



УКРАЇНА

(19) **UA** (11) **125620** (13) **C2**
(51) МПК (2022.01)

C23C 2/02 (2006.01)
C23C 2/06 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)
C22C 38/18 (2006.01)
C22C 38/20 (2006.01)
C22C 38/24 (2006.01)
C22C 38/28 (2006.01)
C22C 38/32 (2006.01)
C22C 38/34 (2006.01)
C22C 38/38 (2006.01)
C22C 38/56 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01)
B23K 11/11 (2006.01)
C23C 2/40 (2006.01)
C21D 1/76 (2006.01)
C21D 6/00
C21D 9/46 (2006.01)
C21D 1/20 (2006.01)
C21D 1/22 (2006.01)

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

(12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА ВИНАХІД

(21) Номер заявки:	а 2020 00315	(72) Винахідник(и): Піпар Жан-Марк (FR), Кремель Себастьян (FR), Чакраборті Анірбан (US), Панахі Деймон (US), Гіріна Ольга (US), Гассемі-Армакі Хассан (US), Чалла Венкатасурія Паван (US), Бенлатреш Ясін (FR)
(22) Дата подання заявки:	13.06.2018	(73) Володілець (володільці): АРСЕЛОРМІТТАЛ, 24-26, Boulevard d'Avranches, 1160 Luxembourg, Luxembourg (LU)
(24) Дата, з якої є чинними права інтелектуальної власності:	05.05.2022	(74) Представник: Слободянюк Оксана Олександрівна, реєстр. №216
(31) Номер попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції:	PCT/IB2017/000753	(56) Перелік документів, взятих до уваги експертизою: EP 2990501 A1, 02.03.2016 US 2012018060 A1, 26.01.2012 US 6558815 B1, 06.05.2003 US 2016017452 A1, 21.01.2016
(32) Дата подання попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції:	20.06.2017	
(33) Код держави-учасниці Паризької конвенції, до якої подано попередню заявку:	ІВ	
(41) Публікація відомостей про заявку:	25.03.2020, Бюл.№ 6	
(46) Публікація відомостей про державну реєстрацію:	04.05.2022, Бюл.№ 18	
(86) Номер та дата подання міжнародної заявки, поданої відповідно до Договору РСТ	PCT/IB2018/054306, 13.06.2018	

(54) ОЦІНКОВАНІЙ СТАЛЕВИЙ ЛИСТ ІЗ ВИСОКОЮ ЗВАРЮВАНІСТЮ ПРИ КОНТАКТНОМУ ТОЧКОВОМУ ЗВАРЮВАННІ

(57) Реферат:

UA 125620 C2

Спосіб виготовлення сталевго листа з покриттям з цинку або цинкового сплаву з границею міцності на розтяг понад 900 МПа для одержання швів контактного точкового зварювання, які містять в середньому не більше двох тріщин, спричинених рідкометалевим окрихчуванням на зварний шов, які мають глибину 100 мкм або більше, який включає послідовні стадії приготування холоднокатаного сталевго листа, номінальний склад якого містить у масових відсотках: $0,07 \leq C \leq 0,5$, $0,3 \leq Mn \leq 5$, $0,010 \leq Al \leq 1$, $0,010 \leq Si \leq 2,45$, з $0,35 \leq (Si+Al) \leq 2,5$, $0,001 \leq Cr \leq 1,0$, $0,001 \leq Mo \leq 0,5$ та, необов'язково, $0,005 \leq Nb \leq 0,1$, $0,005 \leq V \leq 0,2$, $0,005 \leq Ti \leq 0,1$, $0,0001 \leq B \leq 0,004$, $0,001 \leq Cu \leq 0,5$, $0,001 \leq Ni \leq 1,0$, решту становить залізо і немінучі домішки від виплавки, з вмістом $S < 0,003$, $P < 0,02$, $N < 0,008$, нагрівання холоднокатаного сталевго листа до температури T_1 між $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ і $A_{c1}+50\text{ }^{\circ}\text{C}$ у зоні печі з атмосферою (A1), яка містить -15 об.% водню, при цьому залишок становить азот і немінучі домішки, так що залізо не окислюється, потім додавання в атмосферу печі щонайменше одного елемента, вибраного з водяної пари або кисню, зі швидкістю введення Q , яка перевищує $(0,07\text{ \%/год.} \times \alpha)$, причому α дорівнює 1, якщо зазначений елемент являє водяну пару, або дорівнює 0,52, якщо зазначений елемент є киснем при температурі $T \geq T_1$, щоб одержати атмосферу (A2) з точкою роси DP2 між $-15\text{ }^{\circ}\text{C}$ і температурою T_e точки роси рівноваги залізо/оксид заліза, потім нагрівання листа від температури T_1 до температури T_2 $720\text{--}1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ в зоні печі в атмосфері азоту (A2), яка містить 2-15 % водню і більш 0,1 об. % CO з парціальним тиском кисню вище 10^{-21} атм., при цьому тривалість t_h нагрівання листа від температури T_1 до кінця витримування при температурі T_2 становить 100-500 с, витримування листа при T_2 , потім охолодження листа зі швидкістю $10\text{--}400\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, потім покриття листа цинком або цинковим сплавом.

Винахід відноситься до виготовлення високоміцних сталевих листів з цинковим покриттям, які дозволяють одержувати шви контактного точкового зварювання з низькою схильністю до утворення тріщин за рахунок рідинно металевго окрихчування, зокрема адаптовані до вимог автомобільної промисловості.

5 Сталеві листи з цинковим покриттям або з покриттям цинковим сплавом дуже ефективні стосовно корозійної стійкості і тому широко використовуються в автомобільній промисловості. Проте було встановлено, що зварювання певних сталей може спричиняти появу певних тріщин явища, званого рідкометалевим окрихчуванням ("LME") або окрихчуванням, спричиненим рідким металом ("LMAC"). Це явище характеризується проникненням рідкого Zn вздовж границь зерен нижньої сталевго підкладки під дією прикладених напружень або внутрішніх напружень, що виникають в результаті фіксації, термічного розширення або фазових перетворень. Було визнано, що більш високий рівень напруження збільшує ризик LME. Оскільки напруження, присутні під час зварювання, залежать, зокрема, від міцності основного металу, очевидно, що зварні шви, виконані із сталі з більш високою міцністю, в цілому більш чутливі до LME.

15 Для зниження ризику LME у публікації EP 0812647 розкрито спосіб, в якому виконується дугове зварювання в середовищі захисного газу з використанням дроту з металевго сердцевиною, яка містить Cu. Однак цей процес не пристосований для з'єднання тонких листів в автомобільній промисловості.

20 Документ JP 2006035293 розкриває спосіб дугового зварювання з використанням дроту з нержавіючої сталі для одержання зварного шва, який містить більше 25 % фериту, і для досягнення границі міцності на розтяг у зварному шві, яка в 1,8 рази перевищує границю міцності на розтяг основного металу. Однак, крім того, що цей процес не адаптований до вимог автомобільної промисловості, досягнення низької міцності в зварному шві небажано.

25 Документ JP 2004211158 розкриває також спосіб контактного електрозварювання труб (ERW), в якому у складі сталі міститься 3-40 ч/млн бору. Однак висновки цього документа відносяться до конкретних умов процесу ERW і не можуть бути просто перенесені на процес контактного точкового зварювання. Крім того, додавання В небажане для будь-якої марки високоміцної сталі.

30 Документ JP 2005002415 пропонує помістити між покриттям і сталевго підкладкою шар на основі нікелю для мінімізації дифузії цинку і придушення в такий спосіб утворення тріщин LME у зоні термічного впливу. Проте виготовлення сталевго листа є більш складним і коштовним.

35 Документ EP 2682495 розкриває сталевий лист з покриттям з цинку, алюмінію і магнію, у якому склад сталі має деякі обмеження, зокрема, для C, Mn і Si, щоб одержати високу стійкість до розтріскування LME в швах, одержаних при дуговому зварюванні. Однак цей документ відноситься до дугового зварювання, а не до контактного точкового зварювання. Крім того, нещодавно розроблені сталі містять, як правило, більше C, Mn і Si, щоб досягти більш високої границі міцності на розтяг. В такий спосіб, неможливо просто узгодити обмеження за складом в EP 2682495 з вимогами більш високих рівнів міцності сталевих листів.

40 Тобто, бажано створити оцинкований сталевий лист з високою придатністю до формування, який можна з'єднувати шляхом контактного точкового зварювання листів з цинковим покриттям, який задовольняв би двом суперечливим вимогам:

- з одного боку досягнення границі міцності на розтяг TS понад 900 МПа листа основного металу, що вимагає деякої кількості легуючих елементів,
- з іншого боку можливість одержувати точковий зварний шов з високою стійкістю до LME, виникнення якого менш імовірно, коли міцність основного металу і ступінь легування нижчі.

45 Більш конкретно, бажано одержати зварний шов з невеликою кількістю глибоких тріщин LME, щоб не знижувати механічні характеристики зварних швів. Зокрема, бажано, щоб середня кількість тріщин LME на зварний шов на глибині більше 100 мікрметрів було менше 2, коли струм зварювання не перевищує I_{max} , що відповідає явищу виплескування при точковому зварюванні, і не більше 2, коли струм зварювання становить від I_{max} до $I_{max}+10\%$.

50 Зважаючи на рішення таких проблем винахід відноситься до способу одержання сталевго листа з покриттям з цинку або цинкового сплаву з границею міцності на розтяг понад 900 МПа, для одержання швів контактного точкового зварювання, які містять в середньому не більше двох тріщин за рахунок рідкометалевго окрихчування на зварний шов, які мають глибину 100 мкм або більше, який включає послідовні стадії:

55 - приготування холоднокатаного сталевго листа, номінальний склад якого містить у масових відсотках: $0,07\% \leq C \leq 0,5\%$, $0,3\% \leq Mn \leq 5\%$, $0,010\% \leq Al \leq 1\%$, $0,010\% \leq Si \leq 2,45\%$, $0,35\% \leq (Si+Al) \leq 2,5\%$, $0,001\% \leq Cr \leq 1,0\%$, $0,001\% \leq Mo \leq 0,5\%$ і необов'язково: $0,005\% \leq Nb \leq 0,1\%$, $0,005\% \leq V \leq 0,2\%$, $0,005\% \leq Ti \leq 0,1\%$, $0,0001\% \leq B \leq 0,004\%$,

0,001 % ≤ Cu ≤ 0,5 %, 0,001 % ≤ Ni ≤ 1,0 %, решту становить залізо і неминучі домішки від виплавки, з вмістом S < 0,003 %, P < 0,02 %, N < 0,008 %, потім

- нагрівання холоднокатаного сталевго листа до температури T1 від 550 °C до Ac1+50 °C, в зоні печі з атмосферою (A1), яка містить 2-15 об. % водню, при цьому решту становить азот і неминучі домішки, так що залізо не окислюється, потім

- додавання в атмосферу печі щонайменше одного елемента, вибраного з водяної пари або кисню, зі швидкістю введення Q, яка перевищує (0,07 % / год. × α), причому α дорівнює 1, якщо зазначений елемент являє собою водяний пар, або дорівнює 0,52, якщо зазначений елемент являє собою кисень при температурі T ≥ T1, так, щоб одержати атмосферу (A2) з точкою роси DP2 від -15 °C до температури Tе точки роси рівноваги залізо/оксид заліза,

- нагрівання листа від температури T1 до температури T2, як становить 720-1000 °C, у зоні печі в атмосфері (A2) азоту, яка містить 2-15 % водню і більше 0,1 об. % CO, з парціальним тиском кисню вище 10⁻²¹ атм. при цьому тривалість t_р зазначеного нагрівання листа від температури T1 до кінця витримування при температурі T2 становить 100-500 с,

- витримування листа при T2, потім

- охолодження листа зі швидкістю 10-400 °C/с, потім

- покриття листа цинком або цинковим сплавом.

Переважно точка роси DP2 становить від -10 до +20 °C.

Згідно здійснення атмосфера (A2) містить більше 0,2 об. % CO.

Згідно здійсненню температура T2 становить 750-900 °C, і атмосфера (A2) містить 3-5 об. % H₂.

Згідно здійсненню, після витримування сталевий лист охолоджують до температури T3, між Ms і Ms+150 °C і витримують при T3 протягом щонайменше 40 с, щоб одержати лист з безкарбідної бейнітної сталі.

Згідно здійсненню температура T3 становить від Ms+10 °C до Ms+150 °C.

Згідно з іншим здійсненням після охолодження сталевий лист охолоджують до температури QT між Ms – 5 °C і Ms – 170 °C, необов'язково витримують при QT протягом 2-8 с, потім знову нагрівають до температури T4 між 350 і 550 °C, так щоб одержати розділений мартенсит. Переважно температура T4 становить 350-490 °C.

Переважно мікроструктура сталі містить залишковий аустеніт у кількості не більше 20 %.

Відповідно до здійснення покриття виконують гарячим зануренням.

Згідно іншому здійсненню покриття наносять гальванічним способом.

Відповідно до іншого здійснення покриття виконують методом осадження з парової фази.

Винахід відноситься до сталевго листа з покриттям з цинку або цинкового сплаву з границею міцності на розтяг вище 900 МПа для одержання швів, одержаних контактним точковим зварюванням, які містять в середньому не більше двох тріщин за рахунок рідинного металевго окрихчування, які мають глибину 100 мкм або більше, на зварний шов, який включає сталеву підкладку, номінальний склад якої містить у масових відсотках: 0,07 % ≤ C ≤ 0,5 %, 0,3 % ≤ Mn ≤ 5 %, 0,010 % ≤ Al ≤ 1 %, 0,010 % ≤ Si ≤ 2,45 % з 0,35 % ≤ (Si+Al) ≤ 2,5 %, 0,001 % ≤ Cr ≤ 1,0 %, 0,001 % ≤ Mo ≤ 0,5 % і необов'язково: 0,005 % ≤ Nb ≤ 0,1 %, 0,005 % ≤ V ≤ 0,2 %, 0,005 % ≤ Ti ≤ 0,1 %, 0,0001 % ≤ B ≤ 0,004 %, 0,001 % ≤ Cu ≤ 0,5 %, 0,001 % ≤ Ni ≤ 1,0 %, решту становить залізо і неминучі домішки від плавки, з вмістом S < 0,003 %, P < 0,02 %, N < 0,008 % і зону D₁₀₀, яка знаходиться безпосередньо між 0 і 100 мкм під покриттям з цинку або цинкового сплаву, причому середній вміст вуглецю C_{av(100)} в зоні D₁₀₀ задовольняє виразу: C_{av(100)}/C_{ном} < 0,6, C_{av(100)} являє собою середній вміст C в зоні D₁₀₀, C_{ном} являє собою номінальний вміст C в сталі, і: C_{av(100)} + (Si_{av(100)})/32 < 0,21 %, C_{av(100)} і Si_{av(100)} являють собою відповідно середній вміст C і Si в зоні D₁₀₀, виражений у масових %.

Переважно в сталевому листі C_{av(100)} + (Si_{av(100)}/32) + (Mn_{av(100)}/14) < 0,30 %, C_{av(100)}, Si_{av(100)} і Mn_{av(100)} відповідно є середнім вмістом C, Si і Mn в зоні D₁₀₀, вираженим у масових %.

Переважно в сталевому листі: C_{av(100)} + (Si_{av(100)}/32) + (Mn_{av(100)}/14) - (Al_{av(100)}/48) + (Cr_{av(100)}/11) < 0,34 %, C_{av(100)}, Si_{av(100)}, Mn_{av(100)}, Al_{av(100)}, Cr_{av(100)} відповідно є середнім вмістом C, Si, Mn, Al, Cr в зоні D₁₀₀, вираженим у масових %.

Згідно здійснення вміст Mn не є постійним в зоні D₁₀₀ і: d_{Mnmin} > 1 мкм, d_{Mnmin} являє собою глибину в зоні D₁₀₀, на якій вміст Mn дорівнює мінімальному значенню Mn_{min} в зоні D₁₀₀, і: d_{Mnmin}/(Mn_{mi}/Mn_{ном}) > 8, Mn_{ном} є номінальний вміст Mn в сталі.

Згідно здійснення, вміст Si не є постійним в зоні D₁₀₀ і: d_{Simin} > 1 мкм, d_{Simin} являє собою глибину в зоні D₁₀₀, на якій вміст Si дорівнює мінімальному значенню Si_{min} в зоні D₁₀₀, і: d_{Simin}/(Si_{min}/Si_{ном}) > 4, Si_{ном} є номінальний вміст Si в сталі.

Винахід відноситься також до способу одержання шва контактного точкового зварювання, який містить не більше двох тріщин за рахунок рідкометалевого окрихчування, які мають глибину 100 мкм або більше, який включає наступні послідовні стадії:

5 - приготування щонайменше двох сталевих листів з покриттям з цинку або цинкового сплаву, як описано вище, товщиною 0,5-2,5 мм, потім

- накладення щонайменше частково сталевих листів з покриттям з цинку або цинкового сплаву, потім

- прикладання зусилля в діапазоні 350 до 500 даН з допомогою електродів, розташованих перпендикулярно і на зовнішніх сторонах накладених листів, потім

10 - зварювання сталевих листів струмом I від $I_{\min}$ до $1,10 I_{\max}$, $I_{\min}$ є мінімальний струм, вище якого не спостерігається відривання, коли зварний шов контактного точкового зварювання піддається випробуванню на розтяг при зсуві, $I_{\max}$ є струм, при якому починається виплескування рідкого металу при контактному точковому зварюванні.

15 Винахід відноситься до способу одержання точкового зварного шва, який містить не більше двох тріщин за рахунок рідкометалевого окрихчування, які мають глибину 100 мкм або більше, який включає наступні послідовні стадії:

- приготування щонайменше двох сталевих листів з покриттям з цинку або цинкового сплаву (1) з $TS > 900$ МПа, товщина яких становить 0,5-2,5 мм,

20 - вимірювання $C1_{av(100)}$, $Si1_{av(100)}$, $Mn1_{av(100)}$, $Al1_{av(100)}$, $Cr1_{av(100)}$, причому ці величини позначають відповідно середній вміст C, Si, Mn, Al, Cr в зоні D_{100} сталевій підкладки 0-100 мкм під покриттям з цинку або цинкового сплаву, потім

- розрахунку коефіцієнта CSI_1 для сталі (1):

$$CSI_1 = C1_{av(100)} + (Si1_{av(100)}/32) + (Mn1_{av(100)}/14) - (Al1_{av(100)}/48) + (Cr1_{av(100)}/11)$$

25 - потім виконання контактного точкового зварювання щонайменше на 10 зварних швах струмом I_1 , який становить від $I_{\min}$ до $1,1 I_{\max}$, при цьому $I_{\min}$ являє собою мінімальний струм, вище якого не спостерігається відривання, коли шов контактного точкового зварювання піддається випробуванню на розтяг при зсуві, $I_{\max}$ являє собою струм при якому виплескування рідкого металу починає спостерігатися при контактному точковому зварюванні, потім

30 - вимірювання середньої кількості $Crack1_{av}$ тріщин за рахунок рідкометалевого окрихчування, які мають глибину 100 мкм або більше щонайменше на 10 зварних швах, потім, якщо $Crack1_{av}$ більше 2,

- приготування другого сталевих листа (2) з покриттям із цинку або цинкового сплаву з $TS > 900$ МПа, товщина якого ідентична товщині сталі (1), причому склад сталі (2) вибирається так що: $CSI_2 < CSI_1 - ((Crack1_{av}-2)/20)$ з:

35 $CSI_2 = C2_{av(100)} + (Si2_{av(100)}/32) + (Mn2_{av(100)}/14) - (Al2_{av(100)}/48) + (Cr2_{av(100)}/11)$, $C2_{av(100)}$, $Si2_{av(100)}$, $Mn2_{av(100)}$, $Al2_{av(100)}$, $Cr2_{av(100)}$, відповідно означають середній вміст C, Si, Mn, Al, Cr в зоні D_{100} сталевій підкладки (2) 0-100 мікрметрів під покриттям з цинку або цинкового сплаву, потім

- виконання контактного точкового зварювання сталевих листа (2) струмом I_1 .

40 Винахід також має метою використання сталевих листа, описаного вище, або виготовленого, як описано вище, для виготовлення конструктивних деталей автомобільних транспортних засобів.

Тепер винахід буде докладно описаний і проілюстрований прикладами без введення обмежень.

45 По-перше, холоднокатані сталеві листи виготовляють товщиною th 0,5-2,5 мм, що є типовим діапазоном товщини, використовуваним в автомобільній промисловості. Сталеві листи, реалізовані у винаході, виготовляють за допомоги процесу, який включає послідовно стадії лиття, гарячої прокатки, намотування, необов'язково проміжного відпалу, травлення, холодної прокатки, безперервного відпалу і нанесення покриття. До складу сталі входять наступні елементи у масових %:

50 - Вуглець: 0,07-0,5 %. Якщо вміст вуглецю нижче 0,07 %, границя міцності на розтяг може бути недостатньою, тобто нижче 900 МПа. Крім того, якщо мікроструктура сталі містить залишковий аустеніт, може бути не досягнута її стабільність, яка необхідна для досягнення достатнього подовження. Вище 0,4 % C зварюваність знижується, оскільки мікроструктури з низькою ударною в'язкістю утворюються в зоні термічного впливу і в зоні розплавлення точкового зварювання. У переважному здійсненні вміст вуглецю знаходиться в діапазоні 0,18-0,4 %, що дозволяє досягти границі міцності на розтяг, що перевищує 1180 МПа. Коли сталевий лист з Zn покриттям нагрівають, низький вміст вуглецю в сталевій підкладці зменшує взаємодію між сталлю і рідким Zn або сплавом Zn. В результаті менша імовірність виникнення LME.

60 - Марганець є елементом, який спричиняє твердорозчинне зміцнення, що сприяє досягненню границі міцності на розтяг вище 900 МПа. Такий ефект досягається, коли вміст Mn

становить щонайменше 0,3 мас. % Однак додавання більше 5 % Mn сприяє утворенню структури з надмірно вираженими зонами сегрегації, які можуть негативно впливати на механічні властивості зварного шва. Переважно вміст марганцю знаходиться в діапазоні 1,5-3 % для досягнення цих ефектів. Це дозволяє одержати достатню механічну міцність без збільшення складності промислового виготовлення сталі і без підвищення змінюваності зварних швів. За певних умов відпалу Mn реагує з Si і O і, в такий спосіб, зменшує кількість Si в сталі в приповерхневій області. Отже, якщо вміст Mn залишається нижче певної кількості під покриттям Zn, у поєднанні з C, Si, Al і Cr, стійкість до LME збільшується.

- Вміст кремнію має становити 0,010-2,45 % для досягнення необхідного поєднання механічних властивостей і зварюваності: кремній зменшує виділення карбідів під час відпалу після холодної прокатки листа з-за його низької розчинності у цементиті і з-за того, що цей елемент збільшує активність вуглецю в аустеніті. Тобто, збагачення аустеніту вуглецем призводить до його стабілізації при кімнатній температурі і пластичності, наведеної перетворенням ("TRIP"), що означає, що додаток напруження, наприклад, під час формування, призводить до перетворення цього аустеніту на мартенсит. Коли вміст Si перевищує 2,45 %, під час відпалу перед гарячим цинкуванням можуть утворюватися оксиди, які сильно прилипають, що може призвести до поверхневих дефектів покриття. Що стосується C, зниження Si сприяє LME під час контактного точкового зварювання. Контролюючи умови відпалу, кількість Si під покриттям може бути змінена. Точка роси контролює парціальний тиск кисню всередині печі відпалу. Кисень дифундує всередині сталі і реагує з Si, утворюючи SiO_2 . В результаті кількість Si під поверхнею сталі зменшується. Отже, якщо вміст Si зберігається нижчим певної кількості під Zn покриттям, стійкість до LME збільшується.

- Вміст алюмінію має становити 0,010-1 %. Що стосується стабілізації залишкового аустеніту, то вплив алюмінію відносно схожий з впливом кремнію. Однак вміст алюмінію вище 1 % мас. може збільшити температуру Ac_3 , тобто температуру повного перетворення на аустеніт в сталі під час стадії відпалу, і тому зробить промисловий процес більш коштовним. Отже, вміст Al обмежений 1 %.

Оскільки високоформовані сталі містять залишковий аустеніт при кімнатній температурі, має мати місце достатня стабілізація аустеніту шляхом додавання кремнію і/або алюмінію до складу сталі у кількості: $(\text{Si}+\text{Al}) \geq 0,35$ %. Якщо $(\text{Si}+\text{Al}) < 0,35$ %, частка залишкового аустеніту може становити менше 5 %, тому пластичність і деформаційні властивості при холодному штампуванні можуть бути недостатніми. Однак, якщо $(\text{Si}+\text{Al}) > 2,5$ %, можливість нанесення покриття і зварюваність зменшуються.

- Хром дозволяє уповільнити утворення проевтектоїдного фериту на стадії охолодження після витримування при максимальній температурі протягом циклу відпалу, що дозволяє досягти більш високого рівня міцності. Отже, вміст хрому становить більше 0,001 % і менше 1,0 % з міркувань собівартості і для запобігання надмірного зміцнення. Cr впливає також на стійкість сталі до LME: за певних умов відпалу Cr реагує з Mn і O у підповерхневій зоні. Тобто, якщо вміст Cr зберігається нижчим певної кількості під Zn покриттям у поєднанні з C, Si, Al і Cr, стійкість до LME може бути збільшена.

- Молибден у кількості 0,001-0,5 % є ефективним для підвищення зміцнення і стабілізації залишкового аустеніту, оскільки цей елемент уповільнює розкладання аустеніту.

- Сталі можуть необов'язково містити елементи, які здатні виділятися у формі карбідів, нітридів або карбонітридів, в такий спосіб досягаючи дисперсійного зміцнення. З цією метою сталі можуть містити ніобій, титан або ванадій: Nb і Ti, кожен у кількості 0,005-0,1 %, V у кількості 0,005-0,2 %.

- Сталі можуть необов'язково містити нікель у кількості 0,001-1,0 %, щоб покращити ударну в'язкість.

- Сталі також можуть додатково містити мідь для додаткового зміцнення у кількості 0,001-0,5 %.

- Сталі також необов'язково можуть містити бор у кількості 0,0001-0,005 %, переважно 0,0001-0,004 %. Шляхом сегрегації на границі зерен B зменшує енергію границі зерен і, в такий спосіб, сприяє збільшенню стійкості до рідкометалевого окрихчування.

- Решту у складі становить залізо і залишкові елементи, які з'являються при виплавлянні, сталі. У цьому відношенні S, P і N принаймні розглядаються як залишкові елементи або неминучі домішки. Отже, їх вміст не перевищує 0,003 % для S, 0,02 % для P і 0,008 % для N.

Вищевказаний склад слід розуміти, як номінальний склад, тобто склад сталевих листів, який присутній у зоні, центрованої по середній товщині листа, за винятком двох зон товщиною 100 мкм, розташованих безпосередньо під двома основними поверхнями сталевих листів. Як

буде пояснено нижче, у винаході цей номінальний склад відрізняється від локального складу, присутнього на поверхні сталевій підкладки безпосередньо під Zn-покриттям.

Після холодної прокатки мікроструктура сталі сильно анізотропна і її пластичність знижується. Отже, відпал виконується для досягнення перекристалізації зерна і для одержання аустенітного перетворення, яке дозволяє одержати кінцеву шукану мікроструктуру. Відпал здійснюється шляхом безперервного переміщення сталевій штаби в печі, розділеної на кілька зон.

Згідно винаходу холоднокатаний сталевий лист безперервно відпалюють в печі з радіаційними трубами або в печі опору, або в індукційній печі, або в печі, яка об'єднує щонайменше будь-які два з цих способів, до температури T1 між 550 °C і Ac1+50 °C, де Ac1 позначає температуру початку аустенітного перетворення, коли сталь нагрівають в зоні печі, де атмосфера (A1) містить 2-15 об. % водню, переважно 3-5 об. % водню, решта являє собою азот і неминучі домішки і має таку точку роси DP1, що залізо не окислюється. Це значення може бути визначено, наприклад, з публікації D. Huin, P. Flauder, J.B. Leblond, "Numerical simulation of internal oxidation of steels during annealing treatments (Числове моделювання внутрішнього окислення сталей при обробці відпалом)". Oxidation of Metals 2005; 64; 1: 131-67.

Потім лист нагрівають від температури T1 до температури T2, яка становить 720-1000 °C, в той час як щонайменше один елемент, вибраний з водяної пари або кисню, починає вводиться у піч при температурі T1.

У разі водяної пари, температура якої складає 90-150 °C, швидкість введення потоку Q має бути вища 0,07 % на годину для модифікації поверхні сталевий листа, яка буде докладно описана нижче, дозволяючи одержати високу стійкість до LME. Швидкість введення Q оцінюється шляхом ділення об'єму введеної пари за годину на об'єм зони печі між місцем введення водяної пари і кінцем секції печі, нагрітої до температури витримування T2, як буде описано нижче.

У разі введення кисню швидкість введення Q має перевищувати 0,036 %/год., для модифікації поверхні сталі, необхідної для збільшення стійкості до LME. Швидкість введення Q оцінюється шляхом ділення об'єму введеного кисню за годину на об'єм зони печі між місцем введення кисню і кінцем секції печі, нагрітої до температури витримування T2.

Отже, незалежно від виду введення (водяної пари або кисню) мінімальна швидкість введення Q для одержання збільшеної стійкості до LME становить (0,07 %/год. $\times \alpha$), причому α дорівнює 1, якщо інжектовуваний елемент являє собою водяну пару, або дорівнює 0,52, якщо інжектовуваний елемент являє собою кисень.

У секції печі між температурою T1 і температурою T2 атмосфера (A2) повинна мати точку роси DP2 між -15 °C і температурою Tc точки роси рівноваги залізо/оксид заліза, переважно між -10 °C і +20 °C. Атмосфера (A2) містить азот і 2-15 об. % водню, переважно 3-5 об. % водню. Температура Tc може бути, наприклад, визначена з публікації: JANAF Thermomechanical Tables, 3rd Edition, Part II, Journal of Physical and Chemical Reference Data, Volume 14, 1985, додаток n 1, опублікований Американським хімічним товариством і Американським інститутом Фізики Національного бюро стандартів.

За рахунок певної швидкості введення Q атмосфера (A2) містить більше 0,1 об. % CO, переважно більше 0,2 об. % CO і парціальний тиск кисню в атмосфері (A2) перевищує 10-21 атм. Це дозволяє модифікувати вміст C, Mn, Si, Al, Cr у підповерхневій зоні сталевий листа, розташованої між 0 і 100 мкм.

Тривалість часу t_D між T1 і закінченням витримування при T2 становить 100-500 с. Якщо тривалість t_D становить менше 100 с, модифікація складу сталі у підповерхневій зоні, розташованій між 0 і 100 мкм, недостатня для значного покращення стійкості до LME. Якщо час t_D перевищує 500 с, існує ризик того, що механічні властивості сталевий листа стануть недостатніми.

Потім лист витримують при температурі між T2 і T2+50 °C у вищевказаній атмосфері (A2).

Після витримування при температурі T2 протягом періоду часу, який може становити 30-400 с, сталевий лист охолоджують, щоб одержати мікроструктури, які поєднують високу формованість і границю міцності на розтяг, яка перевищує 900 МПа. Охолодження може бути виконано з використанням азоту з 5-70 % водню або загартуванням водою, щоб одержати швидкість охолодження 10-400 °C/с.

Згідно з одним здійсненням для одержання мікроструктури безкарбідного бейніту ("CFB") сталевий лист охолоджують до температури T3 між Ms і Ms+150 °C або між Ms+10 °C і Ms+150 °C. Після цього сталевий лист витримують при температурі T3 протягом щонайменше 40 с для перетворення мікроструктури. Кінцева мікроструктура зазвичай містить 10-20 % залишкового аустеніту і більше 50 % бейніту, який практично не містить грубих карбідів, тобто

така, що кількість на одиницю площі міжрейкових карбідів, розмір яких перевищує 0,1 мкм, не перевищує 50000/мм².

Згідно з іншим здійсненням для одержання загартованої і розділеної ("QP") мікроструктури сталевий лист охолоджують до температури QT нижче температури початку утворення мартенситу (Ms), тобто між Ms – 5 °C і Ms – 170 °C, необов'язково витримують при температурі QT протягом 2-8 с, потім знову нагрівають до температури T4 між 350 і 550 °C, переважно між 350 і 490 °C і витримують протягом 30-500 с в атмосфері (A3), так що не відбувається повторного поверхневого окислення заліза. Переважно ця атмосфера містить 2-15 об. % водню і більш переважно 3-5 об. % водню.

Кінцева мікроструктура зазвичай містить 3-20 % залишкового аустеніту, більше 25 % розподіленого мартенситу, тобто відпущеного мартенситу з вмістом C нижчим, ніж номінальний вміст в сталі.

Після цього сталевий лист покривають гарячим зануренням у ванну з рідким металом на основі Zn, нагрітої до температури Tbm. При цьому сталь, що має температуру між Tbm – 10 °C і Tbm+50 °C, безперервно проходить крізь ванну з рідким металом, що формує покриття. Листи являють собою листи з цинковим покриттям або покриттям з цинкового сплаву, причому останній вираз означає покриття, в якому вміст Zn перевищує 50 мас. % Зокрема, покриття може бути виконане гарячим цинкуванням ("GI") або гарячим цинкуванням, одразу після якого настає термічна обробка при температурі близько 475-570 °C, щоб спричинити дифузію заліза у покриття і для одержання покриття "цинкуванням з відпалом" або "GA", яке містить близько 7-14 % Fe. Це може бути також покриття з цинку або цинкового сплаву, одержане гальванічним способом або процесом осадження з парової фази. Сплав Zn також може являти собою покриття Zn-Mg-Al, таке як, наприклад, покриття Zn-3 % Mg-3,7 % Al або Zn-1,2 % Al-1,2 % Mg.

У переважному здійсненні для виготовлення оцинкованого сталевих листа (GI) після витримання при T3 або T4 (відповідно до шуканої мікроструктури, CFB або QP сталі) сталевий лист нагрівають до 465 °C ± 20 °C і нагрівають і цинкують гарячим зануренням у ванну з рідким цинком, яка містить 0,15-0,40 % мас. алюмінію при температурі 460±20 °C. Тривалість цинкування становить 2-10 с.

В іншому переважному здійсненні для одержання цинкового покриття (GA) цинкування проводять у ванні з рідким цинком, що містить 0,10-0,17 % мас. алюмінію, нагрітої до 460 °C ± 20 °C, з наступною термообробкою після нанесення покриття при 475-570 °C.

Цинкове покриття також можна наносити на сталевий лист гальванічним способом. У цьому процесі сталевий лист охолоджують до кімнатної температури після витримання при температурі T3 або T4. Потім цей сталевий лист занурюють у ванну для електроцинкування, яка містить розчин хлористих або сульфатних солей цинку, при температурі 50-100 °C. У цьому процесі струм проходить через два анода, в той час як сталевий лист служить катодом.

Цинкове покриття також може бути нанесене на сталевий лист методом осадження з парової фази, який сам по собі є відомим.

Несподівано автори винаходу довели, що комбінація високої границі міцності на розтяг і високої стійкості до розтріскування LME може бути одержана, якщо номінальний склад сталевих листа відповідає характеристикам, описаним вище, і коли склад зони D₁₀₀ розташованої від 0 до 100 мкм безпосередньо під покриттям з Zn або сплаву Zn, виявляє специфічні ознаки. Слід розуміти, що ця зона D₁₀₀ присутня на кожній з двох основних поверхонь сталевих листа. Специфічні ознаки в цій зоні досягаються в процесі відпалу, а саме за рахунок певних температур, швидкості введення, атмосфери в печі, діапазонів тривалості і точки роси, які дозволяють змінювати склад поверхні сталі перед нанесенням покриття з Zn або сплаву Zn. В такий спосіб, одержують зону, яка має модифікований склад, а саме по вуглецю, марганцю, кремнію, алюмінію і хрому. Середній склад цієї зони і градієнти вмісту Mn і Si у цій зоні контролюються номінальним складом сталі, температурою T1 і T2, швидкістю потоку Q, тривалістю t_D між T1 і закінченням витримання при T2 і атмосферою печі. Зокрема, точка роси DP2 і парціальний тиск кисню між T1 і T2 надають сильний вплив на природу і глибину зони.

В зоні D₁₀₀ під покриттям з Zn або сплаву Zn склад сталі відрізняється від номінального складу сталі. Ця специфічна зона покращує стійкість до розтріскування LME при контактному точковому зварюванні. Порівняно зі сталевим листом безпосередньо перед гарячим цинкуванням у ванні Zn було встановлено, що близько одного мікрометра поверхні сталевих листа реагує або розчиняється у ванні з рідким цинковим сплавом.

Профілі вмісту таких елементів, як-от C, Mn, Si, Cr, Al, в зоні D₁₀₀, а також їх середній вміст в цій зоні відповідно: C_{av(100)}, Si_{av(100)}, Mn_{av(100)}, Al_{av(100)}, Cr_{av(100)}, можуть бути виміряні відомим методом, таким як-от, наприклад, оптична емісійна спектроскопія тліного розряду (GDOES).

В такий спосіб $C_{av(100)}$ можна порівняти з номінальним вмістом С в сталевому листі $C_{ном}$.
 5 Автори винаходу довели, що певний ступінь знеуглецювання має бути присутнім в D_{100} , тобто що $C_{av(100)}/C_{ном}$ має бути не нижче 0,6, щоб покращити стійкість до розтріскування LME. На додаток до створення цього градієнта вмісту С на поверхні сталевго листа автори винаходу довели, що стійкість до LME ефективно досягається, коли С і Si в D_{100} такі, що:

$$C_{av(100)} + Si_{av(100)}/32 < 0,21 \%$$

Крім того, зіставляючи стійкість до розтріскування LME (виміряну за середньою кількістю тріщин на зварний шов глибших 100 мкм) з елементами, присутніми в D_{100} , автори винаходу довели, що кращий коефіцієнт кореляції виходить з врахуванням С, Si і Mn в D_{100} , щоб визначити в цій зоні умову: $C_{av(100)} + (Si_{av(100)}/32) + (Mn_{av(100)}/14) < 0,30 \%$.

У найважчих умовах зварювання, тобто з геометрією, пов'язаної з високим зусиллям утримування і з високим струмом зварювання, було встановлено, що вміст С, Mn, Si, Al, Cr має враховуватися для одержання оптимальної стійкості до LME, тобто що вміст цих елементів у зоні D_{100} має задовольняти умові: $C_{av(100)} + (Si_{av(100)}/32) + (Mn_{av(100)}/14) - (Al_{av(100)}/48) + (Cr_{av(100)}/11) < 0,34 \%$.

Крім того, умови відпалу створюють градієнти вмісту Mn і Si у зоні D_{100} , так що концентрація цих елементів змінюється в цій зоні: мінімальні значення вмісту Si і Mn (відповідно, Si_{min} і Mn_{min}) спостерігаються на певних відстанях під Zn покриттям відповідно $d_{Si_{min}}$ і $d_{Mn_{min}}$.

Автори винаходу довели, що висока стійкість до розтріскування LME досягається, коли: $d_{Si_{min}} > 1$ мкм і коли: $d_{Si_{min}}/(Si_{min}/Si_{ном}) > 4$, $Si_{ном}$ позначає номінальний вміст Si у сталі.

Стосовно Mn, аналогічним чином висока стійкість до LME спостерігається, коли: $d_{Mn_{min}} > 1$ мкм, і коли: $d_{Mn_{min}}/(Mn_{min}/Mn_{ном}) > 8$, $Mn_{ном}$ позначає номінальний вміст Mn у сталі.

Крім того, на підставі своїх численних спостережень і даних автори винаходу розробили спосіб одержання швів контактного точкового зварювання, які містять не більше двох тріщин за рахунок рідкометалевого окрихчування з глибиною 100 мкм або більше. В поточній ситуації, коли виникають тріщини LME, проводяться випробування по зміні номінального складу сталі або покриттів. Однак можливе покращення через ці модифікації може не мати загального характеру: наприклад, покращення може бути значним для умови зварювання 1 і менш значним для умови зварювання 2 з іншим струмом.

Автори винаходу встановили кореляції між стійкістю до LME (виміряної за середньою кількістю тріщин глибших 100 мкм) і параметром $CSI = C_{av(100)} + (Si_{av(100)}/32) + (Mn_{av(100)}/14) - (Al_{av(100)}/48) + (Cr_{av(100)}/11)$ для різних значень струму зварювання близько I_{max} , це струм, при якому починає спостерігатися виплескування металу при контактному точковому зварюванні. Вони встановили, що кількість тріщин є лінійною функцією CSI, і що нахил цієї залежності приблизно однаковий незалежно від струму в діапазоні біля I_{max} . Грунтуючись на цих даних, автори винаходу розробили наступний спосіб для більш простого покращення проблем з LME: в якості першої стадії готують листи з покриттям з цинку або цинкового сплаву зі сталі (1) з $TS > 900$ МПа, товщиною 0,5-2,5 мм. Ці сталеві листи з'єднують контактним точковим зварюванням.

Потім вимірюють $C_{1av(100)}$, $Si_{1av(100)}$, $Mn_{1av(100)}$, $Al_{1av(100)}$, $Cr_{1av(100)}$, причому ці величини позначають відповідно середній вміст С, Si, Mn, Al, Cr в зоні D_{100} сталеві підкладки, яка знаходиться між 0 і 100 мкм під покриттям з цинку або цинкового сплаву. Коефіцієнт CSI_1 для сталі (1) розраховують наступним чином: $CSI_1 = C_{1av(100)} + (Si_{1av(100)}/32) + (Mn_{1av(100)}/14) - (Al_{1av(100)}/48) + (Cr_{1av(100)}/11)$.

Після цього точкове контактне зварювання виконують щонайменше на 10 зварних швах струмом I_1 , від I_{min} до $1,1 I_{max}$, при цьому I_{min} являє собою мінімальний струм, вище якого не спостерігається відривання, коли зварний шов контактного точкового зварювання піддається випробуванню на розтяг при зсуві, I_{max} є струмом при якому починає спостерігатися виплескування рідкого металу при контактному точковому зварюванні.

Після цього вимірюють середню кількість $Crack_{1av}$ тріщин LME, які мають глибину 100 мкм або більше щонайменше у 10 зварних швах. Якщо результат незадовільний, тобто, якщо $Crack_{1av}$ більше 2, винахідники знайшли спосіб швидкого приготування сталевго листа, який може задовольняти вимогам:

Готують другий лист зі сталі (2) з покриттям із цинку або цинкового сплаву, з $TS > 900$ МПа і товщиною, ідентичною товщині сталі (1), причому склад цієї сталі (2) вибирається такий, щоб він відповідав: $CSI_2 < CSI_1 - ((Crack_{1av} - 2)/20)$, з:

$$CSI_2 = C_{2av(100)} + (Si_{2av(100)}/32) + (Mn_{2av(100)}/14) - (Al_{2av(100)}/48) + (Cr_{2av(100)}/11).$$

$C_{2av(100)}$, $Si_{2av(100)}$, $Mn_{2av(100)}$, $Al_{2av(100)}$, $Cr_{2av(100)}$ позначають відповідно середній вміст С, Si, Mn, Al, Cr в зоні D_{100} підкладки зі сталі (2), яка становить 0-100 мкм під покриттям з цинку або цинкового сплаву, у масових %. Потім сталь (2) зварюється тим самим струмом I_1 .

Цей метод гарантує, що шви контактного точкового зварювання, виготовлені в такий спосіб зі сталі (2), будуть задовільними, і заощаджують дорогі і трудомісткі випробування і тести на помилки.

Винахід буде тепер проілюстрований такими прикладами, які жодним чином не є обмежувальними.

Приклад 1

Готують холоднокатані сталеві листи товщиною 1,4-1,6 мм, з номінальними складами, позначеними як A-F, наведеними в Таблиці 1. Решта складу являє собою залізо і немінучі домішки, що виникають в результаті плавки. Зокрема, вміст S, P і N у масових відсотках є таким, що: S < 0,003 %, P < 0,02 %, N < 0,008 %.

Температури Ac1 і Ms, представляють відповідно початок перетворення на аустеніт при нагріванні і початок перетворення мартенситу при охолодженні, також наведені в Таблиці 1.

Таблиця 1

Склад сталі (мас. %)

Сталь	Товщина. (мм)	C	Si	Mn	Al	Cr	Si+Al	Mo	Ac1 (°C)	Ms (°C)
A	1,5	0,20	1,50	2,21	0,04	0,20	1,54	0,001	730	360
B	1,6	0,21	0,67	2,07	0,68	0,10	1,35	0,001	726	370
C	1,6	0,22	1,48	2,07	0,03	0,35	1,51	0,001	735	360
D	1,4	0,22	1,52	2,06	0,04	0,35	1,56	0,001	735	360
E	1,6	0,37	1,90	1,90	0,03	0,35	1,93	0,12	780	250
F	1,6	0,18	1,50	2,00	0,03	0,001	1,53	0,001	760	240

Ці сталеві листи піддають різним циклам відпалу. У Таблиці 2 наведені склади атмосфери, температура, швидкість потоку, точка роси і тривалість витримування при температурі T1 і T2 за цих різних умов. Тобто, лист D3 позначає, наприклад, холоднокатану сталь складу D за умов відпалу 3.

За умов 2-5 роблять введення в піч при температурі T1 пара води, яка має температуру 110 °C.

Окислення заліза в A1 не відбувається.

За умов відпалу 1 поверхня сталевих листів недостатньо модифікована тому, специфічні характеристики поверхні, які дозволяють досягти високої стійкості до LME, відсутні, як це видно з випробувань B1c, E1a, E1b в Таблицях 4 і 5 нижче.

За умов відпалу 2 проводять введення пари, однак при недостатній швидкості потоку пари 0,05 %/год. Процентний вміст CO і парціальний тиск кисню в атмосфері A2 також є недостатніми для досягнення високої стійкості до LME, як видно з випробувань A2c і C2d в Таблицях 4 і 5.

За умов відпалу 3-5 введення водяної пари здійснюють відповідно до умов винаходу.

Після витримування при T2 листи зі сталей A-D охолоджують зі швидкістю охолодження 10-400 °C/с до температури T3, рівній Ms+45 °C для сталі A, Ms+90 °C для сталі B, Ms+40 °C для сталей C і D. Тривалість витримування при T2 становить 300 с, 40 с і 360 с відповідно для сталей A, B і C-D.

Сталь E охолоджують до температури QT 225 °C, потім знову нагрівають до температури T4 410 °C протягом 90 с.

Сталь F охолоджують до температури QT 150 °C і потім знову нагрівають до температури T4 465 °C протягом 120 с.

Листи з сталей A і C-F гальванічним способом покривають (EG) чистим цинком, а сталь B оцинковують гарячим зануренням (GI) в Zn ванні, яка містить 0,3 % Al і 0,4 % Fe. Всі нанесені покриття мають однакову товщину 7 мкм.

Зміни вмісту C, Mn Si, Cr, Al в зоні D₁₀₀ і середнього значення вмісту цих елементів в цій зоні (відповідно: C_{av(100)}, Si_{av(100)}, Mn_{av(100)}, Al_{av(100)}, Cr_{av(100)}) вимірюють з допомогою оптичної емісійної спектроскопії тліного розряду (GDOES).

Мікроструктура листів, одержаних із сталей A-D, містить 12 % залишкового аустеніту і більше 50 % бейніту, має число міжрейкових карбідів на одиницю площі з розміром більше 0,1 мкм не більше 50 000/мм². Мікроструктура сталей, одержаних із сталей E-F, містить 3-20 % залишкового аустеніту і більше 25 % розподіленого мартенситу.

Таблиця 2

Умови відпалювання

Умови	Атмосфера (A1)	DP1 в (A1) (°C)	T1 (°C) Температура початку інжекції	Швидкість інжекції водяної пари Q (%/год)	Атмосфера (A2)	Точка роси DP2 в (A2) (°C)	Парціальний тиск кисню в A2 (атм)	T2 (°C) Температура відпалювання	Час t_p між T1 та закінченням витримки при T2 (с)
1	$N_2+5\%H_2$	-60	-	0	$N_2+5\%H_2$ $\leq 0.02\%CO$	-60	3.85×10^{-20} (сталь В) 2.13×10^{-24} (сталь Е)	815 для сталі В 900 для сталі Е	430 для сталі В 300 для сталі Е
2	$N_2+5\%H_2$	-60	550	0.05	$N_2+5\%H_2$ $\leq 0.02\%CO$	-40	2.11×10^{-24} (сталь А) 7.91×10^{-25} (сталь С)	825 для сталі А 870 для сталі С	300
3	$N_2+5\%H_2$	-60	550	1.0	$N_2+5\%H_2$ $> 0.2\%CO$	-15	1.32×10^{-20}	870	300
4	$N_2+5\%H_2$	-60	715	3.6	$N_2+5\%H_2$ $0.7\%CO$	+10	6.60×10^{-20}	820	200
5	$N_2+5\%H_2$	-60	820	5.8	$N_2+5\%H_2$ $1.2\%CO$	+10	2.84×10^{-18}	900	300

Підкреслені значення: не відповідають винаходу

5 Сталеві листи піддають контактному точковому зварюванню змінним струмом 50 або 60 Гц і зусиллям на електрод 450-500 даН за різних умов згідно з Таблицею 3. Електроди розташовані перпендикулярно сталевим листам. D3d позначає, наприклад, зварений шов, одержаний на сталі D, відпаленої за умов, позначених як n°3, відповідно до умов зварювання d.

10 - Застосовуючи різні значення струму, можна визначити відповідний діапазон зварювання, що характеризується I_{min} , який є мінімальним струмом, вище якого не спостерігається відривання, коли шов контактного точкового зварювання піддається випробуванню на розтягування при зсуві, і I_{max} , який є струмом, при якому виплескування рідкого металу починає спостерігатися при контактному точковому зварюванні. Вибір струму у промислових умовах часто робиться біля цього останнього значення, оскільки воно відповідає великому діаметру ядра зварної точки, що дозволяє одержати відповідні властивості на розтяг зварного шва. В даному випадку зварювання проводять при I_{max} і трохи більш високому в області виплескування, тобто $I_{max}+10\%$. Хоча зварювання струмом від I_{max} до $I_{max}+10\%$, збільшує сприйнятливість до LME, в деяких випадках це може зустрічатися в промисловій практиці.

15 - В Таблиці 3 також представлена послідовність зварювання: наприклад, 12-2-12 вказує, що послідовність зварювання складається з 12 періодів по 20 мс, протягом яких протікає струм ("гарячі періоди"), за якими настають два періоди по 20 мс, протягом яких струм не тече ("холодні періоди") і, нарешті, 12 періодів пропускання струму.

20 - При зварюванні двох або трьох листів разом і створенні конфігурації пакету, чутливість до розтріскування LME вище зі збільшенням товщини пакету. Виконують гетерогенне зварювання, причому інший сталевий лист являє собою м'яку сталь зі складом, який містить: 0,032 % C, 0,008 % Si, 0,222 % Mn, 0,052 % Al, 0,039 % Cr і 0,012 % N. М'яка сталь обрана тому, що її точкове зварювання вимагає більш високого рівня струму, щоб одержати відповідні зварні шви, ніж сталі, які мають напруження розтягу вище 900 МПа. Цей високий рівень струму спричиняє високе підведення тепла і, як наслідок, спричиняє утворення більшої кількості тріщин LME під час зварювання високоміцних сталей. Тобто, жорсткість умов зварювання збільшується.

25 В Таблиці 3 наведена загальна товщина пакету. В цих пакетах зварювання виконується в такий спосіб, що сталевий лист, що має границю міцності на розтяг понад 900 МПа, має одну поверхню, яка контактує зі зварювальним електродом. Можливі тріщини більш схильні до формування в зоні вдавлювання, створюваної зварювальним електродом на поверхні листа.

30

Таблица 3

Умови контактного точкового зварювання

Умови зварювання	Кількість шарів в пакеті	Товщина пакета (мм)	Послідовність зварювання	Струм зварювання
a	2	3,2 мм	12-2-12 (60 Гц)	$I_{\max}$ і $I_{\max}+10\%$
b	3	4,2мм	12-2-12 (60 Гц)	$I_{\max}$ і $I_{\max}+10\%$
c	3	4,9 або 5,1 мм	9-2-9-2-9-2 (50Гц)	$I_{\max}$
d	3	4,9 або 5,1 мм	10-2-10-2-10-2 (50 Гц)	$I_{\max}$

5 Спостереження і визначення кількості тріщин, спричинених LME, виконують за наступних умов: після напів-перехресного перерізу і тонкого полірування від десяти до двадцяти зварних швів зрізи зварного шва спостерігають через оптичний мікроскоп зі збільшенням 10-1000. Кількість тріщин глибиною понад 100 мкм вимірюють для кожного зварного шва, і середнє число тріщин LME глибших 100 мкм на точковий зварний шов розраховують для серії з 20 зварних швів.

10 Висока стійкість до розтріскування LME досягається, коли середнє число тріщин менше 2 у разі зварювання при $I=I_{\max}$, або коли середня кількість тріщин менше або дорівнює 2, у разі зварювання при $I_{\max}+10\%$.

15 У Таблицях 4 і 5 показана середня кількість тріщин LME, визначена за умов зварювання $I_{\max}$ або $I_{\max}+10\%$, відносно деяких специфічних характеристик складу сталі в зоні D₁₀₀ під покриттям Zn, виміряних GDOES. Крім того, в Таблиці 4 наведені мінімальні значення границі міцності на розтяг, які виміряні в основному металі.

Таблица 4

Характеристики зони D₁₀₀ під Zn покриттям. Виникнення розтріскування LME. Границя міцності на розтяг основного металу

Шов	$C_{av(100)}(\%)$	$C_{av(100)}$	C_{nom}	(I) (%)	(II) (%)	(III) (%)	Среднее число трещин/шов (>100 мкм) при I_{max}	Среднее число трещин/шов (>100 мкм) при $I_{max}+10\%$	Минимум предела прочности при растяжении основного металла (Мпа)
D3d	0,112	0,511	0,155	0,280	0,314		1,52	п.а.	1180
F4a	0,006	0,033	0,051	0,187	0,192		0	0	980
F4b	0,006	0,033	0,051	0,187	0,192		1	1,33	980
E5a	0,065	0,177	0,131	0,281	0,319		0	0	1470
E5b	0,065	0,177	0,131	0,281	0,319		1	2	1470
B1c	0,201	0,942	0,220	0,352	0,365		2,10	п.а.	980
E1a	0,283	0,764	0,349	0,499	0,537		2	3	1470
E1b	0,283	0,764	0,349	0,499	0,537		2,66	6,5	1470
A2c	0,170	0,841	0,211	0,343	0,365		2,67	п.а.	1050
C2d	0,178	0,813	0,236	0,380	0,411		3,45	п.а.	1180

Мінімум границі міцності на розтяг основного металу (Мпа)

Середнє число тріщин/шов (>100

Середнє число тріщин/шов (>100

$C_{av(100)} + Si_{av(100)}/32 < 0,21\%$

(II) = $C_{av(100)} + (Si_{av(100)}/32) + (Mn_{av(100)}/14)$

(III) = $C_{av(100)} + (Si_{av(100)}/32) + (Mn_{av(100)}/14) - (Al_{av(100)}/48) + (Cr_{av(100)}/11)$

Підкреслені значення: не відповідають винаходу.

п.а.: не визначено.

Таблиця 5

Характеристики Mn і Si в зоні D₁₀₀ під Zn покриттям. Виникнення розтріскування LME

Шов	$d_{Mnmin}/$ (мкм)	$d_{Mnmin}/$ (Mn_{min}/Mn_{nom})	$d_{Si min}$ (мкм)	$d_{Si min}/$ (Si_{min}/Si_{nom})	Среднее число трещин/шов (>100 мкм) при I_{max}	Среднее число трещин/шов (>100 мкм) при $I_{max}+10\%$
D3d	2,2	11,3	4,2	4,2	1,52	п.а.
F4a	8,9	14,4	9,5	11,3	0	0
F4b	8,9	14,4	9,5	11,3	1	1,33
E5a	13,7	30	16,0	20,8	0	0
E5b	13,7	30	16,0	20,8	1	2
B1c	0,3	0,7	0,3	0,3	2,10	п.а.
E1a	0,8	0,8	1,1	1,1	2	3
E1b	0,8	0,8	1,1	1,1	2,66	6,5
A2c	0,4	0,9	0,8	1,1	2,67	п.а.
C2d	0,6	1,5	п.а.	п.а.	3,45	п.а.

Підкреслені значення: не відповідають винаходу.
п.а.: не визначено.

Як видно з Таблиці 4, склади і умови відпалу дозволили виготовляти сталеві листи з покриттям з Zn або Zn сплаву, які володіють високою формованістю і мають границю міцності на розтяг щонайменше 900 МПа у всіх випадках. Однак ці листи не мають однакової стійкості до розтріскування LME:

Сталеві листи D3, F4, E5 виготовлені відповідно до умов винаходу. Тому, середній вміст C, Mn, Si і Cr в зоні D₁₀₀ знижується до такої міри, що розтріскування LME менш імовірно навіть за умов зварювання при $I_{max}+10\%$.

Умови відпалу створюють зону D₁₀₀ з градієнтом по Mn і по Si. Таблиця 5 показує, що для цих сталей профілі вмісту Mn і Si показують, що положення мінімуму змісту Si і Mn складає більше 1 мкм під покриттям Zn і що $d_{Si min}/(Si_{min}/Si_{nom}) > 4$ і $d_{Mn min}/(Mn_{min}/Mn_{nom}) > 8$. Створення цієї зони, досить збідненої на Si і Mn, розташованої на достатній відстані від Zn покриття, дозволяє покращити стійкість до LME.

Для порівняння, умови відпалу листів B1, E1, A2, C2 не відповідають винаходу. Отже, знеуглецювання і модифікація складу Si, Mn, Cr і Al недостатні для одержання відповідної стійкості до LME.

Тобто, завдяки своїм високим механічним властивостям і високій стійкості до розтріскування LME при контактному точковому зварюванні високоміцні сталеві листи, виготовлені згідно з винаходом, можуть успішно використовуватися для виготовлення конструкційних деталей автомобільних транспортних засобів.

ФОРМУЛА ВИНАХОДУ

1. Спосіб виготовлення сталевих листів з покриттям з цинку або цинкового сплаву з границею міцності на розтяг понад 900 МПа для одержання зварних з'єднань контактним точковим зварюванням при вмісті у середньому не більше двох, спричинених рідкометалевим окрихчуванням тріщин, які мають глибину 100 мкм або більше, на зварну точку, який включає наступні послідовні стадії:

забезпечення холоднокатаного сталевих листів, номінальний склад якого містить, мас. %:

$0,07 \leq C \leq 0,5$,

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

$0,010 \leq Al \leq 1$,

$0,010 \leq Si \leq 2,45$,

$0,35 \leq (Si+Al) \leq 2,5$,

$0,001 \leq Cr \leq 1,0$,

$0,001 \leq Mo \leq 0,5$,

і при необхідності

$0,005 \leq Nb \leq 0,1$,

$0,005 \leq V \leq 0,2$,

- $0,005 \leq T_i \leq 0,1$,
 $0,0001 \leq B \leq 0,004$,
 $0,001 \leq Cu \leq 0,5$ та
 $0,001 \leq Ni \leq 1,0$,
- 5 решта - залізо і неминучі домішки, як такі склад містить:
 $S < 0,003$,
 $P < 0,02$ та
 $N < 0,008$,
- 10 нагрівання зазначеного холоднокатаного сталевго листа до температури T_1 , яка становить від 550°C до $A_{c1} + 50^\circ\text{C}$ у зоні печі з атмосферою (A1), яка містить 2-15 об. % водню, (H2) і (H2) і решта - азот і неминучі домішки, так, що залізо не піддається окисленню, потім додавання в атмосферу печі при температурі $T \geq T_1$ водяної пари або кисню, зі швидкістю введення Q, яка перевищує $(0,07 \text{ \%/год.} \times \alpha)$, де α дорівнює 1 у разі додавання водяної пари або дорівнює 0,52 у разі додавання кисню, для отримання атмосфери (A2) з температурою точки роси DP2, що складає від -15°C до температури T_e точки роси рівноваги залізо/оксид заліза, при цьому швидкість введення являє собою введений об'єм водяної пари або кисню на годину, поділений на об'єм печі між місцем введення водяної пари або кисню і кінцем секції печі, нагрітої до температури витримування T_2 ,
- 20 нагрівання листа від зазначеної температури T_1 до температури T_2 , яка становить $720-1000^\circ\text{C}$, в зоні печі з атмосферою (A2) азоту, яка містить 2-15 % водню, більше 0,1 об.% CO, з парціальним тиском кисню вище 10^{-21} атм. витримку листа при T_2 , при цьому тривалість t_0 зазначеного нагрівання листа від температури T_1 до кінця витримування при температурі T_2 становить 100-500 с, охолодження листа зі швидкістю $10-400^\circ\text{C/s}$,
- 25 покриття листа цинком або цинковим сплавом.
 2. Спосіб за п. 1, в якому точка роси DP2 становить від -10 до $+20^\circ\text{C}$.
 3. Спосіб за п. 1 або 2, в якому зазначена атмосфера (A2) містить більше 0,2 об. % CO.
 4. Спосіб за будь-яким з пп. 1-3, у якому зазначена температура T_2 становить $750-900^\circ\text{C}$, а атмосфера (A2) містить 3-5 об. % водню (H2).
- 30 5. Спосіб за будь-яким з пп. 1-4, в якому після зазначеного витримування сталевий лист охолоджують до температури T_3 , яка становить від M_s до $M_s + 150^\circ\text{C}$, і витримують при T_3 протягом щонайменше 40 секунд для отримання безкарбідного бейнітного сталевго листа.
 6. Спосіб за п. 5, в якому зазначена температура T_3 знаходиться між $M_s + 10^\circ\text{C}$ і $M_s + 150^\circ\text{C}$.
 7. Спосіб за будь-яким з пп. 1-5, в якому після зазначеного охолодження сталевий лист охолоджують до температури QT між $M_s - 5^\circ\text{C}$ і $M_s - 170^\circ\text{C}$, при необхідності витримують при QT протягом 2-8 с, потім знову нагрівають до температури T_4 $350-550^\circ\text{C}$, переважно $350-490^\circ\text{C}$, для отримання розділеного мартенситу.
- 35 8. Спосіб за пп. 1-7, в якому мікроструктура сталі містить залишковий аустеніт у кількості не більше 20 %.
- 40 9. Спосіб за будь-яким з пп. 1-8, в якому зазначене покриття наносять гарячим зануренням.
 10. Спосіб за будь-яким з пп. 1-8, в якому вказане покриття наносять гальванічним способом.
 11. Сталевий лист з покриттям з цинку або цинкового сплаву з границею міцності на розтяг понад 900 МПа для одержання зварних з'єднань контактним точковим зварюванням при вмісті в середньому не більше двох спричинених рідкометалевим окрихчуванням тріщин, які мають глибину 100 мкм або більше, на зварну точку, яка містить сталеву підкладку, номінальний склад якої містить, мас. %:
- 45 $0,07 \leq C \leq 0,5$,
 $0,3 \leq Mn \leq 5$,
 $0,010 \leq Al \leq 1$,
 $0,010 \leq Si \leq 2,45$,
 $0,35 \leq (Si + Al) \leq 2,5$,
 $0,001 \leq Cr \leq 1,0$,
 $0,001 \leq Mo \leq 0,5$,
 і при необхідності
- 50 $0,005 \leq Nb \leq 0,1$,
 $0,005 \leq V \leq 0,2$,
 $0,005 \leq T_i \leq 0,1$,
 $0,0001 \leq B \leq 0,004$,
 $0,001 \leq Cu \leq 0,5$ та
- 60 $0,001 \leq Ni \leq 1,0$,

решта - залізо і неминучі домішки, як такі склад містить:

$S < 0,003$,

$P < 0,02$ та

$N < 0,008$,

5 при цьому зазначений сталевий лист має зону D_{100} , яка знаходиться безпосередньо між 0 і 100 мкм під зазначеним покриттям з цинку або цинкового сплаву, причому середній вміст вуглецю $C_{av(100)}$ задовольняє в зазначеній зоні D_{100} наступним нерівностям:

$C_{av(100)}/C_{nom} < 0,6$,

де $C_{av(100)}$ представляє середній вміст C в зазначеній зоні D_{100} , C_{nom} представляє номінальний вміст C в сталі, і:

$C_{av(100)} + (Si_{av(100)})/32 < 0,21$,

де $C_{av(100)}$ і $Si_{av(100)}$ представляють відповідно середні вмісти C і Si у зазначеній зоні D_{100} , виражені у мас. %.

12. Сталевий лист за п. 11, в якому

$C_{av(100)} + (Si_{av(100)}/32) + (Mn_{av(100)}/14) < 0,30$,

де $C_{av(100)}$, $Si_{av(100)}$ і $Mn_{av(100)}$ представляють відповідно середні вмісти C, Si і Mn в зазначеній зоні D_{100} , виражені у мас. %.

13. Сталевий лист за п. 11 або 12, в якому:

$C_{av(100)} + (Si_{av(100)}/32) + (Mn_{av(100)}/14) - (Al_{av(100)}/48) + (Cr_{av(100)}/11) < 0,34$,

20 де $C_{av(100)}$, $Si_{av(100)}$, $Mn_{av(100)}$, $Al_{av(100)}$, $Cr_{av(100)}$ представляють відповідно середні вмісти C, Si, Mn, Al, Cr у зазначеній зоні D_{100} , виражені у мас. %.

14. Сталевий лист за будь-яким з пп. 11-13, в якому вміст Mn не є постійним в зазначеній зоні D_{100} , при цьому

$d_{Mnmin} > 1$ мкм,

25 де d_{Mnmin} є глибиною в зоні D_{100} , на якій вміст Mn дорівнює мінімальному значенню Mn_{min} в зазначеній зоні, причому

$d_{Mnmin}/(Mn_{min}/Mn_{nom}) > 8$,

де Mn_{nom} є номінальним вмістом Mn в сталі.

15. Сталевий лист за будь-яким з пп. 11-14, в якому вміст Si не є постійним у зазначеній зоні D_{100} , при цьому

$d_{Simin} > 1$ мкм,

де d_{Simin} є глибиною в зоні D_{100} , на якій вміст Si дорівнює мінімальному значенню Si_{min} в зазначеній зоні, причому

$d_{Simin}/(Si_{min}/Si_{nom}) > 4$,

35 де Si_{nom} є номінальним вмістом Si в сталі.

16. Спосіб одержання зварного з'єднання контактним точковим зварюванням, що містить не більше двох, спричинених рідкометалевим окрихчуванням тріщин, які мають глибину 100 мкм або більше, на зварну точку, який включає наступні послідовні стадії, на яких:

40 забезпечують щонайменше два сталевих листи з покриттям з цинку або цинкового сплаву за будь-яким з пп. 11-15, товщина яких становить 0,5-2,5 мм, здійснюють часткове накладення зазначених сталевих листів з покриттям з цинку або цинкового сплаву, потім

прикладають зусилля в діапазоні 350-500 даН з допомогою електродів, розташованих перпендикулярно на зовнішніх сторонах накладених листів, потім

45 здійснюють зварювання сталевих листів з інтенсивністю I , яка становить від I_{min} до $1,10 \cdot I_{max}$, де I_{min} представляє мінімальну інтенсивність, вище якої не спостерігається відривання, зварного з'єднання у разі випробування на розтяг при зсуві, I_{max} являє інтенсивність, при якій починається виплескування рідкого металу при контактному точковому зварюванні.

17. Спосіб одержання зварного з'єднання контактним точковим зварюванням, що містить не більше двох спричинених рідкометалевим окрихчуванням тріщин, які мають глибину 100 мкм або більше, на зварну точку, який включає наступні послідовні стадії:

забезпечення щонайменше двох сталевих листів (1) з покриттям з цинку або цинкового сплаву за будь-яким з пп. 11-15, товщина яких становить від 0,5-2,5 мм,

вимірювання $C1_{av(100)}$, $Si1_{av(100)}$, $Mn1_{av(100)}$, $Al1_{av(100)}$, $Cr1_{av(100)}$, де зазначені величини позначають відповідно середні вмісти, у мас. %, C, Si, Mn, Al, Cr в зоні D_{100} сталеві підкладки на відстані 0-100 мкм під покриттям з цинку або цинкового сплаву, потім

розрахунок коефіцієнта CSI_1 для сталевих листів (1) за виразом:

$CSI_1 = C1_{av(100)} + (Si1_{av(100)}/32) + (Mn1_{av(100)}/14) - (Al1_{av(100)}/48) + (Cr1_{av(100)}/11)$,

60 потім виконання контактного точкового зварювання щонайменше 10 зварних точок з інтенсивністю I_1 , яка становить $I_{min} - 1,1 I_{max}$, де I_{min} представляє мінімальну інтенсивність, вище

- якої не спостерігається відривання зварного з'єднання у разі випробування на розтяг при зсуві, а $I_{\max}$ являє інтенсивність, при якій починається виплескування рідкого металу при контактному точковому зварюванні, потім вимірювання середньої кількості $Crack1_{av}$ тріщин, спричинених рідкометалевим окрихчуванням, які мають глибину 100 мкм або більше щонайменше в 10 зварних точках, потім,
- якщо $Crack1_{av}$ більше 2, забезпечення другого сталевго листа (2) з покриттям із цинку або цинкового сплаву з границею міцності на розтяг понад 900 МПа, товщина якого ідентична товщині сталевго листа (1), причому склад сталевго листа (2) вибирають так, що:
- $$CSI_2 < CSI_1 - ((Crack1_{av} - 2) / 20),$$
- причому
- $$CSI_2 = C2_{av(100)} + (Si2_{av(100)} / 32) + (Mn2_{av(100)} / 14) - (Al2_{av(100)} / 48) + (Cr2_{av(100)} / 11),$$
- де $C2_{av(100)}$, $Si2_{av(100)}$, $Mn2_{av(100)}$, $Al2_{av(100)}$, $Cr2_{av(100)}$ позначають відповідно середні вмісти, в мас. %, С, Si, Mn, Al, Cr в зоні D_{100} сталевго підкладки (2) на відстані від 0 до 100 мкм під покриттям з цинку або сплаву цинку,
- виконання контактного точкового зварювання сталевго листа (2) із сталевим листом (1) з зазначеною інтенсивністю I_1 .
18. Застосування сталевго листа, одержаного способом за будь-яким з пп. 1-10, для виготовлення конструктивних елементів автомобільних транспортних засобів.
19. Застосування сталевго листа за будь-яким з пп. 11-15 для виготовлення конструктивних елементів автомобільних транспортних засобів.