



УКРАЇНА

(19) **UA** (11) **123634** (13) **C2**  
(51) МПК (2021.01)

**C21D 6/00**  
**C23C 2/02** (2006.01)  
**C23C 2/06** (2006.01)  
**C21D 9/46** (2006.01)  
**C22C 38/02** (2006.01)  
**C22C 38/04** (2006.01)  
**C22C 38/06** (2006.01)  
**C22C 38/12** (2006.01)

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

## (12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА ВИНАХІД

(21) Номер заявки:	<b>а 2018 06903</b>	(72) Винахідник(и):	<b>Господінова Майя (FR), Ебер Веронік (FR)</b>
(22) Дата подання заявки:	<b>21.12.2016</b>	(73) Володілець (володільці):	<b>АРСЕЛОРМІТТАЛ,</b> 24-26, Boulevard d'Avranches, L-1160 Luxembourg, Luxembourg (LU)
(24) Дата, з якої є чинними права інтелектуальної власності:	<b>06.05.2021</b>	(74) Представник:	<b>Слободянюк Оксана Олександрівна, реєстр. №216</b>
(31) Номер попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції:	<b>PCT/IB2015/059840</b>	(56) Перелік документів, взятих до уваги експертизою:	EP 2325346 A1, 25.05.2011 EP 2436794 A1, 04.04.2012 EP 2762589 A1, 06.08.2014 EP 2881481 A1, 10.06.2015 US 2015086808 A1, 26.03.2015
(32) Дата подання попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції:	<b>21.12.2015</b>		
(33) Код держави-учасниці Паризької конвенції, до якої подано попередню заявку:	<b>IB</b>		
(41) Публікація відомостей про заявку:	<b>26.12.2018, Бюл.№ 24</b>		
(46) Публікація відомостей про державну реєстрацію:	<b>05.05.2021, Бюл.№ 18</b>		
(86) Номер та дата подання міжнародної заявки, поданої відповідно до Договору РСТ	<b>PCT/EP2016/082195, 21.12.2016</b>		

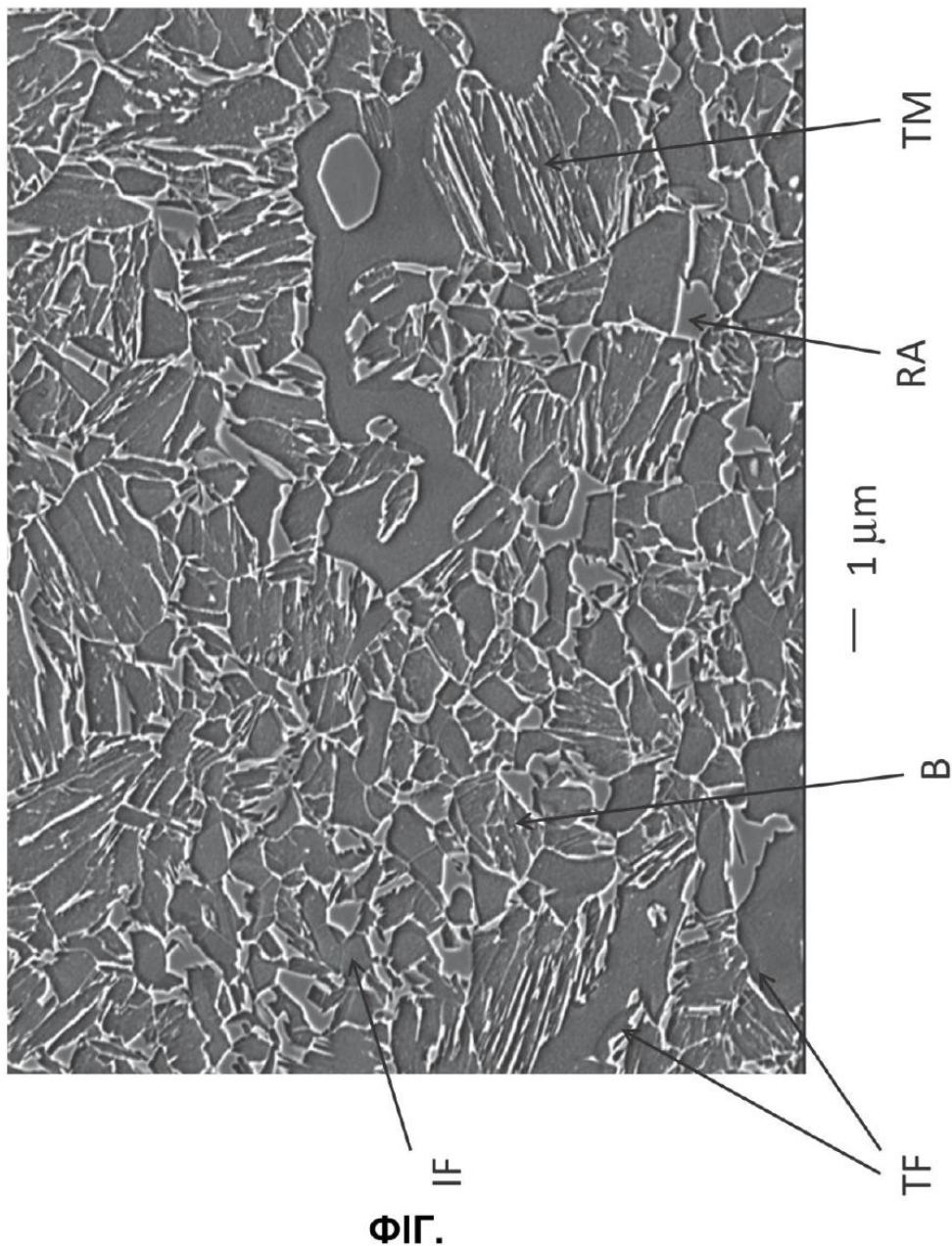
**(54) СПОСІБ ВИРОБНИЦТВА ВИСОКОМІЦНОЇ ЛИСТОВОЇ СТАЛІ З НАНЕСЕНИМ ПОКРИТТЯМ, ЯКА ХАРАКТЕРИЗУЄТЬСЯ ПОКРАЩЕНИМИ ТЯГУЧІСТЮ ТА ЗДАТНІСТЮ ДО ФОРМУВАННЯ, ТА ОТРИМАНА ЛИСТОВА СТАЛЬ ІЗ НАНЕСЕНИМ ПОКРИТТЯМ**

### (57) Реферат:

Спосіб виробництва листової сталі з нанесеним покриттям, яка характеризується межею міцності при розтягненні TS, що становить щонайменше 1100 МПа, повним відносним подовженням TE, що згідно із стандартом ISO 6892-1 становить щонайменше 12 %, при цьому добуток TS×TE межі міцності при розтягненні і повного відносного подовження становить щонайменше 14200 МПа·%, та коефіцієнтом роздачі отвору HER, що згідно із стандартом ISO 16630:2009 становить щонайменше 25 %, що включає наведені нижче послідовні стадії: - отримання холоднокатаної листової сталі, при цьому хімічний склад сталі включає, мас. %:

UA 123634 C2

$0,15 \leq C \leq 0,23$ ,  $2,0 \leq Mn \leq 2,7$ , при цьому  $C + Mn/10 \geq 0,420$ ,  $0 \leq Cr \leq 0,40$ , причому  $Mn + Cr \geq 2,25$ ,  $0,2 \leq Si \leq 1,6$ ,  $0,02 \leq Al \leq 1,2$ , при цьому  $1,0 \leq Si + Al \leq 2,2$ ,  $0 \leq Nb \leq 0,035$ ,  $0 \leq Mo \leq 0,1$ , при цьому залишок являє собою Fe і неминучі домішки, - відпалювання листової сталі за температури відпалювання  $T_A$  таким чином, щоб отримати структуру, яка містить щонайменше 65 % аустеніту та щонайбільше 35 % міжкритичного фериту, - загартування листа від температури, що становить щонайменше  $600^\circ\text{C}$ , при швидкості охолодження, що знаходиться в межах від 20 до  $50^\circ\text{C/s}$ , аж до температури загартування QT в діапазоні від 200 до  $270^\circ\text{C}$ , - нагрівання листа аж до температури розподілу PT, що знаходиться в межах від 400 до  $480^\circ\text{C}$ , і зберігання листа за даної температури розподілу PT протягом часу розподілу  $P_t$ , що знаходиться в межах від 50 до 250 с, - нанесення на лист покриття шляхом занурення у розплав за температури, що становить менше  $515^\circ\text{C}$ , - охолодження листа з нанесеним покриттям аж до кімнатної температури, причому листову сталь має мікроструктуру, яка складається в поверхневих частках із: від 3 до 15 % залишкового аустеніту, щонайменше 30 % відпущеного мартенситу, щонайбільше 5 % свіжого мартенситу, щонайбільше 35 % бейніту, при цьому сума поверхневих часток відпущеного мартенситу, свіжого мартенситу та бейніту знаходиться в межах від 55 до 92 % та від 5 до 35 % фериту.



Цей винахід стосується способу виробництва високоміцної листової сталі з нанесеним покриттям, яка характеризується покращеними тягучістю та здатністю до формування, та листа з нанесеним покриттям, отриманого при використанні цього способу.

Для виготовлення різних одиниць обладнання, таких як деталі елементів конструкції кузова та панелей кузова для механічних транспортних засобів, прийнятним характерним є використання листів, виготовлених із DP-(двофазні)-сталей або TRIP-(із пластичністю, обумовленою мартенситним перетворенням)-сталей.

Також відомо і використання сталей, які мають бейнітну структуру, вільних від виділень карбідів, що включають залишковий аустеніт, містять приблизно 0,2 мас.% C, приблизно 2 мас.% Mn, приблизно 1,7 мас.% Si та характеризуються межею текучості при розтягненні, яке становить приблизно 750 МПа, межею міцності при розтягненні, яка становить приблизно 980 МПа, повним відносним подовженням, яке становить приблизно 8 %. Такі листи виробляють на технологічних лініях безперервного відпалювання в результаті охолодження від температури відпалювання, вищої, ніж температура перетворення  $A_{c3}$ , аж до температури витримування, яка вище за температуру перетворення  $M_s$ , і зберігання листа за даної температури протягом заданого часу. На деякі із цих сталей наносять покриття шляхом нанесення металевого покриття, такого як цинкування гарячим способом або цинкування з відпалюванням.

Для зменшення маси автомобіля з метою покращення його коефіцієнта корисної дії щодо пального з урахуванням збереження довкілля в глобальних масштабах бажано мати листи, що характеризуються покращеними межами текучості та міцності при розтягненні. Але такі листи також повинні характеризуватися хорошою тягучістю та хорошою здатністю до формування, а говорячи конкретніше, хорошою здатністю до відбортки внутрішніх кромek.

Зважаючи на це бажано мати листові сталі з нанесеними покриттями, які характеризуються межею міцності при розтягненні  $T_S$ , що становить щонайменше 1100 МПа, повним відносним подовженням  $T_E$ , що становить щонайменше 12 %, бажано щонайменше 13 %, таким чином, що добуток межі міцності при розтягненні та повного відносного подовження більший або дорівнює 14200 МПа·%, та коефіцієнтом роздачі отвору  $HER$ , що становить щонайменше 25 %, а бажано щонайменше 30 %. Межа міцності при розтягненні  $T_S$  і повне відносне подовження  $T_E$  вимірюють згідно із стандартом ISO 6892-1, опублікованим у жовтні 2009 року. Слід підкреслити, що через відмінності у методах вимірювання, зокрема, через відмінності у геометріях використовуваних зразків, значення повного відносного подовження  $T_E$ , що відповідають стандарту ISO, значно відрізняються від значень повного відносного подовження, що відповідають документу JIS Z 2201-05 standard, зокрема, менші у співставленні з ними. Коефіцієнт роздачі отвору  $HER$  вимірюють згідно із стандартом ISO 16630:2009. Через відмінності у методах вимірювання значення коефіцієнта роздачі отвору  $HER$ , що відповідають стандарту ISO 16630:2009, значно відрізняються від значень коефіцієнта роздачі отвору  $\lambda$ , що відповідають документу JFS T 1001 (Japan Iron and Steel Federation standard), і не можуть бути з ними зіставлені.

Також бажано мати листові сталі, які мають механічні властивості, що відповідають згаданим вище, в діапазоні товщин від 0,7 до 3 мм, а бажано в діапазоні від 1 до 2 мм.

Тому метою цього винаходу є пропозиція листової сталі з нанесеним покриттям, яка має згадані вище властивості, і спосіб його виробництва.

Зважаючи на цю мету, винахід стосується способу виробництва листової сталі з нанесеним покриттям, яка характеризується межею міцності при розтягненні  $T_S$ , що становить щонайменше 1100 МПа, повним відносним подовженням, яке згідно із стандартом ISO 6892-1 становить щонайменше 12 %, при цьому добуток  $T_S \times T_E$  межі міцності при розтягненні і повного відносного подовження становить щонайменше 14200 МПа·%, і коефіцієнтом роздачі отвору  $HER$ , який згідно із стандартом ISO 16630:2009 становить щонайменше 25 %, де спосіб включає наведені далі послідовні стадії:

- отримання холоднокатаної листової сталі, при цьому хімічний склад сталі включає в % (мас.):

$$\begin{aligned} 0,15 &\leq C \leq 0,23, \\ 2,0 &\leq Mn \leq 2,7, \\ \text{причому } C + Mn/10 &\geq 0,420, \\ 0 &\leq Cr \leq 0,40, \\ \text{при цьому } Mn + Cr &\geq 2,25, \\ 0,2 &\leq Si \leq 1,6, \\ 0,02 &\leq Al \leq 1,2, \\ \text{причому } 1,0 &\leq Si + Al \leq 2,2, \\ 0 &\leq Nb \leq 0,035, \end{aligned}$$

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

при цьому залишок являє собою Fe і неминучі домішки;

- відпалювання листової сталі за температури відпалювання  $T_A$  таким чином, щоб отримати структуру, яка містить щонайменше 65 % аустеніту і, щонайбільше, 35 % міжкритичного фериту;

5 - загартування листа від температури, яка становить щонайменше 600 °C, при швидкості охолодження, яка знаходиться в межах від 20 °C/с до 50 °C/с, аж до температури загартування QT в діапазоні від 200 °C до 270 °C;

- нагрівання листа аж до температури розподілу  $P_T$ , що знаходиться в межах від 400 °C до 480 °C, і зберігання листа за даної температури розподілу  $P_T$  протягом часу розподілу  $P_t$ , що знаходиться в межах від 50 с до 250 с;

10 - нанесення на лист покриття шляхом занурення у розплав за температури, яка становить менше 515 °C;

- охолодження листа з нанесеним покриттям аж до кімнатної температури, причому листову сталь має мікроструктуру, яка складається в поверхневих частках із:

15 - від 3 % до 15 % залишкового аустеніту;  
- щонайменше 30 % відпущеного мартенситу;  
- щонайбільше 5 % свіжого мартенситу;  
- щонайбільше 35 % бейніту,

при цьому сума поверхневих часток відпущеного мартенситу, свіжого мартенситу та бейніту знаходиться в межах від 55 % до 92 %;

- від 5 % до 35 % фериту.

20 Згідно з одним конкретним варіантом виконання спосіб між стадією відпалювання та стадією загартування включає стадію повільного охолодження листа при швидкості охолодження менше 10 °C/с, протягом періоду часу, який становить щонайменше 10 с, аж до температури, яка вища або дорівнює 600 °C.

25 Згідно з цим варіантом виконання ферит, як правило, включає в частках площі стосовно сукупної структури від 0 % до 5 % міжкритичного фериту та від 0 % до 35 % перетвореного фериту, при цьому згаданий перетворений ферит утворюється під час стадії повільного охолодження.

30 Згідно з іще одним конкретним варіантом виконання ферит складається із міжкритичного фериту.

Переважно лист, який піддається загартуванню, безпосередньо до нагрівання до температури розподілу  $P_T$  має структуру, яка складається з від 5 % до 35 % фериту, щонайменше 3 % аустеніту, щонайменше 30 % мартенситу, при цьому доповнення складається з нижнього бейніту.

35 Згідно з одним конкретним варіантом виконання стадія отримання згаданої холоднокатаної листової сталі включає:

- гарячу прокатку листа, виготовленого із згаданої сталі, для отримання гарячекатаної листової сталі;

40 - змотування згаданої гарячекатаної листової сталі в рулон за температури  $T_c$ , що знаходиться в межах від 400 °C до 650 °C;

- проведення термічної обробки за температури тут і далі дослівний переклад, тлумачення не знайшла, що знаходиться в межах від 400 °C до 700 °C, при цьому лист зберігають за згаданої температури  $T_{HVA}$  протягом періоду часу в межах від 120 с до 15 годин;

45 - холодну прокатку згаданої гарячекатаної листової сталі для отримання згаданої холоднокатаної листової сталі.

Наприклад, термічна обробка являє собою відпалювання в камерній печі, що проводиться щодо гарячекатаного і змотаного в рулон листа, за температури  $T_{HVA}$ , що знаходиться в межах від 550 °C до 700 °C, при цьому гарячекатаний і змотаний у рулон лист зберігають за згаданої температури  $T_{HVA}$  протягом періоду часу в діапазоні від 5 до 15 годин.

50 Згідно з іще одним прикладом термічна обробка являє собою безперервне відпалювання, при цьому згадана температура  $T_{HVA}$  знаходиться в межах від 600 °C до 700 °C, причому лист зберігають за згаданої температури  $T_{HVA}$  протягом періоду часу в діапазоні від 120 с до 360 с.

55 Як правило, після загартування листа до температури загартування QT і до нагрівання листа до температури розподілу  $P_T$  лист витримують за температури загартування QT протягом часу витримування в межах від 2 с до 8 с, бажано від 3 с до 7 с.

Як правило, хімічний склад сталі задовольняє щонайменше одну з таких умов, мас. %:  $C \geq 0,17$ ,  $C \leq 0,21$ ,  $Mn \leq 2,5$ ,  $0,010 \leq Nb$ ,  $Cr \leq 0,05$  або  $Cr \geq 0,10$ .

Згідно з одним конкретним варіантом виконання хімічний склад сталі є таким, де  $C + Si/10 \leq 0,30$  та  $Al \geq 6(C+Mn/10) - 2,5$ .

Згідно з цим варіантом виконання хімічний склад сталі переважно є таким, де, мас. %:  $0,2 \leq Si < 1,0$  та  $0,4 \% \leq Al \leq 1,2$ , іще переважно таким, де  $0,2 \leq Si \leq 0,8$  та  $0,7 \leq Al \leq 1,2$ .

5 Згідно з одним варіантом виконання стадія несення покриття зануренням у розплав є стадією цинкування гарячим способом або стадією цинкування з відпалюванням, при цьому температура сплавлення GAT знаходиться в межах від 480 °C до 515 °C.

На листову сталь, наприклад, наносять покриття із Zn або сплаву Zn.

10 Винахід також стосується способу виробництва точкового зварного шва контактного зварювання для принаймні двох листових сталей, при цьому згаданий спосіб включає:

- виробництво першої листової сталі в результаті застосування способу, який відповідає винаходу, таким чином, що  $C + Si/10 \leq 0,30$  та  $Al \geq 6(C+Mn/10) - 2,5$ , при цьому на листову сталь наносять покриття із Zn або сплаву Zn;

15 - отримання другої листової сталі, яка характеризується композицією, де  $C + Si/10 \leq 0,30$  та  $Al \geq 6(C+Mn/10) - 2,5$ ;

- контактне точкове зварювання між згаданою першою листовою сталлю та згаданою другою листовою сталлю.

Винахід також стосується листової сталі з нанесеним покриттям, де хімічний склад сталі включає, мас. %:

20  $0,15 \leq C \leq 0,23$ ,  
 $2,0 \leq Mn \leq 2,7$ ,  
при цьому  $C + Mn/10 \geq 0,420$ ,  
 $0 \leq Cr \leq 0,40$ ,  
причому  $Mn+Cr \geq 2,25$ ,  
25  $0,2 \leq Si \leq 1,6$ ,  
 $0,02 \leq Al \leq 1,2$ ,  
при цьому  $1,0 \leq Si+Al \leq 2,2$ ,  
 $0 \leq Nb \leq 0,035$ ,  
 $0 \leq Mo \leq 0,1$ ,

30 причому залишок являє собою Fe і немінучі домішки,  
при цьому згадана листова сталь має мікроструктуру, яка складається в процентних частках площі поверхні з:

35 - від 3 % до 15 % залишкового аустеніту;  
- щонайменше 30 % відпущеного мартенситу;  
- щонайбільше 5 % свіжого мартенситу;  
- щонайбільше 35 % бейніту;  
при цьому сума поверхневих часток відпущеного мартенситу, свіжого мартенситу та бейніту знаходиться в межах від 55 % до 92 %;  
- від 5 % до 35 % фериту.

40 Згідно з одним конкретним варіантом виконання ферит включає в частках площі щодо сукупної структури від 0 % до 5 % міжкритичного фериту і від 0 % до 35 % перетвореного фериту.

Згідно з іще одним конкретним варіантом здійснення ферит складається з міжкритичного фериту.

45 Зазвичай рівень вмісту C в залишковому аустеніті знаходиться в межах від 0,9 % до 1,2 %.

Як правило, листова сталь характеризується межею текучості при розтягненні, що становить щонайменше 500 МПа, межею міцності при розтягненні, що становить щонайменше 1100 МПа, повним відносним подовженням, яке згідно із стандартом ISO 6892-1 становить щонайменше 12 %, при цьому добуток  $TS \times TE$  межі міцності при розтягненні та повного відносного подовження становить щонайменше 14200 МПа·%, і коефіцієнтом роздачі отвору HER, який згідно з документом ISO 16630:2009 становить щонайменше 25 %.

Переважно хімічний склад сталі задовольняє щонайменше одну з наведених далі умов, мас. %:

55  $C \geq 0,17$ ,  
 $C \leq 0,21$ ,  
 $Mn \leq 2,5$ ,  
 $0,010 \leq Nb$ ,  
 $Cr \leq 0,05$  або  
 $Cr \geq 0,10$ .

Згідно з одним конкретним варіантом виконання хімічний склад сталі є таким, де  $C + Si/10 \leq 0,30$  та  $Al \geq 6(C+Mn/10) - 2,5$ .

У такому варіанті виконання хімічний склад сталі, як правило, є таким, де, мас. %:  $0,2 \leq Si < 1,0$  та  $0,4 \leq Al \leq 1,2$ , іще, як правило, таким, де  $0,2 \leq Si \leq 0,8$  та  $0,7 \leq Al \leq 1,2$ .

5 На листову сталь, наприклад, наносять покриття з Zn або сплаву Zn.

Наприклад, товщина згаданої листової сталі з нанесеним покриттям знаходиться в межах від 0,7 до 3 мм, переважно від 1 до 2 мм.

Винахід також стосується зварної конструкції, яка включає щонайменше десять точкових зварних швів контактного зварювання для принаймні двох листових сталей, де перша листова сталь відповідає винаходу, піддається нанесенню покриття з Zn або сплаву Zn і є такою, де  $C + Si/10 \leq 0,30$  та  $Al \geq 6(C+Mn/10) - 2,5$ , а друга листова сталь характеризується композицією, де  $C + Si/10 \leq 0,30$  та  $Al \geq 6(C+Mn/10) - 2,5$ , при цьому середня кількість тріщин при розрахунку на один точковий зварний шов контактного зварювання менше шести.

Переважно друга листова сталь відповідає винаходу.

15 Винахід також стосується використання листової сталі, виготовленої згідно з винаходом, або листової сталі, яка відповідає винаходу, для виготовлення деталей конструкції автотранспортних засобів.

Винахід також стосується використання точкового зварного шва контактного зварювання, виконаного у результаті застосування способу, що відповідає винаходу, або зварної конструкції, яка відповідає винаходу, для виготовлення деталей конструкції автотранспортних засобів.

20 Тепер винахід описуватиметься детально, але без введення обмежень при посиленні на креслення, що додається.

Композиція сталі, що відповідає винаходу, містить у масових процентах:

25 - від 0,15 до 0,23 вуглецю для забезпечення задовільної міцності та покращення стабільності залишкового аустеніту, що необхідно для отримання достатнього відносного подовження. Переважно рівень вмісту вуглецю більший або дорівнює 0,16, іще переважно більший або дорівнює 0,17, та/або менший або дорівнює 0,21. У разі надмірно високого рівня вмісту вуглецю гарячекатаний лист буде занадто твердим для холодної прокатки, а зварюваність буде недостатньою. У разі рівня вмісту вуглецю менше 0,15 межа міцності при розтягненні не досягне 1100 МПа;

30 - від 2,0 до 2,7 марганцю. У разі рівня вмісту марганцю менше 2,0 сталь не буде характеризуватися достатньою прокалюваністю, отже не будуть отримані мікроструктура, яка містить щонайменше 55 сумарної кількості мартенситу та бейніту, і межа міцності при розтягненні, яка становить понад 1100 МПа. Максимальний рівень вмісту марганцю визначають для уникнення проблем, пов'язаних із ліквідацією, що шкідливо стосовно тягучості. Переважно рівень вмісту марганцю менший або дорівнює 2,5;

35 - від 0 до 0,40 хрому. Cr може бути доданий для збільшення прокалюваності та стабілізації залишкового аустеніту для значного зменшення розпаду аустеніту під час розподілу. Але більше ніж 0,40 хрому шкідливо щодо здатності до відбортки, а у разі рівня вмісту Cr понад 0,40 буде неможливо отримати коефіцієнт HER, який становить понад 25. Згідно з одним варіантом виконання хром може бути і не використаний, і рівень його вмісту може залишатися менше 0,05, при цьому рівень вмісту менше, ніж 0,05, свідчить про присутність Cr як домішки. У разі навмисного додавання Cr рівень його вмісту становитиме щонайменше 0,10.

40 Крім того, рівні вмісту вуглецю та марганцю є такими, де  $(C+Mn/10) \geq 0,420$ , а рівні вмісту марганцю та хрому є такими, де  $(Mn+Cr) \geq 2,25$ , з метою отримання межі міцності при розтягненні, що становить понад 1100 МПа, та/або повного відносного подовження, яке згідно з документом ISO 6892-1 становить щонайменше 12. У разі  $(C+Mn/10) < 0,420$  та/або  $(Mn+Cr) < 2,25$  не будуть досягнуті рівень міцності при розтягненні, що становить понад 1100 МПа, та/або повне відносне подовження, що становить щонайменше 12;

50 - від 0,2 до 1,6 кремнію і від 0,02 до 1,2 алюмінію, при цьому сума рівнів вмісту кремнію та алюмінію знаходиться в межах від 1,0 до 2,2.

Певна кількість алюмінію об'єднується з киснем у вигляді  $Al_2O_3$  та з азотом у вигляді  $AlN$ ; дана кількість залежить від рівнів вмісту O та N і залишається меншою за 0,025 мас. %. Залишок, у разі його наявності, ні з чим не об'єднується і являє собою "вільний алюміній".

55 Алюміній, який об'єднується з киснем, отримується в результаті розкислення в рідкій фазі. Він шкідливий для характеристик тягучості, і тому рівень його вмісту повинен бути по можливості максимально обмежений.

Алюміній, який об'єднується з азотом, уповільнює ріст аустенітних зерен під час відпалювання. Азот є залишковим елементом, який отримується в результаті плавки, і присутній у листовій сталі в кількості меншій, ніж 0,010 мас. %.

Як виявили винахідники, Si і вільний алюміній Al стабілізують аустеніт у результаті затримки утворення карбідів. Це відбуватиметься, зокрема, у разі охолодження листової сталі при певній температурі таким чином, щоб отримати неповне мартенситне перетворення, і негайного повторного нагрівання та зберігання її за температури РТ, протягом якого вуглець перерозподіляється з мартенситу в аустеніт. У разі наявності доданих рівнів вмісту Si та вільного алюмінію Al достатньою мірою перерозподіл вуглецю відбуватиметься за відсутності значного виділення карбідів. З цією метою кількість Si+Al повинна становити понад 1,0 (мас.) (але менше 2,2). Окрім цього, Si забезпечує отримання зміцнення твердого розчину і покращує коефіцієнт роздачі отвору. Але рівень вмісту Si повинен бути обмежений значенням 1,6 для уникнення утворення оксидів кремнію на поверхні листа, що було б шкідливим для можливості нанесення покриття.

Окрім цього, як виявили винахідники, у разі  $Si/10 > 0,30$  - C (при цьому рівні процентного вмісту Si та C виражають у масових процентах) внаслідок наявності явища РМО (явище рідкометалевого окрихчування) кремній буде шкідливим для точкового зварювання листів із нанесеними покриттями, зокрема, з оцинкованими гарячим способом або оцинкованими з відпалюванням або електролітично оцинкованими листами. Виникнення явища РМО спричиняє появу тріщин на межах зерен у зонах термічного впливу і у зварюваному металі зварних з'єднань. Тому значення  $(C + Si/10)$  необхідно зберігати таким, яке менше або дорівнює 0,30, особливо у разі необхідності нанесення на лист покриття.

Також було виявлено, що з метою послаблення явища РМО для домена композиції, яка розглядається, рівень вмісту Al повинен бути більшим або таким, що дорівнює  $6(C+Mn/10) - 2,5$ .

Таким чином, згідно з першим варіантом виконання, зокрема, при неймовірності виникнення явища РМО, Al додаватимуть тільки для розкислення або необов'язково для контрольованого регулювання росту аустенітних зерен під час відпалювання, і рівень його вмісту залишатиметься меншим за 0,5 мас.%, наприклад, меншим за 0,1 мас.%, але переважно становитиме щонайменше 0,020 мас.%. Згідно з цим першим варіантом виконання рівень вмісту Si знаходиться в діапазоні від 1,2 мас.% до 1,6 мас.%. У цьому варіанті виконання значення  $(C + Si/10)$  може бути, наприклад, більшим за 0,30 або меншим чи таким, що дорівнює 0,30 залежно від рівня вмісту C. Згідно з другим варіантом виконання, зокрема, у разі необхідності розгляду проблеми, пов'язаної з явищем РМО, рівні вмісту C та Si повинні бути такими, де  $(C + Si/10) \leq 0,30$ . Таким чином, Al додають у суттєвіших кількостях з метою, принаймні, часткового заміщення Si для стабілізації аустеніту. У цьому другому варіанті виконання рівень вмісту Al знаходиться в межах від 0,4 мас.% до 1,2 мас.%, переважно від 0,7 мас.% до 1,2 мас.%, при цьому  $Al \geq 6(C+Mn/10) - 2,5$ , а рівень вмісту Si знаходиться в межах від 0,2 мас.% до 1,2 мас.% мас.%, переважно від 0,2 мас.% до 1,0 мас.%, іще переважно від 0,2 мас.% до 0,8 мас.%. Рівень вмісту Al обмежується значенням 1,2 мас.% з метою попередження підвищення температури перетворення  $Ac_3$ , що передбачатиме збільшені витрати у разі нагрівання за високої температури для отримання аустенізації листової сталі на стадії відпалювання;

- необов'язково від 0,010 до 0,035 ніобію з метою подрібнення аустенітних зерен під час гарячої прокатки і отримання дисперсійного зміцнення. Рівень вмісту Nb в діапазоні від 0,010 до 0,035 робить можливим отримання задовільних межі текучості при розтягненні та відносного подовження, зокрема, межі текучості при розтягненні, що становить щонайменше 500 МПа.
- необов'язково аж до 0,1 молібдену.

Залишок являє собою залізо і залишкові елементи, які є результатом діяльності сталеплавильного виробництва. Щодо цього Ni, Cu, Ti, V, B, S, P та N розглядаються як залишкові елементи, які є немінучими домішками. Тому рівні їх вмісту, мас.%, менше 0,05 для Ni, 0,03 для Cu, 0,007 для V, 0,0010 для B, 0,003 для S, 0,02 для P та 0,007 для N. Рівень вмісту Ti обмежується значенням 0,05 %, оскільки вище таких значень утворюватимуться значні виділення карбонітридів, здебільшого у рідкій фазі, і здатність до формування листової сталі погіршиться, що робить іще більш важкодоступною мету у вигляді 12 для повного відносного подовження та важкодоступною мету у вигляді 25 для коефіцієнта роздачі отвору HER.

У разі нанесення на листи покриттів з Zn або сплаву Zn на зварюваність при точковому зварюванні може вплинути явище РМО (рідкометалевого окрихчування).

Чутливість конкретної сталі до цього явища може бути оцінена при випробуванні на розтягнення, яке проводиться за високої температури. Зокрема, дане випробування на розтягнення при нагріванні може бути проведене при використанні термосимулятора Gleeble RPI, який, як відомо, застосовується при сучасному рівні розвитку техніки.

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

- зразки листа з нанесеним покриттям, який піддається випробуванню, і має товщину в діапазоні від 0,7 мм до 3 мм, випробовують на розтягнення за високої температури щоб

визначити, що являє собою мінімальне критичне зміщення, для якого виникає розтріскування в ділянці зони зварювання. Зразки, які вирізають у листі для випробування, мають калібровану зону, довжиною 10 мм і шириною 10 мм, і головки, які мають довжину 40 мм і ширину 30 мм, при цьому радіус кривизни між головками і каліброваною частиною становить 5 мм;

5 - випробування на розтягнення за високої температури проводять шляхом швидкого нагрівання (1000 °C/c) кожного зразка, зберігання зразка за попередньо визначеної температури та реалізації для нагрітого зразка попередньо визначених відносного подовження або зміщення, після цього охолодження зразка на повітрі, при цьому відносне подовження або зміщення зберігаються, причому зміщення є зміщеннями решіток термосимулятора Gleeble RPI. Після охолодження для зразків проводять спостереження, щоб виявити, існує чи відсутнє розтріскування, обумовлене явищем РМО. Згідно з визначенням зразок матиме тріщину у разі утворення на зразку принаймні однієї тріщини щонайменше 2 мм;

10 - випробування проводять за великої кількості попередньо визначених температур, таких як 700 °C, 750 °C, 800 °C, 850 °C, 900 °C та 950 °C, і при відносних подовженнях або зміщеннях 0,5 мм, 0,75 мм, 1 мм, 1,25 мм, 1,5 мм, 1,75 мм, 2 мм тощо; відносні подовження або зміщення є відносними подовженнями або зміщеннями затискачів, що утримують зразки на симуляторі Gleeble;

15 - приводять критичне зміщення для початку розтріскування і для температурного діапазону, що розглядається, визначають мінімальне критичне зміщення, тобто, мінімальне зміщення, для якого існує розтріскування.

20 Як зазвичай вважається, у разі мінімального критичного зміщення менше ніж 1,5 мм, за температури в діапазоні від 700°C до 800°C ймовірність виникнення явища РМО при контактному точковому зварюванні буде високою, а у разі мінімального критичного зміщення, що становить щонайменше 1,5 мм, ймовірність спостереження великої кількості обумовлених явищем РМО тріщин при контактному точковому зварюванні буде низькою.

25 Як виявили винахідники, для сталей, що відповідають цьому випробуванню чи подібних до таких сталей, у разі композиції, де значення  $(C + Si/10)$  менше або дорівнює 0,30 і рівень вмісту Al більший або дорівнює  $6(C + Mn/10) - 2,5$ , мінімальне критичне зміщення становитиме щонайменше 1,5 мм. У разі значення  $(C + Si/10)$ , що становить понад 0,30, та/або рівня вмісту Al, що становить менше  $6(C + Mn/10) - 2,5$ , мінімальне критичне зміщення становитиме менше 1,5 мм і навіть менше 1 мм.

30 Ще одним методом оцінки зварюваності при точковому зварюванні для листів з нанесеними покриттями є "випробування на точкове зварювання за наявності явища РМО", яке робить можливим визначення ймовірності наявності розтрісканих зварних швів у значній кількості точкових зварних швів контактного зварювання, наприклад, при промисловому виробництві продуктів, що включають деталі, які збирають воедино при використанні контактного точкового зварювання, таких як, наприклад, кузови автомобілів.

35 Це "випробування на точкове зварювання за наявності явища РМО" здійснене з випробування на термін служби електрода для контактного точкового зварювання, при якому створюють велику кількість точкових зварних швів контактного зварювання, наприклад 30, на трьох листах, накладених один на одного: лист, що піддається випробуванню, і два несущих листи, виготовлені з оцинкованих гарячим способом маловуглецевих листів, наприклад, марки DX54D+Z згідно з документом EN 10346. Товщини листів становлять 1,6 мм, а точкові зварні шви контактного зварювання виготовляють згідно із стандартом ISO 18278-2 для збірних вузлів

45 із різнорідних деталей. Параметри такі:

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

50 Для цього випробування з метою визначення можливого виникнення тріщин у точкових зварних швах контактного зварювання зразки розрізають і полірують. Після цього точкові зварні шви контактного зварювання піддають декапіюванню при використанні пікринової кислоти і проводять спостереження із застосуванням мікроскопа, наприклад, при збільшенні 200x, для визначення кількості тріщин у кожних спостережуваних точкових зварних швах контактного зварювання і сумарної величини довжини тріщин у кожному точковому зварному шві

55 контактного зварювання.

Для прикладів, що характеризуються композицією, де  $(C + Si/10) \leq 0,30$  і  $(C + Si/10) > 0,30$ , відповідно, частки кількості тріщин для кожного точкового зварного шва контактного зварювання такі:



-  $(C+Si/10) \leq 0,30$  : випробування Gleeble LME  $> 1,5$  мм щонайменше 80 % точкових зварних швів контактного зварювання мають менше 10 тріщин, і 0 % мають 20 і більше тріщин;  
 -  $(C+Si/10) > 0,30$  : випробування Gleeble LME  $< 1,5$  мм, тільки 40 % точкових зварних швів контактного зварювання мають менше 10 тріщин, а 30 % мають 20 і більше тріщин.

5 При розгляді середньої кількості тріщин у кожному точковому зварному шві контактного зварювання результати такі:

- для композицій, де  $C+Si/10 \leq 0,30$  , середня кількість тріщин у кожному точковому зварному шві контактного зварювання менше шести;

10 - для композицій, де  $C+Si/10 > 0,30$  , середня кількість тріщин у кожному точковому зварному шві контактного зварювання більше шести.

Гарячекатаний лист товщиною в діапазоні від 2 до 5 мм може бути вироблений відомим чином із вищезгаданої композиції сталі винаходу. В одному прикладі температура повторного нагрівання до прокатки може знаходитися в межах від 1200 °C до 1280 °C, бажано приблизно 1250 °C, температура остаточної прокатки переважно знаходиться в межах від Ar3 до 950°C, і змотування в рулон проводять за температури, яка переважно знаходиться в межах від 400 °C до 650 °C. Як правило, у випадку  $(C + Si/10) \leq 0,30$  % температура змотування в рулон знаходитиметься в межах від 450 °C до 550 °C.

Після змотування в рулон лист має ферито-перлітову або ферито-перліто-бейнітову структуру.

20 Після змотування в рулон лист необов'язково піддають термічній обробці, наприклад, відпалювання в камерній печі або безперервному відпалюванню, з метою зменшення твердості листової сталі і тому покращення прокатуваності при холодній прокатці гарячекатаної і змотаної в рулон листової сталі.

Наприклад, гарячекатану і змотану в рулон листову сталь піддають термічній обробці за температури в діапазоні від 400 °C до 700 °C і зберігають за температури відпалювання в камерній печі ТНВА протягом періоду часу в діапазоні від 120 с до 15 годин.

30 Згідно з одним варіантом виконання термічна обробка являє собою відпалювання в камерній печі, що проводиться щодо гарячекатаного і змотаного в рулон листа, за температури відпалювання в камерній печі ТНВА, що знаходиться в межах від 550 °C до 700 °C, при цьому гарячекатаний і змотаний у рулон лист зберігають за температури ТНВА протягом періоду часу в діапазоні від 5 до 15 годин.

Згідно з іншим варіантом виконання лист піддають безперервному відпалюванню, при цьому температура відпалювання ТНВА знаходиться в межах від 600 °C до 700 °C, і лист зберігають за згаданої температури ТНВА протягом періоду часу в діапазоні від 120 с до 360 с.

35 Лист може бути підданий травленню та холодній прокатці для отримання холоднокатаного листа, що має товщину в діапазоні від 0,7 мм до 3 мм, наприклад, у діапазоні від 1 мм до 2 мм.

Після цього лист піддають термічній обробці в технологічній лінії безперервного відпалювання і нанесення покриття.

Термічна обробка включає стадії:

40 - відпалювання листа за температури відпалювання  $T_A$  таким чином, щоб після завершення стадії відпалювання сталь мала б структуру, яка містить щонайменше 65 % аустеніту і аж до 100 % і від 0 % до 35 % міжкритичного фериту. Спеціалісти у відповідній галузі техніки знають, як визначити температуру відпалювання  $T_A$  на підставі дилатометричних випробувань або при використанні напівемпіричних формул. Переважно температура відпалювання  $T_A$  становить  
 45 щонайменше  $A_{c3}+20$  °C з метою обмеження закрублення аустенітних зерен. Символ  $A_{c3}$  означає температуру завершення перетворення в аустеніт під час стадії нагрівання. Інше переважно температура відпалювання  $T_A$  становить щонайбільше  $A_{c3}$ . Лист зберігають за температури відпалювання, тобто, зберігають у діапазоні від  $T_A - 5^\circ\text{C}$  до  $T_A + 10^\circ\text{C}$ , протягом часу відпалювання  $t_A$ , що становить понад 30 с, але який не повинен бути більше 300 с;

50 - необов'язкового повільного охолодження листа від температури відпалювання  $T_A$  до температури припинення охолодження при швидкості охолодження менше  $10^\circ\text{C}/\text{с}$ , переважно менше  $5^\circ\text{C}/\text{с}$ , таким чином, щоб отримати сукупну частку фериту (міжкритичний ферит + перетворений ферит), що знаходиться в межах від 5 % до 35 %, за відсутності утворення перліту або бейніту. Ця стадія повільного охолодження має на меті утворення фериту, зокрема,  
 55 при частці міжкритичного фериту після стадії відпалювання менше 5 %. У такому разі частка фериту, що утворився під час повільного охолодження, більша або дорівнює 5 %-IF, при цьому IF являє собою частку міжкритичного фериту, і менша або дорівнює 35 %-IF. У разі частки міжкритичного фериту, яка становить щонайменше 5 %, повільне охолодження є необов'язковим. У будь-якому разі частка фериту, що утворився під час повільного

оохолодження, менша або дорівнює 35 %-IF таким чином, що сукупна частка фериту залишається такою, що дорівнює 35 %. Температура припинення оохолодження знаходиться в межах від 750 °C до 600 °C. Дійсно, температура припинення оохолодження, яка становить понад 750 °C, не дає можливості утворення достатньої кількості фериту, тоді як температура припинення оохолодження, яка становить менше 600 °C, може привести до утворення бейніту. Повільне оохолодження зазвичай проводять протягом часу оохолодження в межах від 10 с до 40 с. Ферит, який може бути утворений під час стадії повільного оохолодження, який називається, крім того, "перетвореним феритом", відрізняється від міжкритичного фериту, який залишається в структурі після завершення стадії відпалювання. Зокрема, на противагу перетвореному фериту міжкритичний ферит є полігональним. На додачу до цього, перетворений ферит збагачений вуглецем та марганцем, тобто характеризується рівнями вмісту вуглецю та марганцю, які вищі за рівні вмісту вуглецю та марганцю в міжкритичному фериті. Тому міжкритичний ферит і перетворений ферит можуть бути диференційовані в результаті отримання у ході спостереження мікрофотографії з використанням мікроскопа АЕП-ПЕМ, який використовує вторинні електрони, після декапіювання з використанням метабісульфіту натрію. На мікрофотографії, як це продемонстровано на кресленні, що додається, міжкритичний ферит має сіре забарвлення середньої насиченості, тоді як перетворений ферит має темно-сіре забарвлення завдяки вищим рівням вмісту вуглецю та марганцю. На кресленні символ IF означає міжкритичний ферит, TM – перетворений ферит, FM – свіжий мартенсит, а RA – залишковий аустеніт. Для кожної конкретної композиції сталі спеціалісти у відповідній галузі техніки знають, як точно визначити умови проведення повільного оохолодження, які підходять для використання при отриманні бажаної частки перетвореного фериту. Утворення перетвореного фериту робить можливим ретельніше контрольоване регулювання частки площі фериту у кінцевій структурі і, таким чином, забезпечує досягнення експлуатаційної надійності способу;

- безпосередньо після відпалювання або стадії повільного оохолодження загартування листа в результаті оохолодження від температури, яка становить щонайменше 600°C, до температури загартування QT, меншої за температуру перетворення Ms аустеніту, який залишається після відпалювання і повільного оохолодження, при швидкості оохолодження, досить великій для утворення по суті мартенситу і нижнього бейніту при одночасному уникненні утворення верхнього і гранулярного бейніту. Швидкість оохолодження переважно знаходиться в межах від 20 °C/с до 100 °C/с. Для кожної конкретної композиції сталі і кожної структури спеціалісти у відповідній галузі техніки знають, як визначити температуру перетворення Ms аустеніту, який залишається після відпалювання і повільного оохолодження. Вони також знають і те, як визначити температуру загартування, адаптовану для отримання бажаної структури, безпосередньо після загартування, яка складається з від 5 % до 35 % сумарної кількості міжкритичного фериту і перетвореного фериту щонайменше 3 % аустеніту та щонайменше 30 % мартенситу, при цьому доповнення у разі наявності його складається з нижнього бейніту. Загалом температура загартування QT знаходиться в діапазоні від 200 °C до 270 °C. У разі, коли температура загартування QT, яка становить менше 200 °C, частка відпущеного (або того, що піддався стадії розподілу) мартенситу в кінцевій структурі буде надмірно великою для стабілізації достатньої кількості залишкового аустеніту, яка становить понад 3 %, таким чином, що повне відносне подовження, виміряне згідно із стандартом ISO 6892-1, не досягає 12 %. Окрім цього, у разі, коли температура загартування QT, яка становить понад 270 °C, частка відпущеного мартенситу у кінцевій структурі буде надмірно маленькою для отримання бажаної межі міцності при розтягненні. Переважно температура загартування QT знаходиться в межах від 200 °C до 250 °C;

- необов'язкового витримування листа, що піддався загартуванню, за температури загартування QT протягом часу витримування, що знаходиться в межах від от 2 с до 8 с, переважно від 3 с до 7 с;

- повторного нагрівання листа від температури загартування аж до температури розподілу PT, що знаходиться в межах від 400 °C до 480 °C, а переважно знаходиться в межах від 440 °C до 470 °C. Швидкість повторного нагрівання може бути великою при проведенні повторного нагрівання в результаті індукційного нагрівання, наприклад, у діапазоні від 6 до 13 °C/с. У разі температури розподілу PT, яка становить понад 480 °C або менше 400 °C, відносне подовження кінцевого продукту буде незадовільним;

- зберігання листа за температури розподілу PT протягом часу розподілу Pt, що знаходиться в межах від 50 с до 250 с, переважно від 50 с до 200 с. Під час цієї стадії розподілу вуглець розподіляється, тобто дифундує з мартенситу в аустеніт, який таким чином збагачується;

- нанесення на лист покриття шляхом занурення у розплав. Нанесення покриття зануренням у розплав може являти собою, наприклад, цинкування гарячим способом. У разі цинкування листа гарячим способом це здійснюють у звичайних умовах. Листова сталь, що відповідає винаходу, може бути піддана цинкуванню з відпалюванням за температури сплавлення GAT, що знаходиться в межах від 480 °C до 515 °C, наприклад, яка знаходиться в межах від 480 °C до 500 °C, для проведення сплавлення покриття з Zn в результаті зустрічної дифузії з Fe після занурення сталі у ванну з Zn. У разі температури цинкування з відпалюванням, яка становить понад 515 °C, повне відносне подовження, яке відповідає документу ISO 6892-1, буде зменшуватися до менше, ніж 12 %. Сталь, яка відповідає винаходу, також може бути піддана цинкуванню гарячим способом при використанні Zn або сплаву Zn, подібного до цинково-магнієвого або цинково-магнієво-алюмінієвого. Але можливим є нанесення усіх металевих покриттів зануренням у розплав за тієї умови, що температура, до якої лист доводять під час нанесення покриття, залишається менше 501 °C;

- охолодження листа до кімнатної температури при швидкості охолодження, яка переважно становить понад 10 °C/c, наприклад, яка знаходиться в межах від 10 °C/c до 20 °C/c.

Ця термічна обробка робить можливим отримання кінцевої структури, тобто, після розподілу та охолодження до кімнатної температури, яка складається з:

- залишкового аустеніту, який характеризується поверхневою часткою, що знаходиться в межах від 3 % до 15 %;

- відпущеного мартенситу, який характеризується поверхневою часткою, що становить щонайменше 30 %;

- свіжого мартенситу, який характеризується поверхневою часткою, що становить щонайбільше 5 %;

- бейніту, який характеризується поверхневою часткою, що становить щонайбільше 35 %; бейніт включає нижній бейніт, наприклад, складається з нижнього бейніту,

при цьому сума поверхневих часток відпущеного мартенситу, свіжого мартенситу та бейніту знаходиться в межах від 55 % до 92 %;

- від 5 % до 35 % фериту. Ферит включає стосовно сукупної структури від 0 % (включно) до 35 % міжкритичного фериту та від 0 % (включно) до 35 % перетвореного фериту таким чином, що поверхнева частка сумарної кількості міжкритичного фериту та перетвореного фериту знаходиться в межах від 5 % до 35 %. Наприклад, ферит складається з міжкритичного фериту. Згідно з іще одним прикладом ферит включає стосовно сукупної структури від 0 % до 5 % міжкритичного фериту та від 0 % (виключно) до 35 % перетвореного фериту.

Частка залишкового аустеніту, яка становить щонайменше 3 %, спільно з поверхневою часткою фериту в діапазоні від 5 % до 35 % робить можливим отримання повного відносного подовження, що згідно з ISO 6892-1 становить щонайменше 12 %.

Крім того, така обробка робить можливим отримання збільшеного рівня вмісту C в залишковому аустеніті, який становить щонайменше 0,9 %, бажано навіть щонайменше 1,0 % і аж до 1,2 %.

Мартенсит включає свіжий мартенсит і відпущений мартенсит.

Відпущений мартенсит, який є мартенситом, що піддався стадії розподілу, характеризується рівнем вмісту C, що становить щонайбільше 0,45 %, при цьому цей рівень вмісту отримується в результаті розподілу вуглецю з аустеніту в мартенсит під час стадії розподілу. Свіжий мартенсит, який отримується в результаті перетворення збагаченого аустеніту в мартенсит після стадії розподілу, характеризується рівнем вмісту C, який становить щонайменше 0,9 %, а в цілому, щонайбільше 1,2 %. Частка свіжого мартенситу в структурі менша або дорівнює 5 %. Дійсно, частка свіжого мартенситу, яка становить понад 5 %, привела б до отримання коефіцієнта роздачі отвору HER, який згідно з документом ISO 16630:2009 становить менше 25 %.

При використанні цієї термічної обробки можуть бути отримані листові сталі, які характеризуються межею текучості при розтягненні YS, яка становить щонайменше 500 МПа, межею міцності при розтягненні TS, що становить щонайменше 1100 МПа, повним відносним подовженням TE, що згідно із стандартом ISO 6892-1 становить щонайменше 12 % і навіть понад 13 %, добутком TS×TE, який становить щонайменше 14200 МПа-% і навіть понад 16000 МПа-%, та коефіцієнтом роздачі отвору HER, який згідно із стандартом ISO 16630:2009 становить щонайменше 25 % і навіть щонайменше 30 %.

Приклади

У рамках прикладів та співставлення виготовляли листи, отримані з композицій сталі, що відповідають таблиці I, при цьому рівні вмісту елементів виражаються при розрахунку на масу.

У цій таблиці позначення "зал." говорить про елемент, який присутній тільки у вигляді залишку, і про відсутність навмисного додавання цього елемента.

Таблиця I

Сталь	C, %	Mn, %	C+ Mn/10	Cr, %	Mn + Cr	Si, %	Al, %	Si+ Al, %	Nb, %	S, %	C+ Si/10
1	1,162	2,540	0,416	зал.	2,540	0,965	0,995	2,0	зал.	0,001	0,26
2	0,228	1,820	0,410	0,20	2,020	1,220	0,02	1,2	зал.	0,001	0,35
3	0,221	2,050	0,426	зал.	2,050	0,724	0,775	1,5	0,020	0,001	0,29
4	0,222	2,050	0,427	0,26	2,310	0,722	0,770	1,5	0,020	0,001	0,29
5	0,192	2,280	0,420	зал.	2,280	1,460	0,02	1,5	0,019	0,001	0,34
6	0,218	2,040	0,422	0,27	2,310	0,723	0,764	1,5	зал.	0,001	0,29
7	0,180	2,500	0,430	зал.	2,500	1,200	0,600	1,8	зал.	0,001	0,3
8	0,180	2,500	0,430	зал.	2,500	1,200	0,600	1,8	0,02	0,001	0,3
9	0,218	2,082	0,426	0,350	2,432	1,491	0,02	1,511	зал.	0,001	0,37

- 5 Листи піддавали гарячій прокатці, після цього змотуванню в рулон при 540 °С або 450 °С. Деякі з листів піддавали відпалюванню в камерній печі протягом 4 днів при 550 °С або 650 °С. Листи піддавали травленню і холодній прокатці для отримання листів, що мають товщину 1,2 мм, відпалюванню, загартуванню, розподілу, цинкуванню гарячим способом при 460 °С і охолодженню до кімнатної температури. Ніякого повільного охолодження не проводили. До травлення і холодної прокатки деякі листи піддавали відпалюванню в камерній печі.

Умови проведення обробки наводяться в таблиці II.

- 10 У цій таблиці Tcoil – температура змотування в рулон, THBA – температура відпалювання в камерній печі, tHBA – час відпалювання в камерній печі, TA – температура відпалювання, tA – час відпалювання, QT – температура загартування, PT – температура розподілу, Pt – час розподілу.
- 15 У таблиці II також наводяться температури перетворення, такі як Ac1 та Ac3. Значення Ac1 та Ac3 розраховували з використанням продукту Thermocalc®.

Механічні властивості вимірювали в поперечному напрямку стосовно напрямку прокатки. Як добре відомо на сучасному рівні техніки, рівень тягучості є трішки кращим у напрямку прокатки у співставленні з поперечним напрямком для такої високоміцної сталі.

- 20 Виміряні властивості являють собою коефіцієнт роздачі отвору HER, виміряний згідно з документом ISO 16630:2009, межа текучості при розтягненні YS, межа міцності при розтягненні TS, рівномірне відносне подовження UE і повне відносне подовження TE. Межа текучості при розтягненні YS, межа міцності при розтягненні TS, рівномірне відносне подовження UE і повне відносне подовження TE вимірювали згідно із стандартом ISO 6892-1, опублікованим і жовтні 2009 року. Мікроструктури наводяться в таблиці III, а механічні властивості наводяться в таблиці IV.
- 25

Таблиця II

Приклад	Сталь	Ac1 (°C)	Ac3 (°C)	Tcoil (°C)	THBA (°C)	tHBA (час)	TA (°C)	tA (сек)	QT (°C)	PT (°C)	Pt (сек)
A	1	720	995	540	-	-	850	114	250	460	100
B	2	727	820	540	550	10	850	100	250	460	60
C	3	721	905	540	-	-	850	60	250	460	100
D	4	725	900	540	-	-	850	60	250	460	100
E	5	722	830	540	550	10	850	60	250	460	100
F	6	725	900	540	-	-	880	120	270	460	60
G	7	720	895	450	550	10	850	100	250	460	60
H	7	720	895	450	550	10	850	100	230	460	60
I	8	720	895	450	550	10	850	100	230	460	60
J	8	720	895	450	550	10	870	100	230	460	60
K	8	720	598	450	550	10	850	100	230	460	200
L	9	728	825	540	550	15	820	100	250	460	60

- 30 У таблиці III TM – поверхнева частка відпущеного мартенситу, FM – поверхнева частка свіжого мартенситу, B – поверхнева частка бейніту, IF – поверхнева частка міжкритичного

фериту, F – сукупна поверхнева частка фериту (міжкритичного фериту + перетвореного фериту).

Таблиця III

Приклад	Сталь	TM (%)	FM (%)	B (%)	TM+FM+B (%)	IF (%)	F (%)	RA (%)
A	1	23	17	0	40	53	58	2
B	2	47	0	38	85	0	5	10
C	3	37	2	14	53	30	36	11
D	4	32	4	20	56	29	34	10
E	5	53	0	33	86	0	5	9
F	6	44	3	27	74	11	16	10
G	7	58	0	0	58	26	31	11
H	7	47	0	15	62	26	31	7
I	8	52	0	10	62	26	31	7
J	8	47	0	30	77	14	19	4
K	8	51	0	15	66	26	31	3
L	9	58	0	20	78	5	10	12

5 Як демонструють ці приклади, в результаті здійснення способу, що відповідає винаходу, можуть бути отримані листові сталі, які характеризуються межею міцності при розтягненні TS, що становить щонайменше 1100 МПа, і повним відносним подовженням TE, яке згідно з документом ISO 6892-1 становить щонайменше 12 % і навіть щонайменше 13 %, при цьому добуток TS\*TE становить понад 14200 МПа-%. Ці листові сталі також характеризуються межею

10 текучості при розтягненні, що становить щонайменше 500 МПа, рівномірним відносним подовженням, яке становить щонайменше 8 %, а в цілому понад 9 %, і коефіцієнтом роздачі отвору HER, який згідно з документом ISO 16630:2009 становить щонайменше 25 % і навіть понад 30 %.

15 Як демонструють приклади A та B, у разі рівнів вмісту C та Mn, таких, де  $C+Mn/10 < 0,420$ , бажана структура отримана не буде, а межа міцності при розтягненні та/або отримане повне відносне подовження будуть незадовільними.

20 Як демонструє приклад C, у разі  $Mn+C < 2,25$  сумарна кількість часток мартенситу та бейніту буде надмірно маленькою таким чином, що межа міцності при розтягненні, що становить щонайменше 1100 МПа, отримана не буде.

Таблиця IV

Приклад	Сталь	YS (МПа)	TS (МПа)	UE (%)	TE (%)	TSxTE (МПа-%)	HER (%)
A	1	467	1065	12	16,2	17253	31
B	2	1172	1276	6,1	9,8	12505	67
C	3	662	998	16,5	20,7	20659	33
D	4	612	1110	13,9	17,8	19758	26
E	5	1071	1204	8,4	12	14207	33
F	6	1016	1136	8,6	13,6	15450	н/в
G	7	523	1186	12,4	15,9	18857	39
H	7	735	1150	13,2	17,3	19895	36
I 1	8	588	1217	12,9	16,4	19959	31
J	8	1040	1175	12,1	16,5	19388	37
K	8	683	1191	11,8	15,3	18222	30
L	9	744	1249	11,1	14,7	18360	25

25 Щодо зварюваності при точковому зварюванні, то листи, що відповідають винаходу, характеризуються низькою чутливістю до явища РМО у разі композиції, де  $C + Si/10 \leq 0,30$  та  $Al \geq 6(C+Mn/10) - 2,5$ . Це означає, що при використанні таких сталей можливим є виробництво конструкцій, що включають точкові зварні шви контактного зварювання, таких як кузови автомобілів, для яких ймовірність наявності кількості тріщин у точкових зварних швах контактного зварювання є такою, що середнє число становить менше 6 тріщин при розрахунку

на один точковий зварний шов контактного зварювання, а ймовірність наявності менше 10 тріщин становить 98 %.

Зокрема, зварна конструкція, яка включає точкові зварні шви контактного зварювання, для принаймні двох листових сталей, може бути виконана в результаті виробництва першої листової сталі способом, що відповідає винаходу, при цьому перший лист є таким, де  $C+Si/10 \leq 0,30$  та  $Al \geq 6(C+Mn/10) - 2,5$ , і на нього наносять покриття з Zn або сплав Zn, отримання другої листової сталі, що характеризується композицією, де  $C+Si/10 \leq 0,30$  та  $Al \geq 6(C+Mn/10) - 2,5$ , і проведення контактного точкового зварювання між першою листовою сталлю і другою листовою сталлю. Друга листовая сталь може бути, наприклад, вироблена способом, що відповідає винаходу, і на неї може бути нанесене покриття з Zn або сплаву Zn.

Таким чином отримують зварну конструкцію, яка характеризується низькою чутливістю до явища РМО. Наприклад, для такої зварної конструкції, яка включає принаймні десять точкових зварних швів контактного зварювання, середня кількість тріщин при розрахунку на один точковий зварний шов контактного зварювання менше шести.

Листові сталі, не обов'язково зварені при використанні контактного точкового зварювання згідно з винаходом, з користю використовують для виготовлення деталей конструкції автотранспортних засобів, оскільки вони характеризуються високою здатністю до формування під час використання способу виготовлення і високим поглинанням енергії у разі зіткнення. Точкові зварні шви контактного зварювання, що відповідають винаходу, також успішно використовують для виготовлення деталей конструкції автотранспортних засобів, оскільки значно послабляється можливе ініціювання та поширення тріщин, розташованих у зонах зварювання.

#### ФОРМУЛА ВІНАХОДУ

1. Спосіб виробництва листової сталі з нанесеним покриттям, що характеризується межею міцності при розтягненні TS, яка становить щонайменше 1100 МПа, повним відносним подовженням TE, згідно із стандартом ISO 6892-1, що становить щонайменше 12 %, при цьому добуток  $TS \times TE$  межі міцності при розтягненні та повного відносного подовження становить щонайменше 14200 МПа·%, і коефіцієнтом роздачі отвору HER, що згідно із стандартом ISO 16630:2009 становить щонайменше 25 %, при цьому спосіб включає такі послідовні стадії: отримання холоднокатаної листової сталі, хімічний склад якої включає, мас. %:

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

$2,0 \leq Mn \leq 2,7$ ,

причому  $C+Mn/10 \geq 0,420$ ,

$0 \leq Cr \leq 0,40$ ,

при цьому  $Mn+Cr \geq 2,25$ ,

$0,2 \leq Si \leq 1,6$ ,

$0,02 \leq Al \leq 1,2$ ,

причому  $1,0 \leq Si+Al \leq 2,2$ ,

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

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

при цьому залишок являє собою Fe і немінучі домішки,

відпалювання листової сталі за температури відпалювання  $T_d$  таким чином, щоб отримати структуру, яка містить щонайменше 65 % аустеніту та щонайбільше 35 % міжкритичного фериту;

загартування листа від температури, що становить щонайменше 600 °C, при швидкості охолодження, що знаходиться в межах від 20 до 50 °C/с, аж до температури загартування QT в діапазоні від 200 до 270 °C;

нагрівання листа аж до температури розподілу PT, що знаходиться в межах від 400 до 480 °C, і зберігання листа за даної температури розподілу PT протягом часу розподілу Pt, що знаходиться в межах від 50 до 250 с;

нанесення на лист покриття шляхом занурення у розплав за температури, що становить менше 515 °C;

охолодження листа з нанесеним покриттям аж до кімнатної температури,

причому листовая сталь має мікроструктуру, яка складається в поверхневих частках із:

від 3 до 15 % залишкового аустеніту;

щонайменше 30 % відпущеного мартенситу;

щонайбільше 5 % свіжого мартенситу;

щонайбільше 35 % бейніту,

при цьому сума поверхневих часток відпущеного мартенситу, свіжого мартенситу та бейніту знаходиться в межах від 55 до 92 %;

від 5 до 35 % фериту.

5 2. Спосіб за п. 1, який включає між стадією відпалювання і стадією загартування стадію повільного охолодження листа при швидкості охолодження, що становить менше 10 °C/с, протягом періоду часу щонайменше 10 с, аж до температури, яка вище чи дорівнює 600 °C.

3. Спосіб за п. 2, в якому ферит включає в частках площі стосовно сукупної структури від 0 до 5 % міжкритичного фериту та від 0 до 35 % перетвореного фериту, при цьому згаданий перетворений ферит утворюється під час стадії повільного охолодження.

10 4. Спосіб за п. 1, у якому ферит складається з міжкритичного фериту.

5. Спосіб за будь-яким із пп. 1-4, у якому лист, що піддається гартуванню, безпосередньо до нагрівання до температури розподілу РТ має структуру, яка складається з від 5 до 35 % фериту, щонайменше 3 % аустеніту, щонайменше 30 % мартенситу, при цьому доповнення складається з нижнього бейніту.

15 6. Спосіб за будь-яким із пп. 1-5, у якому стадія отримання згаданої холоднокатаної листової сталі включає:

гарячу прокатку листа, виготовленого із згаданої сталі, для отримання гарячекатаної листової сталі;

20 змотування згаданої гарячекатаної листової сталі в рулон за температури  $T_c$ , що знаходиться в межах від 400 до 650 °C;

проведення термічної обробки за температури ТНВА, що знаходиться в межах від 400 до 700 °C, при цьому лист витримують за згаданої температури ТНВА протягом періоду часу в межах від 120 с до 15 годин;

25 холодну прокатку згаданої гарячекатаної листової сталі для отримання згаданої холоднокатаної листової сталі.

7. Спосіб за п. 6, у якому термічна обробка являє собою відпалювання у камерній печі, яке проводять стосовно гарячекатаного і змотаного в рулон листа, за температури ТНВА в межах від 550 до 700 °C, при цьому гарячекатаний і змотаний у рулон лист витримують за згаданої температури ТНВА протягом періоду часу в діапазоні від 5 до 15 годин.

30 8. Спосіб за п. 6, у якому термічна обробка являє собою безперервне відпалювання, при цьому згадана температура ТНВА знаходиться в межах від 600 до 700 °C, причому лист витримують за згаданої температури ТНВА протягом періоду часу в діапазоні від 120 до 360 с.

9. Спосіб за будь-яким із пп. 1-8, у якому після гартування листа до температури гартування QT і до нагрівання листа до температури розподілу РТ лист витримують за температури гартування QT протягом часу витримування в межах від 2 до 8 с, бажано від 3 до 7 с.

35 10. Спосіб за будь-яким із пп. 1-9, у якому хімічний склад сталі задовольняє принаймні одну з наведених далі умов:

$C \geq 0,17$ ,

40  $C \leq 0,21$ ,

$Mn \leq 2,5$ ,

$0,010 \leq Nb$ ,

$Cr \leq 0,05$  або

$Cr \geq 0,10$ .

45 11. Спосіб за будь-яким із пп. 1-10, у якому хімічний склад сталі є таким, де  $C+Si/10 \leq 0,30$  та  $Al \geq 6(C+Mn/10)-2,5$ .

12. Спосіб за п. 11, у якому хімічний склад сталі є таким, де  $0,2 \leq Si < 1,0$  та  $0,4 \leq Al \leq 1,2$ .

13. Спосіб за п. 12, у якому  $0,2 \leq Si \leq 0,8$  та  $0,7 \leq Al \leq 1,2$ .

50 14. Спосіб за будь-яким із пп. 1-13, у якому стадія нанесення покриття зануренням у розплав є стадією цинкування гарячим способом або стадією цинкування з відпалюванням, при цьому температура сплавлювання GAT знаходиться в межах від 480 до 515 °C.

15. Спосіб за будь-яким із пп. 1-14, у якому на листову сталь наносять покриття із Zn або сплаву Zn.

16. Спосіб виробництва точкового зварного шва контактного зварювання для принаймні двох листових сталей, при цьому згаданий спосіб включає:

виробництво першої листової сталі способом за п. 11 або 15;

отримання другої листової сталі, яка характеризується таким хімічним складом, де  $C+Si/10 \leq 0,30$  та  $Al \geq 6(C+Mn/10)-2,5$ ;

60 контактне точкове зварювання згаданої першої листової сталі із згаданою другою листовою сталлю.

17. Листова сталь із нанесеним покриттям, хімічний склад сталі якої включає, мас. %:
- 0,15≤C≤0,23,  
2,0≤Mn≤2,7,  
при цьому C+Mn/10≥0,420,  
5 0≤Cr≤0,40,  
причому Mn+Cr≥2,25,  
0,2≤Si≤1,6,  
0,02≤Al≤1,2,  
при цьому 1,0≤Si+Al≤2,2,  
10 0≤Nb≤0,035,  
0≤Mo≤0,1,  
причому залишок являє собою Fe і неминучі домішки, при цьому згадана листова сталь має мікроструктуру, що складається в процентних частках площі поверхні з:
- від 3 до 15 % залишкового аустеніту;  
15 щонайменше 30 % відпущеного мартенситу;  
щонайбільше 5 % свіжого мартенситу;  
щонайбільше 35 % бейніту,  
при цьому сума поверхневих часток відпущеного мартенситу, свіжого мартенситу та бейніту знаходиться в межах від 55 до 92 %;  
20 від 5 до 35 % фериту.
18. Листова сталь за п. 17, у якій ферит включає в частках площі стосовно сукупної структури від 0 до 5 % міжкритичного фериту та від 0 до 35 % перетвореного фериту.
19. Листова сталь за п. 17, у якій ферит складається з міжкритичного фериту.
20. Листова сталь за будь-яким із пп. 17-19, у якій рівень вмісту C у залишковому аустеніті знаходиться в межах від 0,9 до 1,2 %.
- 25 21. Листова сталь за будь-яким із пп. 17-20, у якій листова сталь характеризується межею текучості при розтягненні, що становить щонайменше 500 МПа, межею міцності при розтягненні, що становить щонайменше 1100 МПа, повним відносним подовженням, що згідно з документом ISO 6892-1 становить щонайменше 12 %, при цьому добуток TS×TE межі міцності при розтягненні та повного відносного подовження становить щонайменше 14200 МПа·%, та коефіцієнтом роздачі отвору HER, що згідно з документом ISO 16630:2009 становить щонайменше 25 %.
- 30 22. Листова сталь за будь-яким із пп. 17-21, у якій хімічний склад сталі задовольняє принаймні одну з наведених далі умов:
- 35 C≥0,17,  
C≤0,21,  
Mn≤2,5,  
0,010≤Nb,  
Cr≤0,05 або  
40 Cr≥0,10.
23. Листова сталь за будь-яким із пп. 17-22, у якій хімічний склад сталі є таким, де C+Si/10≤0,30 та Al≥6(C+Mn/10)-2,5.
24. Листова сталь за п. 23, у якій хімічний склад сталі є таким, де 0,2 %≤Si<1,0 та 0,4≤Al<1,2.
25. Листова сталь за п. 24, у якій 0,2≤Si≤0,8 та 0,7≤Al≤1,2.
- 45 26. Листова сталь за будь-яким із пп. 23-25, у якій на листову сталь наносять покриття із Zn або сплаву Zn.
27. Листова сталь за будь-яким із пп. 17-26, у якій товщина згаданої листової сталі з нанесеним покриттям знаходиться в межах від 0,7 до 3 мм, бажано від 1 до 2 мм.
28. Зварна конструкція, яка включає щонайменше десять точкових зварних швів контактного зварювання для принаймні двох листових сталей, у якій перша листова сталь відповідає п. 26, а друга листова сталь характеризується таким хімічним складом, де C+Si/10≤0,30 та Al≥6(C+Mn/10)-2,5, при цьому середня кількість тріщин при розрахунку на один точковий зварний шов контактного зварювання менше 6.
- 50 29. Зварна конструкція за п. 28, у якій друга листова сталь відповідає п. 26.
- 55 30. Застосування листової сталі, виготовленої способом за будь-яким із пп. 1-15, або листової сталі за будь-яким із пп. 17-27 для виготовлення деталей конструкції автотранспортних засобів.
31. Застосування точкового зварного шва контактного зварювання, отриманого способом за п. 16, або зварної конструкції за п. 28 або 29 для виготовлення деталей конструкції автотранспортних засобів.



