, ніж  $M_s - 60^\circ\text{C}$ , (приклад 3) часткова концентрація мартенситу, створеного після гартування, буде надмірно високою так, що достатня часткова концентрація аустеніту не може бути досягнута. В результаті не досягається повне відносне подовження, яке перевищує 13 %.

10 Як це демонструє зіставлення прикладів 4 і 5, цільові властивості будуть досягатися лише у разі температури перерозподілу вуглецю PT, яка лежить в межах від  $410^\circ\text{C}$  до  $470^\circ\text{C}$ . На протилежність цьому, у разі температури перерозподілу вуглецю PT, яка менше, ніж  $410^\circ\text{C}$ , (приклад 5) відбудеться недостатній перерозподіл вуглецю з мартенситу у аустеніт так, що аустеніт не буде стабілізуватися достатнім чином для забезпечення наявності повного відносного подовження, яке перевищує 13 %.

15 Як це демонструє зіставлення прикладів 6 і 7, зменшення температури відпалу від  $900^\circ\text{C}$  до  $880^\circ\text{C}$  уможливує досягнення кращого балансу між границею міцності на розтяг і повним відносним подовженням.

20 Як це демонструють приклади 6, 8 і 9, спосіб є дуже надійним при варіаціях часу відпалу  $t_d$  і часу перерозподілу вуглецю Pt, які можуть бути спричинені варіаціями продуктивності технологічної лінії. Тому досягнення цільових механічних властивостей досягають з використанням способу винаходу незалежно від небажаних варіацій продуктивності технологічної лінії. Однак, як це необхідно відзначити, більш тривалі часи перерозподілу вуглецю Pt призводять до збільшення границі плинності на розтяг YS (приклад 10) внаслідок зменшення часткової концентрації свіжого мартенситу.

25 З використанням прикладів від 10 до 12 автори досліджували вплив швидкості охолодження Vc під час гартування на механічні властивості.

30 Як це демонструють дані приклади, у разі швидкості охолодження, яка перевищує  $30^\circ\text{C}/\text{c}$ , будуть досягнуті цільові властивості. На противагу цьому, у разі швидкості охолодження, яка становить  $30^\circ\text{C}/\text{c}$  і менше, (приклад 13) після охолодження будуть утворюватися більше 5 % фериту, і при QT буде одержана недостатня часткова концентрація мартенситу. Як наслідок кінцева структура характеризується недостатнім рівнем процентного вмісту мартенситу, який зазнав перерозподілу вуглецю, і містить перетворений ферит. Тому не досягаються границя плинності на розтяг, яка перевищує 800 МПа, і границя міцності на розтяг, яка перевищує 1180 МПа.

35 Додатково до цього, як це демонструють приклади 10 і 11, у разі швидкості охолодження, яка перевищує  $50^\circ\text{C}/\text{c}$ , буде досягатися повне відносне подовження, яке перевищує 14 %, а у разі швидкості охолодження Vc, яка перевищує  $60^\circ\text{C}/\text{c}$ , будуть досягатися границя міцності на розтяг, яка перевищує 1250 МПа, і повне відносне подовження, яке перевищує 14 %.

40 Як це демонструє приклад 13, у разі надмірно низьких температур відпалу, гартування і перерозподілу вуглецю цільові властивості не будуть досягатися. Особливо, внаслідок низької температури відпалу часткова концентрація міжкритичного фериту перевищує 10 %. До того ж, внаслідок низьких температур гартування і перерозподілу вуглецю часткова концентрація

мартенситу, утвореного після охолодження є надмірно високою і під час перерозподілу вуглецю відбувається недостатній перерозподіл вуглецю з цього мартенситу у аустеніт. В результаті не досягаються границя міцності на розтяг, яка перевищує 1180 МПа, і повне відносне подовження, яке перевищує 13 %.

5 Приклади 14 і 15 зроблені зі сталі R1, яка характеризується, зокрема, недостатнім рівнем вмісту Al.

На доданок до цього, приклади 14 і 14 проводили при надмірно низьких температурах відпалу і гартування.

10 Таким чином, приклади 14 і 15 характеризуються повним відносним подовженням, яке становить менш, ніж 13 %, і коефіцієнтом збільшення отвору, який становить менш, ніж 30 %.

На доданій фігурі продемонстрована мікрофотографія, яка демонструє мікроструктуру з прикладу 11. На даній фігурі F позначає міжкритичний ферит, B позначає нижній бейніт, PM позначає мартенсит, який піддався перерозподілу вуглецю, FM позначає свіжий мартенсит, а RA позначає залишковий аустеніт.

15 Приклад 2

Виготовляли листи, одержані з композицій сталі, відповідних Таблиці VI, при цьому рівні вмісту елементів виражаються при розрахунку на масу. У Таблиці I наводяться температури перетворень, такі як Ac<sub>1</sub> і Ac<sub>3</sub>. Значення Ac<sub>1</sub> і Ac<sub>3</sub> вимірювали з використанням дилатометрії. В Таблиці VI сталь I1 є тією ж самою сталлю, що і в Таблиці I.

20

Таблиця VI

Сталь	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Al (%)	Nb (%)	Mo (%)	B (ч./млн.)	Ti (%)	(C + Si/10) (%)	Ac <sub>1</sub> (°C)	Ac <sub>3</sub> (°C)
I1	0,2	2,1	1,0	0,6	0,02	0,3	-	ост.	0,30	750	915
R2	0,18	2,70	2,1	ост.	ост.	ост.	-	ост.	0,39	770	860

25 В цій Таблиці позначення "ост." говорить про елемент, присутній лише у вигляді залишку, і про відсутність навмисного додавання цього елемента.

Листи піддавали гарячій прокатці, після цього скочуванню в рулон при 550°C. Гарячекатані листові сталі, виготовлені зі сталей I1 і R1, піддавали відпалу в камерній печі протягом 2 днів при 550°C, травленню і холодній прокатці до товщини 1,6 мм.

30 Холоднокатані листи піддавали відпалу, загартуванню і перерозподілу вуглецю. Після перерозподілу вуглецю на листи наносили покриття шляхом занурення у розплав у вигляді цинкування при 460°C, після цього проводили охолодження до кімнатної температури.

Умови обробки наводяться в Таблиці VII.

Таблиця VII

Приклад	Сталь	Ms (°C)	T <sub>A</sub> (°C)	t <sub>A</sub> (s)	V <sub>c</sub> (°C/s)	QT (°C)	PT (°C)	Pt (s)
16	I1	355	880	136	> 30	325	450	100
17	R2	363	880	136	> 30	300	460	30

35

В даній Таблиці Ms позначає температуру початку мартенситного перетворення аустеніту, який являє собою результат відпалу, T<sub>A</sub> являє собою температуру відпалу, t<sub>A</sub> являє собою час відпалу, V<sub>c</sub> являє собою середню швидкість охолодження між температурою відпалу T<sub>A</sub> і температурою загартування, QT являє собою температуру загартування, PT являє собою температуру перерозподілу вуглецю, а Pt являє собою час перерозподілу вуглецю. Приклад 16 відповідає описаному вище прикладу 6.

40

Мікроструктури, одержані для листів, наводяться в Таблиці VIII. F позначає поверхневу часткову концентрацію міжкритичного фериту, M позначає поверхневу часткову концентрацію мартенситу, PM позначає рівень процентного вмісту мартенситу, підданого перерозподілу вуглецю, в мартенсите, RA позначає поверхневу часткову концентрацію залишкового аустеніту, а B позначає поверхневу часткову концентрацію нижнього бейніту.

45

Таблиця VIII

Приклад	Сталь	F: 2-10 % ?	M: 45-68 % ?	PM: 85-95 % ?	Рівень вмісту С у PM: < 0.45 %?	B: 20-30 % ?	RA: 10-15 % ?	Рівень вмісту С у RA: 1.0-1.3 %?
16	I1	Так	Так	Так	Так	Так	Так	Так
17	R2	Hi (0 %)	**	**	Так	**	Так	н/в

\*\* : сума мартенсита та бейніта для прикладу 17 знаходиться у діапазоні від 85 % до 90 %.

Додатково до цього, визначали коефіцієнт збільшення отвору HER, вимірний у відповідності з документом standard ISO 16630:2009, границя плинності на розтяг YS, границя міцності на розтяг TS, рівномірне відносне подовження UE і повне відносне подовження TE для кожної листової сталі. Границя плинності на розтяг YS, границя міцності на розтяг TS, рівномірне відносне подовження UE і повне відносне подовження TE вимірювали згідно з документом ISO standard ISO 6892-1, опублікованому в жовтні 2009 року. Властивості наводяться в Таблиці IX.

В цій Таблиці "н/в" позначає те, що властивість не визначали.

Таблиця IX

Приклад	Сталь	YS (МПа)	TS (МПа)	UE (%)	TE (%)	HER (%)
16	I1	970	1196	11,1	15,2	32
17	R2	900	1210	н/в	15	40

Листові сталі, виготовлені із сталей I1 або R2, (прикладі 16 і 17) зварювали з використанням контактного точкового зварювання опором з використанням змінного електричного струму при 60 Гц і зусилля на електродах 4,5 кН за різних умов, відповідних Таблиці X. Електроди розташовуються перпендикулярно листовим сталям.

В результаті застосування різних величин інтенсивності можливим є встановлення придатного для використання діапазону зварювання, який визначається значенням  $I_{min}$ , яке являє собою мінімальну інтенсивність, вище якої спостерігається руйнування при стягуванні в ході проведення для зварного шва від контактного точкового зварювання опором випробування на зсув при розтягуванні і значення  $I_{max}$ , яке являє собою інтенсивність, при якій починає спостерігатися витиснення рідкого металу при контактному точковому зварюванні опором. Вибір інтенсивності в промислових умовах часто робиться в області цього останнього значення, оскільки це відповідає великому діаметру ядра зварної точки, що уможливорює одержання високих характеристик зварного шва на розтяг. У цьому випадку зварювання проводили при  $I_{max}$  і трохи вище в області витиснення, тобто,  $I_{max} + 10\%$ . Незважаючи на збільшення сприйнятливості до окрихчування РМО в результаті зварювання при інтенсивності, яка лежить в межах від  $I_{max}$  до  $I_{max} + 10\%$ , цей стан в деяких випадках може зустрічатися в промисловій практиці.

Параметри зварювання являють собою:

- діаметр робочого кінця електрода: 6 мм,
- зварювальне зусилля: 4,5 кН,
- час зварювання: 380мс,
- час охолодження: 0мс,
- час витримування: 300 мс.

В результаті зварювання двох або трьох листів один з одним і створення конфігурації пакету сприйнятливості до розтріскування, зумовленого окрихченням РМО, є більшою при збільшеній товщині пакета. Особливо, для одержання пакетів з двох шарів листи 16 і 17 зварюють з оцинкованою сталлю DP980, яка характеризується наступною композицією: 0,1 С – 2,2 Мп – 0,3 Мо – 0,2 Cr – 0,01 Nb – 0,03 Ti – 0,001 В і має товщину 1,6 мм. Для одержання пакетів з трьох шарів листи 16 і 17 зварювали з двома оцинкованими листами, виготовленими із сталі для особливо глибокої витяжки (яка характеризується границею міцності на розтяг 270 МПа), при цьому кожен з них має товщину 1,5 мм. Ці інші сталі вибираються, оскільки їх контактне точкове зварювання вимагає наявності більш високого рівня електричного струму для одержання належних зварних швів у зіставленні з тим, що має місце для сталей винаходу, які характеризуються границею міцності на розтяг, яка перевищує 1180 МПа. Цей високий рівень

електричного струму індукує велике підведення тепла і як наслідок індукує появу більшої кількості тріщин, спричинених окрихченням РМО, під час зварювання високоміцних сталей. Таким чином, жорсткість умов зварювання збільшується. У Таблиці X наводиться сукупна товщина пакетів. В даних пакетах зварювання проводять так, щоб листові сталі, яка характеризується границею міцності на розтяг, яка перевищує 1180 МПа, (листові сталі з прикладів 16 або 17) мала б одну поверхню, яка знаходиться в контакті із зварювальним електродом. Можливі тріщини більш схильні до формування в зоні вдавлювання, створеної зварювальним електродом на поверхні листа.

Таблиця X

Умови зварювання	Кількість шарів в пакеті	Товщина пакета (мм)	Інтенсивність зварювання
a	2	3,2 мм	$I_{max}$ і $I_{max}+10\%$
b	3	4,6 мм	$I_{max}$ і $I_{max}+10\%$

10

Спостереження і кількісну оцінку тріщин внаслідок крихкості РМО проводили за наведених далі умов: після поперечного напіврозсікання і тонкого полірування 20 зварних швів від контактного точкового зварювання, при цьому десять з них зварюють з використанням  $I=I_{max}$ , а десять інших зварюють з використанням  $I=I_{max}+10\%$ , перерізи зварних швів спостерігали з використанням оптичного мікроскопа із збільшенням у діапазоні від 10× до 1000×, наприклад, 200×. Для кожного зварного шва від контактного точкового зварювання вимірювали кількість тріщин, які мають глибину більше 100 мкм, в числі представників кожної серії з 10 зварних швів від точкового контактного зварювання. До того ж, для кожної серії з 10 зварних швів від точкового контактного зварювання, вироблених за тих самих умов, визначали максимальний розмір тріщини, який перевищує 100 мкм.

15

20

Для пакетів з двох шарів високу стійкість до розтріскування, зумовленого окрихченням РМО, одержують у разі середньої кількості тріщин, які мають глибину більше 100 мкм, які становлять менш ніж 0,1, у разі зварювання при  $I=I_{max}$  або  $I_{max}+10\%$ .

25

Для пакетів з трьох шарів високу стійкість до розтріскування, зумовленого окрихченням РМО, одержують у разі середньої кількості тріщин, які мають глибину більше 100 мкм, що не перевищує 2, у разі зварювання при  $I=I_{max}$  або у разі середньої кількості тріщин, яка не перевищує 4, у разі зварювання при  $I_{max}+10\%$ .

30

В Таблиці XI демонструються інтенсивність  $I_{max}$ , середня кількість тріщин, спричинених окрихченням РМО, згідно з визначенням за умов зварювання при  $I_{max}$  або  $I_{max}+10\%$  і максимальний розмір тріщин, які мають розмір, який перевищує 100 мкм.

Таблиця XI

Зварний шов	$I_{max}$ (кА)	Середня кількість тріщин/зварний шов (>100µm) при $I_{max}$	Середня кількість тріщин/зварний шов (>100µm) при $I_{max}+10\%$
16a	8.1	0	0
17a	7.8	0.3	0.8
16b	10.1	1.8	3.9
17b	9.8	5.8	5.1

У даній Таблиці 16a позначає листові сталі 16, зварені за умов а. Те саме стосується прикладу 17a (листу 17, звареному за умов а) і за аналогією до прикладів 16b і 17b.

35

Стосовно зварюваності з використанням контактного точкового зварювання і відповідно з демонстрацією у вищезгаданому прикладі 2, листи, відповідні винаходу, характеризуються низькою сприйнятливістю до окрихчування РМО. Це означає, що з використанням таких сталей можливим є виробництво конструкцій, які включають зварні шви від контактного точкового зварювання опором, таких як-от кузови автомобілів, для яких імовірність наявності кількості тріщин в зварних швах від контактного точкового зварювання опором є такою, що середня кількість становить менш, ніж 6 тріщин у розрахунку на один зварний шов від контактного точкового зварювання опором, а імовірність наявності не менш, ніж 10 тріщин становить 98 %.

40

На додаток до цього, відповідно до демонстрації у вищезгаданому прикладі кількість тріщин, які мають розмір більше 100 мкм, в значній мірі зменшується у зіставленні з тим, що має місце для листових сталей сучасного рівня техніки.

45

Зокрема, зварна конструкція, яка включає зварний шов від контактного точкового зварювання опором, з щонайменше двох листових сталей може бути здійснена в результаті одержання першої листової сталі з використанням способу, відповідного винаходу, наприклад, при нанесенні покриття з Zn або сплаву Zn, одержання другої листової сталі, яка характеризується композицією, такою що  $C + Si/10 \leq 0,30 \%$  і  $Al \geq 6(C+Mn/10) - 2,5 \%$  і контактного точкового зварювання опором першої листової сталі і другої листової сталі. Друга листовая сталь може, наприклад, бути одержана з використанням способу, відповідного винаходу, і на неї може бути нанесене покриття з Zn або сплаву Zn.

В такий спосіб, одержують зварну конструкцію, яка характеризується низькою сприйнятливістю до окрихчування РМО. Наприклад, для такої зварної конструкції, яка включає щонайменше десять зварних швів від контактного точкового зварювання опором, середня кількість тріщин у розрахунку на один зварний шов від контактного точкового зварювання опором становить менш, ніж 6.

Наприклад, зварна конструкція може бути здійснена в результаті одержання першої листової сталі і другої листової сталі, часткового накладення першої листової сталі і другої листової сталі, надавання зусилля, яке знаходиться в межах від 3,5 до 5 кН, з використанням електродів, розташованих перпендикулярно до накладених листів, і контактного точкового зварювання опором першої і другої листових сталей для одержання щонайменше 10 зварних швів від точкового контактного зварювання опором, при цьому інтенсивність знаходиться в межах від  $I_{max}$  до  $1,1 * I_{max}$ , причому  $I_{max}$  являє собою інтенсивність, при якій починає спостерігатися витиснення рідкого металу при контактному точковому зварюванні опором для зазначеної першої листової сталі з нанесеним покриттям і зазначеної другої листової сталі.

Зокрема, у разі зварної конструкції, яка є зварною конструкцією лише з двох листів (першої і другої листових сталей), навіть при зварюванні листових сталей в жорстких умовах, особливо з використанням інтенсивності, яка лежить в межах від  $I_{max}$  до  $I_{max}+10 \%$ , середня кількість тріщин в зварних швах від контактного точкового зварювання опором, які мають глибину більше 100 мкм, становить менш, ніж 0,1. В загальному випадку в числі десяти зварних швів від контактного точкового зварювання опором жоден не включає тріщини, які мають глибину більше 100 мкм.

У разі зварної конструкції, яка є зварною конструкцією з трьох листів, при цьому третій лист характеризується композицією, такою що  $C + Si/10 \leq 0,30 \%$  і  $Al \geq 6(C+Mn/10) - 2,5 \%$ , навіть при зварюванні листових сталей в жорстких умовах, особливо з використанням інтенсивності, яка лежить в межах від  $I_{max}$  до  $I_{max}+10 \%$ , середня кількість тріщин в зварних швах від контактного точкового зварювання опором, які мають глибину більше 100 мкм, не перевищує 4. Особливо, у разі рівності інтенсивності значенню  $I_{max}$  середня кількість тріщин, які мають глибину більше 100 мкм, не перевищує 2.

Листові сталі, необов'язково зварені з використанням контактного точкового зварювання опором згідно з винаходом, з вигодою використовують для виготовлення деталей конструкції автомобільних транспортних засобів, оскільки вони характеризуються високою придатністю до деформування під час здійснення способу виготовлення і високим поглинанням енергії при зіткненні. Зварні шви від контактного точкового зварювання опором, відповідні винаходу, також використовують з вигодою для виготовлення деталей конструкції автомобільних транспортних засобів, оскільки значно послаблюються можливі ініціювання і поширення тріщин, розташованих в зонах зварювання.

#### ФОРМУЛА ВІНАХОДУ

1. Спосіб виробництва листової сталі, з нанесеним покриттям, яка має границю плинності на розтяг, яка становить щонайменше 800 МПа, границю міцності на розтяг, яка становить щонайменше 1180 МПа, повне відносне подовження, яке становить, у відповідності зі стандартом ISO 6892-1, щонайменше 13 %, і коефіцієнт збільшення отвору HER, який становить, у відповідності зі стандартом ISO 16630:2009, щонайменше 30 %, при цьому спосіб включає наступні послідовні стадії:

одержання холоднокатаної листової сталі, виготовленої зі сталі, яка характеризується хімічним складом, який містить, при вираженні у мас. %:

$$0,15 \leq C \leq 0,23,$$

$$1,4 \leq Mn \leq 2,6,$$

$$0,6 \leq Si \leq 1,3,$$

$$\text{при цьому } C+Si/10 \leq 0,30,$$

$$0,4 \leq Al \leq 1,0,$$

$$\text{причому } Al \geq 6(C+Mn/10) - 2,5,$$

$0,010 \leq Nb \leq 0,035,$

$0,1 \leq Mo \leq 0,5,$

при цьому решта являє собою Fe і немінучі домішки,

5 відпал холоднокатаної листової сталі при температурі відпалу  $T_A$ , яка лежить в межах від 860 до 900 °C, при цьому температура відпалу є меншою, ніж  $A_{c3}$  для одержання відпаленої листової сталі, яка має структуру, яка складається зі щонайменше 90 % аустеніту і щонайменше 2 % міжкритичного фериту,

10 загартування відпаленої листової сталі від температури відпалу  $T_A$  до температури гартування QT, яка лежить в межах від  $M_s - 10$  до  $M_s - 60$  °C, при швидкості охолодження  $V_c$ , яка перевищує 30 °C/с, для одержання загартованого листа,

нагрівання загартованого листа від температури загартування QT до температури перерозподілу вуглецю PT, яка лежить в межах від 410 до 470 °C, і зберігання листа при цій температурі перерозподілу вуглецю PT протягом часу перерозподілу вуглецю  $P_t$ , який знаходиться в межах від 60 до 130 с,

15 нанесення на листову сталь покриття шляхом занурення у ванну з розплавом, охолодження листової сталі до кімнатної температури для одержання листової сталі з нанесеним покриттям, яка має мікроструктуру, яка містить, при вираженні в частках площі:

20 від 45 до 68 % мартенситу, при цьому мартенсит складається з мартенситу, підданого перерозподілу вуглецю, і свіжого мартенситу, причому від 85 до 95 % мартенситу являють собою мартенсит, підданий перерозподілу вуглецю, при цьому згаданий мартенсит, підданий перерозподілу вуглецю, характеризується рівнем вмісту C, який не перевищує 0,45 %,

від 10 до 15 % залишкового аустеніту,

від 2 до 10 % міжкритичного фериту,

від 20 до 30 % нижнього бейніту.

25 2. Спосіб за п. 1, в якому загартований лист, безпосередньо перед нагріванням до температури перерозподілу вуглецю PT, має структуру, яка складається, при вираженні в частках площі:

від 2 до 10 % міжкритичного фериту,

щонайменше 10 % залишкового аустеніту,

щонайменше 38 % мартенситу,

30 щонайменше 15 % нижнього бейніту і

щонайбільше 5 % перетвореного фериту.

3. Спосіб за п. 1 або 2, в якому стадія одержання холоднокатаної листової сталі включає:

гарячу прокатку напівфабрикату, виготовленого із зазначеної сталі, для одержання гарячекатаної листової сталі,

35 скочування зазначеної гарячекатаної листової сталі в рулон при температурі  $T_c$ , яка лежить в межах від 400 до 750 °C,

проведення відпалу в камерній печі при температурі  $T_{HVA}$ , яка лежить в межах від 500 до 700 °C, протягом періоду часу, який знаходиться в межах від 2 до 6 днів,

40 холодну прокатку зазначеної гарячекатаної сталі для одержання зазначеної холоднокатаної листової сталі.

4. Спосіб за будь-яким з пп. 1-3, в якому холоднокатану листову сталь витримують при температурі відпалу  $T_A$  впродовж часу відпалу  $t_A$ , який знаходиться в межах від 80 до 180 с.

45 5. Спосіб за будь-яким з пп. 1-4, в якому температура відпалу  $T_A$  не перевищує 880 °C для одержання після відпалу відпаленої листової сталі, яка має структуру, яка складається зі щонайменше 90 % аустеніту і більше 5 % міжкритичного фериту, причому мікроструктура листової сталі, з нанесеним покриттям, містить більше ніж 5 % міжкритичного фериту.

6. Спосіб за будь-яким з пп. 1-5, в якому середня швидкість охолодження  $V_c$  між температурою відпалу  $T_A$  і температурою загартування QT перевищує 50 °C/с, причому мікроструктура листової сталі, з нанесеним покриттям, складається при вираженні в частках площі:

50 від 45 до 68 % мартенситу, при цьому мартенсит складається з мартенситу, підданого перерозподілу вуглецю, і свіжого мартенситу, причому від 85 до 95 % мартенситу являють собою мартенсит, підданий перерозподілу вуглецю, при цьому згаданий мартенсит, підданий перерозподілу вуглецю, характеризується рівнем вмісту C, який не перевищує 0,45 %,

від 10 до 15 % залишкового аустеніту,

55 від 2 до 10 % міжкритичного фериту,

від 20 до 30 % нижнього бейніту, причому листову сталь з нанесеним покриттям

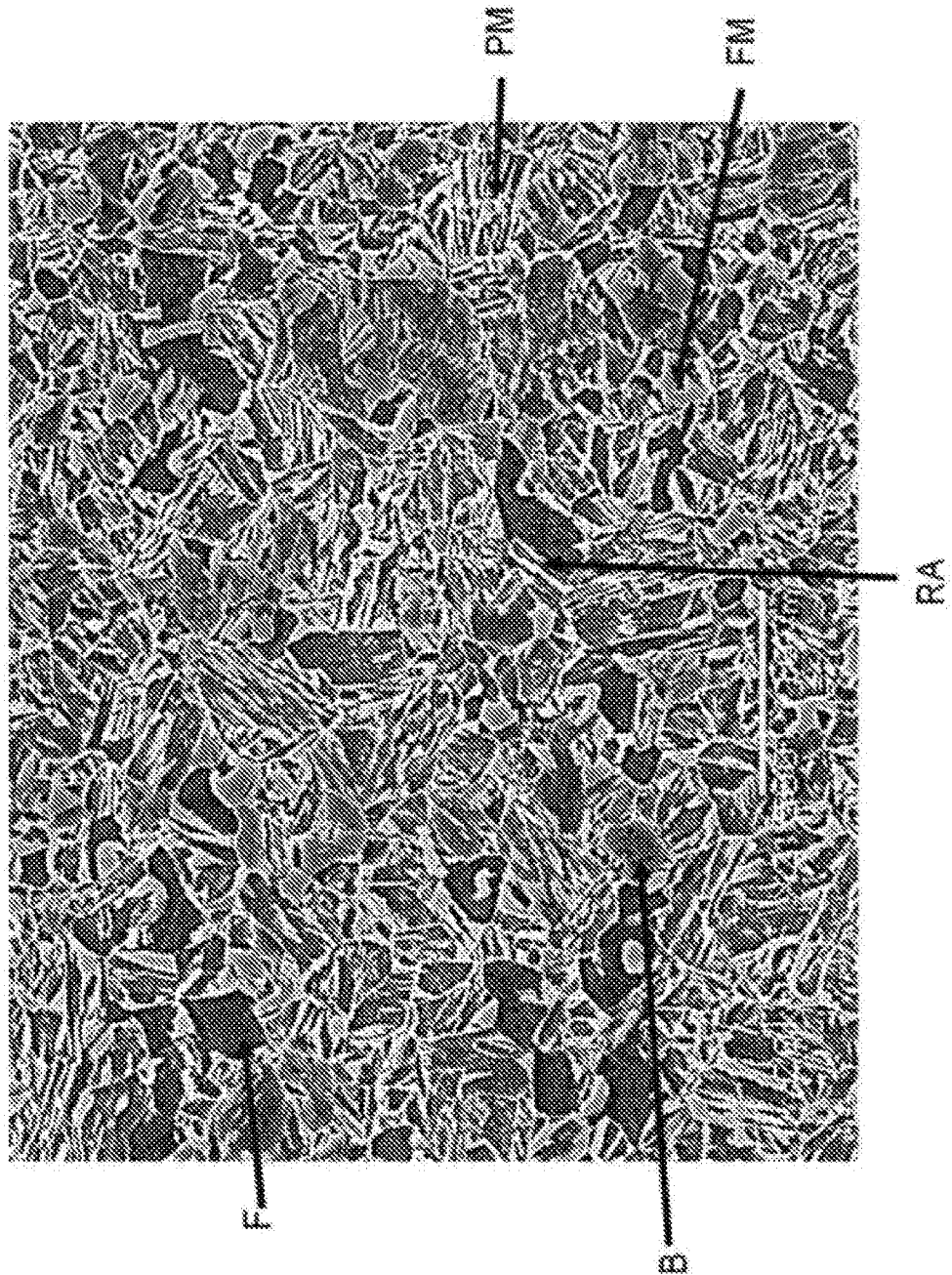
характеризується повним відносним подовженням, яке перевищує 14 %.

7. Спосіб за п. 6, в якому середня швидкість охолодження  $V_c$  між температурою відпалу  $T_A$  і температурою загартування QT перевищує 60 °C/с, повне відносне подовження перевищує

60 14 % і границя міцності на розтяг перевищує 1250 МПа.

8. Спосіб за будь-яким з пп. 1-7, в якому  $0,6 \leq \text{Si} \leq 1,0$  і  $0,7 \leq \text{Al} \leq 1,0$ .
9. Спосіб за будь-яким з пп. 1-8, в якому  $0,17 \leq \text{C} \leq 0,21$ .
10. Спосіб за будь-яким з пп. 1-9, в якому  $1,9 \leq \text{Mn} \leq 2,3$ .
11. Спосіб за будь-яким з пп. 1-10, в якому на листову сталь наносять покриття з Zn або сплаву Zn.
12. Спосіб одержання зварного шва, одержаного контактним точковим зварюванням опором щонайменше двох листових сталей, при цьому спосіб включає: одержання першої листової сталі, з нанесеним покриттям, способом за будь-яким з пп. 1-11, забезпечення другої листової сталі, яка характеризується таким складом, в якому  $\text{C} + \text{Si}/10 \leq 0,30$  і  $\text{Al} \geq 6(\text{C} + \text{Mn}/10) - 2,5$ , контактне точкове зварювання опором першої листової сталі, з нанесеним покриттям, з другою листовою сталлю.
13. Листова сталь, з нанесеним покриттям, одержана зі сталі, яка характеризується наступним хімічним складом, вираженим у мас. %:
- $0,15 \leq \text{C} \leq 0,23$ ,  
 $1,4 \leq \text{Mn} \leq 2,6$ ,  
 $0,6 \leq \text{Si} \leq 1,3$ ,  
 при цьому  $\text{C} + \text{Si}/10 \leq 0,30$ ,  
 $0,4 \leq \text{Al} \leq 1,0$ ,
- причому  $\text{Al} \geq 6(\text{C} + \text{Mn}/10) - 2,5$ ,  
 $0,010 \leq \text{Nb} \leq 0,035$ ,  
 $0,1 \leq \text{Mo} \leq 0,5$ ,  
 при цьому решта являє собою Fe і неминучі домішки,  
 причому зазначена листова сталь, з нанесеним покриттям, має мікроструктуру, яка містить, при вираженні в частках площі:
- від 45 до 68 % мартенситу, при цьому мартенсит складається з мартенситу, підданого перерозподілу вуглецю, і свіжого мартенситу, причому від 85 до 95 % мартенситу являють собою мартенсит, підданий перерозподілу вуглецю, при цьому згаданий мартенсит, підданий перерозподілу вуглецю, характеризується рівнем вмісту C, який не перевищує 0,45 %, від 10 до 15 % залишкового аустеніту, від 2 до 10 % міжкритичного фериту, від 20 до 30 % нижнього бейніту.
14. Листова сталь за п. 13, в якій залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту C, який знаходиться в межах від 1,0 до 1,3.
15. Листова сталь за п. 13 або 14, в якій мікроструктура листової сталі з нанесеним покриттям містить більше ніж 5 % міжкритичного фериту.
16. Листова сталь за будь-яким з пп. 13-15, в якій  $0,6 \leq \text{Si} \leq 1,0$  і  $0,7 \leq \text{Al} \leq 1,0$ .
17. Листова сталь за будь-яким з пп. 13-16, в якій  $0,17 \leq \text{C} \leq 0,21$ .
18. Листова сталь за будь-яким з пп. 13-17, в якій  $1,9 \leq \text{Mn} \leq 2,3$ .
19. Листова сталь за будь-яким з пп. 13-18, яка характеризується границею плинності на розтяг, яка становить щонайменше 800 МПа, границею міцності на розтяг, яка становить щонайменше 1180 МПа, повним відносним подовженням, яке становить, відповідно до стандарту ISO 6892-1, щонайменше 13 %, і коефіцієнтом збільшення отвору, який становить, відповідно до стандарту ISO 16630:2009 HER, щонайменше 30 %.
20. Листова сталь за будь-яким з пп. 13-19, яка має покриття з Zn або сплаву Zn, при цьому покриття нанесено при температурі менше 480 °C.
21. Листова сталь за будь-яким з пп. 13-20, в якій мікроструктура складається, при вираженні в частках площі з:
- від 45 до 68 % мартенситу, при цьому мартенсит складається з мартенситу, підданого перерозподілу вуглецю, і свіжого мартенситу, причому від 85 до 95 % мартенситу являють собою мартенсит, підданий перерозподілу вуглецю, при цьому згаданий мартенсит, підданий перерозподілу вуглецю, характеризується рівнем вмісту C, який не перевищує 0,45 %, від 10 до 15 % залишкового аустеніту, від 2 до 10 % міжкритичного фериту, від 20 до 30 % нижнього бейніту і щонайбільше 5 % перетвореного фериту.
22. Листова сталь за будь-яким з пп. 13-21, в якій мікроструктура складається при вираженні в частках площі з:

- від 45 до 68 % мартенситу, при цьому мартенсит складається з мартенситу, підданого перерозподілу вуглецю, і свіжого мартенситу, причому від 85 до 95 % мартенситу являють собою мартенсит, підданий перерозподілу вуглецю, при цьому згаданий мартенсит, підданий перерозподілу вуглецю, характеризується рівнем вмісту С, який не перевищує 0,45 %,
- 5 від 10 до 15 % залишкового аустеніту,  
від 2 до 10 % міжкритичного фериту,  
від 20 до 30 % нижнього бейніту.
- 10 23. Зварна конструкція, яка містить щонайменше десять зварних швів, одержаних шляхом контактного точкового зварювання опором щонайменше першої листової сталі і другої листової сталі, причому перша листова сталь є листовою сталлю, з нанесеним покриттям, за будь-яким з пп. 13-22, а друга листова сталь характеризується таким складом, що  $C+Si/10 \leq 0,30$  і  $Al \geq 6(C+Mn/10)-2,5$ , при цьому середня кількість тріщин, у розрахунку на один зварний шов, одержаний контактним точковим зварюванням опором, становить менше ніж 6.
- 15 24. Зварна конструкція за п. 23, в якій друга листова сталь є листовою сталлю з нанесеним покриттям за будь-яким з пп. 13-22.
- 25 25. Зварна конструкція за п. 23 або 24, в якій зварною конструкцією є зварна конструкція з двох листів, які складаються з зазначеної першої листової сталі і зазначеної другої листової сталі, причому середня кількість тріщин, глибиною більше 100 мкм, в числі щонайменше десяти зазначених зварних швів, становить менше ніж 0,1.
- 20 26. Зварна конструкція за п. 23 або 24, в якій зварна конструкція є зварною конструкцією із зазначеної першої листової сталі, зазначеної другої листової сталі і третьої листової сталі, яка характеризується таким складом, що  $C+Si/10 \leq 0,30$  і  $Al \geq 6(C+Mn/10)-2,5$ , причому середня кількість тріщин, глибиною більше 100 мкм, в числі щонайменше десяти зазначених зварних швів, глибиною більше 100 мкм, становить менше ніж 4.
- 25 27. Спосіб одержання зварної конструкції за п. 25, який включає:  
забезпечення зазначеної першої листової сталі і зазначеної другої листової сталі,  
часткове накладення зазначених першої листової сталі і другої листової сталі,  
прикладання зусилля, яке знаходиться в межах від 3,5 до 5 кН, з використанням електродів,  
розташованих перпендикулярно накладеним листам,
- 30 контактне точкове зварювання опором зазначених першої і другої листових сталей для одержання щонайменше 10 зварних швів точкового контактного зварювання опором при інтенсивності, яка знаходиться в межах від  $I_{max}$  до  $1,1 \cdot I_{max}$ , причому  $I_{max}$  являє собою інтенсивність, при якій починає спостерігатися витиснення рідкого металу при контактному точковому зварюванні опором зазначених першої листової сталі, з нанесеним покриттям, і
- 35 другої листової сталі.
28. Застосування листової сталі, з нанесеним покриттям, одержаної способом за будь-яким з пп. 1-11, або листової сталі, з нанесеним покриттям, за будь-яким з пп. 13-22, для виготовлення деталей конструкції автомобільних транспортних засобів.
- 40 29. Застосування зварного шва, одержаного способом одержання зварного шва за п. 12, або зварної конструкції за будь-яким з пп. 23-26 для виготовлення деталей конструкції автомобільних транспортних засобів.



Фіг.