



УКРАЇНА

(19) **UA** (11) **124814** (13) **C2**
(51) МПК

B23K 11/11 (2006.01)
C23C 2/06 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)
C22C 38/18 (2006.01)
C22C 38/22 (2006.01)
C22C 38/24 (2006.01)
C22C 38/26 (2006.01)
C22C 38/28 (2006.01)
C22C 38/32 (2006.01)
C22C 38/44 (2006.01)
C22C 38/46 (2006.01)
C22C 38/48 (2006.01)
C22C 38/50 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01)

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

(12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА ВІНАХІД

<p>(21) Номер заявки: а 2019 10175</p> <p>(22) Дата подання заявки: 27.02.2018</p> <p>(24) Дата, з якої є чинними права інтелектуальної власності: 25.11.2021</p> <p>(31) Номер попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: PCT/IB2017/000218</p> <p>(32) Дата подання попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: 07.03.2017</p> <p>(33) Код держави-учасниці Паризької конвенції, до якої подано попередню заявку: ІВ</p> <p>(41) Публікація відомостей про заявку: 10.12.2019, Бюл.№ 23</p> <p>(46) Публікація відомостей про державну реєстрацію: 24.11.2021, Бюл.№ 47</p> <p>(86) Номер та дата подання міжнародної заявки, поданої відповідно до Договору РСТ: PCT/IB2018/051239, 27.02.2018</p>	<p>(72) Винахідник(и): Мюзік Селін (FR), Чжу Канїн (FR), Юен Дідьє (FR), Матень Жан-Мішель (FR), Перлад Астрід (FR), Фрапье Рено (FR)</p> <p>(73) Володілець (володільці): АРСЕЛОРМІТТАЛ, 24-26, Boulevard d'Avranches, L-1160 Luxembourg, Luxembourg (LU), ЮНІВЕРСИТЕ ДЕ НАНТ, 1 Quai de Tourville, BP 13522, 44035 Nantes Cedex 1, France (FR)</p> <p>(74) Представник: Слободянюк Тарас Олександрович, реєстр. №217</p> <p>(56) Перелік документів, взятих до уваги експертизою: EP 2138599 A1, 30.12.2009 US 2014120371 A1, 01.05.2014 US 2015174690 A1, 25.06.2015</p>
---	---

(54) СПОСІБ ТОЧКОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ОПОРОМ ДЛЯ З'ЄДНАННЯ ЛИСТОВИХ СТАЛЕЙ З НАНЕСЕНИМ ПОКРИТТЯМ З ЦИНКУ

(57) Реферат:

UA 124814 C2

Спосіб точкового зварювання опором, який включає такі послідовні стадії: - одержання щонайменше двох листових сталей, які мають товщину (t_h), укладену в межах від 0,5 до 3 мм, при цьому щонайменше один з листів є листовою сталлю з нанесеним покриттям з цинку або цинкового сплаву (A), яка характеризується границею міцності на розтяг (TS), яка перевищує 800 МПа, і загальним відносним подовженням (TEL), таким, що $(TS) \times (TEL) > 14000$ МПа %, причому композиція сталеві підкладки (A) містить, у розрахунку на масу: $0,05 \% \leq C \leq 0,4 \%$, $0,3 \% \leq Mn \leq 8 \%$, $0,010 \% \leq Al \leq 3 \%$, $0,010 \% \leq Si \leq 2,09 \%$, причому $0,5 \% \leq (Si+A1) \leq 3,5 \%$, $0,001 \% \leq Cr \leq 1,0 \%$, $0,001 \% \leq Mo \leq 0,5 \%$ і необов'язково: $0,005 \% \leq Nb \leq 0,1 \%$, $0,005 \% \leq V \leq 0,2 \%$, $0,005 \% \leq Ti \leq 0,1 \%$, $0,0003 \% \leq B \leq 0,005 \%$, $0,001 \% \leq Ni \leq 1,0 \%$, при цьому решта являє собою Fe і неминучі домішки, - проведення точкового зварювання опором зазначених щонайменше двох листових сталей для одержання шва зварного з'єднання, який характеризується глибиною відбитка при вдавлуванні (IDepth) на поверхні зазначеної листової сталі (A), такої, що: $100 \text{ мкм} \leq (IDepth) \leq 18,68(Zn_{sol}) - 55,1$, де (IDepth) виражається в мкм, і де Zn_{sol} являє собою розчинність Zn в сталі листа (A) при 750 °C при вираженні в % (мас).

Цей винахід відноситься до способу точкового зварювання опором листових сталей з нанесеним покриттям з цинку для досягнення високої механічної стійкості швів зварних з'єднань і зменшення ризику утворення тріщин внаслідок рідкометалічного окрихчування, зокрема, при адаптуванні до вимог автомобільної промисловості.

5 Листові сталі з нанесеним покриттям з цинку або цинкового сплаву є дуже ефективними з точки зору корозійної стійкості і, тому, широко використовуються в автомобільній промисловості. Однак, як це було встановлено з досвіду, електродугове зварювання або точкове зварювання опором певних сталей може спричинити виникнення особливих тріщин внаслідок виникнення явища, званого рідкометалічним окрихчуванням («РМО») або рідкометалічним розтріскуванням («РМР»). Це явище характеризується проникненням Zn в рідкому стані вздовж границь зерен підстильної сталеві підкладки під дією прикладених напружень або внутрішніх напружень, які є результатом обмеження рухливості, теплового розширення або фазових перетворень. Як це було встановлено, більш високий рівень напруження призводить до збільшення ризику виникнення окрихчування РМО. Оскільки напруження, які присутні в з'єднанні під час зварювання, самі залежать, зокрема, від міцності металу основи, як це було встановлено, зварні з'єднання, які виготовлені із сталей, які характеризуються збільшеною міцністю, в загальному випадку є більш сприйнятливими до окрихчування РМО.

Для зменшення ризику виникнення окрихчування РМО в публікації EP 0812647 розкривається спосіб, в якому проводять електродугове зварювання в середовищі захисного газу з використанням металопорошкового дроту, який містить Cu. Однак, цей технологічний процес не є адаптованим для з'єднання тонких листів в автомобільній промисловості.

Крім того, в публікації JP 2006035293 розкривається спосіб електродугового зварювання з використанням дроту з нержавіючої сталі для одержання шва зварного з'єднання, який містить більше, ніж 25% фериту, і для досягнення границі міцності на розтяг в шві зварного з'єднання, яка менше, ніж у 1,8 рази більше, границі міцності на розтяг металу основи. Однак, крім того, що цей технологічний процес не є адаптованим до вимог автомобільної промисловості, досягнення низької міцності в шві зварного з'єднання є не бажаним.

У документі JP 2004211158 також розкривається технологічний процес електричного контактного зварювання (ЕКЗ) труб, в якому у складі сталі присутні 3-40 ч./млн. бору. Однак, положення даного документа стосуються конкретних умов технологічного процесу ЕКЗ і не можуть бути просто виведені для технологічного процесу точкового зварювання опором. Крім того, додавання В не є бажаним для кожної марки високоміцної сталі.

Таким чином, бажаним є наявність способу виготовлення одержуваних з використанням точкового зварювання опором швів зварних з'єднань листів з нанесеним покриттям з Zn, який би задовольняв дві конфліктуючі одна з одною вимоги:

35 - з одного боку, створення одержуваного з використанням точкового зварювання опором шва зварного з'єднання, який характеризується високими властивостями на розтяг згідно вимірюванням у випробуванні на міцність з'єднання нахлестом при зсуві. Ця ознака в загальному випадку має більше значення при збільшенні границі міцності на розтяг для металу основи,

40 - з іншого боку, створення одержуваного з використанням точкового зварювання опором шва зварного з'єднання, який характеризується високою стійкістю до окрихчування РМО, виникнення якого в загальному випадку відбувається в меншій мірі при зменшенні міцності металу основи.

45 Зокрема, бажаним є наявність способу, в якому глибина можливих тріщин, спричинених окрихчуванням РМО не перевищувала 20 мкм, щоб не погіршувати механічні експлуатаційні характеристики швів зварних з'єднань. З тієї ж самої причини також бажаним є зведення до мінімуму кількості можливих тріщин, спричинених наявністю окрихчування глибина, яких перевищує 100 мкм.

50 З урахуванням вирішення такої проблеми винахід відноситься до способу точкового зварювання опором, який включає такі послідовні стадії:

55 - одержання, щонайменше, двох листових сталей, які мають товщину (th), укладену в межах від 0,5 до 3 мм, при цьому, щонайменше, один з листів є листовою сталлю з нанесеним покриттям з цинку або цинкового сплаву (А), яка характеризується границею міцності на розтяг (TS), яка перевищує 800 МПа, і загальним відносним подовженням (TEL), таким, що $(TS) \times (TEL) > 14000$ МПа – %, причому композиція сталеві підкладки (А) містить у розрахунку на масу: $0,05\% \leq C \leq 0,4\%$, $0,3\% \leq Mn \leq 8\%$, $0,010\% \leq Al \leq 3\%$, $0,010\% \leq Si \leq 2,09\%$, причому $0,5\% \leq (Si + Al) \leq 3,5\%$, $0,001\% \leq Cr \leq 1,0\%$, $0,001\% \leq Mo \leq 0,5\%$ і необов'язково: $0,005\% \leq Nb \leq 0,1\%$, $0,005\% \leq V \leq 0,2\%$, $0,005\% \leq Ti \leq 0,1\%$, $0,0003\% \leq B \leq 0,005\%$, $0,001\% \leq Ni \leq 1,0\%$, при цьому решта являє собою Fe і немінучі домішки,

- проведення точкового зварювання опором, щонайменше, двох листових сталей для одержання шва зварного з'єднання, який характеризується глибиною відбитка при вдавлюванні (IDepth) на поверхні згаданої листової сталі (A), такого, що: $100 \text{ мкм} \leq (\text{IDepth}) \leq 18,68 (\text{Zn}_{\text{sol}}) - 55,1$, де (IDepth) виражається в мкм, і де Zn_{sol} являє собою розчинність Zn в сталі листа (A) при 750°C при вираженні в %(мас.).

Згідно з одним варіантом здійснення розчинність Zn є такою, що: $\text{Zn}_{\text{sol}} = (1 - f_{\gamma}) \times (\text{Zn}_{\alpha(750)}) + (f_{\gamma} \times \text{Zn}_{\gamma(750)})$, де f_{γ} являє собою відносну об'ємну часткову концентрацію аустеніту, який існує у листовій сталі (A) при 750°C, яка лежить в межах від 0 до 1, де $\text{Zn}_{\alpha(750)}$ і $\text{Zn}_{\gamma(750)}$ являють собою розчинність Zn, відповідно, у фериті і в аустеніті сталі листа (A) при 750°C при вираженні у %(мас.), і де перитектичну температуру (T_{per}) сталі листа (A) в присутності Zn визначають із застосуванням виразу: $(T_{\text{per}}) = 782 + (2,5 \text{ Mn}) - (71,1 \text{ Si}) - (43,5 \text{ Al}) - (57,3 \text{ Cr})$, де (T_{per}) виражається в °C, а рівні вмісту Mn, Si, Al і Cr виражаються в %(мас.), і:

- $\text{Zn}_{\alpha(750)} = \text{Zn}_{\alpha(T_{\text{per}})} \times (1 + 0,68 \times ((T_{\text{per}}) - 750) / (600 - (T_{\text{per}})))$, у випадку $(T_{\text{per}}) \geq 750^{\circ}\text{C}$, і

- $\text{Zn}_{\alpha(750)} = \text{Zn}_{\alpha(T_{\text{per}})} \times (1 + ((T_{\text{per}}) - 750) / (1160 - (T_{\text{per}})))$, у випадку $(T_{\text{per}}) < 750^{\circ}\text{C}$,

при цьому $\text{Zn}_{\alpha(T_{\text{per}})} = 45,9 - (0,13 \text{ Mn}) - (17,3 \text{ C}) + (4,8 \text{ Si}^2) - (25,4 \text{ Si}) - (1,53 \text{ Al}) - (0,73 \text{ Cr})$, де $\text{Zn}_{\alpha(T_{\text{per}})}$ виражається в °C, а рівні вмісту Mn, Si, Al і Cr виражаються в %(мас.),

і де: $\text{Zn}_{\gamma(750)} = 2 (-b (750 - A_{e1})^2 / (A_{e3} - A_{e1}) + b (750 - A_{e1}))$,

при цьому: $b = 28 / (2 (A_{e3} - A_{e1}) - l)$, де A_{e1} і A_{e3} виражаються в °C і являють собою температури, при яких, відповідно, починається і закінчується процес перетворення фериту на аустеніт.

Відповідно з одним конкретним варіантом здійснення $f_{\gamma} = \min \{-0,015 + (1,73 \times \text{C}) + (0,16 \times \text{Mn}) - (0,11 \times \text{Si}) - (0,22 \times \text{Al}) - (0,056 \times \text{Cr}); 1\}$, де рівні вмісту C, Mn, Al, Si, Cr виражаються у %(мас.).

У відповідності з одним конкретним варіантом здійснення A_{e1} і A_{e3} є такими, що:

$A_{e1} = 725 - (42,1 \text{ Mn}) + (27,3 \text{ Si}) + (9 \text{ Al}) + (5 \text{ Cr})$,

$A_{e3} = 923 - (360 \text{ C}) - (34 \text{ Mn}) + (37,6 \text{ Si}) + (131,6 \text{ Al}) - (24,9 \text{ Cr})$, де рівні вмісту C, Mn, Al, Si, Cr виражаються в %(мас.).

У ще одному конкретному варіанті здійснення Zn_{sol} визначається відповідно до методу, який включає наступні послідовні стадії:

- одержання листової сталі з нанесеним покриттям (A) за пунктом 1 формули винаходу, після цього

- термічну обробку листової сталі з нанесеним покриттям (A) при 750°C протягом часу 170 годин, після цього

- охолодження листа (A) зі швидкістю, яка перевищує 50°C/с, після цього

- вимірювання рівня вмісту Zn в сталі на відстані 1 мкм від поверхні розділу сталь/покриття з Zn або сплаву Zn.

Переважно, щонайменше, одна з листових сталей, які зварюються, з листовою сталлю (A), є листовою сталлю з нанесеним покриттям з цинку або цинкового сплаву (B), і сума товщин листів (A) і (B) не перебільшує 3 мм.

Більш переважно, щоб сума товщин листів (A) і (B) не перевищувала 2 мм.

Згідно з одним переважним варіантом здійснення листової сталі з нанесеним покриттям з цинку або цинкового сплаву (B) є сталлю, яка характеризується композицією, що містить: C $\geq 0,04\%$, Mn $\geq 0,2\%$, при цьому решту являють собою Fe і неминучі домішки.

У відповідності із ще одним варіантом здійснення Zn_{sol} , A_{e1} і A_{e3} розраховуються з використанням значень C_{av} , Mn_{av} , Si_{av} , Al_{av} і Cr_{av} ,

при цьому C_{av} , Mn_{av} , Si_{av} , Al_{av} і Cr_{av} являють собою, відповідно, середні рівні вмісту C, Mn, Si, Al, Cr, які вимірюються під покриттям з цинку зазначеного листа A по всій глибині в діапазоні від 0 до 100 мкм.

Відповідно до переважного варіанту здійснення $(\text{IDepth}) \geq 125 \text{ мкм}$.

В одному переважному режимі (IDepth) вимірюється в результаті зсуву зварювального електроду і технологічний процес зварювання припиняють при значенні (IDepth), укладеному в межах від 100 мкм до $18,68 (\text{Zn}_{\text{sol}}) - 55,1$.

У ще одному переважному режимі (IDepth) вимірюється в результаті зсуву зварювального електроду, і технологічний процес зварювання припиняють при значенні (IDepth), укладеному в межах від 125 мкм до $18,68 (\text{Zn}_{\text{sol}}) - 55,1$.

В одному варіанті здійснення параметри зварювання вибирають так, щоб максимальна температура, яка досягається під час зварювання на зовнішній частині зони відбитка при вдавлюванні у шва зварного з'єднання, є такою, що: $T_{\text{max}} (\text{IDia}) < \text{Ac3}$.

Також, винахід відноситься до одержуваного з використанням точкового зварювання опором

шва зварного з'єднання, який включає, щонайменше, дві листові сталі, які мають товщину (th), укладену в межах від 0,5 до 3 мм, при цьому, щонайменше, один з листів являє собою листову сталь з нанесеним покриттям з цинку або цинкового сплаву (A), яка характеризується границею міцності на розтяг (TS), яка перевищує 800 МПа, і загальним відносним подовженням (TEL), таким, що $(TS) \times (TEL) > 14000$ МПа – %, причому композиція сталеві підкладки (A) містить у розрахунку на масу: $0,05\% \leq C \leq 0,4\%$, $0,3\% \leq Mn \leq 8\%$, $0,010\% \leq Al \leq 3\%$, $0,010\% \leq Si \leq 2,09\%$, причому $0,5\% \leq (Si + Al) \leq 3,5\%$, $0,001\% \leq Cr \leq 1,0\%$, $0,001\% \leq Mo \leq 0,5\%$ і необов'язково $0,005\% \leq Nb \leq 0,1\%$, $0,005\% \leq V \leq 0,2\%$, $0,005\% \leq Ti \leq 0,1\%$, $0,0003\% \leq B \leq 0,005\%$, $0,001\% \leq Ni \leq 1,0\%$, при цьому решта являє собою Fe і неминучі домішки, де глибина відбитку при вдавлюванні (IDepth) на поверхні зазначеної листові сталі (A) є такою, що: $100 \text{ мкм} \leq (IDepth) \leq 18,68 (Zn_{sol}) - 55,1$, де (IDepth) виражається в мікрометрах, і де Zn_{sol} являє собою розчинність Zn в сталі листа (A) при 750°C при вираженні в %(мас.).

Відповідно до одного переважного варіанту здійснення точкове зварювання опором є таким, що $(IDepth) \geq 125$ мкм.

В одному варіанті здійснення шов зварного з'єднання, який одержується з використанням точкового зварювання опором, включає листову сталь (A) з нанесеним покриттям з цинку або цинкового сплаву, яка характеризується композицією, яка демонструє рівень вмісту $Si \geq 0,5\%$.

Переважно шов зварного з'єднання, яке одержується з використанням точкового зварювання опором, включає листову сталь (A) з нанесеним покриттям з цинку або цинкового сплаву, яка характеризується композицією, яка демонструє рівень вмісту $Si \geq 0,7\%$.

Згідно з одним переважним варіантом здійснення шов зварного з'єднання, який одержується з використанням точкового зварювання опором, включає листову сталь (A) з нанесеним покриттям з цинку або цинкового сплаву, яка характеризується поверхневою частковою концентрацією залишкового аустеніту, укладеною в межах від 7 до 30%.

У відповідності із ще одним переважним варіантом здійснення шов зварного з'єднання, яке одержується з використанням точкового зварювання опором, включає листову сталь (A), яка характеризується середнім значенням локальних концентрацій C, Mn, Al, Si і Cr по всій глибині, укладеній в межах від 0 до 100 мкм, яка відрізняється від композиції в об'ємі для листові сталі (A).

Винахід відноситься до використання одержуваного з використанням точкового зварювання з'єднанням шва зварного з'єднання, який був описаний в одному або кількох варіантах здійснення, описаних вище, або виготовлений у відповідності з одним або декількома варіантами здійснення, описаними вище, для виготовлення несучих деталей або деталей, що відповідають за безпеку, в механічних транспортних засобах.

Тепер винахід буде описуватися докладно і ілюструватися на прикладах без введення обмежень.

Спочатку одержують листові сталі товщиною (th), укладеною в межах від 0,5 до 3 мм, що являє собою типовий діапазон товщин, які використовуються в автомобільній промисловості. Всі ці листи можуть мати одну і ту саму товщину або різні товщини. В останньому випадку th_{max} позначає найбільшу товщину одержаних листів. Ці листи є листами з нанесеним покриттям з цинку або цинкового сплаву, при цьому останній вираз означає покриття, в якому рівень вмісту Zn перевищує 50%(мас.). Зокрема, покриття може бути одержане в результаті гарячої гальванізації (GI) або в результаті гарячої гальванізації з безпосередньою наступною далі термічною обробкою при приблизно 500-570°C так, щоб спричинити дифузію заліза в покритті і одержати покриття, «відпалене після гарячої гальванізації» або «GA», яке містить приблизно 7-14% Fe. Це також може бути покриття з цинку або цинкового сплаву, одержане з використанням технологічного процесу електролітичного осадження або з використанням технологічного процесу вакуумного осадження. Сплав Zn також може являти собою покриття на основі Zn-Mg-Al, таке як-от, покриття на основі Zn-3% Mg-3,7% Al або Zn-1,2% Al-1,2% Mg. Щонайменше, один лист (A) з цих листів з нанесеним покриттям утворений з високо деформованої сталі, яка характеризується границею міцності на розтяг (TS), яка перевищує 800 МПа, і загальним відносним подовженням (TEL), таким, що $(TS) \times (TEL) > 14000$ МПа – %. Листові сталі, за винаходом, виготовляють з використанням способу, який послідовно включає стадії розливання, гарячої прокатки, змотування в рулон, необов'язкового проміжного відпалу, травлення, холодної прокатки, безперервного відпалу і нанесення покриття. Залежно від своїх механічних властивостей, композиції і технологічного процесу виготовлення мікроструктура цих сталей містить при вираженні в поверхневих часткових концентраціях від 5 до 30% залишкового аустеніту. Згідно з термомеханічним циклом на промисловій технологічній лінії ці сталі з нанесеним покриттям можуть бути, наприклад, сталями TRIP (з пластичністю, зумовленою мартенситним перетворення), сталями CFB (з безкарбідним бейнітом) або сталями Q-P (з

загартуванням і перерозподілом). Композиція високо деформованого листа (А) містить:

- Вуглець: у кількості в діапазоні від 0,05% до 0,4%(мас.). У разі рівня вмісту вуглецю, що не перевищує 0,05%, границя міцності на розтяг буде недостатньою і стабільність залишкового аустеніту, який присутній в мікроструктурі сталі для досягнення достатнього відносного подовження, одержана не буде. При перевищенні 0,4% С зменшується зварюваність, оскільки в зоні термічного впливу або в розплавленій зоні шва зварного з'єднання, одержуваного з використанням точкового зварювання опором, формуються мало в'язкі мікроструктури. В одному варіанті здійснення рівень вмісту вуглецю знаходиться в діапазоні від 0,13 до 0,25%, який уможливує досягнення границі міцності на розтяг, яка перевищує 1180 МПа.

- Марганець являє собою елемент, що забезпечує одержання твердо-розчинного зміцнення, яке дає внесок в одержання границі міцності на розтяг, яка перевищує 800 МПа. Такий ефект буде одержаний у разі рівня вмісту Mn, який становить, щонайменше, 0,3%(мас.). Однак, при більш, ніж 8% його присутність дає внесок у формування структури, яка характеризується наявністю надмірно яскраво виражених смуг сегрегації, які можуть негативно впливати на прожарюваність швів зварних з'єднань і споживчі властивості автомобільної несучої деталі. Також несприятливим чином зменшується придатність до нанесення покриття. Переважно рівень вмісту марганцю знаходиться в діапазоні від 1,4% до 4% для досягнення цих ефектів. Це уможливує досягнення задовільної механічної міцності без ускладнення промислового виготовлення сталі і без збільшення прогартованості зварених сплавів, що негативно впливало б на зварюваність листа, заявленого у винаході.

- Кремній має міститися у кількості в діапазоні від 0,010 до 2,09% для досягнення необхідної комбінації механічних властивостей і зварюваності: кремній зменшує утворення виділень карбиду під час відпалу після холодної прокатки листа внаслідок їх низької розчинності у цементиті і внаслідок того, що цей елемент збільшує активність вуглецю в аустеніті. Таким чином, збагачення аустеніту на вуглець призводить до стабілізації аустеніту при кімнатній температурі і до появи поведінки, відповідної пластичності, зумовленої мартенситним перетворенням, («TRIP»), що означає стимулювання перетворення цього аустеніту на мартенсит під впливом напруження, наприклад, під час формування. У разі рівня вмісту Si, який перевищує 2,09%, під час відпалу до гарячої гальванізації могли б утворюватися оксиди, які мають велику адгезію, і які могли б призвести до появи поверхневих дефектів в покритті. Рівень вмісту кремнію, який перевищує 0,5%, дає свій внесок в ефективну стабілізацію аустеніту, в той час як рівень вмісту Si, який перевищує 0,7%, дає свій внесок в одержання часткової поверхневої концентрації залишкового аустеніту, укладеної в межах від 7 до 30%.

- Алюміній має міститися у кількості в діапазоні від 0,010 до 3,0%. Стосовно стабілізування залишкового аустеніту, то алюміній впливає відносно подібно до відповідного впливу кремнію. Однак, внаслідок ефективного промотування алюмінієм утворення фериту, при високій температурі надлишкове додавання алюмінію призводило б до збільшення температури Ас3 (тобто, температури повного перетворення сталі на аустеніт під час нагрівання) під час стадії відпалу і тому здорожувало б промисловий технологічний процес стосовно споживання електричної потужності, необхідної для відпалу. Таким чином, рівень вмісту Al не перевищує 3,0%.

- Залишковий аустеніт у кількості в діапазоні від 5 до 30% при кімнатній температурі є необхідним для досягнення високого загального відносного подовження. Деформованість буде особливо високою у разі поверхневої часткової концентрації залишкового аустеніту, укладеної в межах від 7 до 30%. Достатню стабілізацію аустеніту одержують шляхом додавання у композицію сталі кремнію і/або алюмінію в кількостях, таких що: $(Si + Al) \geq 0,5\%$. У випадку $(Si + Al) < 0,5\%$ часткова концентрація залишкового аустеніту могла б складати менше, ніж 5%, таким чином, характеристики тягучості і деформаційного зміцнення при холодному формуванні будуть недостатніми. Однак, у випадку $(Si + Al) > 3,5\%$ погіршується придатність до нанесення покриття і зварюваність.

- Хром забезпечує зміцнення і подрібнення мікроструктури і уможливує контролювання утворення доевтектоїдного надлишкового фериту на стадії охолодження після витримування при максимальній температурі під час циклу відпалу. У разі сталей, які містять не більш ніж 2,8% Mn, ферит у разі присутності такого при частковій поверхневій концентрації, яка перевищує 40%, буде збільшувати ризик того, що границя міцності на розтяг буде менше, ніж 800 МПа. Таким чином, рівень вмісту хрому знаходиться в діапазоні від більш, ніж 0,001% до менш, ніж 1,0% з причин вартості і запобігання надмірного зміцнення.

- Так само як і хром, молібден у кількості, укладеної в межах від 0,001% до 0,5%, є ефективним при збільшенні прогартованості і стабілізуванні залишкового аустеніту, оскільки цей елемент уповільнює розпад аустеніту.

- Сталі необов'язково можуть містити елементи, схильні до утворення виділень у вигляді карбідів, нітридів або карбонітридів, що уможлиблює досягнення дисперсійного зміцнення. Для цієї мети сталі можуть містити ніобій, титан або ванадій: Nb і Ti у кількості, укладеній в межах від 0,005 до 0,1% і V у кількості, укладеній в межах від 0,005 до 0,2%.

5 - Сталі необов'язково можуть містити нікель у кількості, укладеній в межах від 0,001% до 1,0% для покращення в'язкості.

- Сталі необов'язково можуть містити також і бор у кількості, укладеній в межах від 0,0003 до 0,005%. В результаті ліквідації на границі зерен В зменшує граничну енергію зерен і тому, є вигідним для збільшення стійкості до рідкометалевого окрихчування.

10 - Решта в композиції складається з заліза і залишкових елементів, які одержуються в результаті виплавки сталі. У цьому відношенні Cu, S, P і N, щонайменше, розглядаються в якості залишкових елементів або неминучих домішок. Тому їх рівні вмісту не перевищують 0,03% для Cu, 0,003% для S, 0,02% для P і 0,008% для N.

15 Після цього листи сталі з нанесеним покриттям з цинку або цинкового сплаву, при цьому, щонайменше, сталь (A) одного з цих листів має зазначену композицію, накладають один на одного і з'єднують один з одним з використанням точкового зварювання опором. Зварювання може бути однорідним (тобто, зварювання листів (A) один з одним) або різнорідним (тобто, зварювання листової сталі (A) і однієї або декількох листових сталей з нанесеним покриттям з Zn (B), які характеризуються іншою композицією).

20 Точкове зварювання опором являє собою технологічний процес, який об'єднує надання зусилля і підведення електричного струму, при цьому обидва з них впливають на накладені один на одного зварювані листи з використанням електродів з мідного сплаву. Типова послідовність зварювання включає такі послідовні стадії:

- наближення електродів і надання тиску до листів,

25 - послідовне зварювання, утворене певною кількістю періодів, під час яких електричний струм послідовно підводять («імпульси», періоди «під напругою») або не підводять (періоди «без напруги»). Під час такого послідовного зварювання зберігається зусилля на листи, створюване електродами. Це зусилля уможлиблює зменшення усадочної пухкості і одержання подрібнення зерен,

30 - періоду витримування, під час якого дія зусилля зберігається без підведення електричного струму, для протидії об'ємному розширенню ядра зварної точки і її охолодження,

- відділення електродів від листів, які були зварені один з одним.

35 Наприкінці послідовності шов зварного з'єднання характеризується наявністю ядра зварної точки з металу шва зварного з'єднання, в якому це ядро зварної точки було утворено на поверхні розділу між листовими сталями. Поверх цього ядра зварної точки на поверхні листів присутнє кругле поглиблення, зване відбитком при вдавлюванні. Діаметр відбитка при вдавлюванні (IDia) відповідає діаметру робочого кінця зварювального електрода. Глибина відбитка при вдавлюванні (IDepth) зазвичай може бути укладена в межах від декількох десятків мікрометрів до декількох сотень мікрометрів. (IDepth) залежить від факторів, таких як-от:

40 - інтенсивність зварювання I,

- зусилля F, яке прикладається електродами під час зварювання,

- тривалість підведення електричного струму t_i ,

- початковий активний опір електричного контакту R на поверхні розділу між листами,

- напруження пластичної течії σ_F при високій температурі сталі,

45 - коефіцієнт концентрації напружень K_t внаслідок геометрії робочого кінця електрода,

- товщина листа t_h .

При постійності інших змінних чим більшими будуть значення I, t_i , R, F, K_t , тим більшим буде значення (IDepth). Чим меншим буде значення σ_F , тим більшим буде значення (IDepth).

50 Значення (IDepth) може бути виміряне безпосередньо на розрізаних швах зварного з'єднання, одержуваних з використанням точкового зварювання опором, або виміряне під час самого технологічного процесу зварювання згідно з поданим нижче роз'ясненням винаходу. Автори навели як доказ те, що контролювання цього відбитка при вдавлюванні в межах певного діапазону уможлиблює вирішення проблеми, яка полягає в одержанні одночасно достатньої механічної міцності шва зварного з'єднання і високої стійкості до окрихчування РМО.

55 Міцність шва зварного з'єднання, одержуваного з використанням точкового зварювання опором, зазвичай вимірюють з використанням випробування на міцність з'єднання нахлестом при зсуві. Незважаючи на свою простоту це випробування включає складні режими жорстких рекомендацій і механізми руйнування. На практиці режим руйнування розглядається в якості показника механічних властивостей і може бути класифікований з поділом на категорії – за границями розділу, частково за границями розділу і з вириванням. Режим з вириванням, в якому

60

руйнування відбувається на периферії ядра зварної точки в зоні термічного впливу або в металі основи, є бажаним, оскільки він зв'язується з найбільшими міцністю і тягучістю шва зварного з'єднання. Цей режим вказує на те, що шов зварного з'єднання уможливорює передачу високого рівня зусилля, що, таким чином, спричиняє значне пластичне деформування в сусідніх областях і збільшує поглинання енергії деформації за умов зіткнення з перешкодою при аварії. Навпаки, руйнування шва зварного з'єднання на поверхні розділу між листами при залишенні половини ядра зварної точки на кожному листі виникає при низьких навантаженнях і може впливати на перерозподіл навантаження і спричинити зменшення поглиненої енергії зварною конструкцією. Такий режим руйнування по поверхні розділу в загальному випадку є неприйнятним для автомобільної промисловості.

Автори навели як доказ те, що з метою забезпечення наявності режиму руйнування, який є режимом з вивертанням, відбиток при вдавлюванні ($IDepth$) має перевищувати мінімальне значення $(IDepth)_{min}$ 100 мкм. Як це годиться без зв'язування себе теорією, у випадку $(IDepth) > (IDepth)_{min}$ геометрія ядра зварної точки, тобто, її ознаки по діаметру, висоті і концентрації напружень на поверхні розділу між звареними листами, уможливорює уникнення руйнування по границі розділу. Такі механічні властивості навіть покращуються і одержуються дуже стабільним чином при перевищенні значенням $(IDepth)_{min}$ 125 мкм.

Однак, автори представили в якості доказу також і те, що відбиток при вдавлюванні ($IDepth$) має бути витриманий нижче максимального значення $(IDepth)_{max}$, залежного від композиції сталі, з метою уникнення виникнення тріщин внаслідок рідкометалічного окрихчування. Ці тріщини, які відносяться до міжзернового типу і заповнюються металом Zn, зустрічаються більш часто на зовнішній короні поверхні відбитка при вдавлюванні, що матеріалізує колишнє розташування робочого кінця електрода на листі.

Ця зона піддається більш суттєвій деформації, ніж центральна частина зони відбитка при вдавлюванні.

Таким чином, кутові тріщини в цій зовнішній зоні зустрічаються частіше, ніж центральні тріщини в області відбитка при вдавлюванні. Як це встановили автори в результаті проведення спостережень з використанням знімальної камери для інфрачервоної термографії, зона, в якій присутні великі кутові тріщини, відповідає зоні, в якій максимальна температура в зварювальному циклі перевищувала A_{c3} . Тріщини з'являються в кінці послідовності зварювання, яка була визначена у винаході, при температурі, яка перевищує $700^{\circ}C$. Як це встановили автори відповідно до своїх теплових вимірювань і металографічних досліджень, у разі максимальної температури в місцезнаходженні діаметра відбитка при вдавлюванні, тобто, T_{max} ($IDia$), яка не перевищує A_{c3} , не виникає будь-якої глибокої тріщини, спричиненої окрихчуванням РМО, тобто, будь-якої тріщини, що має глибину, яка перевищує 50 мкм. Говорячи іншими словами, виникнення глибоких тріщин, спричинених окрихчуванням РМО, буде відвернена у разі вибору параметрів зварювання так, щоб значення T_{max} ($IDia$) не перевищувало A_{c3} . Оскільки цей стан може бути одержаний з використанням різних комбінацій параметрів зварювання, було б неможливо просто більш детально визначити такі комбінації. Однак, зменшення l і t_i і збільшення F і R мають тенденцію до досягнення цього результату.

Як це встановили автори на підставі спостережень за розтріскуванням, спричиненим окрихчуванням РМО, яке виникало при температурі, яка перевищує $700^{\circ}C$, вимірювань деформацій в критичній зовнішній зоні зони відбитка при вдавлюванні і вимірювань критичних деформацій у випробуваннях на розтяг, проведених в цьому температурному діапазоні на установці для дослідження впливу температур Gleeble, виникнення розтріскування, спричиненого окрихчуванням РМО, не спостерігалось або дуже сильно зменшувалася у високодеформованій листовій сталі (A) при витриманні глибини відбитка при вдавлюванні ($IDepth$), меншим, ніж критичне значення $(IDepth)_{max}$, яке залежало від розчинності Zn в сталевій підкладці (A) згідно з виразом:

$$(IDepth) \leq (IDepth)_{max} = 18,68 (Zn_{sol}) - 55,1, (1)$$

при цьому Zn_{sol} являє собою розчинність Zn в сталі листа (A) при $750^{\circ}C$ при вираженні у $\%$ (мас.).

Значення Zn_{sol} може бути безпосередньо виміряне відповідно до наступного методу, який включає наступні послідовні стадії:

- термічну обробку листової сталі з нанесеним покриттям (A) при $750^{\circ}C$ протягом 170 годин. Ця стадія спричиняє дифузію з металу Zn у сталеву підкладку для досягнення рівноважного стану на поверхні розділу Zn-підкладка.

- охолодження листа (A) зі швидкістю, яка перевищує $50^{\circ}C/c$, уможливорює збереження високотемпературних хімічних градієнтів, аж до температури навколишнього середовища.

- вимірювання рівня вмісту Zn в сталі на відстані 1 мкм від поверхні розділу сталь/покриття з

Zn або сплаву Zn. Цей рівень вмісту Zn може бути виміряний, наприклад, з використанням енергодисперсійної спектрометрії рентгенівського випромінювання, яка являє собою методику, саму по собі відому. За цих умов рівень вмісту Zn, виміряний на відстані 1 мкм, являє собою значення розчинності Zn_{sol} .

5 В альтернативному варіанті, значення Zn_{sol} може бути розрахована з урахуванням об'ємної або часткової поверхневої концентрації (при цьому ці дві величини є ідентичними) аустеніту, який присутній в сталі (A) при 750°C, і при цьому розчинність Zn в фериті і в аустеніті при цій температурі відповідають вираженню:

$$Zn_{sol} = (1 - f_{\gamma}) \times (Zn_{\alpha(750)}) + (f_{\gamma} \times Zn_{\gamma(750)}), \quad (2)$$

10 де f_{γ} являє собою об'ємну часткову концентрацію аустеніту, який був у листовій сталі (A) при 750°C, яка укладена в межах від 0 до 1, і де $Zn_{\alpha(750)}$ і $Zn_{\gamma(750)}$ являють собою розчинність Zn, відповідно, у фериті і в аустеніті сталі листа (A) при 750°C при вираженні в %(мас.).

15 Розчинність Zn в фериті при 750°C залежить від перитектичної температури (T_{per}) сталі (A) в присутності покриття з Zn (тобто, температури, вище якої сталева підкладка, насичена на Zn, знаходиться в термодинамічній рівновазі з рідким металом Zn, сплавленому з Fe і можливо іншими елементами, які утворюють твердий розчин заміщення, із сталеві підкладки) і від розчинності $Zn_{\alpha(T_{per})}$ при перитектичній температурі. (T_{per}) визначають з використанням виразу:

$$(T_{per}) = 782 + (2,5 Mn) - (71,1 Si) - (43,5 Al) - (57,3 Cr), \quad (3)$$

20 де (T_{per}) виражається в °C, а рівні вмісту Mn, Si, Al і Cr виражаються в %(мас.), в залежності від того, чи поступається значення (T_{per}) температурі в 750°C, $Zn_{\alpha(750)}$ може розраховуватися у відповідності з виразом:

$$- Zn_{\alpha(750)} = Zn_{\alpha(T_{per})} \times (1 + 0,68 \times ((T_{per}) - 750) / (600 - (T_{per}))), \quad \text{у випадку } (T_{per}) \geq 750^{\circ}\text{C}, \quad (4)$$

і

$$- Zn_{\alpha(750)} = Zn_{\alpha(T_{per})} \times (1 + ((T_{per}) - 750) / (1160 - (T_{per}))), \quad \text{у випадку } (T_{per}) < 750^{\circ}\text{C}, \quad (5)$$

25 Розчинність Zn при перитектичній температурі у фериті може бути розрахована у відповідності з виразом:

$$Zn_{\alpha(T_{per})} = 45,9 - (0,13 Mn) - (17,3 C) + (4,8 Si^2) - (25,4 Si) - (1,53 Al) - (0,73 Cr), \quad (6)$$

де $Zn_{\alpha(T_{per})}$ виражається в °C, а рівні вмісту Mn, Si, Al і Cr виражаються в %(мас.), розчинність Zn в аустеніті визначається з використанням виразу:

$$30 Zn_{\gamma(750)} = 2 (-b (750 - A_{e1})^2 / (A_{e3} - A_{e1}) + b (750 - A_{e1})), \quad (7)$$

$$\text{при цьому: } b = 28 / (2 (A_{e3} - A_{e1}) - l), \quad (8)$$

де A_{e1} і A_{e3} виражаються в °C і являють собою температури, при яких, відповідно, починається і закінчується процес перетворення фериту на аустеніт в стані рівноваги в сталевій підкладці листа (A).

35 A_{e1} і A_{e3} можуть бути або виміряні, наприклад, з використанням звичайних методик на основі дилатометричного аналізу, або можуть бути розраховані виходячи з композиції сталі (A) відповідно до наступних виразів:

$$A_{e1} = 725 - (42,1 Mn) + (27,3 Si) + (9 Al) + (5 Cr), \quad (9)$$

$$A_{e3} = 923 - (360 C) - (34 Mn) + (37,6 Si) + (131,6 Al) - (24,9 Cr), \quad (10)$$

40 де A_{e1} і A_{e3} виражаються в °C, а рівні вмісту C, Mn, Al, Si і Cr виражаються в %(мас.).

В одному конкретному варіанті здійснення автори представили як доказ те, що спосіб винаходу у вигідному випадку втілюють з урахуванням локальної композиції сталі безпосередньо під покриттям з Zn або сплаву Zn. Кажучи іншими словами, автори представили як доказ те, що замість прийняття до уваги номінальних рівнів вмісту C, Mn, Si, Al і Cr в виразах (3), (6), (9) і (10), представлених вище, ризик розтріскування, спричиненого окрихчуванням РМО, оптимальним чином зменшувався з урахуванням середнього рівня вмісту елементів: C_{av} , Mn_{av} , Si_{av} , Al_{av} і Cr_{av} згідно вимірювання під цинком або по всій глибині, укладеної в межах від 0 до 100 мкм, під покриттям з Zn або сплаву Zn. Цей варіант здійснення буде особливо придатним у разі наявності по всій товщині листа певного рівня ліквіації або у випадку модифікування композиції на поверхні з використанням термічної обробки, проведеної стосовно сталеві підкладки, до стадії нанесення покриття. Таким чином, середні значення локальних концентрацій C, Mn, Al, Si і Cr по всій глибині, укладеної в межах від 0 до 100 мкм, може бути відмінні від концентрації композиції в об'ємі сталі і є більш придатними для прогнозування виникнення окрихчування РМО. Як це продемонстрували автори, дуже значна більшість тріщин, спричинених окрихчуванням РМО, має глибину, укладену в межах від 0 до 100 мкм, в межах цього діапазону глибини до уваги приймається середній рівень вмісту C, Mn, Al, Si і Cr. Ці середні рівні вмісту можуть бути виміряні з використанням методики, самої по собі відомої, такої як, наприклад, оптична емісійна спектроскопія тліюного розряду (ОЕСТР).

Відповідно до своїх експериментів автори представили як доказ також і те, що ризик

виникнення окрихчування РМО збільшиться у разі, якщо сума товщин листів (А) і (В) перевищує 2 мм. Таким чином, для забезпечення наявності середньої глибини тріщини, спричиненої окрихчуванням РМО, у швах зварних з'єднань, одержуваних з використанням точкового зварювання опором, яка не перевищує 40 мкм, сума товщин листів (А) і (В) має перевищувати 3 мм. Середня глибина тріщини може бути навіть зменшена до значення, яке не перевищує 20 мкм, у разі суми товщин листів (А) і (В), яка не перевищує 2 мм. Таким чином, для забезпечення наявності середньої глибини тріщини, спричиненої окрихчуванням РМО, у швах зварних сполук, одержуваних з використанням точкового зварювання опором, яка не перевищує 40 або 20 мкм, сума товщин листів (А) і (В) має становити відповідно не більше, ніж 3 або 2 мм.

В якості одного конкретного варіанту здійснення високо деформовану листову сталь (А) зварюють з, щонайменше, листової сталлю, підданій гарячій гальванізації, (В), яка характеризується композицією, яка містить: $C \geq 0,04\%$, $Mn \geq 0,2\%$, при цьому решту являють собою Fe і неминучі домішки. Згідно з експериментами, проведеними авторами, виникнення і серйозність окрихчування РМО збільшиться у разі листової сталі (В), яка є сталлю, яка характеризується композицією, що включає рівні вмісту C і Mn, які є значно меншими, ніж відповідні характеристики сталі (А), тобто, у разі демонстрації сталлю (В) композиції, такої що: $C < 0,04\%$ і $Mn < 0,2\%$. Як це годиться без бажання пов'язувати себе теорією, точкове зварювання опором створює розплавлену зону, яка характеризується проміжною композицією між композиціями листів (А) і (В). У разі великої різниці композицій між листами (А) і (В) температури перетворення для сталі (А) і ядра зварної точки будуть дуже сильно розрізнятися, що означає можливість проходження фазового перетворення в деяких зонах під час стадії охолодження зварювального циклу, в той час як інші дуже близькі зони все ще не піддані такому перетворенню. Як це годиться, оскільки фазове перетворення відбувається при змінах об'єму, така ситуація створює збільшення несталих напружень, які виявляються несприятливими з точки зору рідкометалічного окрихчування. Таким чином, з урахуванням послаблення ролі окрихчування РМО за умови наявності композицій, втілених у винаході, переважним є уникнення пропозиції для сталі (В) композиції, яка характеризується низьким рівнем вмісту C ($C < 0,04\%$) і низьким рівнем вмісту Mn ($Mn < 0,2\%$).

Тепер винахід буде проілюстровано з використанням наведених далі прикладів, які жодним чином не є обмежувальними.

Приклад 1

Були запропоновані три сталі, згадувані під позначеннями SA, SB і SC. Композиції цих сталей вираженні в %(мас.), при цьому решта являє собою залізо і неминучі елементи, які одержуються в результаті виплавки сталі, представлена в Таблиці 1. У числі залишкових або неминучих елементів для цих сталей рівень вмісту S не перевищує 0,003%, а рівень вмісту P не перевищує 0,014%. На листи наносять електролітичноосажене покриття з Zn, 16 мкм завтовшки.

В Таблиці 1 також представлена розчинність Zn, Zn_{sol} при 750°C, розрахована згідно з виразами (2-10), наведеними вище, спільно з механічними властивостями на розтяг для сталей (UTS: границя міцності на розрив, TEL: загальне відносне подовження) згідно вимірювання згідно з документом ISO standard ISO 6892-1 опублікованому у жовтні 2009 р, представленими в Таблиці 1. Товщина листових сталей SA – SB становить 1 мм, товщина листової сталі SC становить 1,2 мм.

Таблиця 1

Склад %(мас.), розчинність Zn при 750°C і властивості при розтягу для сталей

	C	Mn	Si	Al	Si + Al	Cr	Mo	Nb, V, Ti	Zn_{sol} (%)	UTS (МПа)	UTS × TEL (МПа –%)
SA	0,20	1,65	1,63	0,06	1,69	0,03	0,002	Nb: 0,001 Ti: 0,006 V: 0,001	9,09	820	23780
SB	0,20	1,64	0,80	0,68	1,48	0,04	0,002	Nb: 0,001	15,9	805	23200
SC	0,219	2,07	1,48	0,034	1,514	0,35	0,002	Nb: 0,002b	9,44	1233	16645

Листові сталі піддавали точковому зварюванню опором з використанням електрода, що має діаметр робочого кінця 6 мм, і змінного електричного струму частотою 50 Гц при зусиллі 350 даН. Відповідно до інтенсивності тривалості точкового зварювання опором одержували різні глибини відбитків при вдавлюванні. Наприклад, для сталі (SA) умови зварювання SA1, SA2, SA3

... уможливають одержання різних глибин відбитків при вдавлюванні.

Міцність швів зварних з'єднань, одержуваних з використанням точкового зварювання опором, вимірювали шляхом проведення випробувань на міцність з'єднання нахлестом при зсуві згідно із документом ISO standard 14273. Результат випробування буде вважатися задовільним у разі відсутності спостережуваного руйнування по поверхні розділу.

Після цього шви зварних з'єднань піддавали травленню в розбавленому розчині HCl, який містить інгібітор, для видалення покриття з цинку, різанню і поліруванню, щоб провести визначення і вимірювання при збільшенні в діапазоні від 2,5 до 100× щодо можливої присутності тріщин внаслідок рідкометалічного окрихчування. Глибину тріщин вимірювали для десяти швів зварних з'єднань для одержання середньої глибини тріщини у розрахунку на одну лицьову поверхню шва зварного з'єднання. Бажаним є одержання середньої глибини тріщини, яка не перевищує 20 мкм.

Результати спостережень представлені в Таблиці 2 разом з обчисленим значенням ($IDepth_{max}$) відповідно до виразу (1), наведеного вище.

Таблиця 2

Представлення характеристик тріщин, спричинених окрихчуванням РМО, в швах зварних з'єднань і режим руйнування шва зварного з'єднання у випробуваннях на міцність з'єднання нахлестом при зсуві

Сталь	Шов зварного з'єднання	Максимальна глибина відбитку при вдавлюванні ($IDepth_{max}$) (мкм)	Глибина відбитку при вдавлюванні ($IDepth$) (мкм)	Середня глибина тріщини (мкм)	Відсутність режиму руйнування по межі розділу у випробуванні на розтяг
SA	SA1	114	70	0	<u>Ні</u>
	SA2		110	0	Так
	SA3		<u>130</u>	<u>35</u>	Так
	SA4		<u>200</u>	<u>12</u>	Так
SB	SB1	241	75	0	<u>Ні</u>
	SB2		150	16	Так
	SB3		<u>260</u>	<u>90</u>	Так
SC	SC1	121	70	18	<u>Ні</u>
	SC2		<u>125</u>	<u>40</u>	Так
	SC3		<u>250</u>	<u>60</u>	Так

Підкреслені значення: не відповідають винаходу.

Приклад 2:

Листова сталь SC з Прикладу 1 в результаті точкового зварювання опором була скомпонована зі сталлю SD, композиція якої представлена в Таблиці 3, при цьому решта являє собою залізо і неминучі домішки, які одержуються в результаті виплавки сталі.

Таблиця 3

Склад сталі SD (%(мас.))

	C	Mn	Si	Al	Ti
SD	0,0018	0,083	0,006	0,053	0,04

Сталь SD одержували у вигляді підданих гарячої гальванізації листових сталей, які мають різні товщини 0,8 мм або 1,9 мм, при цьому покриття з Zn становила 12 мкм. Таким чином, були виготовлені шви зварних з'єднань, одержувані з використанням точкового зварювання опором, при сукупній товщині 2 або 3,1 мм. Середню глибину тріщини на поверхні шва зварного з'єднання, одержуваного з використанням точкового зварювання опором, для листової сталі SC визначали тим самим чином, який був роз'яснений в Прикладі 1.

Глибина тріщини в швах зварних з'єднань, що мають різні сукупні товщини

Сукупна товщина шва зварного з'єднання (мм)	Глибина відбитку при вдавлюванні (IDepth) (мкм)	Середня глибина тріщини (мкм)
2	71	19
3.1	<u>256</u>	<u>42</u>

Таким чином, зменшення сукупної товщини менше 3 або навіть 2 мм уможливило виготовлення одержуваних з використанням точкового зварювання опором швів зварних з'єднань, які характеризуються зменшеною середньою глибиною тріщини.

Приклад 3

Машину для точкового зварювання опором, яка містить пневматичний затискач з зусиллям 10 кН і силовий електричний трансформатор на 63 кВА, оснащували датчиком, здатним реєструвати вертикальне зміщення зварювального електрода. Різниця між позицією електрода до і після проведення зварювальних робіт відповідає глибині при вдавлюванні (IDepth). Паралельно була передбачена високошвидкісна знімальна камера, і була зроблена відмітка на зварювальному електроді так, щоб виконувати функцію відліку для реєстрації позиції електрода під час проведення зварювальних робіт. Як це було встановлено після зіставлення із значеннями відбитків при вдавлюванні згідно з вимірюванням самих швів зварних з'єднань, два методи (датчик і високошвидкісна знімальна камера) були здатні забезпечити точне одержання значення (IDepth).

За умов, роз'яснених в Прикладі 1, була запропонована сталь SB, яку зварювали з використанням зварювальних циклів, які припиняли при досягненні для (IDepth) значення, більшого, ніж максимальна глибина відбитка при вдавлюванні IDepth_{max}, яка відповідна цій композиції сталі, або меншої неї. Результати представлені в Таблиці 4.

Таблиця 4

Представлення характеристик тріщин, спричинених окрихчуванням РМО, і режиму руйнування в швах зварних з'єднань, що перериваються відповідно до величини відбитка при вдавлюванні

Сталь	Шов зварного з'єднання	Максимальна глибина відбитку при вдавлюванні (IDepth _{max}) (мкм)	Глибина відбитку при вдавлюванні під час припинення зварювального циклу (IDepth) (мкм)	Середня глибина тріщини (мкм)	Відсутність режиму руйнування по межі розділу у випробуванні на міцність з'єднання нахлестом при зсуві
SB	SB4	241	160	13	Так
	SB5		<u>300</u>	<u>52</u>	Так

Підкреслені значення: не відповідають винаходу.

Отже, зсув електрода може бути використаний таким чином, щоб виконувати функцію вхідної змінної, що вказує на необхідність припинення зварювальних робіт для забезпечення, тим самим, якості шва зварного з'єднання.

Приклад 4

Інфрачервону знімальну камеру, забезпечену детектором InSb, використовували для вимірювання температури поверхні листа на безпосередній периферії електрода, тобто, у місцезнаходженні діаметра відбитка при вдавлюванні (IDia). Під час зварювального циклу температура збільшується аж до максимуму T_{max} (IDia) перед охолодженням відразу після припинення підведення електричного струму. Тому, можливим є зіставлення виміряної температури T_{max} (IDia) з температурою Aс3 сталі. Випробування проводили стосовно сталей SA – SB, які згадувалися в Прикладі 1, з використанням різних параметрів для одержання різної глибини відбитків при вдавлюванні. Оцінювали присутність спричинених окрихчуванням РМО кутових тріщин, які мають глибину, яка перевищує 50 мкм. Для сталей SA і SB значення Aс3 складають, відповідно, 930°C і 965°C.

Таблиця 5

Ілюстрація характеристик температури і тріщин на периферії області відбитка при вдавлюванні

Сталь	Шов зварного з'єднання	Глибина відбитку при вдавлюванні (IDepth) (мкм)	T _{max} (IDia) (°C)	Присутність кутових тріщин, які мають глибину більшу 50 мкм
SA	SA4	110	630	Ні
	SA5	150	700	Ні
	SA6	300	950	Так
SB	SB6	160	720	Ні
	SB7	260	920	Ні
	SB8	350	980	Так

Підкреслені значення T_{max} (IDIA): не відповідають винаходу.

5 Таким чином, згідно до спостережень при виборі параметрів зварювання так, щоб значення T_{max} (IDia) не перевищувало Ac3, уникають виникнення глибоких кутових тріщин, спричинених окрихчуванням РМО.

Приклад 5

10 Сталь SC без покриття нагрівали так, щоб провести модифікування композиції на її поверхні в межах глибини 100 мкм, і після цього наносили покриття з Zn шляхом електролітичного осадження для одержання покриття, ідентичне покриттю з Прикладу 1. Середні рівні вмісту C_{av}, Mn_{av}, Si_{av}, Al_{av} і Cr_{av} під цинком по всій глибині, в межах від 0 до 100 мкм, під покриттям з Zn вимірювали з використанням оптичної емісійної спектроскопії тліючого розряду. Листову сталь з нанесеним покриттям зварювали в стані SC4, подібному стану SC3 з Таблиці 2.

15 Вимірювали середню кількість тріщин, які мають глибину, яка перевищує 100 мкм, у розрахунку на один шов зварного з'єднання, одержуваного з використанням точкового зварювання опором. Ці результати представлені в Таблиці 6 спільно з результатом обчислення (IDepth_{max}) згідно з наведеними вище виразами (1-10), беручи до уваги або номінальну композицію листової сталі або середню композицію по всій глибині, укладеної в межах від 0 до 100 мкм, під покриттям з Zn.

20

Таблиця 6

Кількість тріщин в залежності від композиції в об'ємі або на поверхні

Сталь	Шов зварного з'єднання	Максимальна глибина відбитка при вдавлюванні (IDepth _{max}) (мкм)	Середня кількість спричинених окрихчуванням РМО тріщин у розрахунку на один шов зварного з'єднання, які мають глибину, що перевищує 100 мкм
SC	SC3	121	3,4
	SC4, модифікована композиція на поверхні в межах глибини 100 мкм	176	1,5

25 Виходячи з ідентичної номінальної композиції сталі SC були проведені дослід SC3 і SC4. Використання лише номінальної композиції сталі SC для цих дослідів при обчисленні максимальної глибини відбитка при вдавлюванні призводило б до прогнозування ідентичності результатів дослідів. Однак, в досліді SC4 кількість великих тріщин є набагато меншою у зіставленні з тією, яка має місце в досліді SC3. Це демонструє те, що у разі зміни композиції на поверхні сталі максимальна глибина відбитка при вдавлюванні має бути розрахована виходячи з середньої композиції по всій глибині до 100 мкм, а не виходячи з композиції сталі в об'ємі.

Приклад 6

30 Листові сталі з нанесеним покриттям з Zn завтовшки 1,6 мм, які характеризуються композицією сталі SC в Таблиці 1, зварювали з використанням точкового зварювання опором для утворення шва зварного з'єднання SC4.

Крім того, листову сталь SC завтовшки 1,6 мм була зварена з листовою сталлю SD

завтовшки 1,6 мм, яка характеризується композицією з Таблиці 3, для утворення шва зварного з'єднання SC5. Кількість тріщин в двох швах зварного з'єднання представлена в Таблиці 7.

Таблиця 7

Кількість тріщин в залежності від відмінності композиції між листовими сталями

Шов зварного з'єднання	Середня кількість спричинених окрихчуванням РМО тріщин у розрахунку на один шов зварного з'єднання
SC4	6
SC5	15

5 Оскільки листовая сталь SD характеризується дуже низькими рівнями вмісту С і Mn, відмінність композицій за С і Mn між сталями SC і SD є значною і збільшується ризик утворення тріщини.

Для зіставлення можна сказати, що в однорідному шві зварного з'єднання SC4 кількість тріщин зменшується.

10 Таким чином, внаслідок своїх високих механічних властивостей одержувані з використанням точкового зварювання опором шви зварних з'єднань, утворені з деформованих високоміцних сталей, виготовлених згідно з винаходом, можуть бути вигідно використані для виготовлення несучих деталей або деталей, які відповідають за безпеку, в механічних транспортних засобах.

15 **ФОРМУЛА ВИНАХОДУ**

1. Спосіб точкового зварювання опором, який включає такі послідовні стадії:

одержання щонайменше двох листових сталей, що мають товщину (th), укладену в межах від 0,5 до 3 мм, при цьому щонайменше один з листів являє собою листову сталь (A) з нанесеним покриттям з цинку або цинкового сплаву, що характеризується границею міцності на розтяг (TS), яка перевищує 800 МПа, і загальним відносним подовженням (TEL), таким, що $(TS) \times (TEL) > 14000$ МПа %, при цьому склад сталеві підкладки (A) містить, у розрахунку на масу:

0,05 % ≤ C ≤ 0,4 %,

25 0,3 % ≤ Mn ≤ 8 %,

0,010 % ≤ Al ≤ 3 %,

0,010 % ≤ Si ≤ 2,09 %,

причому 0,5 % ≤ (Si+Al) ≤ 3,5 %,

0,001 % ≤ Cr ≤ 1,0 %,

30 0,001 % ≤ Mo ≤ 0,5 %

і необов'язково

0,005 % ≤ Nb ≤ 0,1 %,

0,005 % ≤ V ≤ 0,2 %,

0,005 % ≤ Ti ≤ 0,1 %,

35 0,0003 % ≤ B ≤ 0,005 %,

0,001 % ≤ Ni ≤ 1,0 %,

при цьому решта являє собою Fe і неминучі домішки,

проведення точкового зварювання опором зазначених щонайменше двох листових сталей для одержання зварного шва, що характеризується глибиною відбитка при вдавлюванні (IDepth) на поверхні зазначеної листової сталі (A), такою, що:

100 мкм ≤ (IDepth) ≤ 18,68(Zn_{sol})-55,1,

де (Depth) виражена в мікрометрах, а Zn_{sol} є розчинністю Zn в сталі листа (A) при 750 °C при вираженні в % (мас.).

2. Спосіб за п. 1, в якому

45 $Zn_{sol} = (1 - f_{\gamma}) \times (Zn_{\alpha(750)}) + (f_{\gamma} \times Zn_{\gamma(750)})$,

де f_{γ} являє собою відносну об'ємну часткову концентрацію аустеніту, присутнього в листовій сталі (A) при 750 °C, яка знаходиться в межах від 0 до 1, Zn_{α(750)} і Zn_{γ(750)} являють собою розчинність Zn, відповідно, у фериті і в аустеніті сталі листа (A) при 750 °C при вираженні в % (мас.),

50 при цьому перитектичну температуру (T_{per}) сталі листа (A) в присутності Zn визначають з використанням виразу:

- $(T_{per})=782+(2,5 \text{ Mn})-(71,1 \text{ Si})-(43,5 \text{ Al})-(57,3 \text{ Cr})$,
 де (T_{per}) виражається в °C, а рівні вмісту Mn, Si, Al і Cr виражаються в % (мас.), і:
 $Zn_{\alpha(750)}=Zn_{\alpha(T_{per})}\times(1+0,68\times((T_{per})-750)/(600-(T_{per})))$, у випадку $(T_{per})\geq 750$ °C, і
 $Zn_{\alpha(750)}=Zn_{\alpha(T_{per})}\times(1+((T_{per})-750)/(1160-(T_{per})))$, у випадку $(T_{per})<750$ °C,
 5 при цьому $Zn_{\alpha(T_{per})}=45,9-(0,13 \text{ Mn})-(17,3 \text{ C})+(4,8 \text{ Si}^2)-(25,4 \text{ Si})-(1,53 \text{ Al})-(0,73 \text{ Cr})$,
 де $Zn_{\alpha(T_{per})}$ виражається в °C, а рівні вмісту Mn, C, Si, Al і Cr виражаються в % (мас.),
 при цьому
 $Zn_{\gamma(T_{per})}=2(-b(750-A_{e1})^2/(A_{e3}-A_{e1})+b(750-A_{e1}))$,
 $b=28/(2(A_{e3}-A_{e1})-l)$,
 10 де A_{e1} і A_{e3} виражені в °C і являють собою температури, при яких, відповідно, починається і
 закінчується перетворення фериту на аустеніт.
 3. Спосіб за п. 2, в якому
 $f_{\gamma}=\min\{-0,015+(1,73\times C)+(0,16\times Mn)-(0,11\times Si)-(0,22\times Al)-(0,056\times Cr);1\}$,
 де C, Mn, Al, Si, Cr виражені в % (мас.).
 15 4. Спосіб за п. 2 або п. 3, в якому
 $A_{e1}=725-(42,1 \text{ Mn})+(27,3 \text{ Si})+(9 \text{ Al})+(5 \text{ Cr})$,
 $A_{e3}=923-(360 \text{ C})-(34 \text{ Mn})+(37,6 \text{ Si})+(131,6 \text{ Al})-(24,9 \text{ Cr})$,
 де C, Mn, Al, Si, Cr виражені в % (мас.).
 20 5. Спосіб за п. 1, в якому Zn_{sol} визначається відповідно до методу, який включає наступні
 послідовні стадії:
 одержання листової сталі (A) з нанесеним покриттям за п. 1, після цього термічна обробка
 зазначеної листової сталі (A) з нанесеним покриттям при 750 °C протягом періоду часу 170 год.,
 після цього охолодження листа (A) при швидкості, яка перевищує 50 °C/с, після цього
 вимірювання рівня вмісту Zn в сталі на відстані 1 мкм від поверхні розділу сталь/покриття з Zn
 25 або сплаву Zn.
 6. Спосіб за будь-яким із пп. 1-5, в якому щонайменше одна з листових сталей, зварюваних з
 листовою сталлю (A), являє собою листову сталь (B) з нанесеним покриттям з цинку або
 цинкового сплаву, при цьому сума товщин листів (A) і (B) не перевищує 3 мм.
 7. Спосіб за п. 6, в якому сума товщин листів (A) і (B) не перевищує 2 мм.
 30 8. Спосіб за п. 6 або п. 7, в якому зазначена листовая сталь (B) з нанесеним покриттям з цинку
 або цинкового сплаву є сталлю, яка характеризується складом, що містить:
 $C\geq 0,04$ %, $Mn\geq 0,2$ %,
 при цьому решта являє собою Fe і неминучі домішки.
 35 9. Спосіб за будь-яким із пп. 2-4, в якому Zn_{sol} , A_{e1} і A_{e3} розраховуються з використанням значень
 C_{av} , Mn_{av} , Si_{av} , Al_{av} і Cr_{av} ,
 при цьому C_{av} , Mn_{av} , Si_{av} , Al_{av} і Cr_{av} являють собою, відповідно, середні рівні вмісту C, Mn, Si, Al,
 Cr, які вимірюються під покриттям з цинку зазначеного листа A по всій глибині в діапазоні від 0
 до 100 мкм.
 40 10. Спосіб за будь-яким із пп. 1-9, в якому $(IDepth)\geq 125$ мкм.
 11. Спосіб за будь-яким із пп. 1-10, в якому $(IDepth)$ вимірюють шляхом зсуву зварювального
 електроду, при цьому технологічний процес зварювання припиняють при значенні $(IDepth)$,
 укладеному в межах від 100 мкм до $18,68(Zn_{sol})-55,1$.
 45 12. Спосіб за п. 11, в якому $(IDepth)$ вимірюють шляхом зсуву зварювального електроду, при
 цьому технологічний процес зварювання припиняють при значенні $(IDepth)$, укладеному в межах
 від 125 мкм до $18,68(Zn_{sol})-55,1$.
 13. Спосіб за будь-яким із пп. 1-10, в якому параметри зварювання вибирають так, щоб
 максимальна температура, яка досягається під час зварювання на зовнішній частині зони
 відбитка при вдавлюванні у шва зварного з'єднання, є такою, що:
 50 $T_{max}(IDia)<Ac3$,
 при цьому $(IDia)$ є місцеположенням діаметра відбитка при вдавлюванні.
 14. Точковий зварний шов, одержаний зварюванням опором щонайменше двох листових
 сталей, які мають товщину (th), укладену в межах від 0,5 до 3 мм, при цьому щонайменше один
 з листів являє собою листову сталь (A) з нанесеним покриттям з цинку або цинкового сплаву,
 55 яка характеризується границею міцності на розтяг (TS), яка перевищує 800 МПа, і загальним
 відносним подовженням (TEL), таким, що $(TS)\times(TEL)>14000$ МПа %, при цьому склад сталеві
 підкладки (A) містить, у розрахунку на масу:
 $0,05\% \leq C \leq 0,4\%$,
 $0,3\% \leq Mn \leq 8\%$,
 60 $0,010\% \leq Al \leq 3\%$,

- 0,010 % ≤ Si ≤ 2,09 %, причому 0,5 % ≤ (Si+Al) ≤ 3,5 %, 0,001 % ≤ Cr ≤ 1,0 %, 0,001 % ≤ Mo ≤ 0,5 %
- 5 і необов'язково 0,005 % ≤ Nb ≤ 0,1 %, 0,005 % ≤ V ≤ 0,2 %, 0,005 % ≤ Ti ≤ 0,1 %, 0,0003 % ≤ B ≤ 0,005 %, 10 0,001 % ≤ Ni ≤ 1,0 %, при цьому решта являє собою Fe і немінучі домішки, при цьому глибина відбитка при вдавлуванні (IDepth) на поверхні зазначеної листової сталі (A) є такою, що:
- 15 $100 \text{ мкм} \leq (\text{IDepth}) \leq 18,68(\text{Zn}_{\text{sol}}) - 55,1$, де (Depth) виражена в мікрометрах, а Zn_{sol} являє собою розчинність Zn в сталі листа (A) при 750 °C при вираженні в % (мас.).
15. Зварний шов за п. 14, в якому $(\text{IDepth}) \geq 125 \text{ мкм}$.
16. Зварний шов за п. 14 або п. 15, в якому зазначений щонайменше один з листів, що являє собою листову сталь (A) з нанесеним покриттям з цинку або цинкового сплаву, 20 характеризується складом, який містить $\text{Si} \geq 0,5 \%$.
17. Зварний шов за п. 16, в якому зазначений щонайменше один з листів, що являє собою листову сталь (A) з нанесеним покриттям з цинку або цинкового сплаву, характеризується складом, який містить $\text{Si} \geq 0,7 \%$.
18. Зварний шов за будь-яким із пп. 14-17, в якому зазначений щонайменше один з листів, що 25 являє собою листову сталь (A) з нанесеним покриттям з цинку або цинкового сплаву, характеризується поверхневою частковою концентрацією залишкового аустеніту, який знаходиться в межах від 7 до 30 %.
19. Зварний шов за будь-яким із пп. 14-18, в якому зазначений щонайменше один з листів, що 30 являє собою листову сталь (A) з нанесеним покриттям з цинку або цинкового сплаву, характеризується середнім значенням локальних концентрацій C, Mn, Al, Si і Cr по глибині, який знаходиться в межах від 0 до 100 мкм, які відрізняються від основного складу листової сталі (A), при цьому зазначене середнє значення локальних концентрацій C, Mn, Al, Si і Cr вимірюють за допомоги оптичної емісійної спектроскопії тліючого розряду (ОЕСТР).
20. Застосування точкового зварного шва, одержаного зварюванням опором, за будь-яким з пп. 35 14-19 або одержаного способом точкового зварювання опором за будь-яким із пп. 1-13, для виготовлення несучих деталей або деталей, які відповідають за безпеку, в механічних транспортних засобах.