



УКРАЇНА

(19) **UA** (11) **123754** (13) **C2**
(51) МПК

C21D 8/02 (2006.01) **C22C 38/06** (2006.01)
C21D 8/04 (2006.01) **C22C 38/12** (2006.01)
C21D 1/19 (2006.01) **B23K 35/30** (2006.01)
C21D 1/673 (2006.01) **C21D 9/46** (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01) **C21D 9/48** (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)

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

(12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА ВІНАХІД

<p>(21) Номер заявки: а 2019 11558</p> <p>(22) Дата подання заявки: 01.06.2018</p> <p>(24) Дата, з якої є чинними права інтелектуальної власності: 27.05.2021</p> <p>(31) Номер попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: PCT/IB2017/053282</p> <p>(32) Дата подання попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: 02.06.2017</p> <p>(33) Код держави-учасниці Паризької конвенції, до якої подано попередню заявку: ІВ</p> <p>(41) Публікація відомостей про заявку: 10.03.2020, Бюл.№ 5</p> <p>(46) Публікація відомостей про державну реєстрацію: 26.05.2021, Бюл.№ 21</p> <p>(86) Номер та дата подання міжнародної заявки, поданої відповідно до Договору РСТ: PCT/IB2018/053950, 01.06.2018</p>	<p>(72) Винахідник(и): Бове Мартен (FR), Дюмон Аліс (FR), Гібо Александр (FR), Перлад Астрід (FR), Чжу Канйін (FR)</p> <p>(73) Володілець (володільці): АРСЕЛОРМІТТАЛ, 24-26, Boulevard d'Avranches L-1160 Luxembourg, Luxembourg (LU)</p> <p>(74) Представник: Слободянюк Тарас Олександрович, реєстр. №217</p> <p>(56) Перелік документів, взятих до уваги експертизою: WO 2016113789 A1, 21.07.2016 WO 2017006159 A1, 12.01.2017 WO 2016063467 A1, 28.04.2016 US 2017130292 A1, 11.05.2017 WO 2017068756 A1, 27.04.2017 US 2015361532 A1, 17.12.2015 JPH 06316729 A, 15.11.1994 KR 101665805 B1, 13.10.2016 Munera D.D. Innovative Press Hardened Steel Based Laser Welded Blanks Solutions for Weight Savings and Crash Safety Improvements / D.D. Munera, A. Pic, D. Abou-Khalil, F. Shmit // SAE International Journal of Materials and Manufacturing. - Vol. 1. - No. 1. - 2009. - P. 472 - 479</p>
--	---

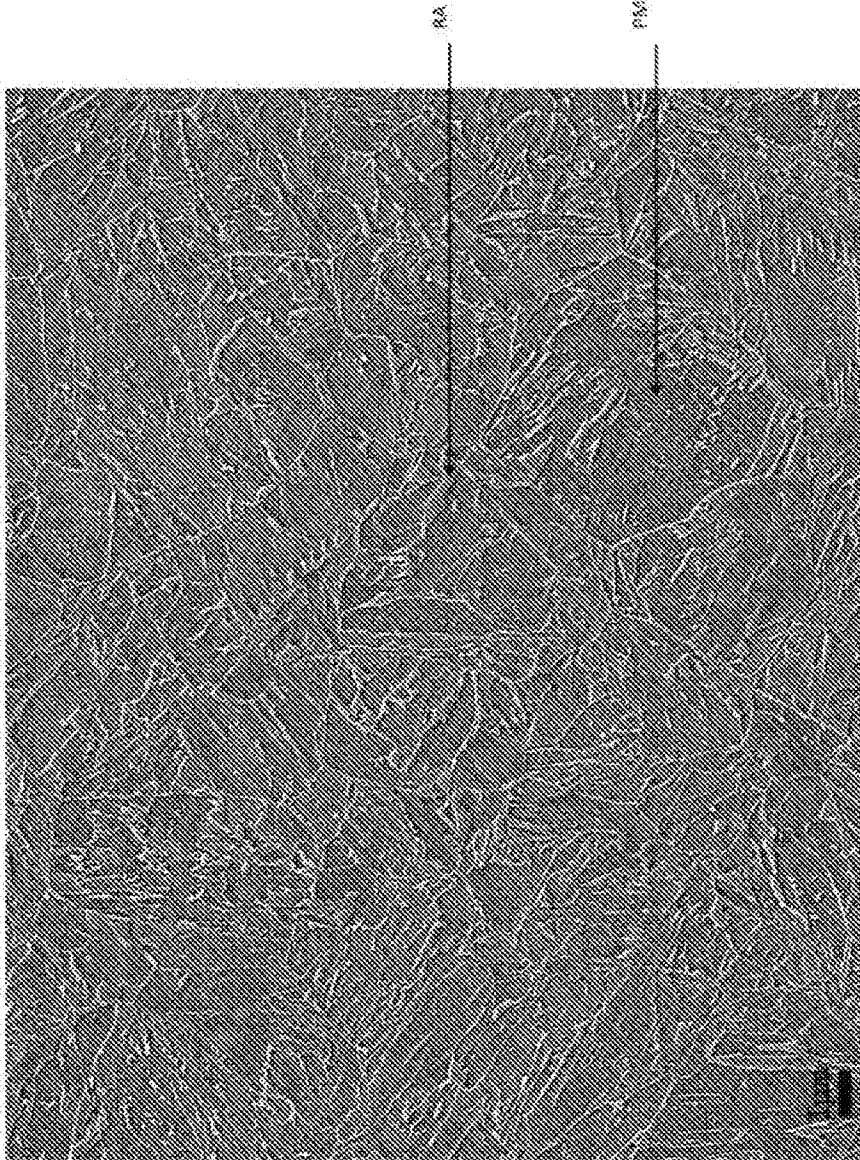
(54) ЛИСТОВА СТАЛЬ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ПІДДАНИХ ЗАГАРТУВАННЮ ПІД ПРЕСОМ ДЕТАЛЕЙ, ПІДДАНА ЗАГАРТУВАННЮ ПІД ПРЕСОМ ДЕТАЛЬ, ЯКА ХАРАКТЕРИЗУЄТЬСЯ НАЯВНІСТЮ КОМБІНАЦІЇ З ВИСОКОЇ МІЦНОСТІ І ПЛАСТИЧНОСТІ ПРИ ЗІТКНЕННІ В ХОДІ АВАРІЇ, І СПОСОБИ ЇХ ВИГОТОВЛЕННЯ

(57) Реферат:

Листова сталь для виготовлення підданої загартуванню під пресом деталі, яка характеризується композицією, що містить, мас. %: $0,15 \leq C \leq 0,22$, $3,5 \leq Mn \leq 4,2$, $0,001 \leq Si \leq 1,5$,

UA 123754 C2

$0,3 \leq Al \leq 0,9$, $0,001 \leq Cr \leq 1$, $0,001 \leq Mo \leq 0,3$, $0,001 \leq Ti \leq 0,040$, $0,0003 \leq B \leq 0,004$, $0,001 \leq Nb \leq 0,060$, $0,001 \leq N \leq 0,009$, $0,0005 \leq S \leq 0,003$, $0,001 \leq P \leq 0,020$, при цьому мікроструктура складається з менш ніж 50 % фериту, від 1 до 20 % залишкового аустеніту, цементиту, такого, що поверхнева щільність частинок цементиту, більших 60 нм, складає менш ніж $10^7/\text{мм}$, додаткового компонента, який складається з бейніту і/або мартенситу, причому залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту Mn, який становить щонайменше 1,1*Mn%. Піддана загартуванню під пресом сталева деталь, одержана шляхом гарячого формування листової сталі, і способи їх виготовлення.



Фіг. 1

Цей винахід стосується листових сталей, які піддаються гарячому формуванню для виробництва деталей і загартуванню під пресом з використанням стадії охолодження, яка досягається шляхом витримування деталей у пресовому штампі. Ці деталі використовують як конструктивні елементи механічних транспортних засобів для реалізації функцій запобігання проникненню або поглинання енергії. Такі деталі можуть бути використані, наприклад, для виготовлення інструментів або деталей для сільськогосподарського машинного обладнання.

У цьому типі галузей застосування бажаним є виробництво сталевих деталей, які поєднують високу механічну міцність, високу здатність опору ударам, хорошу стійкість до корозії і точність розмірів. Така комбінація є особливо бажаною в автомобільній промисловості, де робляться спроби значного зменшення маси транспортних засобів. Кажучи більш конкретно, демонстрації цих властивостей вимагають автомобільні деталі, такі, як-от деталі для перешкоджання проникненню і конструктивні деталі, зокрема, передні або задні обв'язувальні бруси даху, поздовжні бруси даху і центральні стійкі кузова, деталі шасі, такі як-от нижні важелі незалежних підвісок, ложементи для двигунів, а також інші деталі, які дають свій внесок у безпеку механічних транспортних засобів, такі як-от бампери, підсилювачі дверей або середніх стійок. Досягнення такого зменшення маси можна домогтися, зокрема, завдяки використанню сталевих деталей, які маю мартенситну або бейнітно-мартенситну мікроструктуру.

Виготовлення деталей, що належать до цього типу, описане у публікаціях попереднього рівня техніки FR 2 780 984 і FR 2 807 447, у відповідності з якими вирізану з листової сталі для термообробки заготовки з нанесеним попереднім покриттям з металу або металевого сплаву піддають нагріванню у печі, а після цього гарячому формуванню. Витримування деталі в технологічній оснастці після проведення формування уможливорює досягнення швидкого охолодження, що призводить до утворення підданих загартуванню мікроструктур, які демонструють дуже високі механічні характеристики. Спосіб, який відноситься до даного типу, називається загартуванням під пресом.

Механічні характеристики деталей, одержаних таким чином, у загальному випадку оцінюють з використанням випробувань на границю міцності на розтяг і твердість. Таким чином, в документах, процитованих вище, розкриваються способи виготовлення, які уможливають досягнення границі міцності на розтяг TS 1500 МПа, виходячи із сталевих заготовок, яка характеризується початковою границею міцності на розтяг TS 500 МПа до нагрівання і швидкого охолодження.

Однак, умови експлуатації певних підданих гартуванню деталей з нанесеним покриттям вимагають демонстрації не лише високого рівня границі міцності на розтяг TS, але також і хорошої пластичності. Пластичність деталей, наприклад, оцінюють шляхом вимірювання повного відносного подовження. Наприклад, деталі, одержані з використанням способу виготовлення з публікації FR 2 780 984, незважаючи на демонстрацію високої границі міцності на розтяг характеризуються повним відносним подовженням, яке залишається меншим 6%.

Таким чином, в публікації EP 2 137 327 забезпечується спосіб виготовлення підданої загартуванню під пресом деталі зі сталевих заготовок, яка характеризується композицією, що містить: 0,040 – 0,100% С, 0,80 – 2,00% Mn, < 0,30% Si, < 0,005% S, < 0,030% P, 0,01 – 0,070% Al, 0,015 – 0,100% Al, 0,030 – 0,080% Ti, < 0,009% N, < 0,100% Cu, Ni, Mo, < 0,006% Ca. Після загартування під пресом можуть бути одержані границя міцності на розтяг, яка перевищує 500 МПа, і повне відносне подовження, яке становить щонайменше 15%. Однак, внаслідок природи мікроструктури, яка являє собою рівновісний ферит, неможливе досягнення дуже високого рівня границі міцності на розтяг.

На доданок до цього, в документі EP 1 865 086 розкривається композиція сталі, яка містить 0,1 – 0,2% С, 0,05 – 0,3% Si, 0,8 – 1,8% Mn, 0,5 – 1,8% Ni, < 0,015% P, < 0,003% S, 0,0002 – 0,008% В, необов'язково 0,01 – 0,1% Ti, необов'язково 0,01 – 0,05% Al, необов'язково 0,002 – 0,005% N. Ця композиція уможливорює виготовлення підданої загартуванню під пресом деталі, яка характеризується границею міцності на розтяг, яка перевищує 1000 МПа, і повним відносним подовженням, яке перевищує 10%. Однак, внаслідок свого високого рівня вмісту нікелю ця сталь є коштовною з точки зору виготовлення.

У документі EP 1 881 083 розкривається піддана загартуванню під пресом деталь, виготовлена з композиції сталі, яка містить 0,11 – 0,18% С, 0,10 – 0,30% Si, 1,60 – 2,20% Mn, < 0,0015% P < 0,010% S, 1,00 – 2,00% Cr, 0,020% N, 0,020 – 0,060% Nb, 0,001 – 0,004% В, 0,001 – 0,050% Ti. Ця деталь характеризується границею міцності на розтяг, яка перевищує 1200 МПа, і повним відносним подовженням, яке перевищує 12%. Однак, внаслідок свого високого рівня вмісту хрому ця сталь також є коштовною з точки зору виготовлення.

Власне кажучи, що найголовніше, повне відносне подовження не уявляється найбільш доречним параметром з точки зору гарантування демонстрації деталлю достатньої

пластичності для поглинання деформацій або ударів без виникнення ризику розламу. Таким чином, високе повне відносне подовження не гарантує демонстрацію такої достатньої пластичності.

Швидше, відповідно до аналізу в публікації "Crash Ductility and Numerical Modeling of Usibor® 1500 Fracture behavior", P. Dietsch and D. Hasenpouth, Proceedings of the International Automotive Body Congress, Frankfurt 2015 у зіставленні з повним відносним подовженням деформація руйнування і кут згину уявляються більш доречними з точки зору гарантування демонстрації деталлю достатньої пластичності для поглинання деформацій або ударів без виникнення ризику розламу, зокрема, в областях, які відповідні локальним концентраціям напружень внаслідок геометрії деталі або потенційної наявності мікродфектів на поверхні деталей. Така пластичність також може бути позначена терміном «пластичність при зіткненні в ході аварії» і не корелює з повним і рівномірним відносними подовженнями.

У документі WO 2017/006159 розкривається спосіб виготовлення підданої загартуванню під пресом деталі зі сталі, яка характеризується композицією, що містить, 0,62 – 0,095% C, 1,4 – 1,9% Mn, 0,2 – 0,5% Si, 0,020 – 0,070% Al, 0,02 – 0,1% Cr, де $1,5\% \leq C + Mn + Si + Cr \leq 2,7\%$, $0,040 - 0,060\% Nb$, $3,4 * N \leq Ti \leq 8 * N$, $0,044 \leq Nb + Ti \leq 0,090\%$, 0,0005 – 0,004% B, 0,001 – 0,009% N, 0,0005 – 0,003% S і 0,001 – 0,20% P, при цьому піддана загартуванню під пресом деталь характеризується кутом згину, який перевищує 75°, і деформацією руйнування в плоскому деформованому стані, яка перевищує 0,60.

Однак, границя міцності на розтяг таких деталей залишається меншою 1200 МПа.

Таким чином, бажаним є наявність листової сталі для виготовлення підданої загартуванню під пресом деталі, самої підданої загартуванню під пресом деталі і способу її виготовлення, на які не накладалися б зазначені обмеження. Більш конкретно, бажаним є наявність листової сталі, яка придатна до використання у виробництві підданої загартуванню під пресом сталевих деталей, яка характеризується границею плинності на розтяг YS, що становить щонайменше 1000 МПа, границею міцності на розтяг TS, в межах від 1300 до 1600 МПа, і високою пластичністю, яка характеризується кутом згину, яка перевищує 60°, і деформацією руйнування в плоскому деформованому стані, яка перевищує 0,50, і такої підданої загартуванню під пресом сталевих деталей. Також бажаним є наявність листової сталі для загартування під пресом, яка могла б виявитися доступною як без нанесеного покриття, так і з нанесеним металевим покриттям, яке надає листовій сталі високу стійкість до корозії після проведення загартування під пресом.

До того ж, бажаним є виробництво листової сталі або підданої загартуванню під пресом сталевих деталей, яка є легкозварюваною до або після проведення гарячого пресування.

Особливо бажаним є наявність листової сталі, яка могла б бути легкозварюваною або в рамках гомогенного способу (тобто, зварювання двох листів, які характеризуються ідентичною композицією), або в рамках гетерогенного способу (зварювання двох листів, які характеризуються різними композиціями сталі) і, крім того, бути підданою до загартування під пресом так, щоб ці піддані загартуванню під пресом зварні шви мали високі механічні властивості.

В цілях покращення їх стійкості до окислення на листи, виготовлені з підданих загартуванню під пресом сталей, зазвичай наносять попереднє покриття, зокрема, попереднє покриття з алюмінію, сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву. Заготовки, вироблені з таких листів з нанесеним попереднім покриттям, можуть бути зварені з іншими заготовками, наприклад, іншими заготовками з нанесеними попереднім покриттями, при цьому ці зварені заготовки після цього піддають гарячому формуванню і загартуванню під пресом до одержання кінцевого профілю.

У разі зварювання таких заготовок з нанесеними попереднім покриттями з іншими заготовками частина нанесеного попереднього покриття розплавляється з утворенням зварного металу, який виникає між цими заготовками в результаті зварювання.

Екзогенний метал може в результаті спричиняти утворення інтерметалічних областей, які після подальшого механічного навантаження мають тенденцію до того, щоб ставати центром ініціювання руйнування за статичних або динамічних умовах.

Крім цього, оскільки алюміній являє собою елемент, який стимулює утворення альфа-форми, він сповільнює перетворення на аустеніт розпавленої області під час нагрівання, яке передуює гарячому формуванню звареної заготовки. Тому в цьому випадку є неможливим одержання зварного з'єднання, яке має повністю загартовану структуру після загартування під пресом, і тому зварне з'єднання, одержане в такий спосіб, характеризується меншими твердістю і границею міцності на розтяг, ніж самі листи.

Для вирішення цієї проблеми було запропоновано видалення нанесеного попереднього покриття в області зварного шва шляхом лазерної абляції до зварювання.

Однак, ця лазерна абляція зумовлює виникнення додаткових витрат.

Тому також бажаним є наявність листової сталі з попередньо нанесеним попереднім покриттям із алюмінію, сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву, яка придатна до лазерного зварювання з іншим листом без видалення всього попередньо нанесеного покриття з

5 однокчасним гарантуванням демонстрації високих механічних властивостей по всьому об'єму всієї підданої загартуванню під пресом і лазерному зварюванню сталевій деталі після пресування, зокрема, високих механічних властивостей шва, одержаного в результаті лазерного зварювання.

10 Також бажаним є наявність підданих загартуванню під пресом деталей, які були б легкозварюваними після гарячого пресування, особливо, з використанням контактного точкового зварювання опором.

Дійсно, термічний цикл, пов'язаний з контактним точковим зварюванням опором, індукує виникнення температурного градієнта в діапазоні від кімнатної температури аж до ліквідусу сталі. Нагрівання при температурі в діапазоні Ac1-Ac3 може стимулювати розм'якшення мікроструктури підданої загартуванню під пресом деталі в зоні термічного впливу, тобто, в

15 областях підданих загартуванню під пресом деталей, які не розплавляються і мають свої мікроструктуру і властивості, які змінені в результаті зварювання. У разі надмірної важливості такого розм'якшення зовнішнє прикладене напруження може бути сконцентроване в розм'якшеній зоні, що, призводить до виникнення передчасного виходу з ладу, спричиненого

20 концентруванням деформацій. Тому бажаним є наявність зварних з'єднань, одержаних з використанням контактного точкового зварювання опором, які характеризуються високою пластичністю, і переважно вільних від значного розм'якшення в зоні термічного впливу.

25 З цією метою винахід відноситься до листової сталі для виготовлення підданої загартуванню під пресом сталевій деталі, при цьому листову сталь має склад, який містить у масових відсотках:

$0,15\% \leq C \leq 0,22\%$,

$3,5\% \leq Mn < 4,2\%$,

$0,001\% \leq Si \leq 1,5\%$,

30 $0,020\% \leq Al \leq 0,9\%$,

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

$0,001\% \leq Mo \leq 0,3\%$,

$0,001\% \leq Ti \leq 0,040\%$,

$0,0003\% \leq B \leq 0,004\%$,

35 $0,001\% \leq Nb \leq 0,060\%$,

$0,001\% \leq N \leq 0,009\%$,

$0,0005\% \leq S \leq 0,003\%$,

$0,001\% \leq P \leq 0,020\%$,

необов'язково $0,0001\% \leq Ca \leq 0,003\%$,

40 при цьому решта є залізо і неминучі домішки;

причому зазначена листову сталь має мікроструктуру, яка містить при вираженні в частках площі поверхні з:

менш, ніж 50% фериту,

між 1% і 20% залишкового аустеніту,

45 цементиту, такого, що поверхнева щільність частинок цементиту, більших, 60 нм, не перевищує $10^7/\text{мм}^2$,

додаткового компонента, який складається з бейніту і/або мартенситу,

при цьому залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту Mn, який становить щонайменше $1,1 * Mn\%$, де Mn% позначає рівень вмісту Mn в складі сталі.

50 Згідно з одним варіантом здійснення листову сталь має металеве попереднє покриття на кожній із двох своїх основних лицьових поверхонь.

Наприклад, металеве попереднє покриття є попереднім покриттям із алюмінію, сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву.

55 У відповідності із ще одним прикладом металеве попереднє покриття є попереднім покриттям з цинку-алюмінію, сплаву на цинковій основі або цинкового сплаву.

Переважно листову сталь включає зневуглецьовану область на поверхні кожної з двох основних поверхонь під металевим попереднім покриттям, при цьому глибина $r_{50\%}$ цієї зневуглецьованої області яка укладена в межах від 6 до 30 мкм, причому $r_{50\%}$ являє собою глибину, на якій рівень вмісту вуглецю дорівнює 50% від рівня вмісту у складі сталі, і де

відпалена листовая сталь не має шару оксиду заліза на поверхні розділу між зазначеними основними поверхнями і зазначеним металевим попереднім покриттям.

Згідно з одним варіантом здійснення листовою сталлю є невідпалена листовая сталь, при цьому мікроструктура листової сталі складається при вираженні в частках поверхні з:

5 між 5% і 20% залишкового аустеніту, цементиту, такого, що поверхнева щільність частинок цементиту, більших, 60 нм, не перевищує $10^7/\text{мм}^2$,

10 додаткового компонента, який складається з бейніту і/або мартенситу, при цьому залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту Mn, який становить щонайменше $1,1 * \text{Mn}\%$, де Mn% позначає рівень вмісту Mn в складі сталі.

Особливо, листовая сталь є, наприклад, гарячекатаною листовою сталлю, яка характеризується питомою роботою руйнування за Шарпі KCV, більшою або рівною 60 Дж/см².

15 Відповідно до ще одного варіанту здійснення листовою сталлю є відпалена листовая сталь, при цьому мікроструктура відпаленої листової сталі складається при вираженні в частках поверхні з:

менш, ніж 50% фериту, між 1% і 20% залишкового аустеніту, цементиту, такого, що поверхнева щільність частинок цементиту, більших, 60 нм, не перевищує $10^7/\text{мм}^2$,

20 додаткового компонента, який складається з мартенситу, при цьому залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту Mn, який становить щонайменше $1,1 * \text{Mn}\%$, де Mn% позначає рівень вмісту Mn в складі сталі.

Переважно композиція сталі є такою, що $\text{Al} \geq 0,3\%$.

Листовая сталь в загальному випадку має товщину, в межах від 0,7 мм до 5 мм.

25 Відповідно до одного варіанта здійснення рівень вмісту Mn не перевищує 4,0%.

Рівень вмісту Mo переважно становить щонайменше 0,05%.

В одному варіанті здійснення рівень вмісту V є меншим або рівним 0,0015%.

В одному варіанті здійснення композиція є такою, що $\text{Al} \geq 0,15\%$ і $\text{Ti} < 3,42 * \text{N}$.

30 У ще одному варіанті здійснення композиція є такою, що $\text{Al} < 0,15\%$, а $\text{Ti} \geq 3,42 * \text{N}$. В даному варіанті здійснення композиція переважно є такою, що $\text{Ti} < 8 * \text{N}$.

Переважно рівень вмісту Nb є великим або рівним 0,010%.

Переважно рівень вмісту азоту не перевищує 0,007%.

35 Винахід відноситься до способу виробництва листової сталі для виготовлення підданої загартуванню під пресом сталевий деталі, при цьому зазначений спосіб включає наступні послідовні стадії:

- одержання сталевий напівфабрикату, який має склад, що містить у масових відсотках:

$0,15\% \leq \text{C} \leq 0,22\%$,

$3,5\% \leq \text{Mn} < 4,2\%$,

40 $0,001\% \leq \text{Si} \leq 1,5\%$,

$0,020\% \leq \text{Al} \leq 0,9\%$,

$0,001\% \leq \text{Cr} \leq 1\%$,

$0,001\% \leq \text{Mo} \leq 0,3\%$,

$0,001\% \leq \text{Ti} \leq 0,040\%$,

45 $0,0003\% \leq \text{B} \leq 0,004\%$,

$0,001\% \leq \text{Nb} \leq 0,060\%$,

$0,001\% \leq \text{N} \leq 0,009\%$,

$0,0005\% \leq \text{S} \leq 0,003\%$,

$0,001\% \leq \text{P} \leq 0,020\%$,

50 необов'язково $0,0001\% \leq \text{Ca} \leq 0,003\%$,

при цьому решта є залізо і немінучі домішки;

- гарячу прокатку зазначеного сталевий напівфабрикату для одержання гарячекатаної листової сталі,

- змотування в рулон зазначеної гарячекатаної листової сталі при температурі змотування в рулон T_{coil} , яка не перевищує 550°C, для одержання листової сталі, змотаної в рулон,

55 - необов'язково холодну прокатку листової сталі, змотаної в рулон.

Наприклад, у разі проведення холодної прокатки листову сталь, змотану в рулон, піддають холодній прокатці зі ступенем обтиснення при холодній прокатці, в межах від 30% до 80%.

Переважно після змотування в рулон і до холодної прокатки змотану в рулон листову сталь, піддають відпалу у камерній печі при температурі відпалу в камерній печі T_{HVA} в межах від

550°C до 700°C, при цьому змотану в рулон листову сталь залишають при зазначеній температурі відпалу у камерній печі T_{HBA} протягом часу відпалу в камерній печі t_{HBA} в межах від 1 години до 20 год.

5 При цьому переважно, щоб спосіб, додатково, включав стадію відпалу змотаної в рулон і необов'язково холоднокатаної листової сталі при температурі відпалу T_A , більшої або рівної 650°C, при цьому стадія відпалу включає нагрівання змотаної в рулон і необов'язково холоднокатаної листової сталі до температури відпалу T_A і витримування змотаної в рулон і необов'язково холоднокатаної листової сталі при температурі відпалу T_A впродовж часу відпалу t_A від 30 с до 600 с.

10 В одному варіанті здійснення температура відпалу T_A є меншою, ніж $Ae3$.

Ще в одному варіанті здійснення температура відпалу T_A є більшою або рівною $Ae3$.

15 Згідно з одним варіантом здійснення після витримування при температурі відпалу T_A на листову сталь наносять попереднє покриття з металу або металевого сплаву при нанесенні покриття шляхом занурення у розплав у ванні, після цього її охолоджують до кімнатної температури.

Наприклад, на листову сталь наносять попереднє покриття з цинку, сплаву на цинковій основі або цинкового сплаву.

У ще одному прикладі на листову сталь наносять попереднє покриття з алюмінію, сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву.

20 Переважно листову сталь піддають відпалу при зазначеній температурі відпалу T_A для одержання після завершення відпалу зневуглицювання поверхні відпаленої листової сталі на глибину $r_{50\%}$, укладену в межах від 6 і 30 мкм, при цьому $r_{50\%}$ являє собою глибину, на якій рівень вмісту вуглецю дорівнює 50% від рівня вмісту C у композиції, і для одержання відпаленої листової сталі, яка не має шару оксиду заліза на своїй поверхні.

25 У загальному випадку листову сталь має товщину, укладену в межах від 0,7 мм до 5 мм.

Переважно композиція сталі є такою, що $Al \geq 0,3\%$.

Відповідно до одного варіанта здійснення рівень вмісту Mn не перевищує 4,0%.

Рівень вмісту Mo переважно становить щонайменше 0,05%.

В одному варіанті здійснення рівень вмісту B є меншим або рівним 0,0015%.

30 В одному варіанті здійснення композиція є такою, що $Al \geq 0,15\%$ і $Ti < 3,42 * N$.

У ще одному варіанті здійснення композиція є такою, що $Al < 0,15\%$, а $Ti \geq 3,42 * N$. В даному варіанті здійснення композиція переважно є такою, що $Ti < 8 * N$.

Переважно рівень вмісту Nb є великим або рівним 0,010%.

Переважно рівень вмісту азоту не перевищує 0,007%.

35 Винахід також відноситься до підданої загартуванню під пресом сталеві деталі, виготовленої із сталі, яка має склад, що містить у масових відсотках:

$0,15\% \leq C \leq 0,22\%$,

$3,5\% \leq Mn < 4,2\%$,

$0,001\% \leq Si \leq 1,5\%$,

40 $0,020\% \leq Al \leq 0,9\%$,

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

$0,001\% \leq Mo \leq 0,3\%$,

$0,001\% \leq Ti \leq 0,040\%$,

$0,0003\% \leq B \leq 0,004\%$,

45 $0,001\% \leq Nb \leq 0,060\%$,

$0,001\% \leq N \leq 0,009\%$,

$0,0005\% \leq S \leq 0,003\%$,

$0,001\% \leq P \leq 0,020\%$,

необов'язково $0,0001\% \leq Ca \leq 0,003\%$,

50 при цьому решта є залізо і немінучі домішки;

де мікроструктура складається в основній частині зазначеної підданої загартуванню під пресом сталеві деталі при вираженні в частках поверхні з:

щонайменше 50% мартенситу, який зазнав перерозподілу вуглецю,

менш, ніж 30% фериту,

55 - щонайменше, 2% залишкового аустеніту,

цементиту, такого, що поверхнева щільність частинок цементиту, більших, ніж 60 нм, становить менше, ніж $10^7/\text{мм}^2$, і

найбільше, 5% свіжого мартенситу,

при цьому залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту С, який становить щонайменше 0,5%.

В загальному випадку залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту Mn, який становить щонайменше $1,1 * Mn\%$, де Mn% позначає рівень вмісту Mn в складі сталі.

5 Переважно композиція сталі є такою, що $Al \geq 0,3\%$.

Відповідно до одного варіанта здійснення на піддану загартуванню під пресом сталеву деталь наносять металеве покриття.

Наприклад, зазначене металеве покриття є покриттям із сплаву на цинковій основі або цинкового сплаву.

10 У ще одному прикладі згадане металеве покриття є покриттям зі сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву.

Піддана загартуванню під пресом сталева деталь в загальному випадку характеризується границею плинності на розтяг, яка становить щонайменше 1000 МПа, границею міцності на розтяг, в межах від 1300 до 1600 МПа, деформацією руйнування в плоскому деформованому стані, яка перевищує 0,50, і кутом згину, який перевищує 60°.

15 Згідно з одним варіантом здійснення піддана загартуванню під пресом сталева деталь включає щонайменше одну першу гарячедеформовану зону, яка характеризується еквівалентною деформацією ϵ_b , яка складає більш, ніж 0,15, і щонайменше одну другу зону, яка зазнала дії того самого циклу охолодження при загартуванні під пресом, що і перша гарячедеформована зона, де еквівалентна деформація ϵ_b не перевищує 0,05.

У загальному випадку відмінність у твердості між зазначеною другою зоною і зазначеною першою гарячедеформованою зоною перевищує 15 HV1.

У загальному випадку середня ширина мартенситної рейки в зазначеній першій гарячедеформованій зоні зменшується на більш, ніж 15% у зіставленні із середньою шириною мартенситної рейки в зазначеній другій зоні.

25 Переважно частка мартенситної рейки, яка має ширину, що становить менш ніж 0,8 мкм, є щонайменше на 35% більшою у високодеформованих зонах, ніж у низькодеформованих зонах.

У загальному випадку піддана загартуванню під пресом сталева деталь має товщину, в межах від 0,7 мм до 5 мм.

30 Відповідно до одного варіанта здійснення рівень вмісту Mn не перевищує 4,0%.

Рівень вмісту Mo переважно становить щонайменше 0,05%.

В одному варіанті здійснення рівень вмісту V є меншим або рівним 0,0015%.

В одному варіанті здійснення композиція є такою, що $Al \geq 0,15\%$ і $Ti < 3,42 * N$.

35 У ще одному варіанті здійснення композиція є такою, що $Al < 0,15\%$, а $Ti \geq 3,42 * N$. В даному варіанті здійснення композиція переважно є такою, що $Ti < 8 * N$.

Переважно рівень вмісту Nb є великим або рівним 0,010%.

Переважно рівень вмісту азоту не перевищує 0,007%.

Винахід, крім того, відноситься до способу виготовлення підданої загартуванню під пресом сталєвої деталі, який включає наступні послідовні стадії:

40 - одержання листової сталі, відповідної винаходу або виробленої з використанням способу, відповідного винаходу,

- різання зазначеної листової сталі згідно з попередньо визначеним профілем для одержання сталєвої заготовки,

45 - нагрівання сталєвої заготовки до температури T_m , укладеної в межах від 800°C до 950°C, і витримування сталєвої заготовки при зазначеній температурі T_m протягом часу витримування t_m , від 60 с до 600 с, для одержання нагрітої сталєвої заготовки, яка має структуру, яка містить від 70% до 100% аустеніту,

- переведення нагрітої заготовки у формувальний прес,

50 - гаряче формування нагрітої заготовки у формувальному пресі для одержання формованої деталі,

- охолодження формованою деталі до температури припинення охолодження T_c , укладеної в межах від кімнатною температурою до $M_s - 100^\circ C$,

- повторне нагрівання формованої деталі від температури припинення охолодження T_c до температури подальшої обробки T_{PT} , укладеної в межах від 350°C до 550°C, і витримування

55 формованої деталі при зазначеній температурі подальшої обробки T_{PT} протягом часу витримування t_{PT} від 10 с до 600 с,

- охолодження формованої деталі до кімнатної температури для одержання підданої загартуванню під пресом сталєвої деталі.

60 У загальному випадку піддана загартуванню під пресом сталева деталь має товщину, в межах від 0,7 мм до 5 мм.

Винахід, крім того, відноситься до підданої лазерному зварюванню сталевій заготовки для виготовлення підданої загартуванню під пресом і лазерному зварюванню сталевій деталі, при цьому піддана лазерному зварюванню сталева заготовка включає:

5 - першу сталеву заготовку, вироблену шляхом різання листової сталі, яка відповідає винаходу і має металеве попереднє покриття на кожній з двох своїх основних лицьових поверхонь, при цьому металеве попереднє покриття є попереднім покриттям із алюмінію, сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву,

10 - другу сталеву заготовку, яка характеризується композицією, що містить від 0,065% до 0,38% вуглецю, при цьому на зазначену другу сталеву заготовку попередньо наносять попереднє покриття з алюмінію, сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву, і

- з'єднання першої заготовки з другою сталевією заготовкою у вигляді зварного шва, одержаного шляхом лазерного зварювання,

15 причому попередні покриття з алюмінію, сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву для першої сталевій заготовки і другої сталевій заготовки безпосередньо покривають сусідню область зварного шва, одержаного шляхом лазерного зварювання, на щонайменше одній стороні першої і другої сталевих заготовок.

20 У ще одному варіанті здійснення другу сталеву заготовку виготовляють зі сталі, яка характеризується хімічним складом, що містить при вираженні в масових відсотках: $0,04\% \leq C \leq 0,38\%$, $0,05\% \leq Mn \leq 4,2\%$, $0,001\% \leq Si \leq 1,5\%$, $0,005\% \leq Al \leq 0,9\%$, $0,001\% \leq Cr \leq 2\%$, $Mo \leq 0,65\%$, $Ni \leq 2\%$, $0,001\% \leq Ti \leq 0,2\%$, $Nb \leq 0,1\%$, $B \leq 0,010\%$, $0,0005\% \leq N \leq 0,010\%$, $0,0001\% \leq S \leq 0,05\%$, $0,0001\% \leq P \leq 0,1\%$, $W \leq 0,30\%$, $Ca \leq 0,006\%$, при цьому решта є залізо і немінучі домішки.

Переважно композиція сталі є такою, що $C \geq 0,065\%$.

25 Винахід також відноситься до способу виготовлення підданої лазерному зварюванню сталевій заготовки, який включає:

- одержання першої листової сталі, яка відповідає винаходу і включає металеве попереднє покриття на кожній з двох її основних лицьових поверхонь, при цьому металеве попереднє покриття є попереднім покриттям із алюмінію, сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву,

30 - різання першої листової сталі відповідно до наперед визначеного профілю для одержання першої сталевій заготовки,

- одержання другої сталевій заготовки, яка характеризується композицією, що містить від 0,065% до 0,38% вуглецю, з попередньо нанесеним попереднім покриттям з алюмінію, сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву,

35 - без видалення всього попереднього покриття на щонайменше одній стороні першої і другої сталевих заготовок лазерне зварювання першої сталевій заготовки з другою сталевією заготовкою для одержання підданої лазерному зварюванню сталевій заготовки.

40 У ще одному варіанті здійснення другу сталеву заготовку виготовляють зі сталі, яка характеризується хімічним складом, що містить при вираженні в масових відсотках: $0,04\% \leq C \leq 0,38\%$, $0,05\% \leq Mn \leq 4,2\%$, $0,001\% \leq Si \leq 1,5\%$, $0,005\% \leq Al \leq 0,9\%$, $0,001\% \leq Cr \leq 2\%$, $Mo \leq 0,65\%$, $Ni \leq 2\%$, $0,001\% \leq Ti \leq 0,2\%$, $Nb \leq 0,1\%$, $B \leq 0,010\%$, $0,0005\% \leq N \leq 0,010\%$, $0,0001\% \leq S \leq 0,05\%$, $0,0001\% \leq P \leq 0,1\%$, $W \leq 0,30\%$, $Ca \leq 0,006\%$, при цьому решта є залізо і немінучі домішки. Переважно композиція сталі є такою, що $C \geq 0,065\%$.

45 Винахід, крім того, стосується підданої загартуванню під пресом і лазерному зварюванню сталевій деталі, яка включає першу піддану загартуванню під пресом сталеву деталь, другу піддану загартуванню під пресом сталеву деталь і з'єднання першої підданої загартуванню під пресом сталевій деталі з другою підданою загартуванню під пресом сталевією деталлю у вигляді зварного шва, підданого загартуванню під пресом і одержаного шляхом лазерного зварювання,

50 причому перша піддана загартуванню під пресом сталева деталь є деталлю, відповідною винаходу, при цьому на деталь наносять металеве покриття, зазначене металеве покриття є покриттям із сплавів на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву, друга піддана загартуванню під пресом сталева деталь має склад, який містить від 0,04% до 0,38% вуглецю, при цьому на зазначену другу піддану загартуванню під пресом сталеву деталь наносять покриття з алюмінію, сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву,

55 причому зазначений підданий загартуванню під пресом і одержаний шляхом лазерного зварювання зварний шов має структуру, яка містить, щонайбільше, 15% фериту,

60 і в якому щонайменше одній стороні першої і другої підданих загартуванню під пресом сталевих деталей товщина покриття в зоні термічного впливу є тією самою, що і товщина покриття на решті частини першої і другої підданих загартуванню під пресом сталевих деталей.

Переважно друга піддана загартуванню під пресом сталеву деталь має склад, який містить від 0,065% до 0,38% вуглецю.

У ще одному варіанті здійснення другу піддану загартуванню сталеву деталь виготовляють зі сталі, яка характеризується хімічним складом, що містить при вираженні в масових відсотках:

5 0,04% ≤ C ≤ 0,38%, 0,05% ≤ Mn ≤ 4,2%, 0,001% ≤ Si ≤ 1,5%, 0,005% ≤ Al ≤ 0,9%, 0,001% ≤ Cr ≤ 2%, Mo ≤ 0,65%, Ni ≤ 2%, 0,001% ≤ Ti ≤ 0,2%, Nb ≤ 0,1%, B ≤ 0,010%, 0,0005% ≤ N ≤ 0,010%, 0,0001% ≤ S ≤ 0,05%, 0,0001% ≤ P ≤ 0,1%, W ≤ 0,30%, Ca ≤ 0,006%, при цьому решта є залізо і неминучі домішки. Переважно рівень вмісту C становить щонайменше 0,065%.

Винахід відноситься до способу виготовлення підданої загартуванню під пресом і лазерному зварюванню сталеві деталі, який включає наступні послідовні стадії:

10 - одержання підданої лазерному зварюванню сталеві заготовки, відповідної винаходу або виробленої з використанням способу, відповідного винаходу,

15 - нагрівання підданої лазерному зварюванню сталеві заготовки до температури T_m , укладеної в межах від 800°C до 950°C, і витримування підданої лазерному зварюванню сталеві заготовки при зазначеній температурі T_m протягом часу витримування t_m від 60 с і 600 с, для одержання нагрітої і підданої лазерному зварюванню сталеві заготовки, яка має структуру, що містить від 70% до 100% аустеніту,

20 - перекладання нагрітої і підданої лазерному зварюванню сталеві заготовки у формувальний прес,

20 - гаряче формування нагрітої і підданої лазерному зварюванню заготовки у формувальному пресі для одержання формованої і підданої лазерному зварюванню деталі,

25 - охолодження формованої і підданої лазерному зварюванню деталі до температури припинення охолодження T_c , укладеної в межах від кімнатної температури до $M_s - 100^\circ\text{C}$,

25 - повторне нагрівання формованої і підданої лазерному зварюванню деталі від температури припинення охолодження T_c до температури подальшої обробки T_{PT} , укладеної в межах від 350°C до 550°C, і витримування формованої і підданої лазерному зварюванню деталі при зазначеній температурі подальшої обробки T_{PT} протягом часу витримування t_{PT} від 10 с до 600 с,

30 - охолодження формованої і підданої лазерному зварюванню деталі до кімнатної температури для одержання підданої загартуванню під пресом і лазерному зварюванню сталеві деталі.

35 Винахід відноситься до одержаного з використанням контактного точкового зварювання опором зварного шва між щонайменше першою і другою сталевими деталями, в якому перша сталеву деталь є підданою загартуванню під пресом сталеву деталлю, відповідною винаходу, при цьому зазначений одержаний з використанням контактного точкового зварювання опором зварний шов характеризується альфа-числом, яке становить щонайменше 50 даН/мм², і часткою пробочного шва, яка становить щонайменше 0,70.

Наприклад, друга сталеву деталь також є підданою загартуванню під пресом сталеву деталлю, відповідною винаходу.

40 Переважно перша сталеву деталь має склад, такий, що $Al \geq 0,3\%$, і різниця між твердістю за Віккерсом для сталі основи першої сталеві деталі і мінімальним значенням твердості за Віккерсом в зоні термічного впливу не перевищує 25% від твердості за Віккерсом для сталі основи першої підданої загартуванню під пресом сталеві деталі.

45 Винахід, крім того, стосується зварної конструкції, яка включає першу сталеву деталь і другу сталеву деталь, зварені одна з одною з використанням контактного точкового зварювання опором, при цьому зварна конструкція включає щонайменше одне з'єднання першої сталеві деталі з другою сталеву деталлю у вигляді зварного шва, одержаного з використанням контактного точкового зварювання, в якій перша сталеву деталь є підданою загартуванню під пресом сталеву деталлю, відповідною винаходу, другу сталеву деталь виготовляють із сталі, яка характеризується хімічним складом, що містить при вираженні у масових відсотках: 0,04% ≤ C ≤ 0,38%, 0,05% ≤ Mn ≤ 4,2%, 0,001% ≤ Si ≤ 1,5%, 0,005% ≤ Al ≤ 0,9%, 0,001% ≤ Cr ≤ 2%, Mo ≤ 0,65%, Ni ≤ 2%, 0,001% ≤ Ti ≤ 0,2%, Nb ≤ 0,1%, B ≤ 0,010%, 0,0005% ≤ N ≤ 0,010%, 0,0001% ≤ S ≤ 0,05%, 0,0001% ≤ P ≤ 0,1%, W ≤ 0,30%, Ca ≤ 0,006%, при цьому решта є залізо і неминучі домішки, причому зазначений або кожен одержаний з використанням контактного точкового зварювання опором зварний шов характеризується альфа-числом, яке становить щонайменше 50 даН/мм², і часткою пробочною шва, яка становить щонайменше 0,70.

55 Переважно друга сталеву деталь має склад, такий, що $C \geq 0,065\%$.

Переважно перша сталеву деталь має склад, такий, що $Al \geq 0,3\%$, і різниця між твердістю за Віккерсом для сталі основи першої сталеві деталі і мінімальним значенням твердості за

Віккерсом в зоні термічного впливу не перевищує 25% від твердості за Віккерсом для сталі основи першої підданої загартуванню під пресом деталі.

Друга сталева деталь характеризується, наприклад, композицією, відповідною винаходу.

Наприклад, друга сталева деталь має склад, такий, що $Al \geq 0,3\%$.

5 У загальному випадку друга сталева деталь є підданою загартуванню під пресом сталеву деталлю.

Винахід відноситься до зварної конструкції, яка включає першу сталеву деталь і другу сталеву деталь, зварені одна з одною з використанням контактного точкового зварювання опором, при цьому зварна конструкція включає щонайменше одне з'єднання першої сталеві деталі з другою сталеву деталлю у вигляді зварного шва, одержаного з використанням контактного точкового зварювання, в якій перша сталева деталь є підданою загартуванню під пресом сталеву деталлю, відповідною винаходу, а друга сталева деталь є підданою загартуванню під пресом деталлю або холодноштампованою або холодноформованою сталеву деталлю, яка характеризується границею міцності на розтяг, яка не перевищує 2100 МПа.

15 Переважно друга сталева деталь характеризується рівнем вмісту С, не перевищує 0,38%, і рівнем вмісту Mn, який не перевищує 4,2%.

Винахід відноситься до використання підданої загартуванню під пресом сталеві деталі, яка відповідає будь-якому варіанту здійснення винаходу або виробленої з використанням способу, відповідного винаходу, при виготовленні деталі для перешкоджання проникненню або деталі для поглинання енергії в механічному транспортному засобі.

20 Тепер винахід буде описуватися більш докладно, але без накладання обмежень, з урахуванням доданої фігури, яка ілюструє мікроструктуру підданої загартуванню під пресом деталі, відповідної винаходу.

25 Листову сталь і піддану загартуванню під пресом сталеву деталь виготовляють зі сталі, яка характеризується специфічною композицією, при цьому елементи виражаються у рівнях масового процентного вмісту:

- $0,15\% \leq C \leq 0,22\%$: рівень вмісту вуглецю має становити не менше, ніж 0,15%, для одержання задовільних границі плинності на розтяг і границі міцності на розтяг після загартування під пресом. Однак, у разі перевищення рівнем вмісту вуглецю значення в 0,22% зменшиться гнучкість і в'язкість металу зварного шва.

- $3,5\% \leq Mn \leq 4,2\%$: рівень вмісту марганцю має перевищувати 3,5% для одержання достатньої загартованості, для одержання структури, яка характеризується достатньою частковою концентрацією мартенситу після загартування під пресом. На додаток до цього, нижче 3,5% Mn при зварюванні в зоні термічного впливу буде формуватися надмірно висока часткова концентрація фериту, що в результаті призведе до одержання недостатньої твердості зони термічного впливу і локалізації руйнування в цій зоні, що стимулює виникнення низької пластичності. Однак, рівень вмісту Mn, який перевищує 4,2%, збільшує ризик формування лікваций, які мають мікроструктури, які відносяться до смугастого типу, що пов'язано зі зменшенням пластичності. На додаток до цього, рівень вмісту Mn, який перевищує 4,2%, буде погіршувати зварюваність, особливо, зменшувати характеристики на розтяг для зварних швів, одержаних з використанням контактного точкового зварювання опором.

Переважно рівень вмісту Mn не перевищує 4,0% для досягнення ще більш високої зварюваності.

45 - $0,001\% \leq Si \leq 1,5\%$: кремній дає свій внесок у розкислення сталі на ступені рідини і може давати свій внесок в загартування після гарячого формування. Однак, у разі рівня вмісту Si, який перевищує 1,5%, буде недостатньою в'язкість листової сталі після гарячої прокатки і/або до холодної прокатки. На додаток до цього, такий високий рівень вмісту Si може стимулювати утворення поверхневих оксидів, які запобігають зчепленню покриття при виготовленні листових сталей з нанесеними металевими покриттями. Зменшення кількості Si до надзвичайно низького значення, яке не перевищує 0,001%, було б коштовним і неефективним з урахуванням тих властивостей, одержання яких домагаються.

50 - $0,020\% \leq Al \leq 0,9\%$: у разі додавання алюмінію у кількості, яка становить не менше, ніж 0,020%, він буде дуже ефективним розкислювачем в рідкому стані. Переважно рівень вмісту Al перевищує 0,3%. Особливо, у разі одержання підданої загартуванню під пресом деталі з листової сталі з попередньо нанесеним попереднім покриттям із алюмінію, сплаву на основі алюмінію або алюмінієвого сплаву легування цього попереднього покриття в загальному випадку буде проведено до гарячого формування. Це легування вимагає використання температури нагрівання до гарячого пресування, укладеної в межах від 800°C до 950°C.

60 Внаслідок додавання щонайменше 0,3% Al температура нагрівання, укладена в межах від

800°C до 950°, буде призводити при нагріванні до одержання бажаної структури, яка містить щонайменше 70% аустеніту, однак, без стимулювання надмірно істотного укрупнення аустенітних зерен.

5 - $0,001\% \leq Cr \leq 1\%$: хром може бути доданий для уповільнення розчинення карбідів і стабілізуванню залишкового аустеніту. Припустимим є максимум у вигляді 1% хрому: вище даного рівня вмісту Cr запобігає розчиненню карбідів, які утворилися на більш ранній стадії. Зменшення кількості Cr до надзвичайно низького значення, яке не перевищує 0,001%, було б коштовним і неефективним з урахуванням тих властивостей, одержання яких домагаються.

10 - $0,001\% \leq Mo \leq 0,3\%$: молібден дає свій внесок у досягнення хорошої зварюваності, збільшує в'язкість гарячекатаної листової сталі і, таким чином, покращує перероблюваність гарячекатаної листової сталі. Мо також зменшує мікроліквацію марганцю під час розливання. Крім цього, Мо збільшує границю міцності на розтяг і кут згину підданої загартуванню під пресом деталі. З метою одержання цих ефектів рівень вмісту Мо переважно становить щонайменше 0,05%. Однак, вище 0,3% додавання Мо є коштовним. До того ж, зменшення кількості Мо до надзвичайно низького значення, яке не перевищує 0,001%, було б коштовним і неефективним з урахуванням тих властивостей, одержання яких домагаються.

15 - $0,0003\% \leq V \leq 0,004\%$: при рівні вмісту бору, який становить щонайменше 0,0003%, він збільшує границю міцності на розтяг і кут згину для підданої загартуванню під пресом деталі. На додаток до цього, V збільшує в'язкість гарячекатаної листової сталі і тому збільшує її перероблюваність. Особливо, внаслідок V у складі сталі може бути присутнім аж до 1,5% Si при одночасному збереженні задовільної в'язкості гарячекатаної листової сталі. V також покращує зварюваність підданої загартуванню під пресом деталі. Проте, в цьому винаході V не додають у зв'язку з його роллю щодо загартованості, оскільки досягнення достатньої загартованості домагаються шляхом додавання щонайменше 3,5% Mn. На рівень вмісту V накладають обмеження значенням в 0,004%, оскільки вище цього рівня вмісту ефект від нього насичується. На додаток до цього, рівень вмісту V переважно є меншим або рівним 0,0015% так, щоб обмежити утворення виділень борокарбідів під час нагрівання і витримання, які передують стадії пресування.

20 - $0,001\% \leq Ti \leq 0,040\%$: титан при високій температурі утворює виділення у формі нітридів. Таким чином, титан може бути доданий для стабільного зв'язування достатньої кількості азоту так, щоб азот не був би доступний або був би доступний лише у маленькій кількості з точки зору об'єднання з бором. Таким чином, бор є доступним для збільшення в'язкості листової гарячекатаної сталі і зварюваності, границі міцності на розтяг і кута згину підданої загартуванню під пресом деталі. Однак, у разі перевищення кількістю титану значення 0,040% виникне ризик утворення виділень титану на рідкому ступені під час вироблення сталі, що, таким чином, створить великі нітриди титану, які зменшують пластичність і гнучкість після загартування під пресом.

25 У разі вмісту композицією сталі щонайменше 0,15% Al, додавання Ti буде всього лише необов'язковим, оскільки Al, як і Ti зв'язується з азотом. Однак, зменшення кількості Ti до надзвичайно низького значення, яке не перевищує 0,001%, було б коштовним і неефективним з урахуванням тих властивостей, одержання яких домагаються. У даному варіанті здійснення рівень вмісту Ti становить, наприклад, менш, ніж $3,42 * N$.

30 У разі вмісту композицією сталі менш, ніж 0,15% Al Ti переважно будуть додавати при рівні вмісту, більшому або рівному $3,42 * N$, де N позначає рівень вмісту азоту у складі сталі.

35 Переважно рівень вмісту Ti не перевищує $8 * N$.

40 - $0,001\% \leq Nb \leq 0,060\%$: ніобій може бути присутнім в якості домішки при рівні вмісту, який становить щонайменше 0,001%. До того ж, зменшення кількості Nb до надзвичайно низького значення, яке не перевищує 0,001%, було б коштовним і неефективним з урахуванням тих властивостей, одержання яких домагаються. У разі проведення спрямованого додавання Nb його рівень вмісту переважно складе щонайменше 0,010%. При об'єднанні з вуглецем і/або азотом ніобій формує дрібні карбонітриди ніобію Nb(CN). Рівень вмісту Nb, який становить не менше, ніж 0,010%, уможливує одержання таких виділень, які подрібнюють розмір аустенітного зерна під час нагрівання, яке безпосередньо передує гарячому пресуванню. Це більш дрібне аустенітне зерно в результаті призводить до одержання структури більш дрібних рейок і збільшених пластичності і в'язкості. Однак, рівень вмісту, який перевищує 0,060%, стимулює одержання більшої твердості гарячекатаного листа, що утруднює проведення холодної прокатки.

50 - $0,001\% \leq N \leq 0,009\%$: під час вироблення сталі коригують рівень вмісту азоту. При рівні вмісту азоту, який становить не менше, ніж 0,001%, він об'єднується з титаном і ніобієм з утворенням нітридів і карбонітридів, що накладає обмеження на укрупнення аустенітного зерна

під час нагрівання, яке безпосередньо передує гарячому пресуванню, що, в свою чергу, подрібнює мартенситні рейки, одержані після гарячого пресування. Однак, рівень вмісту N, який перевищує 0,009%, зменшує кут згину підданої загартуванню під пресом деталі і зменшує пластичність. Переважно рівень вмісту азоту не перевищує 0,007%.

5 - $0,0005\% \leq S \leq 0,003\%$: вище 0,003% створюються сульфіди, які зменшують гнучкість і пластичність підданої загартуванню під пресом деталі. Однак, рівень вмісту S, який не перевищує 0,0005%, потребує проведення кошовної десульфуризації без одержання значної вигоди. Таким чином, рівень вмісту S становить щонайменше 0,0005%.

10 - $0,001\% \leq P \leq 0,020\%$: у разі присутності фосфору у кількості, яка перевищує 0,020%, він може зазнавати ліквідації на границях аустенітних зерен і зменшувати в'язкість підданої загартуванню під пресом деталі. Однак, рівень вмісту P, який не перевищує 0,001%, потребує проведення кошовної обробки на рідкому ступені без одержання значної вигоди відносно механічних властивостей підданої загартуванню під пресом деталі. Таким чином, рівень вмісту P становить щонайменше 0,001%.

15 - $0,0001\% \leq Ca \leq 0,003\%$: в якості обов'язкового елемента в композицію сталі може бути доданий кальцій. У разі додавання Ca при рівні вмісту, який перевищує 0,0001%, він буде об'єднуватися з сіркою і киснем, що, таким чином, створить оксисульфід, які не дають несприятливого впливу на пластичність, як і у випадку подовжених сульфідів марганцю. Крім того, ці оксисульфідні виконують функцію зародкоутворювачів для утворення дрібних виділень (Ti,Nb)(C,N). Цей ефект насичується при рівні вмісту Ca, який перевищує 0,003%.

20 Решта композиції являють собою залізо і немінучі домішки. У цьому відношенні нікель, мідь і ванадій розглядаються як залишкові елементи, які являють собою немінучі домішки. Тому їх рівні вмісту складають, щонайбільше, 0,05% Ni, щонайбільше, 0,03% Cu і щонайбільше, 0,007% V.

25 Згідно з винаходом піддану загартуванню під пресом деталь одержують з листової сталі, яка характеризується вищезазначеною композицією і специфічною мікроструктурою.

Листова сталь, відповідна винаходу, має товщину в межах від 0,7 мм до 5 мм.

Листова сталь може бути гарячекатаною або холоднокатаною листовою сталлю в залежності від бажаної товщини кінцевої деталі.

30 Наприклад, гарячекатані листові сталі, відповідні винаходу, мають товщину, в межах від 1,5 мм до 5 мм, а листові холоднокатані сталі мають товщину в діапазоні від 0,7 мм до 2,5 мм.

35 В одному конкретному варіанті здійснення, особливо, за бажаності виробництва підданої загартуванню під пресом деталі, яка характеризується більшим зменшенням маси, листова сталь винаходу матиме товщину, яка є не однорідною, а яка варіюється. Різниця у товщині між найбільш товстою ділянкою сталі і найбільш тонкою ділянкою може досягати 50% товщини найбільш товстої ділянки.

40 Зокрема, листи, які мають неоднорідну товщину, можуть бути вироблені шляхом безперервної рухомої прокатки, тобто, з використанням способу, в якому товщина листа, одержана після прокатки, є змінною в напрямку прокатки, і визначається виходячи із співвідношення з навантаженням, яке було прикладене з використанням роликів до листа під час способу прокатки.

45 До того ж до цього, листова сталь, відповідна винаходу, може бути відпаленою листовою сталлю. Особливо, у разі нанесення на листову сталь покриття при нанесенні покриття шляхом занурення у розплав у ванні листовою сталлю буде відпалена листова сталь відповідно до більш докладного розкриття винаходу, наведеного нижче. На доданок до цього, у разі холодної прокатки листової сталі відпал переважно будуть проводити після холодної прокатки, буде чи ні нанесене на лист покриття шляхом занурення у розплав.

50 Мікроструктура листової сталі, яка відповідає винаходу, залежить від того, чи буде листова сталь відпаленою листовою сталлю, або ж листова сталь не буде піддана відпалу після гарячої прокатки (у разі листової сталі у вигляді листової гарячекатаної сталі) або після холодної прокатки (у разі листової сталі у вигляді холоднокатаної листової сталі).

Однак, у будь-якому випадку листова сталь (тобто, чи буде вона відпаленою або невідпаленою листовою сталлю) має мікроструктуру, яка складається при вираженні в частках поверхні з:

55 менш, ніж 50% фериту,

між 1% і 20% залишкового аустеніту,

цементиту, такого, що поверхнева щільність частинок цементиту, більших, ніж 60 нм, не перевищує $10^7/\text{мм}^2$,

додаткового компонента, який складається з бейніту і/або мартенситу,

при цьому залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту Mn, який становить щонайменше $1,1 * Mn\%$, де $Mn\%$ позначає рівень вмісту Mn в складі сталі.

Під терміном «частинки цементиту, більші 60 нм» необхідно розуміти те, що частинки цементиту, які розглядаються, мають більший розмір, який перевищує 60 нм.

5 Мікроструктура листової сталі містить від 1% до 20% аустеніту, який при кімнатній температурі є залишковим аустенітом. Залишковий аустеніт є збагаченим на марганець, при цьому середній рівень вмісту Mn у залишковому аустеніті є більшим або рівним $1,1 * Mn\%$, де $Mn\%$ позначає рівень вмісту Mn у складі сталі. Це збагачення на Mn стабілізує залишковий аустеніт.

10 Мікроструктура листової сталі може містити ферит, при цьому поверхнева часткова концентрація фериту перевищує 50%. В одному варіанті здійснення мікроструктура листової сталі не містить фериту.

15 Додатковий компонент мікроструктури листової сталі складається з бейніту і/або мартенситу, який становить решту мікроструктури. Більш конкретно, цей додатковий компонент може складатися з мартенситу або може складатися з мартенситу і бейніту.

Особливо, внаслідок високого рівня вмісту Mn у складі сталі при охолодженні від температур, більших ніж Ae_1 , утворюється мартенсит без виникнення необхідності у високій швидкості охолодження для цього.

20 Мікроструктура листової сталі може містити цементит. Однак, поверхнева щільність частинок цементиту, які мають більший розмір, який перевищує 60 нм, не перевищує $10^7/мм^2$.

25 Поверхневі часткові концентрації аустеніту, мартенситу, фериту і поверхневу щільність частинок цементиту, які мають розмір, який перевищує 60 нм, визначають з використанням наступного методу: від листової сталі відрізають зразок, який піддають поліруванню і труять з використанням реагенту, самого по собі відомого, так, щоб виявити мікроструктуру. Після цього розглядають поперечний переріз з використанням оптичного або сканувального електронного мікроскопа. Визначення часткової поверхневої концентрації кожної складової частини (мартенситу, фериту, аустеніту і цементиту) проводять шляхом аналізу зображень з використанням методу, самого по собі відомого.

30 У першому варіанті здійснення листову сталь є гарячекатаною або холоднокатаною листовою сталлю, яку не піддавали відпалу після гарячої прокатки або холодної прокатки, дивлячись з того, що буде доречно, тобто, невідпаленою листовою сталлю. У цьому першому варіанті здійснення на листову сталь не наносять покриття шляхом занурення у розплав.

В цьому варіанті здійснення листову сталь має мікроструктуру, яка складається при вираженні у частках поверхні з:

35 між 5% і 20% залишкового аустеніту,
цементиту, такого, що поверхнева щільність частинок цементиту, які мають розмір, який перевищує 60 нм, не перевищує $10^7/мм^2$,

40 додаткового компонента, який складається з бейніту і/або мартенситу,
при цьому залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту Mn, який становить щонайменше $1,1 * Mn\%$, де $Mn\%$ позначає рівень вмісту Mn в складі сталі.

У другому варіанті здійснення листову сталь є відпаленою листовою сталлю, яка може бути гарячекатаною і відпаленою листовою сталлю або холоднокатаною і відпаленою листовою сталлю. Відпалена листову сталь, відповідна цьому варіанту здійснення є, наприклад, листовою сталлю з нанесеним попереднім покриттям або без нанесеного покриття.

45 В цьому другому варіанті здійснення листову сталь має мікроструктуру, яка складається при вираженні в частках поверхні з:

менш, ніж 50% фериту,
між 1% і 20% залишкового аустеніту,
цементиту, такого, що поверхнева щільність частинок цементиту, які мають розмір, який перевищує 60 нм, не перевищує $10^7/мм^2$,

50 додаткового компонента, який складається з мартенситу,
при цьому залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту Mn, який становить щонайменше $1,1 * Mn\%$, де $Mn\%$ позначає рівень вмісту Mn в складі сталі.

55 В цьому варіанті здійснення структура може не містити фериту в залежності від умов відпалу відповідно до більш докладного роз'яснення винаходу, наведеному нижче.

60 На листову сталь, описану вище, може бути не нанесено покриття, або необов'язково може бути попередньо нанесено металеве попереднє покриття. Металеве попереднє покриття може бути утворено з алюмінію, сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву. Металеве попереднє покриття також може бути утворено і з цинку, сплаву на цинковій основі або цинкового сплаву.

У подальшому викладенні сплав на основі алюмінію (або цинку) є сплавом, в якому Al (або Zn) являє собою основний елемент у попередньому покритті при вираженні в рівнях масового процентного вмісту, а алюмінієвий (або цинковий) сплав є сплавом, в якому рівень масового вмісту Al (або Zn) у попередньому покритті перевищує 50%.

5 У разі нанесення на листову сталь попереднього покриття воно переважно буде включати знеуглецьовану область на поверхні кожної з двох своїх основних поверхонь під попереднім покриттям, при цьому глибина $p_{50\%}$ цієї знеуглецьованої області укладена в межах від 6 мкм до 30 мкм, причому $p_{50\%}$ являє собою глибину, на якій рівень вмісту вуглецю становить 50% від рівня вмісту C у складі сталі.

10 Крім того, листова сталь переважно не має шару оксиду заліза на поверхні розділу між основними поверхнями і металевим попереднім покриттям.

Тепер буде описуватися мікроструктура підданої загартуванню під пресом сталеві деталі, відповідної винаходу.

15 Даний опис мікроструктури відноситься до основної частини підданої загартуванню під пресом сталеві деталі, що означає те, що в цілях досягнення бажаних механічних властивостей ця мікроструктура присутня на щонайменше 95% від об'єму підданої загартуванню під пресом сталеві деталі. Згідно з наданим нижче роз'ясненням винаходу внаслідок того, що деталь може бути зварена до загартування під пресом, тобто, ще до того, як мікроструктура зварного шва може бути відмінною від тієї, яка має місце в об'ємі підданої загартуванню під пресом деталі, або внаслідок змін мікроструктури, які можуть являти собою результат більш інтенсивної локальної деформації на стадії пресування, мікроструктура може бути локально різною в деяких зонах деталі, що, однак, не перевищує 5% від об'єму цієї деталі.

20 Таким чином, основна частина підданої загартуванню під пресом деталі має мікроструктуру, яка складається при вираженні в частках поверхні з:

25 - щонайменше 50% мартенситу, який зазнав перерозподілу вуглецю,
 - менш, ніж 30% фериту,
 - щонайменше, 2% залишкового аустеніту,
 - цементиту, такого, що поверхнева щільність частинок цементиту, які мають розмір, який перевищує 60 нм, не перевищує $10^7/\text{мм}^2$,

30 найбільше, 5% свіжого мартенситу,
 при цьому залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту C, який становить щонайменше 0,5%.

Ці поверхневі часткові концентрації і щільність визначають з використанням наступного методу: від підданої загартуванню під пресом деталі відрізають зразок, який піддають поліруванню і трують з використанням реагенту, самого по собі відомого, так, щоб виявити мікроструктуру. Після цього розглядають поперечний переріз з використанням оптичного або складового електронного мікроскопа. Визначення часткової поверхневої концентрації кожної складової частини (підданому перерозподілу вуглецю у мартенситі, свіжому мартенситі, фериті і аустеніті) і визначення поверхневої щільності частинок цементиту, які мають розмір, який перевищує 60 нм, проводять шляхом аналізу зображень з використанням методу, самого по собі відомого. Часткову концентрацію залишкового аустеніту, наприклад, визначають з використанням рентгеноструктурного аналізу (РСА).

40 Підданий перерозподілу вуглецю мартенсит присутній у вигляді дрібних подовжених рейок, орієнтованих в границях колишніх аустенітних зерен. Підданий перерозподілу вуглецю мартенсит створюють при охолодженні нижче температури перетворення M_s після гарячого формування і наступного нагрівання і витримання при температурі подальшої обробки T_{PT} в межах від 350°C до 550°C.

45 Підданий перерозподілу вуглецю мартенсит характеризується середнім рівнем вмісту C, який строго менший, ніж номінальний рівень вмісту C в сталі. Такий низький рівень вмісту C являє собою результат перерозподілу вуглецю з мартенситу, створеного при загартуванні нижче температури M_s сталі, до аустеніту під час витримання при температурі подальшої обробки T_{PT} від 350°C до 550°C.

50 В структурі може бути присутнім і свіжий мартенсит. Зокрема, свіжий мартенсит може формуватися при охолодженні формованої деталі від температури подальшої обробки T_{PT} до кімнатної температури. Однак, внаслідок високої стабілізації аустеніту під впливом C і у загальному випадку Mn поверхнева часткова концентрація свіжого мартенситу, сформованого при охолодженні, залишається такою, що не перевищує 5%.

Підданий перерозподілу вуглецю мартенсит можна відрізнити від свіжого мартенситу на поперечному перерізі, підданому поліруванню і травленню з використанням реагенту, відомого

самого по собі, наприклад, реагенту ніталю, згідно спостереження з використанням сканувальної електронної мікроскопії (СЕМ) і дифракції назад-розсіяних електронів (ДНРЕ).

Мікроструктура підданої загартуванню під пресом деталі містить щонайменше 2% аустеніту, яким при кімнатній температурі є залишковий аустеніт. Залишковий аустеніт є збагаченим на вуглець, при цьому це збагачення являє собою результат перерозподілу вуглецю з мартенситу, утвореного нижче Ms, на аустеніт під час витримування при температурі подальшої обробки Т_{рт} від 350°C до 550°C.

Зокрема, залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту С, який становить щонайменше 0,5%. Це збагачення на С стабілізує залишковий аустеніт.

Рівень вмісту у залишковому аустеніті, наприклад, визначають шляхом визначення часткової концентрації залишкового аустеніту і параметрів кристалічної решітки з використанням рентгеноструктурного аналізу (РСА) із застосуванням рйтвельдівського уточнення (Rietveld, H., «A profile refinement method for nuclear and magnetic structures», Journal of applied Crystallography, 2(2), 65-71, 1969). Після цього рівень вмісту С у залишковому аустеніті визначають з використанням формул Дайсона і Холмса (D. J. Dyson, and B. Holmes: «Effect of alloying additions on the lattice parameter austenite», Journal of the Iron and Steel Institute, 1970, 208, 469-474).

Залишковий аустеніт також є у загальному випадку збагаченим на марганець і стабілізованим під впливом цього елемента.

Зокрема, залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту Mn, в загальному випадку великим або рівним $1,1 * Mn\%$, де Mn позначає рівень вмісту Mn в складі сталі.

У разі присутності залишкового аустеніту з поверхневою частковою концентрацією, яка становить щонайменше 2%, він буде давати свій внесок у збільшення пластичності, зокрема, кут згину і деформацію руйнування.

Мікроструктура деталей також може містити ферит. Однак, така м'яка і пластична складова частина не дає можливості досягнення високої границі міцності на розтяг. Таким чином, оскільки одна мета винаходу полягає у виготовленні підданої загартуванню під пресом деталі, яка характеризується границею міцності на розтяг, укладеною в межах від 1300 до 1600 МПа, поверхнева часткова концентрація фериту не має перевищувати 30%, в іншому випадку бажана міцність не могла б бути одержана.

Феритні зерна у разі присутності таких переважно матимуть середній розмір, який становить, щонайбільше, 1,5 мкм. Цей середній розмір феритних зерен дає свій внесок у досягнення границі плинності на розтяг, яка становить щонайменше 1000 МПа.

Оскільки піддана загартуванню під пресом деталь має демонструвати високі характеристики гнучкості, як це було встановлено, з цією метою переважно необхідно контролювати середній розмір нітридів титану. Середній розмір TiN може бути визначений відповідно до спостережень з використанням сканувальної або просвічувальної електронної мікроскопії. Більш конкретно, як це було визначено, на середній розмір TiN переважно необхідно накладати обмеження у зовнішніх зонах поблизу від поверхні підданої загартуванню під пресом деталі, які є найбільш деформованими зонами під час згинання. Ці зони укладені в межах від однієї четвертою товщини деталі і най ближньою поверхнею деталі. У разі середнього розміру TiN, який перевищує 2 мкм, буде ініціюватися пошкодження на границях між нітридами титану, які характеризуються прямокутним профілем, і матрицею, а кут згинання може не перевищувати 60°.

У цих зовнішніх зонах також має місце ризик того, що ініціювання пошкодження являє собою результат присутності подовжених сульфідів: ці складові частини можуть бути присутніми у разі наявності досить високого рівня вмісту сірки з точки зору об'єднання в основному з марганцем у формі великих виділень. Внаслідок їх високої здатності до зміни форми при підвищених температурах вони легко подовжуються в результаті гарячої прокатки і під час гарячого деформування при загартуванні під пресом. Таким чином, у разі середньої довжини сульфідів, яка перевищує 120 мкм, у зовнішніх зонах (тобто, від однієї четвертої товщини до най близької поверхні) деформація руйнування може не перевищувати 0,50 внаслідок ініціювання пластичності на цих сульфідах.

На цю піддану загартуванню під пресом деталь може бути не нанесене покриття або додатково може бути нанесене покриття. Покриття може бути утворене зі сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву. Покриття також може бути утворено і зі сплаву на цинковій основі або цинкового сплаву.

В одному конкретному варіанті здійснення піддана загартуванню під пресом деталь винаходу має товщину, яка є не однорідною, а яка варіюється. Різниця по товщині між найбільш

товстою ділянкою деталі і найбільш тонкою ділянкою може досягати 50% від товщини найбільш товстої ділянки.

Таким чином, можливими є досягнення бажаного рівня механічної опірності у зонах, які найбільшою мірою піддаються впливу зовнішніх напружень, і економія маси в інших зонах підданої загартуванню під пресом деталі, що, такий спосіб, дає свій внесок у зменшення маси транспортного засобу. Зокрема, деталі, які мають неоднорідну товщину, можуть бути зроблені з листів, які мають змінну товщину і виготовлені шляхом безперервної рухомої прокатки. Таким чином, у межах умов винаходу уможлиблюється вигідне виготовлення деталей транспортних засобів, які мають змінну товщину, таких як-от передні або задні обв'язувальні балки даху, поперечки сидінь, тунельні арки, стійки, поперечки приладових панелей або дверні кільця.

Таку піддану загартуванню під пресом деталь, яка має змінну товщину, особливо, виробляють з листової сталі, відповідної винаходу і яка має змінну товщину.

Тепер буде роз'яснений спосіб виготовлення листової сталі і підданої загартуванню під пресом деталі.

Забезпечується сталевий напівфабрикат у формі відлитого сляба або злитка, здатних піддаватися подальшій гарячій прокатці, які характеризуються описаною вище композицією сталі. Товщина напівфабрикату зазвичай становить від 50 до 250 мм.

Цей напівфабрикат піддають нагріванню до температури, переважно від 1200 до 1300°C, гарячій прокатці для одержання гарячекатаної листової сталі і змотуванні в рулон при температурі T_{coil} .

Температура змотування в рулон T_{coil} не має перевищувати 550°C, у іншому випадку має місце надмірне істотне утворення виділень карбонітридів ніобію, що індукує загартування і ускладнює проведення подальшої стадії холодної прокатки. У разі не перевищення величиною T_{coil} значення в 550°C в листової сталі залишиться щонайменше 50% вільного ніобію. На додаток до цього, на температуру змотування в рулон накладають обмеження значенням 550°C з метою обмеження внутрішнього селективного окиснювання.

Температура змотування в рулон переважно становить щонайменше 20°C, ще більш переважно щонайменше 350°C.

Під час змотування в рулон марганець перерозподіляється на аустеніт, що збагачує і стабілізує аустеніт.

На цій ступені товщина гарячекатаної листової сталі може перебувати в типовому діапазоні 1,5-5 мм.

Листова гарячекатана сталь, одержана в такий спосіб, має мікроструктуру, яка складається при вираженні в частках поверхні з:

між 5% і 20% залишкового аустеніту, цементиту, такого, що поверхнева щільність частинок цементиту, які мають розмір, який перевищує 60 нм, не перевищує $10^7/\text{мм}^2$, додаткового компонента, який складається з бейніту і/або мартенситу, при цьому залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту Mn, який становить щонайменше $1,1 * \text{Mn}\%$, де Mn% позначає рівень вмісту Mn в складі сталі.

На цій ступені гарячекатана листова сталь характеризується дуже високою роботою руйнування за Шарпі, яка в загальному випадку перевищує 60 Дж/см² при 25°C.

Для областей застосування, в яких бажана кінцева товщина знаходиться в межах цього діапазону, гарячекатані листові сталі можуть бути використані як для виготовлення підданої загартуванню під пресом деталі згідно з наданим нижче описом винаходу або можуть бути піддані відпалу з нанесенням покриття з використанням способу, описаному нижче, за необхідності виготовлення підданої загартуванню під пресом деталі з нанесеним покриттям.

Для областей застосування, в яких бажаною є зменшена товщина, особливо, в діапазоні 0,7-2,5 мм, гарячекатану листову сталь піддають декапіруванню за звичайних умов і, крім того, холодній прокатці.

В цілях одержання високої часткової концентрації рекристалізації під час подальшого відпалу ступінь обтискання при холодній прокатці зазвичай укладена в межах від 30% до 80%.

Ступінь обтискання при холодній прокатці визначають наступним чином: у разі позначення символом t_0 товщини листової сталі до холодної прокатки, а символом t_f товщини листової сталі після холодної прокатки ступінь обтискання при прокатці буде мати вигляд: $(t_0 - t_f)/t_0$.

На цій ступені, тобто, безпосередньо після холодної прокатки, холоднокатана листова сталь має мікроструктуру, яка складається при вираженні в частках поверхні з:

між 5% і 20% залишкового аустеніту, цементиту, такого, що поверхнева щільність частинок цементиту, які мають розмір, який перевищує 60 нм, не перевищує $10^7/\text{мм}^2$,

додаткового компонента, який складається з бейніту і мартенситу, при цьому залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту Mn, який становить щонайменше $1,1 * Mn\%$, де $Mn\%$ позначає рівень вмісту Mn в складі сталі.

5 Переважно після гарячої прокатки і до холодної прокатки гарячекатану листову сталь піддають відпалу у камерній печі з метою зменшення твердості гарячекатаної листової сталі і тому покращення її придатності до прокатування в холодному стані і зменшення ризиків розтріскування крайок під час подальшої холодної прокатки.

Наприклад, гарячекатану листову сталь піддають відпалу у камерній печі при температурі відпалу в камерній печі T_{HBA} від $550^{\circ}C$ до $700^{\circ}C$, і витримують при цій температурі протягом часу відпалу в камерній печі t_{HBA} від 1 години до 20 год.

Слідом за цим, після гарячої прокатки (за необхідності виробництва гарячекатаної листової сталі з нанесеним попереднім покриттям) або після холодної прокатки катану листову сталь, тобто, гарячекатану або холоднокатану листову сталь, необов'язково піддають відпалу.

15 Відпал переважно будуть проводити, у разі катаної листової сталі у вигляді холоднокатаної листової сталі, після холодної прокатки. Дійсно, відпал проводять в такому випадку з метою досягнення рекристалізації зерен. Зокрема внаслідок цієї рекристалізації площинність листових сталей після відпалу є особливо хорошою, що уможливило виробництво листів або заготовок, які можуть бути зварені з використанням лазерного зварювання. Дійсно, лазерне зварювання вимагає наявності заготовок, які характеризуються суворими допусками по площинності, в іншому випадку при зварюванні можуть виникати геометричні дефекти внаслідок наявності зазорів.

20 У разі катаної листової сталі у вигляді листової гарячекатаної сталі будь-якої такої рекристалізації не буде потрібно, і гарячекатану листову сталь розрізають для виробництва заготовки і піддають гарячому формуванню згідно з поданим нижче описом винаходу без проведення будь-якого відпалу.

Однак, у разі бажаності виробництва гарячекатаної або холоднокатаної листової сталі з нанесеним покриттям шляхом занурення у розплав у ванні гарячекатану або холоднокатану листову сталь в будь-якому випадку будуть піддавати відпалу після змотування в рулон при підготовці для нанесення покриття.

30 Іншими словами, відпал необов'язково проводять за необхідності виробництва гарячекатаної або холоднокатаної листової сталі без нанесеного покриття.

На противагу цьому, відпал незалежно від того, чи буде листову сталь гарячекатаною або холоднокатаною, будуть проводити в будь-якому випадку за необхідності виробництва листової сталі з нанесеним покриттям шляхом занурення у розплав.

35 У будь-якому випадку (тобто, незалежно від того, чи буде мати місце лист у вигляді гарячекатаного листа або ж холоднокатаного листа) відпал проводитимуть шляхом нагрівання листової сталі до температури відпалу T_A , більшої або рівної $650^{\circ}C$, витримування листової сталі при температурі відпалу T_A протягом часу відпалу t_A від 30 до 600 с, після цього охолодження листової сталі з метою одержання відпаленої листової сталі, яка має структуру, що складається при вираженні в часках поверхні з:

40 - менш, ніж 50% фериту,
 - між 1% і 20% залишкового аустеніту, при цьому залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту Mn, більшим або рівним $1,1 * Mn\%$,
 - цементиту, такого, що поверхнева щільність частинок цементиту, які мають розмір, який перевищує 60 нм, не перевищує $10^7/mm^2$,
 причому додатковий компонент складається з мартенситу.

Листова сталь може бути охолоджена безпосередньо від температури відпалу T_A до кімнатної температури або може бути піддана під час охолодження відпускну обробці, і/або на неї може бути нанесене покриття шляхом занурення у розплав у ванні, відповідно до більш 50 детального роз'яснення винаходу, наведеному нижче.

Згідно з одним варіантом здійснення у разі листової сталі, яка є в загальному випадку холоднокатаною листовою сталлю, температура відпалу T_A буде більшою, ніж $Ae3$ так, щоб домогтися досягнення повної рекристалізації. $Ae3$ позначає температуру рівноважного перетворення, вище якої аустеніт є повністю стабільним.

55 В даному варіанті здійснення структура листової сталі після охолодження до кімнатної температури не містить ферит, але демонструє високу часткову концентрацію свіжого мартенситу, який характеризується високою твердістю.

Тому в цьому варіанті здійснення листову сталь переважно піддають відпускну обробці після відпалу для полегшення подальшого різання листів для одержання заготовки.

Відпускну обробку, наприклад, проводять після витримування при температурі відпалу T_A і до необов'язкового нанесення покриття шляхом занурення у розплав.

Наприклад, цю відпускну обробку проводять шляхом охолодження листової сталі від температури відпалу T_A після витримування протягом часу відпалу t_A до температури від кімнатною температури і температурою $M_s - 100^\circ\text{C}$, після цього повторного нагрівання листової сталі до температури відпускання T_t від 350°C до 550°C , і витримування при цій температурі протягом часу від 10 с до 600 с. M_s позначає температуру, при якій при охолодженні починається перетворення на мартенсит.

Слідом за цим після витримування при температурі відпускання T_t або листову сталь охолоджують до кімнатної температури, або на неї наносять покриття шляхом занурення у розплав у ванні, а після цього її охолоджують до кімнатної температури відповідно до більш докладного опису винаходу, наведеному нижче.

Ще в одному варіанті здійснення у разі листової сталі, яка є гарячекатаною або холоднокатаною листовою сталлю, температура відпалу T_A буде укладена в межах від 650°C до Ae_3 , при цьому Ae_3 позначає температуру рівноважного перетворення, вище якої аустеніт є повністю стабільним. Фахівці у відповідній галузі техніки знають те, як визначити Ae_3 шляхом термодинамічного обчислення або з використанням випробувань, які включають нагрівання і ізотермічне витримування.

В цьому варіанті здійснення структура листової сталі при температурі відпалу T_A і після витримування при температурі відпалу не є повністю аустенітною, але містить ферит.

Під час витримування при температурі відпалу T_A завершується перерозподіл марганцю в аустеніт.

В цьому варіанті здійснення після витримування при температурі відпалу T_A листову сталь, наприклад, миттєво охолоджують до кімнатної температури або на неї наносять покриття шляхом занурення у розплав, а після цього її охолоджують до кімнатної температури відповідно до більш детального розкриття винаходу, наведеному нижче.

Дійсно, у разі температури відпалу T_A , меншою, ніж Ae_3 , відпалена листовая сталь, одержана в такий спосіб, буде мати структуру, яка містить ферит, так, що відпалена листовая сталь може бути легше розрізана для виробництва заготовки після охолодження до кімнатної температури.

Однак, в разі необхідності в залежності від твердості сталі може бути проведена відпускна обробка, розкрита вище, для полегшення подальшого різання листа для одержання заготовки.

Після витримування при температурі відпалу T_A , чи буде вона більшою чи меншою, ніж Ae_3 , і необов'язкової відпускної обробки подальші стадії способу залежать від типу листа, який має бути виготовлений:

- за необхідності виробництва листової сталі без нанесеного покриття листову сталь охолоджувати від температури відпалу T_A або від температури відпускання T_t до кімнатної температури,

- за необхідності виробництва листової сталі з нанесеним попереднім покриттям відпалену листову сталь охолоджувати від температури відпалу T_A або доводити від температури відпускання T_t , в залежності від того, що буде застосовано, (тобто, у разі нерівності температури відпускання і бажаної температури нанесення попереднього покриття) до температури нанесення попереднього покриття T_{pc} , після цього на неї попередньо наносять металеве попереднє покриття при безперервному нанесенні покриття шляхом занурення у розплав у ванні, слідом за цим її охолоджують до кімнатної температури.

Температура нанесення попереднього покриття T_{pc} є близькою до температури T_{bm} ванни для нанесення попереднього покриття для запобігання термічної дестабілізації ванни. З цієї причини температура нанесення попереднього покриття T_{pc} переважно укладена в межах від $T_{bm} - 10^\circ\text{C}$ до $T_{bm} + 50^\circ\text{C}$.

У разі бажаного попереднього покриття, утвореного з алюмінію, сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву, на листову сталь будуть безперервно наносити покриття шляхом занурення у розплав у ванні при температурі в діапазоні приблизно $650-680^\circ\text{C}$, при цьому точна температура залежить від композиції сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву. Одне переважно попереднє покриття утворено з Al-Si, що одержують шляхом занурення листа в гарячий розплав у ванні, що містить при розрахунку на масу від 5% до 11% Si, від 2% до 4% Fe, необов'язково від 0,0015 до 0,0030% Ca, при цьому залишок являють собою Al і домішки.

Після цього лист охолоджують до кімнатної температури. В якості опції цей лист з нанесеним попереднім покриттям з Al, сплаву на основі Al або сплаву Al може бути підданий подальшій термічній обробці при температурі і протягом часу, обираних для одержання попереднього покриття, яке має щонайменше один інтерметалевий шар, який містить Al і залізо

і необов'язково кремній і не містить ані Al у вільному вигляді, ані фази τ_5 , який відноситься до типу $Fe_3Si_2Al_{12}$, ані фази τ_6 , яка відноситься до типу $Fe_2Si_2Al_9$.

У разі бажаного попереднього покриття, утвореного з цинку, сплави на цинковій основі або цинкового сплаву, на листову сталь будуть безперервно наносити покриття шляхом занурення у розплав у ванні при температурі, яка становить приблизно $460^\circ C$, при цьому точна температура залежить від композиції сплаву на цинковій основі або цинкового сплаву. Нанесення попереднього покриття може представляти собою безперервну гальванізацію або відпал і гальванізацію шляхом занурення у розплав, тобто, при включенні термічної обробки безпосередньо після гальванізації шляхом занурення у розплав при температурі приблизно $450-520^\circ C$ для одержання попереднього покриття, яке містить 7-11% Fe. Попереднє покриття, одержане шляхом гальванізації, зазвичай містить 0,25-0,70% Al, 0,01-0,1% Fe, при цьому решта є цинк і неминучі домішки, які є результатом переробки. Попереднє покриття, одержане шляхом відпалу і гальванізації, зазвичай містить 0,15-0,4% Al, 6-15% Fe, при цьому решта є цинк і неминучі домішки, які є результатом переробки.

Попереднє покриття може бути утворено з цинково-алюмінієво-магнієвого сплаву, який містить 1-15% Al, 0,5-5% Mg, 0,01-0,1% Fe, при цьому решта є цинк і неминучі домішки, які є результатом переробки. Попереднє покриття також може бути утворене зі сплаву, який містить 4-6% Al, 0,01-0,1% Fe, при цьому решта є цинк і неминучі домішки, які є результатом переробки.

Попереднє покриття також може бути утворено з алюмінієво-цинкового сплаву, який містить 40-45% Zn, 3-10% Fe і 1-3% Si, при цьому решта є алюміній і неминучі домішки, які є результатом переробки.

В якості опції спосіб нанесення металевого попереднього покриття може включати осадження двох шарів так, щоб металеве попереднє покриття було б утворено з шару алюмінію, сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву з нанесеним поверх нього шаром цинку, сплаву на цинковій основі або цинкового сплаву. Цей шар, наприклад, осаджують шляхом електролітичного осадження або вакуумного осадження: ФОПФ (фізичного осадження з парової фази) і/або ХОПФ (хімічного осадження з парової фази).

Одержана в такий спосіб відпалена листова сталь, яка може бути гарячекатаною або холоднокатаною, і на яку може бути нанесене покриття або може бути не нанесене покриття, яке має структуру, яка складається з:

менш, ніж 50% фериту,

між 1% і 20% залишкового аустеніту,

цементиту, такого, що поверхнева щільність частинок цементиту, які мають розмір, який перевищує 60 нм, не перевищує $10^7/\text{мм}^2$,

додаткового компонента, який складається з мартенситу,

при цьому залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту Mn, який становить щонайменше $1,1 * Mn\%$, де Mn% позначає рівень вмісту Mn в складі сталі.

В одному варіанті здійснення в разі температури відпалу T_A , більшою, ніж Ae_3 , структура не буде містити фериту.

Додатково до цього, у разі необхідності виробництва листової сталі з нанесеним попереднім покриттям відпал переважно будуть проводити для одержання після завершення відпалу зневуглицювання поверхні листової сталі на глибину $r_{50\%}$ від 6 до 30 мкм, причому $r_{50\%}$ являє собою глибину, на якій рівень вмісту вуглецю дорівнює 50% від рівня вмісту у складі сталі.

З цією метою атмосфера відпалу в рамках технологічної лінії безперервного відпалу або безперервного нанесення покриття шляхом занурення у розплав під час нагрівання і витримання, наприклад, знаходиться в межах наступних діапазонів:

N_2 між 2% (об.) і 10% (об.), при цьому решта є N_2 і неминучі домішки, причому температура точки роси укладена в межах від $-15^\circ C$ до $+60^\circ C$.

Зневуглицювання також може бути одержано шляхом подачі в атмосферу відпалу надмірної кількості O_2 .

В цьому можна впевнитись:

- або шляхом зонної обробки під час нагрівання і витримання, або шляхом подачі в частину секції нагрівання і секції томління атмосфери, яка містить між 0,05% (об.) і 6% (об.) O_2 , при цьому решта є N_2 і неминучі домішки, причому температура точки роси укладена в межах від $-60^\circ C$ до $+60^\circ C$,

- або шляхом проходження в печі з відкритим полум'ям під час стадії нагрівання, в якій атмосфера являє собою результат спалювання суміші з повітря і природного газу або палива, при цьому співвідношення між повітрям і природним газом знаходиться в діапазоні між 1 і 1,2,

- або з використанням будь-якого іншого способу, який забезпечує одержання рівнів вмісту O_2 , порівнянних з відповідними наведеними вище рівнями вмісту, в секції нагрівання і/або витримання або частини секції нагрівання або витримання.

5 Тепер буде описуватися спосіб виготовлення підданої загартуванню під пресом деталі з листової сталі, яка відповідає винаходу.

У відповідності з поданим вище роз'ясненням винаходу листова сталь, відповідна винаходу, може бути невідпаленою гарячекатаною листовою сталлю, гарячекатаною і відпаленою листовою сталлю з нанесеним попереднім покриттям, невідпаленою холоднокатаною листовою сталлю, холоднокатаною і відпаленою листовою сталлю або холоднокатаною і відпаленою листовою сталлю з нанесеним попереднім покриттям.

10 Спочатку листову сталь розрізають відповідно до попередньо визначеного профілю для одержання плоскої заготовки, геометрія якої знаходиться у певному співвідношенні з кінцевою геометрією наміченої деталі.

15 Необов'язково до нагрівання і гарячого пресування заготовки заготовку піддають холодному формувальню для одержання попередньо деформованої заготовки. Це холодне попереднє деформування, призначене для наближення у більшій чи меншій мірі заготовки до кінцевої геометрії кінцевої деталі, уможливорює зменшення величини деформування на наступній далі стадії гарячого формування.

20 Після цього заготовку або плоску, або попередньо холоднодеформовану, нагрівають до температури T_m , укладеної в межах від 800 до 950°C. Нагрівання проводять у нагрівальному пристрої, наприклад, нагрівальній печі. На нагрівальні засоби обмежень не накладають і вони можуть мати у своїй основі радіаційне, індукційне або резистивне нагрівання. Нагріту заготовку витримують при температурі T_m протягом часу t_m , укладеного в межах від 60 до 600 с. Ці діапазони температура-час уможливають одержання наприкінці витримання при

25 температурі T_m структури, яка містить від 70% до 100% аустеніту і аж до 30% фериту. У разі температури T_m , яка не перевищує 800°C, кінцева структура підданої загартуванню під пресом деталі буде характеризуватися надзвичайно високою частковою концентрацією фериту, яка зокрема, перевищує 30%, так, що не буде досягнута границя міцності на розтяг TS , яка становить щонайменше 1300 МПа. Час витримання t_m при температурі T_m , який не перевищує 60 с, також може в результаті привести до одержання надзвичайно високої часткової концентрації фериту в кінцевій деталі і границі міцності на розтяг, яка не перевищує 1300 МПа.

30 У разі температури T_m , яка перевищує 950°C, і/або часу витримання t_m , який перевищує 600 с, стадія нагрівання і витримання може у результаті призводити при нагріванні до одержання надзвичайно суттєвого укрупнення зерен аустеніту, яке спричиняє зменшення границь міцності і плинності на розтяг для кінцевої деталі.

35 Крім того, в разі нанесення на заготовку попереднього покриття ці нагрівання і витримання будуть стимулювати зустрічне дифундування між попереднім покриттям і сталеву підкладкою. Термін «попереднє покриття» використовується для позначення сплаву до нагрівання, а термін «покриття» – для позначення шару сплаву, сформованого під час нагрівання, яке безпосередньо передує штампуванню. Тому термічна обробка у печі модифікує природу попереднього покриття і його геометрію, оскільки товщина кінцевого покриття є більшою, ніж відповідна товщина попереднього покриття. Покриття, створене шляхом легування, оберігає підстилаючу сталь від окислення і додаткового знеуглецювання і є належним для подальшого гарячого формування, зокрема, у штампувальному пресі. Легування має місце по всій товщині покриття. Залежно від композиції попереднього покриття шляхом зустрічного дифундування в цьому шарі сплаву і/або сплавів у формі твердого розчину утворюються одна або кілька інтерметалевих фаз. Збагачення покриття на залізо в результаті призводить до швидкого збільшення його температури плавлення. Створеному покриттю також властива перевага, яка полягає в його зчепленні і придатності для використання при потенційних операціях гарячого формування і швидкого охолодження, які проводять далі. Таким чином, під час нагрівання шляхом зустрічного дифундування тимчасово або в кінцевому підсумку утворюються інтерметалічні фази, що уможливорює полегшення подальшого деформування в гарячому пресі і запобігання знеуглецювання і окислення поверхні сталі.

40 45 50 55 Після стадій нагрівання і витримання нагріту заготовку витягують з нагрівального пристрою. Нагріту заготовку переводять у формувальний прес.

60 Внаслідок високої загартованості сталі під час цього переключення не відбувається будь-якого перетворення аустеніту на полігональний ферит таким чином, що на тривалість переведення Dt не потрібно накладати обмеження низьким значенням щоб уникнути такого перетворення. Само собою зрозуміло те, що у будь-якому випадку на тривалість переключення

Ді необхідно накладати обмеження щоб уникнути зменшення температури заготовки нижче бажаної температури гарячого формування. Температура гарячого формування в загальному випадку становить щонайменше 450°C.

Після цього нагріту заготовку піддають гарячому формуванню у формувальному пресі для одержання формованої деталі. Під час стадії формування режими і величини деформації розрізняються при переході від одного місця до іншого внаслідок геометрії кінцевої деталі і формувального оснащення. Наприклад, деякі зони можуть перебувати в стані розширення, в той час як інші деформуються в умовах накладення обмежень. Яким би не був режим деформування, еквівалентна деформація ϵ_b може бути визначена в кожному розташуванні підданої загартуванню під пресом деталі у вигляді
$$\epsilon_b = \frac{1}{\sqrt{3}} \sqrt{\epsilon_1 + \epsilon_1 \epsilon_2 + \epsilon_2^2}$$
, де ϵ_1 і ϵ_2 , які є

головними деформаціями. Таким чином, ϵ_b виражає величину деформації, введеної з використанням способу гарячого формування в кожній зоні підданій загартуванню під пресом деталі.

Наприклад піддана загартуванню під пресом сталева деталь включає щонайменше одну першу гарячедеформовану зону, яка характеризується еквівалентною деформацією ϵ_b , яка перевищує 0,15, і щонайменше одну другу зону, яка зазнала дії того самого циклу охолодження при загартуванні під пресом, що і перша гарячедеформована зона, в якій еквівалентна деформація ϵ_b не перевищує 0,05.

Після цього деталь витримують в межах формувального оснащення преса так, щоб забезпечити належну швидкість охолодження і уникнути жолоблення деталі внаслідок усадки і фазових перетворень.

Деталь в основному охолоджується за механізмом провідності шляхом теплопередачі оснащенню. Оснащення може включати циркуляцію холодоагенту так, щоб збільшити швидкість охолодження, або нагрівальні патрони так, щоб зменшити швидкості охолодження. Таким чином, швидкості охолодження можуть бути відкориговані шляхом використання таких засобів. Однак, внаслідок високої загартуваності сталі швидкості охолодження не потрібно доводити до високого значення з точки зору досягнення перетворення аустеніту на мартенсит при охолодженні нижче M_s .

Для одержання підданої загартуванню під пресом деталі, відповідної винаходу, формовану деталь охолоджують до температури припинення охолодження T_c , меншою, ніж $M_s - 100^\circ\text{C}$, для одержання часткового перетворення аустеніту на мартенсит.

В одному варіанті здійснення температура припинення охолодження T_c є кімнатною температурою, наприклад, перебуваючи в діапазоні від 20°C до 30°C.

Після цього формовану деталь повторно нагрівають від температури припинення охолодження T_c до температури подальшої обробки T_{PT} , укладеної в межах від 350°C до 550°C, і залишають при температурі подальшої обробки T_{PT} протягом часу витримування t_{PT} від 10 с до 600 с, наприклад, від 10 с до 120 с.

Температура подальшої обробки T_{PT} переважно становить від 350°C до 450°C.

Під час цієї стадії витримування вуглець перерозподіляється з мартенситу у аустеніт, тобто, відбуваються збагачення і стабілізація аустеніту і відпускання мартенситу.

Після цього формовану деталь охолоджують від температури подальшої обробки T_{PT} до кімнатної температури для одержання підданої загартуванню під пресом сталєвої деталі.

Охолодження, наприклад, проводять на повітрі. Під час даного охолодження частина аустеніту може перетворюватися на свіжий мартенсит. Однак, внаслідок стабілізування аустеніту, особливо, під впливом вуглецю, часткова концентрація свіжого мартенситу, який утворюється, не перевищує 5%.

Піддана загартуванню під пресом сталева деталь, одержана в такий спосіб, має мікроструктуру, яка складається в основній частині деталі при вираженні в частках поверхні з:

- щонайменше 50% мартенситу, який зазнав перерозподілу вуглецю,
- менш, ніж 30% фериту,
- щонайменше, 2% залишкового аустеніту,
- цементиту, такого, що поверхнева щільність частинок цементиту, які мають розмір, який перевищує 60 нм, не перевищує $10^{17}/\text{мм}^2$,
- найбільше, 5% свіжого мартенситу.

Підданий перерозподілу вуглецю мартенсит характеризується середнім рівнем вмісту С, меншим, ніж номінальний рівень вмісту С в сталі (тобто, середній рівень вмісту С підданої загартуванню під пресом сталєвої деталі), при цьому такий низький рівень вмісту являє собою результат перерозподілу вуглецю з мартенситу в аустеніт під час витримування при температурі подальшої обробки T_{PT} .

Залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту С, який становить щонайменше 0,5%, при цьому цей високий рівень вмісту також являє собою результат перерозподілу вуглецю з мартенситу в аустеніт під час витримування при температурі подальшої обробки T_{PT} .

5 У загальному випадку залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту Mn, який перевищує $1,1 * Mn\%$.

Загалом, феритні зерна, у разі наявності таких, матимуть середній розмір, що становить, щонайбільше, 1,5 мкм.

10 Піддані загартуванню під пресом сталеві деталі, одержані з використанням описаного способу, мають товщину, яка зазвичай знаходиться в межах від 0,7 мм до 5 мм.

Автори винайшли спосіб одержання високої пластичності в зонах підданої загартуванню під пресом деталі, яка під час використання деталі могло б піддаватися дії високої концентрації напружень: у разі деформування зон у формувальному пресі, які характеризуються еквівалентною деформацією ϵ_b , яка перевищує 0,15, структура даних деформованих зон буде 15 більш дрібною.

Особливо, автори зіставили недеформовані або низькодеформовані зони (при цьому останній термін позначає зони, в яких $\epsilon_b < 0,05$) із зонами, в яких деформування було проведено при значенні, яке перевищує 0,15. Твердість високодеформованих (або підданих деформації у високому ступені) зон у загальному випадку збільшується щонайменше на 15 HV1 (при цьому 20 HV1 є твердістю за Віккерсом, виміряної при навантаженні в 1 кгс) у зіставленні з тим, що має місце для недеформованих або низько деформованих зон у підданій загартуванню під пресом деталі.

Однак, це збільшення твердості щонайменше компенсуються зменшенням розміру мартенситної рейки.

25 Автори виміряли середню ширину мартенситної (яка зазнала перерозподілу вуглецю і свіжої у разі наявності таких) рейки в низько- або високодеформованих зонах. Після проведення аналізу ДОРЕ для виявлення мікроструктури ширину рейки визначають з використанням методу січних, який сам по собі є відомим. Як це було наведено як доказ, прикладання еквівалентної деформації, яка перевищує 0,15, зменшує середню ширину рейки на більш, ніж 15% у 30 зіставленні з тим, що має місце у низькодеформованих зонах. Це зменшення ширини рейки збільшує стійкість до можливого ініціювання і поширення тріщини. У загальному випадку в зонах, де прикладена деформація яка перевищує 0,15, середня ширина мартенситної рейки не перевищує 0,65 мкм. Для зіставлення середня ширина мартенситної рейки в 35 низькодеформованих зонах в загальному випадку перевищує 0,75 мкм.

На доданок до цього, як це було представлено в якості доказу, додаток прикладання еквівалентної деформації, яка перевищує 0,15, модифікує у мартенситної рейки розподіл за 40 розмірами у зіставленні з тим, який має місце для низькодеформованих зон.

Зокрема, частка мартенситних рейок, які мають ширину, що не перевищує 0,8 мкм, є щонайменше на 35% більшою у високодеформованих зонах, ніж у низькодеформованих зонах.

40 Такий зменшений розмір мартенситної рейки забезпечує, зокрема, збільшення в'язкості.

Таким чином, об'єднання композиції сталі і параметрів загартування під пресом уможливило досягнення високої пластичності в цільових зонах деталей. В автомобільних галузях застосування формовані деталі демонструють більш високу пластичність у разі зіткнень.

45 Ще одна мета винаходу являє собою піддану лазерному зварюванню сталеву заготовку з попередньо нанесеним попереднім покриттям із алюмінію, сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву і піддану загартуванню під пресом і лазерному зварюванню сталеву деталь з нанесеним покриттям із сплавів на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву.

Піддана лазерному зварюванню сталеву заготовку включає щонайменше першу сталеву заготовку, одержану з відповідної винаходу листової сталі з попередньо нанесеним попереднім 50 покриттям із алюмінію, сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву, другу сталеву заготовку також з попередньо нанесеним попереднім покриттям із алюмінію, сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву і з'єднання першої заготовки з другою сталеву заготовкою у вигляді зварного шва, одержаного шляхом лазерного зварювання. Сталеві заготовки можуть характеризуватися ідентичними композиціями або різними композиціями і 55 ідентичними товщинами або різними товщинами. У разі різних композицій, як це було представлено в якості доказу, рівень вмісту вуглецю у другій сталевій заготовці має бути в межах від 0,04% до 0,38% (мас.), переважно від 0,065% до 0,38%, для утворення зварного шва, який демонструє бажані характеристики пластичності.

60 Наприклад, другу сталеву заготовку виготовляють зі сталі, яка характеризується хімічним складом, що містить при вираженні у масових відсотках:

- 5 0,04% ≤ C ≤ 0,38%,
 0,05% ≤ Mn ≤ 4,2%,
 0,001% ≤ Si ≤ 1,5%,
 0,005% ≤ Al ≤ 0,9%,
 0,001% ≤ Cr ≤ 2%,
 Mo ≤ 0,65%,
 Ni ≤ 2%,
 0,001% ≤ Ti ≤ 0,02%,
 Nb ≤ 0,1%,
 10 B ≤ 0,010%,
 0,0005% ≤ N ≤ 0,010%,
 0,0001% ≤ S ≤ 0,05%,
 0,001% ≤ P ≤ 0,1%,
 W ≤ 0,30%,
 15 Ca ≤ 0,006%,

при цьому решта є залізо і неминучі домішки.

Переважно рівень вмісту C становить щонайменше 0,065%.

- 20 В першому варіанті здійснення друга сталева заготовка має склад, який містить у масових відсотках: 0,04% ≤ C ≤ 0,100%, 0,80% ≤ Mn ≤ 2,0%, 0,005% ≤ Si ≤ 0,30%, 0,010% ≤ Al ≤ 0,070%, 0,001% ≤ Cr ≤ 0,10%, 0,001% ≤ Ni ≤ 0,10%, 0,03% ≤ Ti ≤ 0,08%, 0,015% ≤ Nb ≤ 0,1%, 0,0005% ≤ N ≤ 0,009%, 0,0001% ≤ S ≤ 0,005%, 0,0001% ≤ P ≤ 0,030%, Mo ≤ 0,10%, Ca ≤ 0,006%, при цьому решта є залізо і неминучі домішки.

- 25 У другому варіанті здійснення друга сталева заготовка має склад, який містить у масових відсотках: 0,065% ≤ C ≤ 0,095%, 1,4% ≤ Mn ≤ 1,9%, 0,2% ≤ Si ≤ 0,5%, 0,020% ≤ Al ≤ 0,070%, 0,02% ≤ Cr ≤ 0,1%, где 1,5% ≤ (C + Mn + Si + Cr) ≤ 2,7%, 3,4 x N ≤ Ti ≤ 8 x N, 0,04% ≤ Nb ≤ 0,06%, где 0,044% ≤ (Nb + Ti) ≤ 0,09%, 0,0005% ≤ B ≤ 0,004%, 0,001% ≤ N ≤ 0,009%, 0,0005% ≤ S ≤ 0,003%, 0,001% ≤ P ≤ 0,020% і необов'язково 0,0001% ≤ Ca ≤ 0,006%, при цьому решта є залізо і неминучі домішки.

- 30 У третьому варіанті здійснення друга сталева заготовка має склад, який містить у масових відсотках: 0,15% ≤ C ≤ 0,38%, 0,5% ≤ Mn ≤ 3%, 0,10% ≤ Si ≤ 0,5%, 0,005% ≤ Al ≤ 0,1%, 0,01% ≤ Cr ≤ 1%, 0,001% ≤ Ti < 0,2%, 0,0005% ≤ B ≤ 0,010%, 0,0005% ≤ N ≤ 0,010%, 0,0001% ≤ S ≤ 0,05%, 0,0001% ≤ P ≤ 0,1%, при цьому решта є залізо і неминучі домішки.

- 35 У четвертому варіанті здійснення друга сталева заготовка має склад, який містить у масових відсотках: 0,24% ≤ C ≤ 0,38%, 0,40% ≤ Mn ≤ 3%, 0,10% ≤ Si ≤ 0,70%, 0,015% ≤ Al ≤ 0,070%, 0,001% ≤ Cr ≤ 2%, 0,25% ≤ Ni ≤ 2%, 0,015% ≤ Ti ≤ 0,1%, 0% ≤ Nb ≤ 0,06%, 0,0005% ≤ B ≤ 0,0040%, 0,003% ≤ N ≤ 0,010%, 0,0001% ≤ S ≤ 0,005%, 0,0001% ≤ P ≤ 0,025%, причому рівні вмісту Ti і N задовольняють наступному співвідношенню: $Ti/N > 3,42$, при цьому рівні вмісту C, марганцю, Cr і Si задовольняють наступному співвідношенню: $2,6C + \frac{5,3}{13} + \frac{1}{15} \geq 1,1\%$,

- 40 причому хімічний склад необов'язково містить один або кілька з наступних далі елементів: 0,05% ≤ Mo ≤ 0,65%, 0,001% ≤ W ≤ 0,30%, 0,0005% ≤ Ca ≤ 0,005%, при цьому залишок являють собою залізо і неминучі домішки.

- 45 У п'ятому варіанті здійснення друга сталева заготовка має склад, який відповідає винаходу і містить у масових відсотках: 0,15% ≤ C ≤ 0,22%, 3,5% ≤ Mn < 4,2%, 0,001% ≤ Si ≤ 1,5%, 0,020% ≤ Al ≤ 0,9%, 0,001% ≤ Cr ≤ 1%, 0,001% ≤ Mo ≤ 0,3%, 0,001% ≤ Ti ≤ 0,040%, 0,0003% ≤ B ≤ 0,004%, 0,001% ≤ Nb ≤ 0,060%, 0,001% ≤ N ≤ 0,009%, 0,0005% ≤ S ≤ 0,003%, 0,001% ≤ P ≤ 0,020%, необов'язково 0,0001% ≤ Ca ≤ 0,003%, при цьому решта є залізо і неминучі домішки.

- 50 Одержану шляхом лазерного зварювання сталеву заготовку виготовляють шляхом різання відповідної винаходу листової сталі з попередньо нанесеним попереднім покриттям з алюмінію, сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву для одержання першої заготовки, різання листової сталі, такою, як наприклад, є листова сталь, відповідна винаходу, також з попередньо нанесеним попереднім покриттям із алюмінію, сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву для одержання другої заготовки. Наприклад, друга заготовка має склад відповідно до представленим вище визначенням винаходу, а переважно відповідно до першого, другого, третього, четвертого або п'ятого варіантами здійснення.

- 55 Першу і другу заготовки зварюють вздовж однієї з їхніх відповідних периферійних сторін. Внаслідок високого рівня вмісту Mn в складі сталі винаходу до зварювання не потрібно будь-якої абляції всього попереднього покриття на верхній і нижній сторонах заготовок. Наприклад,

щонайменше одну сторону однієї з заготовок не піддають абляції або не піддають абляції всього попереднього покриття.

Дійсно, зумовлений присутністю Mn ефект стимулювання утворення гамма-фази в сталі, а, отже, і в зварному шві врівноважує ефект від Al у зварному шві, що являє собою результат плавлення попереднього покриття і включення розплавленого попереднього покриття у зварний шов.

Тому відповідно до винаходу до зварювання не проводять будь-якої такої абляції всього попереднього покриття на верхній і нижній сторонах заготовок.

Таким чином, після зварювання попередні покриття з алюмінію, сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву у першій і другій заготовці покривають безпосередню окіп одержаного шляхом лазерного зварювання зварного шва на щонайменше одній стороні першої і другої сталевих заготовок.

Після цього одержана шляхом лазерного зварювання заготовка, виготовлена в такий спосіб, може бути піддана гарячому формуванню і загартуванню під пресом за описаних вище умов без виникнення ризику утворення тріщин під час гарячого формування. Піддана загартуванню під пресом і зварювання деталь, одержана за умов, коли метал зварного шва і перша і друга заготовки були піддані загартуванню під пресом в рамках однієї і тієї самої операції, демонструє високу механічну опірність і характеристики пластичності. Зокрема, з'єднання першої підданої загартуванню під пресом деталі, яка є результатом гарячого формування першої заготовки, і другої підданої загартуванню під пресом деталі, яка є результатом гарячого формування другої заготовки, у вигляді зварного шва, підданого загартуванню під пресом і одержаного шляхом лазерного зварювання, має структуру, яка містить, найбільше, 15% фериту.

На додаток до цього, внаслідок не проведення до зварювання будь-якої такої абляції всього попереднього покриття на верхній і нижній сторонах заготовок піддана загартуванню під пресом і зварювання деталь є такою, що принаймні на одній стороні першої і другої підданих загартуванню під пресом сталевих деталей товщина покриття в зоні термічного впливу є тією самою, що і товщина покриття на решті поверхні першої і другої підданих загартуванню під пресом сталевих деталей.

Ще один об'єкт винаходу відноситься до зварної конструкції, яка містить першу піддану загартуванню під пресом сталеву деталь і другу піддану загартуванню під пресом сталеву деталь, зварені одна з одною з використанням контактного точкового зварювання опором. Перша піддана загартуванню під пресом сталева деталь відповідає винаходу, а друга піддана загартуванню під пресом сталева деталь може відповідати винаходу чи може характеризуватися іншого композицією. Зокрема, перша і друга деталі можуть характеризуватися ідентичними композиціями або різними композиціями і ідентичними товщинами або різними товщинами.

Наприклад, другу сталеву заготовку виготовляють зі сталі, яка характеризується хімічним складом, що містить при вираженні у масових відсотках:

$$0,04\% \leq C \leq 0,38\%,$$

$$0,05\% \leq Mn \leq 4,2\%,$$

$$0,001\% \leq Si \leq 1,5\%,$$

$$0,005\% \leq Al \leq 0,9\%,$$

$$0,001\% \leq Cr \leq 2\%,$$

$$Mo \leq 0,65\%,$$

$$Ni \leq 2\%,$$

$$0,001\% \leq Ti \leq 0,2\%,$$

$$Nb \leq 0,1\%,$$

$$B \leq 0,010\%,$$

$$0,0005\% \leq N \leq 0,010\%,$$

$$0,0001\% \leq S \leq 0,05\%,$$

$$0,0001\% \leq P \leq 0,1\%,$$

$$W \leq 0,30\%,$$

$$Ca \leq 0,006\%,$$

при цьому решта є залізо і немінучі домішки.

Переважно рівень вмісту C у другій деталі перевищує 0,065%.

Наприклад, композиція другої сталеві деталі може відповідати композиції з першого, другого, третього, четвертого і п'ятого варіантів здійснення, описаних вище по відношенню до другої заготовки.

Зварну конструкцію виготовляють шляхом виробництва першої і другої підданих загартуванню під пресом сталевих деталей і проведення контактного точкового зварювання опором першої і другої сталевих деталей.

З'єднання перших деталей і других деталей у вигляді зварних швів, одержаних з використанням контактної точкової зварювання опором, характеризуються високою опірністю у випробуванні на поперечний розтяг, який визначається альфа-числом, яке становить щонайменше 50 даН/мм², і часткою пробочного шва, який становить щонайменше 0,70.

В цьому випадку альфа-число позначає максимальне навантаження у поперечному випробуванні, поділене на діаметр зварного шва і товщину. Це нормоване навантаження для контактної точкової зварювання опором, виражена у даН/мм².

Частка пробочного шва дорівнює діаметру пробочного шва, поділеному на діаметр розплавленої зони (РЗ). Чим меншою буде частка пробочного шва, тим меншою буде пластичність розплавленої зони.

У загальному випадку розм'якшення в зоні термічного впливу, тобто, різниця між твердістю за Віккерсом для сталі основи і твердістю за Віккерсом в зоні термічного впливу є на 25% меншою, ніж твердість за Віккерсом для сталі основи.

Ще одна мета винаходу являє собою зварну конструкцію, яка включає першу піддану загартуванню під пресом сталеву деталь і другу сталеву деталь, зварені одна з одною з використанням контактної точкової зварювання опором, при цьому перша піддана загартуванню під пресом сталева деталь відповідає винаходу, і причому друга сталева деталь є гарячештампованою або холоднотампованою сталеву деталлю, яка характеризується границею міцності на розтяг, яка перевищує 2100 МПа. Переважно друга сталева деталь характеризується рівнем вмісту С, не перевищує 0,38%, і рівнем вмісту Mn, який не перевищує 4,2%.

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

Сталі, які характеризуються композицією, відповідної таблиці 1 при вираженні у рівнях масового процентного вмісту, одержували відповідно до форми слябів. Температури Ае3, визначені з використанням термодинамічного обчислення, представлені в наведеній нижче таблиці 1.

Таблиця 1

№	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Al (%)	Cr (%)	Mo (%)	Nb (%)	B (%)	Ti (%)	N (%)	S (%)	P (%)	Ae3 (°C)
11	0,186	3,67	0,69	0,37	0,001	0,201	0,027	0,0013	0,026	0,0039	0,0011	0,01	790
12	0,186	3,62	0,97	0,39	0,001	0,19	0,027	0,0020	0,025	0,0046	0,0010	0,009	800
13	0,184	3,69	1,15	0,37	0,001	0,196	0,028	0,0018	0,026	0,0049	0,0011	0,01	805
14	0,19	3,97	1,22	0,44	0,52	0,2	0,02	0,0018	0,04	0,0051	0,0012	0,009	845
15	0,15	3,78	1,46	0,79	0,001	0,187	0,058	0,0003	0,001	0,003	0,001	0,009	780
16	0,18	3,62	1,05	0,806	0,001	0,207	0,001	0,0014	0,023	0,005	0,001	0,014	770
17	0,18	3,97	1,5	0,333	0,001	0,21	0,001	0,0028	0,016	0,003	0,0022	0,008	780
18	0,164	3,650	0,634	0,388	0,015	0,211	0,027	0,0009	0,026	0,0057	0,0018	0,011	800
R1	0,218	4,49	1,5	0,019	0,047	0,002	0,001	0,0004	0,001	0,0021	0,0049	0,006	742
R2	0,297	2,5	1,5	0,006	0,001	-	-	-	-	0,0022	0,0044	0,001	790
R3	0,174	3,58	1	-	-	-	-	-	-	0,005	0,001	0,01	770
R4	0,127	5	0,47	1,72	0,003	0,001	0,015	0,0008	0,001	0,0022	0,0045	0,012	960
R5	0,22	1,16	0,26	0,03	0,17	0,001	0,001	0,003	0,035	0,005	0,001	0,012	810

Сляби піддавали нагріванню до температури T_n, гарячої прокатки і змотуванню в рулон при температурі змотування в рулон T_{coil}. Після цього гарячекатані листові сталі піддавали декапіруванню, необов'язково відпалу у камерній печі при температурі відпалу у камерній печі T_{нвп} протягом часу витримування t_{нвп} при температурі T_{нвп}, декапірування, подальшій холодній прокатці при ступені обтискання при холодній прокатці r_{ср} для одержання холоднокатаних листових сталей товщиною th.

Після цього деякі з холоднокатаних листових сталей піддавали відпалу при температурі відпалу T_A протягом часу відпалу t_A. На деякі з листів попередньо наносили покриття на основі Al-Si шляхом занурення у розплав у ванні, яка містить у розрахунок на масу від 5 % до 11 % Si, від 2 % до 4 % Fe, необов'язково від 0,0015 до 0,0030 % Ca, при цьому решта є Al і домішки.

Умови виготовлення (A, B, ...) відпалених листових сталей узагальнено представлені в наведеній нижче таблиці 2.

Таблиця 2

	T_h (°C)	T_{coil} (°C)	T_{HVA} (°C)	t_{HVA} (час)	r_{CR} (%)	th (мм)	T_A (°C)	t_A (с)	Попереднє покриття
A	1250	450	620	5	60	1,25	780	60	-
B	1250	450	650	7	50	1,2	-	-	-
C	1250	450	600	7	50	1,2	-	-	-
D	1250	450	600	5	50	1,2	780	120	-
E	1250	580	-	-	50	1,5	830	60	Al-Si
G	1250	450	600	7	50	1,2	800	60	-
H	1250	450	600	5	50	1,2	-	-	-
I	1250	360	-	-	50	1	-	-	-

5 До відпалу в камерній печі при 25°C визначали роботу руйнування за Шарпі для деяких гарячекатаних листів. Зокрема, гарячекатаних листових сталей до відпалу у камерній печі відбирали зразки для випробування на удар за Шарпі, які мають розміри 55 × 10 мм² і V-подібні надрізи, які характеризуються глибиною 2 мм, кутом 45° і радіусом западини 0,25 мм і вимірювали питому роботу ударного руйнування ("роботу руйнування за Шарпі") KCV.

10 Результати представлені в наведеній нижче таблиці 3. Як це прийнято, умови випробування пов'язують композицію сталі і умови виготовлення листа. Таким чином, I1A позначає, наприклад, гарячекатану листову сталь, одержану з композиції сталі I1, виробленої при температурі T_h і температурі змотування в рулон T_{coil} за умови A.

Таблиця 3

Умови	KCV після гарячої прокатки і до відпалу в камерній печі (Дж/см ²)
I1A	77
I2A	79
I3A	77
I4B	64
I5C	71
I6B	90
I7C	65
I8A	96
R3B	29
R4G	98

15 Приклади I1A, I2A, I3A, I4B, I5C, I6B, I7C і I8A, які характеризуються композицією, відповідною винаходу, і вироблені при температурах T_h і температурах змотування в рулон T_{coil} згідно з винаходом, характеризуються дуже високою роботою руйнування за Шарпі при 25°C, яка становить щонайменше 60 Дж/см².

20 На противагу цьому, зразок R3B має склад, який не містить В і Al. Як наслідок приклад R3B незважаючи на його виробництво при температурі T_h і температурі змотування в рулон T_{coil} згідно з винаходом характеризується низькою роботою руйнування за Шарпі.

25 Після цього холоднокатані листи розрізали для одержання заготовок. Заготовки нагрівали до температури T_m і витримували при цій температурі T_m протягом часу витримання t_m для одержання нагрітих сталевих заготовок, які мають структуру, яка містить від 70 % до 100 % аустеніту.

Після цього нагріті заготовки переводили у формувальний прес піддавали гарячому формуванню для одержання формованих деталей.

30 Деякі формовані деталі охолоджували до температури припинення охолодження T_c , після цього повторно нагрівали від температури припинення охолодження T_c до температури подальшої обробки T_{RT} і залишали при температурі подальшої обробки T_{RT} протягом часу витримання t_{RT} .

Після цього деталі охолоджували на повітрі при кімнатній температурі.

Інші деталі охолоджували до кімнатної температури безпосередньо після гарячого формування без проведення будь-якої подальшої обробки (умова h).

Умови виготовлення (a, b, ...) підданих загартуванню під пресом деталей узагальнено представлені в наведеній нижче таблиці 4.

5 Границю плинності на розтяг YS і границю міцності на розтяг TS визначали у відношенні підданих загартуванню під пресом деталей з використанням зразків, які мають розміри 12,5 × 50 мм², згідно з документом Standard ISO (EN 6892-1-2009).

Таблиця 4

Умова	T _н (°C)	t _н (с)	T _с (°C)	T _г (°C)	t _г (с)
a	820	120	25	400	60
b	880	120	25	400	60
c	880	120	25	400	300
d	880	120	150	400	60
e	880	120	180	400	60
f	850	150	130	400	220
g	740	120	275	290	340
h	900	240	25	-	-
i	900	100	180	400	220
j	900	100	160	400	220
k	810	100	140	400	200
l	850	90	150	425	200
m	900	120	25	400	60
n	800	120	25	400	60
o	820	120	25	400	60
p	800	120	25	400	60
q	840	100	240	400	500
r	800	180	140	400	500

10 Стосовно підданих загартуванню під пресом деталей, які мають розміри 60×60 мм², які опираються на два ролика, визначали критичний кут згину у відповідності з методом method B of the VDA-238 bending Standard (при нормуванні до товщини 1,5 мм). Зусилля згинання прикладали з використанням гострого пуансона радіусом 0,4 мм. Рознесення між роликами і пуансоном дорівнює товщині підданих випробуванню деталей, при цьому додають просвіт 0,5 мм. Детектують виникнення тріщини, оскільки це збігається зі зменшенням навантаження на кривій навантаження-зсув. Випробування переривають при зменшенні навантаження більш, ніж 15 на 30 Н від свого максимального значення. Після зняття навантаження і, тобто, після пружної післядії для зразка вимірюють кут згину (α) для кожного зразка. Згинають три зразки вздовж кожного напрямку (напрямку прокатки і поперечного напрямку) для одержання середнього значення α_A кута вигинання.

20 Деформацію руйнування визначають шляхом згинання зразків у плоских деформованих станах, що являє собою найбільш серйозний стан з урахуванням зіткнення транспортного засобу. Виходячи з цих випробувань можливим є визначення критичного зсуву зразків при виникненні руйнування. З іншого боку, аналіз з використанням методу кінцевих елементів уможливило моделювання згинання такого зразка, тобто, з метою встановлення рівня 25 деформації, який має зігнута зона для такого критичного зсуву. Ця деформація у таких критичних станах є деформацією руйнування матеріалу.

Результати таких механічних випробувань представлені в таблиці 5. Як це прийнято, умови випробування об'єднують композицію сталі, умови виготовлення сталі і умови виготовлення 30 підданої загартуванню під пресом деталі. Таким чином, I1A відноситься, наприклад, до підданої загартуванню під пресом деталі, одержаної з композиції сталі I1, виробленої шляхом дії на листову сталь, виготовлену з використанням умови A, умови загартування під пресом а.

35 У таблиці 5 представлені деякі характерні особливості мікроструктури підданих загартуванню під пресом деталей. Поверхневі часткові концентрації різних складових частин визначали шляхом полірування і травлення зразків з використанням різних реагентів (ніталь, пікраль, реагент Беше-Бежара, метабисульфит натрію і реагент ЛеПера) так, щоб виявити конкретні складові частини. Кількісне визначення поверхневих часткових концентрацій було проведено шляхом аналізу зображень і з використанням програмного забезпечення Arhelion™ стосовно більш, ніж десяти характерних зон розміром щонайменше 100 × 100 мкм².

Часткову концентрацію залишкового аустеніту визначали з використанням рентгеноструктурного аналізу (РСА). Рівень вмісту С у залишковому аустеніті визначали шляхом оцінювання часткової концентрації залишкового аустеніту і параметрів кристалічної решітки, використовуючи рентгеноструктурний аналіз (РСА) з застосуванням ритвельдівського уточнення і з використанням формул Дайсона і Холмса.

У таблиці 5 Ms позначає температуру, при якій при охолодженні починається перетворення аустеніту, присутнього в структурі, на мартенсит відповідно до визначення шляхом дилатометричного аналізу. Тому в таблиці 5 для кожної композиції сталі і умов виготовлення наводиться температура Ms в залежності від композиції сталі і від умов виготовлення, особливо від температури T_m.

Додатково до цього, в таблиці 5 FM означає часткову концентрацію мартенситу підданого перерозподілу вуглецю, FM означає часткову концентрацію свіжого мартенситу, F означає часткову концентрацію фериту, d_{cm} позначає поверхневу щільність частинок цементиту, які мають розмір, який перевищує 60 нм, RA означає часткову концентрацію залишкового аустеніту, C_{RA} являє собою середній рівень вмісту С у залишковому аустеніті.

На доданок до цього, YS є границею плинності на розтяг, TS є границею міцності на розтяг, α_d є кутом згину (вираженому в градусах).

Таблиця 5

№	Ms (°C)	FM (%)	FM (%)	F (%)	d _{cm} (MM ²)	RA (%)	C _{RA} (%)	YS (MPa)	TS (MPa)	α _d (°)	Деформація руйнування
I1Aa	285	85	0	6	1 * 10 ⁻⁶	9	0,75	1342	1411	63	0,53
I1Ab	310	> 90	0	< 2	2 * 10 ⁻⁶	7	0,69	1258	1393	72	0,63
I2Aa	280	82	0	9	0,5 * 10 ⁻⁶	9	0,74	1305	1428	68	0,56
I2Ab	305	> 90	0	< 2	3 * 10 ⁻⁶	7	0,80	1349	1416	68	0,51
I2Ad	305	> 90	0	< 2	2,5 * 10 ⁻⁶	9	0,73	1217	1359	71	0,56
I2Ae	305	> 90	0	< 2	2,5 * 10 ⁻⁶	10	0,67	1184	1344	76	0,6
I3Aa	275	75	0	15	0,5 * 10 ⁻⁶	10	0,81	1317	1429	65	0,54
I3Ab	315	> 90	0	< 2	1,5 * 10 ⁻⁶	8	0,83	1272	1426	74	0,63
I4Bf	315	80	2	< 5	2 * 10 ⁻⁶	13	0,78	1256	1407	н/в	н/в
I5Ci	320	93	0	0	5 * 10 ⁻⁶	7	0,8	1236	1325	н/в	н/в
I5Cj	320	94	0	0	5 * 10 ⁻⁶	6	0,83	1238	1328	н/в	н/в
I7Ck	290	90	0	0	7 * 10 ⁻⁶	10	0,8	1283	1391	н/в	н/в
I7Cl	290	87,5	0	0	7 * 10 ⁻⁶	12,5	0,76	1241	1384	н/в	н/в
R1Dn	275	> 70	0	< 2	1,5 * 10 ⁻⁶	н/в	н/в	1373	1584	48	0,42
R1Do	275	> 70	0	< 2	1 * 10 ⁻⁶	н/в	н/в	1333	1530	58	0,37
R4Gc	270	> 75	< 5	15	0,5 * 10 ⁻⁶	4	0,71	1230	1264	69	0,54
R5Eh	410	3	97	0	н/в	0	н/п	1162	1504	61	0,37

В цій таблиці 5 н/в позначає "не визначали", а н/п позначає "неприйнятне".

В цих дослідях I1Aa, I1Ab, I2Aa, I2Ab, I2Ad, I2Ae, I3Aa, I3Ab, I4Bf, I5Ci, I5Cj, I7Ck і I7Cl композиції, умови виготовлення листових сталей і умов загартування під пресом відповідають винаходу, і одержують бажані характерні особливості мікроструктури. Як наслідок домагаються досягнення високих характеристик на розтяг і високої пластичності при зіткненні в ході аварії, особливо, великих кутів згину і деформацій руйнування.

Мікроструктура зразка I1Ab продемонстрована на доданій фігурі, на якій "RA" позначає залишковий аустеніт, а "FM" позначає підданий перерозподілу вуглецю мартенсит.

У дослідях R1Dn і R1Do рівні вмісту Mn і S не задовольняють умовам винаходу. Навіть у разі відповідності умов виготовлення листових сталей і умов загартування під пресом діапазоном винаходу пластичність при зіткненні в ході аварії, особливо, кут згину і деформація руйнування, не будуть задовольняти необхідним значенням.

У досліді R4Gc рівні вмісту C, Mn, Al і S не задовольняють умовам винаходу. Навіть у разі відповідності умов виготовлення листових сталей і умов загартування під пресом діапазоном винаходу границя міцності на розтяг не буде досягати 1300 МПа.

У досліді R5Eh рівень вмісту Mn є занадто низьким. Крім того, після гарячого формування не проводили будь-якої подальшої обробки. Отже, структура характеризується високою частковою концентрацією свіжого мартенситу. Навіть у разі досягнення границями плинності на

розтяг і міцності на розтяг цільових значень пластичність при зіткненні в ході аварії, зокрема, деформація руйнування, не буде задовільною.

Додатково до цього, автори оцінили зварюваність листових сталей і підданих загартуванню під пресом деталей, одержаних з використанням описаних вище умов виготовлення.

5 Особливо, стосовно деяких з підданих загартуванню під пресом деталей проводили випробування на контактне точкове зварювання опором. Піддані загартуванню під пресом деталі, вироблені за різних умов випробування, піддавали контактному точковому зварюванню опором з використанням параметрів зварювання, наведених у таблиці 6, і інтенсивності в межах від 5 до 8 кА, при цьому, як це необхідно розуміти, кожну деталь зварювали з іншою деталлю, 10 виробленою за тих самих умов випробування.

15 Стосовно розрізаних і полірованих зварних швів, одержаних з використанням контактного точкового зварювання опором, проводили випробування на твердість для визначення можливого розм'якшення в зоні термічного впливу в околі зварного шва між металами. Це розм'якшення вимірюють з використанням відмінності між твердістю металу основи і мінімальним значенням твердості в зоні термічного впливу. Стосовно зварних швів, одержаних з використанням контактного точкового зварювання опором, проводили випробування на розтяг і вимірювали повне відносне подовження зварних швів. У зіставленні з відносним подовженням для металу основи зварні шви спричиняють зміну відносного подовження, яке може бути більш або менш яскраво вираженим у зіставленні з відповідною характеристикою металу основи. 20 Таким чином, відносну зміну відносного подовження визначають у вигляді: (відносне подовження металу основи – відносне подовження зварного шва)/відносне подовження металу основи.

Параметри і результати представлені в таблиці 6, де:

25 "Умова випробування" позначає піддану загартуванню під пресом деталь, відносно якої проводили випробування на контактне точкове зварювання опором,

"Зварювальне зусилля" позначає зварювальне зусилля при вираженні в даН під час контактного точкового зварювання,

"альфа" позначає альфа-число, тобто, максимальне навантаження у поперечному випробуванні, поділене на діаметр зварного шва і товщину, при вираженні у даН/мм²,

30 "Частка пробочного шва" позначає частку пробочного шва, рівну діаметру пробочного шва, поділеному на діаметр розплавленої зони (PЗ),

"Розм'якшення зони ЗТВ" позначає різницю між твердістю за Віккерсом металу основи і мінімальним значенням твердості за Віккерсом в зоні термічного впливу,

35 "Відносне розм'якшення" являє собою відношення між розм'якшенням зони ЗТВ і твердістю за Віккерсом металу основи при вираженні в процентних величинах.

Таблиця 6

Умова випробування	Зварювальне зусилля (даН)	Альфа (даН/мм ²)	Частка пробочного шва	Розм'якшення зони ЗТВ	Відносне розм'якшення (%)
I4Bf	400	51	0,86	101	20,3
I5Ci	400	64	0,82	н/в	н/в
I6Bm	400	70	0,86	84	18,6
I7Ck	400	60	0,81	н/в	н/в
I8Ab	400	75	0,8	95	21
R1Hr	400	24	0	20	5
R2Iq	400	29	0,36	50	13
R3Bp	400	41,6	0,62	45	10,2
R4Gg	400	85	1	н/в	н/в
R5Eb	450	70	0,87	200	40

У таблиці 6 н/в позначає "не визначали".

40 Приклади I4Bf, I5Ci, I6Bm, I7Ck і I8Ab виготовляють із сталей, які характеризуються композицією, відповідною винаходу і проводили за умов виготовлення, відповідних винаходу. Як наслідок зварні шви, одержані з використанням контактного точкового зварювання опором і вироблені з використанням контактного точкового зварювання опором відносно цих деталей,

демонструють високу пластичність, характеризуючись альфа-числом, яке становить щонайменше 50 даН/мм², і часткою пробочного шва, яка становить щонайменше 0,70.

На противагу цьому, приклад R1Hr виготовляють зі сталі, яка характеризується надмірно високим рівнем вмісту Mn. Як наслідок зварні шви, одержані з використанням контактного точкового зварювання опором і вироблені з використанням контактного точкового зварювання опором відносно двох деталей R1Hr, демонструють низьку пластичність, зокрема, альфа-число, яке не перевищує 50 даН/мм², і частку пробочного шва, яка не перевищує 0,70.

На доданок до цього, приклад R2Iq виготовляють зі сталі, яка характеризується надмірно високим рівнем вмісту С. Як наслідок зварні шви, одержані з використанням контактного точкового зварювання опором і вироблені з використанням контактного точкового зварювання опором відносно двох деталей R2Iq, демонструють низьку пластичність, зокрема, альфа-число, яке не перевищує 50 даН/мм² і частку пробочного шва, яка не перевищує 0,70. Розм'якшення зони ЗТВ є менш яскраво вираженим для підданих загартуванню під пресом деталей I4Bf, I6Bm і I8Ab, виготовлених згідно з винаходом, ніж для еталонної деталі R5Eh, для якої має місце значна втрата відносного подовження в зоні ЗТВ.

Таким чином, сталеві деталі, виготовлені згідно з винаходом, можуть бути використані при досягненні вигоди відносно виготовлення конструктивних деталей або деталей для забезпечення безпеки транспортних засобів.

20

ФОРМУЛА ВИНАХОДУ

1. Листова сталь для виготовлення підданої загартуванню під пресом сталевій деталі, при цьому листова сталь має склад, який містить, у масових відсотках:

0,15≤C≤0,22,

3,5≤Mn<4,2,

0,001≤Si≤1,5,

0,3≤Al≤0,9,

0,001≤Cr≤1,

0,001≤Mo≤0,3,

0,001≤Ti≤0,040,

0,0003≤B≤0,004,

0,001≤Nb≤0,060,

0,001≤N≤0,009,

0,0005≤S≤0,003,

0,001≤P≤0,020,

при цьому решта є залізо і неминучі домішки,

причому зазначена листова сталь має мікроструктуру, яка містить, при вираженні в частках площі поверхні, з:

менш ніж 50 % фериту,

між 1 і 20 % залишкового аустеніту,

цементиту, такого, що поверхнева щільність частинок цементиту розміром більше 60 нм не перевищує 10⁷/мм²,

додаткового компонента, який складається з бейніту і/або мартенситу,

при цьому залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту Mn, який становить щонайменше 1,1*Mn%, де Mn% позначає рівень вмісту Mn в складі сталі.

2. Листова сталь за п. 1, у якій склад сталі додатково містить 0,0001≤Ca≤0,003.

3. Листова сталь за п. 1 або 2, в якій листовою сталлю є відпалена листова сталь, при цьому мікроструктура відпаленої листової сталі є такою, що додатковий компонент складається з мартенситу.

4. Листова сталь за п. 3, в якій листова сталь містить металеве попереднє покриття на кожній з двох своїх основних лицьових поверхонь.

5. Листова сталь за п. 4, в якій металеве попереднє покриття є попереднім покриттям з алюмінію, сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву.

6. Листова сталь за п. 4, в якій металеве попереднє покриття є попереднім покриттям з цинку-алюмінію, сплаву на цинковій основі або цинкового сплаву.

7. Листова сталь за будь-яким з пп. 4-6, в якій є знеуглецьована область на поверхні кожної з двох основних поверхонь під металевим попереднім покриттям, при цьому глибина р_{50%} цієї знеуглецьованої області знаходиться в межах від 6 до 30 мкм, причому р_{50%} являє собою глибину, на якій рівень вмісту вуглецю є рівним 50 % від рівня вмісту С у складі сталі, при цьому

відпалена листовая сталь не має шару оксиду заліза на поверхні розділу між зазначеними основними поверхнями і зазначеним металевим попереднім покриттям.

8. Листова сталь за п. 1 або 2, в якій зазначеною листовою сталлю є невідпалена листовая сталь, при цьому мікроструктура листової сталі складається, при вираженні в частках поверхні, з:

між 5 і 20 % залишкового аустеніту, цементиту, додаткового компонента, який складається з бейніту і/або мартенситу.

9. Листова сталь за п. 8, в якій листовая сталь є гарячекатаною листовою сталлю, яка характеризується питомою роботою руйнування за Щарпі КСv, одержаною при випробуваннях на удар за Щарпі відносно зразка розміром 55×10 мм² і V-подібні надрізи, які характеризуються глибиною 2 мм, кутом 45° і радіусом заглибини 0,25 мм, більшою або рівною 60 Дж/см².

10. Листова сталь за будь-яким з пп. 1-9, у якій листовая сталь має товщину, укладену в межах від 0,7 до 5 мм.

11. Спосіб виробництва листової сталі для виготовлення підданої загартуванню під пресом сталеві деталі, який включає наступні послідовні стадії:

одержання сталевого напівфабрикату, який має склад, що містить, у масових відсотках:

$0,15 \leq C \leq 0,22,$

$3,5 \leq Mn < 4,2,$

$0,001 \leq Si \leq 1,5,$

$0,3 \leq Al \leq 0,9,$

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

$0,001 \leq Mo \leq 0,3,$

$0,001 \leq Ti \leq 0,040,$

$0,0003 \leq B \leq 0,004,$

$0,001 \leq Nb \leq 0,060,$

$0,001 \leq N \leq 0,009,$

$0,0005 \leq S \leq 0,003,$

$0,001 \leq P \leq 0,020,$

при цьому решта є залізо і неминучі домішки,

гарячу прокатку згаданого сталевого напівфабрикату для одержання гарячекатаної листової сталі,

змотування в рулон згаданої гарячекатаної листової сталі при температурі змотування в рулон T_{coil} , яка становить менш ніж 550 °С для одержання листової сталі, змотаної в рулон.

12. Спосіб за п. 11, в якому склад сталі додатково містить $0,0001 \leq Ca \leq 0,003$.

13. Спосіб за п. 11 або 12, в якому після змотування в рулон згаданої гарячекатаної листової сталі її піддають холодній прокатці.

14. Спосіб за п. 13, в якому зазначену листову сталь, змотану в рулон, піддають холодній прокатці зі ступенем обтиснення при холодній прокатці, укладеному в межах від 30 і 80 %.

15. Спосіб за п. 14, в якому після змотування в рулон і до холодної прокатки листову сталь, змотану в рулон, піддають відпалу у камерній печі при температурі відпалу у камерній печі T_{HVA} , укладеної в межах від 550 і 700 °С, при цьому листову сталь, змотану в рулон, залишають при зазначеній температурі відпалу у камерній печі T_{HVA} протягом часу відпалу у камерній печі t_{HVA} від 1 до 20 годин.

16. Спосіб за будь-яким з пп. 11-15, який включає також стадію відпалу змотаної в рулон і необов'язково холоднокатаної листової сталі при температурі відпалу T_A , більшої або рівної 650 °С, при цьому стадія відпалу включає нагрівання змотаної в рулон і необов'язково холоднокатаної листової сталі до температури відпалу T_A і витримування змотаної в рулон і необов'язково холоднокатаної листової сталі при температурі відпалу T_A впродовж часу відпалу t_A від 30 до 600 с.

17. Спосіб за п. 16, в якому температура відпалу T_A є меншою, ніж $Ae3$.

18. Спосіб за п. 16, в якому температура відпалу T_A є більшою або рівною $Ae3$.

19. Спосіб за будь-яким з пп. 16-18, в якому після витримування при температурі відпалу T_A на листову сталь наносять попереднє покриття з металу або металевого сплаву шляхом занурення у розплав у ванні і після цього її охолоджують до кімнатної температури.

20. Спосіб за п. 19, в якому на листову сталь наносять попереднє покриття з цинку, сплаву на цинковій основі або цинкового сплаву.

21. Спосіб за п. 19, в якому на листову сталь наносять попереднє покриття з алюмінію, сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву.

22. Спосіб за будь-яким з пп. 19-21, в якому листову сталь піддають відпалу при зазначеній температурі відпалу T_A для одержання після завершення відпалу зневуглецювання поверхні

відпаленої листової сталі на глибину $r_{50\%}$, яка знаходиться в межах від 6 до 30 мкм, де $r_{50\%}$ являє собою глибину, на якій рівень вмісту вуглецю є рівним 50 % від рівня вмісту С у складі сталі, і для одержання відпаленої листової сталі, яка не має шару оксиду заліза на своїй поверхні.

- 5 23. Спосіб за будь-яким з пп. 11-22, в якому листовая сталь має товщину від 0,7 до 5 мм.
24. Піддана загартуванню під пресом сталева деталь, виготовлена зі сталі, яка має склад, що містить, у масових відсотках:
- 0,15 ≤ C ≤ 0,22,
3,5 ≤ Mn < 4,2,
- 10 0,001 ≤ Si ≤ 1,5,
0,020 ≤ Al ≤ 0,9,
0,001 ≤ Cr ≤ 1,
0,001 ≤ Mo ≤ 0,3,
0,001 ≤ Ti ≤ 0,040,
- 15 0,0003 ≤ B ≤ 0,004,
0,001 ≤ Nb ≤ 0,060,
0,001 ≤ N ≤ 0,009,
0,0005 ≤ S ≤ 0,003,
0,001 ≤ P ≤ 0,020,
- 20 при цьому решта є залізо і немінучі домішки,
при цьому мікроструктура складається в основній частині, яка становить щонайменше 95 % від об'єму підданої загартуванню під пресом сталєвої деталі, при вираженні в частинах поверхні, з такого:
- щонайменше 50 % мартенситу, який зазнав перерозподілу вуглецю,
25 менш ніж 30 % фериту,
щонайменше 2 % залишкового аустеніту,
цементиту такого, що поверхнева щільність частинок цементиту розміром більше 60 нм не перевищує $10^7/\text{мм}^2$, і
найбільше 5 % свіжого мартенситу,
- 30 при цьому залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту С, який становить щонайменше 0,5 %.
25. Сталєва деталь за п. 24, в якій склад сталі додатково містить $0,0001 \leq \text{Ca} \leq 0,003$.
26. Сталєва деталь за п. 24 або 25, в якій залишковий аустеніт характеризується середнім рівнем вмісту Mn, який становить щонайменше $1,1 \cdot \text{Mn}\%$, де Mn% позначає рівень вмісту Mn в складі сталі.
- 35 27. Сталєва деталь за п. 24 або 26, в якій: $\text{Al} \geq 0,3$.
28. Сталєва деталь за будь-яким з пп. 24-27, в якій на назначену деталь нанесене металеве покриття.
29. Сталєва деталь за п. 28, в якій зазначене металеве покриття є покриттям із сплаву на цинковій основі або цинкового сплаву.
- 40 30. Сталєва деталь за п. 28, в якій зазначене металеве покриття є покриттям із сплаву на алюмінієвій основі або алюмінієвого сплаву.
31. Сталєва деталь за будь-яким з пп. 24-30, яка характеризується границею плинності на розтяг, яка становить щонайменше 1000 МПа, границею міцності на розтяг від 1300 до 1600 МПа, деформацією руйнування в плоскому деформованому стані, яка перевищує 0,50, і кутом згину, який перевищує 60°, при цьому кут згину визначають відповідно з методом В стандарту VDA-2 38 при нормуванні по товщині 1,5 мм.
- 45 32. Сталєва деталь за будь-яким з пп. 24-31, яка містить щонайменше одну першу гарячедеформовану зону, яка характеризується еквівалентною деформацією ϵ_b , яка перевищує 0,15, і щонайменше одну другу зону, яка зазнала дії того самого циклу охолодження при загартуванні під пресом, що і перша гарячедеформована зона, причому еквівалентна деформація ϵ_b не перевищує 0,05.
- 50 33. Сталєва деталь за п. 32, в якій відмінність у твердості між зазначеною другою зоною і зазначеною першою гарячедеформованою зоною перевищує 15 HV1.
- 55 34. Сталєва деталь за п. 32 або 33, в якій середня ширина мартенситної рейки в зазначеній першій гарячедеформованій зоні зменшена на більш ніж 15 % у зіставленні із середньою шириною мартенситної рейки в зазначеній другій зоні.

35. Сталева деталь за будь-яким з пп. 32-34, в якій частка мартенситної рейки, яка має ширину, що становить менш ніж 0,8 мкм, є щонайменше на 35 % більшою у гарячедеформованій зоні, ніж у другій зоні.

5 36. Сталева деталь за будь-яким з пп. 24-35, в якій піддана загартуванню під пресом сталева деталь має товщину в межах від 0,7 до 5 мм.

37. Спосіб виготовлення підданої загартуванню під пресом сталевої деталі, який включає наступні послідовні стадії:

забезпечення листової сталі за будь-яким з пп. 1-10 або листової сталі, одержаної способом за

10 будь-яким з пп. 11-23, різання листової сталі відповідно до наперед визначеного профілю для одержання сталевої заготовки,

нагрівання сталевої заготовки до температури T_m , яка укладена в межах від 800 до 950 °C, і витримування сталевої заготовки при зазначеній температурі T_m протягом часу витримування t_m від 60 до 600 с, для одержання нагрітої заготовки, яка має структуру, що містить від 70 до 100 % аустеніту,

15 переведення нагрітої заготовки у формувальний прес,

гаряче формування нагрітої заготовки у формувальному пресі для одержання формованої деталі,

20 охолодження формованої деталі до температури охолодження T_c , яка укладена в межах між кімнатною температурою і M_s-100 °C,

повторне нагрівання формованої деталі від температури припинення охолодження T_c до температури подальшої обробки T_{PT} , укладеної в межах від 350 до 550 °C, і витримування формованої деталі при зазначеній температурі подальшої обробки T_{PT} протягом часу витримування t_{PT} від 10 до 600 с,

25 охолодження формованої деталі до кімнатної температури для одержання підданої загартуванню під пресом сталевої деталі.

38. Спосіб за п. 37, в якому піддана загартуванню під пресом сталева деталь має товщину, в межах від 0,7 до 5 мм.

30 39. Зварна конструкція, яка містить першу сталеву деталь і другу сталеву деталь, зварені одна з одною шляхом контактної точкового зварювання опором, при цьому зварна конструкція має щонайменше один точковий зварний шов, одержаний контактним зварюванням, який з'єднує першу сталеву деталь з другою сталеву деталлю,

при цьому перша сталева деталь є підданою загартуванню під пресом сталеву деталлю за

35 будь-яким з пп. 24-36, а друга сталева деталь виконана зі сталі, яка має хімічний склад, що містить, у масових відсотках:

$$0,04 \leq C \leq 0,38,$$

$$0,05 \leq Mn \leq 4,2,$$

40 $0,001 \leq Si \leq 1,5,$

$$0,005 \leq Al \leq 0,9,$$

$$0,001 \leq Cr \leq 2,$$

$$Mo \leq 0,65,$$

$$Ni \leq 2,$$

$$0,001 \leq Ti \leq 0,2,$$

45 $Nb \leq 0,1,$

$$V \leq 0,010,$$

$$0,0005 \leq N \leq 0,010,$$

$$0,0001 \leq S \leq 0,05,$$

$$0,0001 \leq P \leq 0,1,$$

50 $W \leq 0,30,$

$$Ca \leq 0,006,$$

при цьому решта є залізо і неминучі домішки;

причому точковий шов контактної зварювання характеризується альфа-числом, яке становить

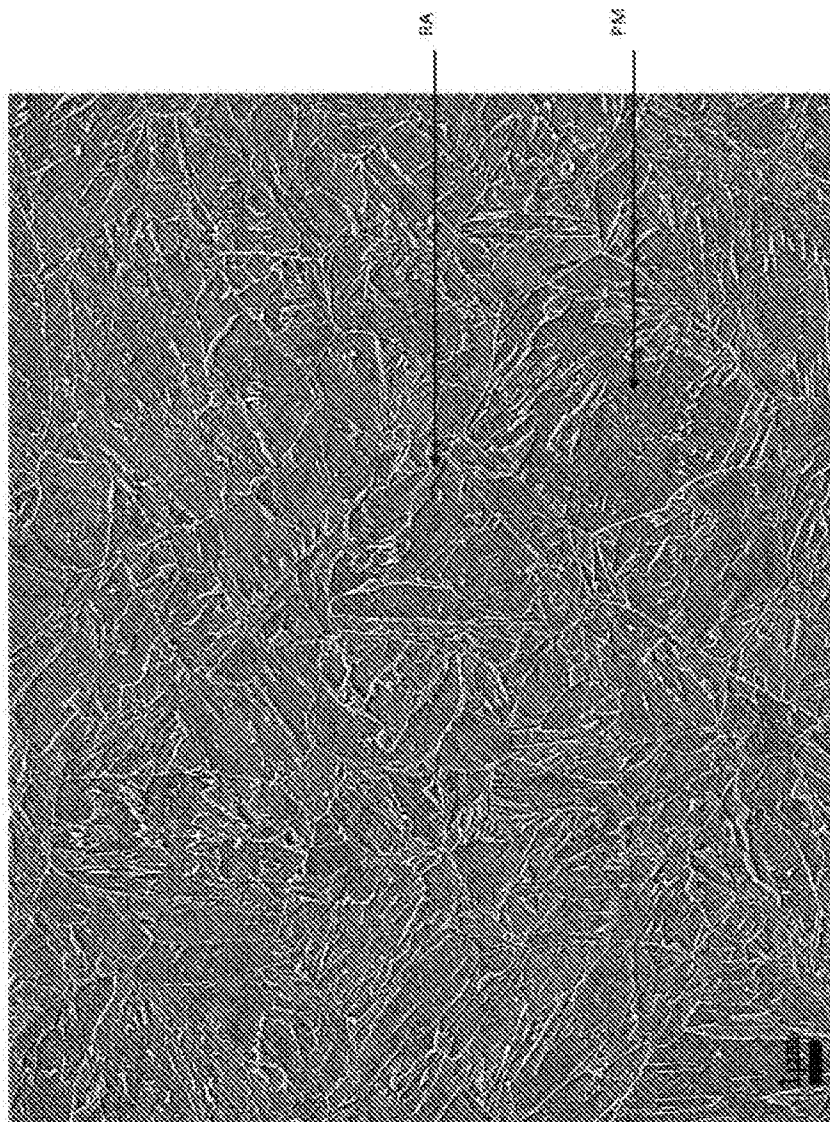
55 принаймні 50 даН/мм² і часткою пробочного шва, яка становить принаймні 0,70, де альфа-число позначає максимальне навантаження у поперечному випробуванні, поділене на діаметр зварного шва і товщину, а частка пробочного шва дорівнює діаметру пробочного шва, поділеному на діаметр розплавленої зони (P3).

40. Зварна конструкція за п. 39, у якій перша сталева деталь має такий склад, що $Al \geq 0,3$, причому різниця між твердістю за Віккерсом для сталі основи першої сталевої деталі і

мінімальним значенням твердості за Віккерсом у зоні термічної дії зварного з'єднання становить менш ніж 25 % від твердості за Віккерсом для сталі основи першої підданої загартуванню під пресом деталі.

5 41. Зварна конструкція, яка містить першу сталеву деталь і другу сталеву деталь, зварені одна з
одною контактним точковим зварюванням опором, при цьому зварна конструкція містить
принаймні один точковий шов контактного зварювання, який з'єднує першу сталеву деталь з
10 другою сталеву деталлю, при цьому перша сталеву деталь є підданою загартуванню під
пресом сталеву деталлю за кожним з пп. 24-36, а друга сталеву деталь є підданою
загартуванню під пресом деталлю або холодноштампованою сталеву деталлю, або
холодноформованою сталеву деталлю, яка характеризується, рівнем вмісту С, який не
перевищує 0,38 і рівнем вмісту Mn, який не перевищує 4,2 і границею міцності на розтяг, яка не
перевищує 2100 МПа.

15 42. Застосування підданої загартуванню під пресом сталеві деталі за будь-яким з пп. 24-36 або
підданої загартуванню під пресом сталеві деталі, одержаної способом за п. 37, для
виготовлення деталі для перешкодження проникненню або деталі для поглинання енергії для
механічного транспортного засобу.



Фіг. 1