



УКРАЇНА

(19) **UA** (11) **120902** (13) **C2**
(51) МПК

C22C 38/04 (2006.01)

C22C 38/06 (2006.01)

C22C 38/08 (2006.01)

C22C 38/12 (2006.01)

C21D 9/46 (2006.01)

C21D 8/02 (2006.01)

МІНІСТЕРСТВО РОЗВИТКУ
ЕКОНОМІКИ, ТОРГІВЛІ ТА
СІЛЬСЬКОГО ГОСПОДАРСТВА
УКРАЇНИ

(12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА ВИНАХІД

<p>(21) Номер заявки: а 2018 12223</p> <p>(22) Дата подання заявки: 23.05.2017</p> <p>(24) Дата, з якої є чинними права на винахід: 25.02.2020</p> <p>(31) Номер попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: PCT/IB2016/000700</p> <p>(32) Дата подання попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: 24.05.2016</p> <p>(33) Код держави-учасниці Паризької конвенції, до якої подано попередню заявку: IB</p> <p>(41) Публікація відомостей про заявку: 11.02.2019, Бюл.№ 3</p> <p>(46) Публікація відомостей про видачу патенту: 25.02.2020, Бюл.№ 4</p> <p>(86) Номер та дата подання міжнародної заявки, поданої відповідно до Договору РСТ: PCT/IB2017/000623, 23.05.2017</p>	<p>(72) Винахідник(и): Скот Колін (CA), Іунґ Тьєрі (FR), Тесьє Марі-Крістін (FR)</p> <p>(73) Власник(и): АРСЕЛОРМІТТАЛ, 24-26, Boulevard d'Avranches 1160 Luxembourg, Luxembourg (LU)</p> <p>(74) Представник: Слободянюк Оксана Олександрівна, реєстр. №216</p> <p>(56) Перелік документів, взятих до уваги експертизою: UA 90873 C2, 10.06.2010 UA 84377 C2, 10.10.2008 UA 107519 C2, 12.01.2015 WO 2009084793 A1, 09.07.2009 US 2013118647 A1, 16.05.2013 JP 2014177662 A, 25.09.2014</p>
---	---

(54) ЛИСТОВА ТВИП-СТАЛЬ, ЩО ВКЛЮЧАЄ АУСТЕНІТНУ МАТРИЦЮ

(57) Реферат:

Винахід стосується підданої холодній прокатці і поверненню листової ТВИП-сталі, що включає аустенітну матрицю, і способу виготовлення даної ТВИП-сталі.

UA 120902 C2

Винахід стосується підданої холодній прокатці і поверненню листової ТВІП-сталі, що включає аустенітну матрицю, і способу виготовлення даної підданої холодній прокатці і поверненню ТВІП-сталі. Винахід є особливо добре підходящим для використання при виготовленні автомобільних транспортних засобів.

5 Як це відомо, з урахуванням економії маси транспортних засобів для виготовлення автомобільного транспортного засобу використовують високоміцні сталі. Наприклад, для виготовлення конструкційних деталей механічні властивості таких сталей повинні бути поліпшені. Однак, навіть в разі поліпшення міцності сталі відносно подовження і тому деформованість високоміцних сталей погіршувалися. З метою подолання даних проблем з'явилися сталі, які характеризуються пластичністю, індукованою двійникуванням, (ТВІП-сталі), що демонструють хорошу деформованість. Навіть в разі демонстрації даними продуктами дуже хорошої деформованості механічні властивості, такі як межа міцності при розтягуванні (UTS) і напруга при межі плинності (YS), не можуть бути досить високими для задоволення потреб в автомобільній галузі застосування.

15 У патентній заявці US 2006278309 розкривається гарячекатана листова аустенітна залізо/вуглець/марганцовиста сталь, міцність якої складає більше, ніж 900 МПа, у якій добуток (міцність (в МПа) \times відносне подовження при розриві (у%)) становить більше, ніж 45000, і хімічний склад якої включає наступне, при цьому рівні вмісту виражають при розрахунку на масу: $0,5 \leq C \leq 0,7$, $17 \leq Mn \leq 24$, $Si \leq 3$, $Al \leq 0,050$, $S \leq 0,030$, $P \leq 0,080$, $N \leq 0,1$ і необов'язково один або кілька елементів, таких що: $Cr \leq 1$, $Mo \leq 0,40$, $Ni \leq 1$, $Cu \leq 5$, $Ti \leq 0,50$, $Nb \leq 0,50$ і $V \leq 0,50$, причому склад, крім того, містить залізо і неминучі домішки, що виходять в результаті плавлення, при цьому рекристалізована фракція сталі становить більш, ніж 75 %, причому поверхнева фракція виділень карбідів в сталі складає менше, ніж 1,5 %, і при цьому середній розмір зерен сталі становить менше, ніж 18 мкм.

25 Однак, міцність даної листової аустенітної сталі є в реальності низькою. У прикладах міцність в діапазоні винаходу становить 1130 МПа.

Таким чином, мета винаходу полягає в усуненні вищезазначених недоліків в результаті пропозиції ТВІП-сталі, що характеризується високою міцністю, чудовою деформованістю і відносним подовженням. Винахід має намір надати в розпорядження також легкий в здійсненні спосіб, що має на меті отримання даної ТВІП-сталі.

30 Досягнення цієї мети добиваються в результаті пропозиції листової ТВІП-сталі, відповідної пункту 1 формули винаходу. Листова сталь також може включати характеристики з пунктів від 2 до 12 формули винаходу.

35 Ще одна мета полягає в пропозиції способу виробництва листової ТВІП-сталі, відповідної пункту 13 формули винаходу. Спосіб також може включати характеристики з пунктів від 14 до 16 формули винаходу.

Виходячи з наступного далі докладного опису винаходу стануть очевидними і інші характеристики і переваги винаходу.

Повинні бути визначені наступні далі терміни:

- 40
- всі рівні процентного вмісту «%» в складі сталі визначають при розрахунку на масу,
 - UTS: межа міцності при розтягуванні (МПа), і
 - TE: сукупне відносне подовження (%).

Винахід належить до підданої холодній прокатці і поверненню листової ТВІП-сталі, що включає аустенітну матрицю і, що містить при розрахунку на масу:

45 $0,71 < C < 1,20$

$13,0 \leq Mn < 25,0$

$S \leq 0,030$

$P \leq 0,080$

$N \leq 0,10$

50 $0,1 \leq Si \leq 3,0$

$0,1 \leq V \leq 2,50$

і виключно в необов'язковому порядку один або кілька елементів, таких як

$Cu \leq 5,0$

$Al \leq 4,0$

55 $Nb \leq 0,50$

$B \leq 0,0050$

$Cr \leq 1,0$

$Mo \leq 0,40$

$Ni \leq 1,0$

$$Ti \leq 0,50$$

$$0,06 \leq Sn \leq 0,2$$

при цьому залишок складу становлять залізо і неминучі домішки, що виходять в результаті розробки.

5 Як це можна собі уявити без бажання пов'язувати себе будь-якої теорією, листовая сталь ТВІП-сталь, відповідна винаходу, робить можливим поліпшення механічних властивостей завдяки даному конкретному складу. Дійсно, як це представляється, вищезгаданий склад, який містить велику кількість С, робить можливим, крім усього іншого, поліпшення межі міцності при розтягуванні.

10 Що стосується хімічного складу сталі, то С відіграє важливу роль при отримуванні мікроструктури і механічних властивостей. Він збільшує енергію дефекту упаковки і промотує стабільність аустенітної фази. При об'єднанні з рівнем вмісту Mn в діапазоні від 13,0 до 25,0 % (мас.). У разі присутності карбідів ванадію високий рівень вмісту Mn може збільшити розчинність карбиду ванадію (VC) в аустеніті. Однак, для рівня вмісту С, що становить більше, ніж 1,2 %, має місце ризик зменшення пластичності внаслідок, наприклад, наявності надлишкових виділень цементиту (Fe, Mn)₃C. Переважно рівень вмісту вуглецю знаходиться в діапазоні від 0,71 до 1,1 мас. %, ще краще від 0,8 до 1,0 мас.%, а у вигідному випадку від 0,9 до 1,0 мас.%, в цілях отримання достатньої міцності необов'язково при оптимальному утворенні виділень карбиду або карбонітриду.

20 Mn також представляє собою суттєвий елемент для збільшення міцності, для збільшення енергії дефекту упаковки і для стабілізації аустенітної фази. У разі його рівня вмісту, що становить менш, ніж 13,0 мас.%, матиме місце ризик утворення мартенситних фаз, що дуже відчутно зменшує здатність деформуватися. Крім цього, в разі рівня вмісту марганцю, що становить більше, ніж 25,0 мас.%, буде придушуватися утворення двійників, і, відповідно до цього, не дивлячись на збільшення міцності погіршиться пластичність при кімнатній температурі. Переважно рівень вмісту марганцю знаходиться в діапазоні від 15,0 до 24,0 %, ще краще від 17,0 до 24,0 мас.%, в цілях оптимізації енергії дефекту упаковки і запобігання утворенню мартенситу під впливом деформування. Крім цього, в разі рівня вмісту Mn, що становить більше, ніж 24,0 мас.%, режим деформування в результаті двійникування буде менш сприятливим у зіставленні з режимом деформування в результаті ковзання досконалої дислокації.

30 Al є особливо ефективний елемент для розкислення сталі. Подібно С він збільшує енергію дефекту упаковки, що зменшує ризик утворення деформаційного мартенситу, тим самим, покращуючи пластичність і стійкість до уповільненого руйнування. Однак, Al буде являти собою недолік в разі його присутності в надлишку в сталях, що характеризуються високим рівнем вмісту Mn, оскільки Mn збільшує розчинність азоту в рідкому залізі. В разі присутності в сталі надмірно великої кількості Al елемент N, який об'єднується з Al, утворює виділення в формі нітридів алюмінію (AlN), які перешкоджають міграції границь зерен під час гарячої конверсії, і дуже відчутно збільшує ризик появи тріщин при безперервному розливанні. На додаток до цього, як це буде пояснюватися нижче, в цілях утворення дрібних виділень, особливо карбонітридів, має бути доступним достатня кількість N. Переважно рівень вмісту Al є меншим або рівним 2 мас.%. В разі рівня вмісту Al, що становить більше, ніж 4,0 мас.%, матиме місце ризик придушення утворення двійників, що зменшує пластичність. Переважно кількість Al становить більш, ніж 0,1 мас.%.
40

45 Відповідно до цього, рівень вмісту азоту має становити 0,1 мас.% і менше з метою запобігання утворенню виділень AlN і утворення об'ємних дефектів (здуття) під час затвердіння. На додаток до цього, в разі присутності елементів, здатних утворювати виділення в формі нітридів, таких як ванадій, ніобій, титан, хром, молібден і бор, рівень вмісту азоту не повинен перевищувати 0,1 мас.%.
50

Відповідно до даного винаходу кількість V знаходиться в діапазоні від 0,1 до 2,5 мас.%, переважно від 0,1 до 1,0 мас.%. Переважно V утворює виділення. У вигідному випадку, елемент ванадій характеризується середнім розміром, що становить менше, ніж 7 нм, переважно знаходиться в діапазоні від 0,2 до 5 нм, і розташовується в позиції всередині зерен в мікроструктурі.
55

Кремній також є ефективним елемент для розкислення сталі і для твердофазного зміцнення. Однак, вище рівня вмісту 3 мас.% він зменшує відносне подовження і має тенденцію до утворення небажаних оксидів під час певних технологічних процесів складання, і тому він повинен витримуватися нижче даного граничного значення. Переважно рівень вмісту кремнію є меншим або рівним 0,6 мас.%.
60

Сірка і фосфор є домішками, які роблять крихкими границі зерен. Їх відповідні рівні вмісту не повинні перевищувати 0,030 і 0,080 мас.% з метою збереження достатньої пластичності в гарячому стані.

5 Може бути додано деяка кількість бору, що доходить до 0,005 мас.%, переважно до 0,001 мас.%. Даний елемент піддається ліквідації на границях зерен і збільшує їх когезію. Як це можна собі уявити без наміру пов'язувати себе теорією, це призводить до зменшення залишкових напруг після профілювання в результаті пресування і до отримання кращої стійкості до корозії під напруженням для тим самим профільованих деталей. Даний елемент піддається ліквідації на границях аустенітних зерен і збільшує їх когезію. Бор утворює виділення, наприклад, в формі борокарбідів і боронітридів.

10 Нікель може бути використаний необов'язково для збільшення міцності сталі в наслідок зміцнення в результаті утворення твердого розчину. Однак, окрім усього іншого з причин, пов'язаних з витратами, бажаним є обмеження рівня вмісту нікелю максимальним рівнем вмісту, що становить 1,0 мас.% і менше, а переважно менше, ніж 0,3 мас.%.

15 Подібним чином, необов'язково додавання міді при рівні вмісту, що не перевищує 5 мас.%, являє собою один засіб забезпечення тверднення сталі в результаті утворення виділень металевої міді. Однак, вище цього рівня вмісту мідь несе відповідальність за появу поверхневих дефектів на гарячекатаному листі. Переважно кількість міді становить менш, ніж 2,0 мас.%. Переважно кількість Cu становить більш, ніж 0,1 мас.%.

20 Титан і ніобій також представляють собою елементи, які необов'язково можуть бути використані для досягнення твердіння і зміцнення в результаті утворення виділень. Однак, в разі рівня вмісту Nb або Ti, що становить більше, ніж 0,50 мас.%, матиме місце ризик можливого стимулювання, надмірним утворенням виділень, зменшення в'язкості, що необхідно уникати. Переважно кількість Ti знаходиться в діапазоні від 0,040 до 0,50 мас.% (мас.) або від 25 0,030 мас.% до 0,130 мас.%. Переважно рівень вмісту титану знаходиться в діапазоні від 0,060 мас.% до 0,40 мас.% і, наприклад, від 0,060 мас.% до 0,110 мас.%. Переважно кількість Nb складає більш, ніж 0,01 мас.%, а більш переважно знаходиться в діапазоні від 0,070 до 0,50 мас.% або від 0,040 до 0,220 мас.%. Переважно рівень вмісту ніобію знаходиться в діапазоні від 0,090 мас.% до 0,40 мас.%, а в вигідному випадку від 0,090 мас.% до 0,200 мас.%.

30 Як необов'язковий елемент для збільшення міцності сталі внаслідок зміцнення в результаті утворення твердого розчину можуть бути використані хром і молібден. Однак, внаслідок зменшення хромом енергії дефекту упаковки його рівень вмісту не повинен перевищувати 1,0 мас.%, а переважно повинен знаходитися в діапазоні від 0,070 мас.% до 0,6 мас.%. Переважно рівень вмісту хрому знаходиться в діапазоні від 0,20 до 0,5 мас.%. Молібден може бути доданий в кількості, що становить 0,40 мас.% і менше, переважно в кількості в діапазоні від 35 0,14 до 0,40 мас.%.

40 Крім того, як це можна собі уявити без бажання пов'язувати себе будь-якої теорією, виділення ванадію, титану, ніобію, хрому і молібдену можуть зменшити сприйнятливість до сповільненого утворення тріщин і здійснити це без погіршення характеристик пластичності і в'язкості. Таким чином, щонайменше, один елемент може бути вибраний з титану, ніобію, хрому і молібдену в формі карбідів, нітридів і карбонітридів.

45 Необов'язково додають олово (Sn) у кількості в діапазоні від 0,06 до 0,2 мас.% як це можна собі уявити без бажання пов'язувати себе будь-якої теорією, тому, що олово являє собою благородний елемент і саме по собі не утворює тонку оксидну плівку при високих температурах, Sn утворює виділення на поверхні матриці при відпалі до гальванізації при зануренні в розплав, що пригнічує дифундування вглиб поверхні прооксидантного елемента, такого як Al, Si, Mn тощо, і утворення ним оксиду, тим самим, покращуючи гальванізованість. Однак, в разі додаваної кількості Sn, що становить менш, ніж 0,06 мас.%, ефект буде невиразним, і збільшення додаваної кількості Sn буде пригнічувати утворення обраного оксиду, в той час як 50 в разі перевищення додаваної кількості Sn 0,2 мас.% додавання Sn буде викликати гарячеломкість, що погіршує оброблюваність в гарячому стані. Тому верхнє граничне значення для Sn обмежують значенням, що становить 0,2 мас.% і менше.

55 Сталь також може містити немінучі домішки, що представляють собою результат розробки. Наприклад, немінучі домішки можуть включати без будь-якого обмеження: O, H, Pb, Co, As, Ge, Ga, Zn і W. Наприклад, масовий рівень вмісту кожної домішки менше 0,1 мас.%.

60 Переважно середній розмір зерна сталі доходить до 5 мкм, переважно знаходиться в діапазоні від 0,5 до 3 мкм.

В одному переважному варіанті здійснення листову сталь покривають металевим покриттям. Металеве покриття може бути покриттям на алюмінієвій основі або покриттям на цинковій основі.

Переважно покриття на алюмінієвій основі містить менше, ніж 15 мас.% Si, менш, ніж 5,0 мас.% Fe, необов'язково від 0,1 мас.% до 8,0 мас.% Mg і необов'язково від 0,1 мас.% до 30,0 мас.% Zn, при цьому залишок являє собою Al.

У вигідному випадку покриття на цинковій основі містить 0,01-8,0 мас.% Al, необов'язково 0,2-8,0 мас.% Mg, при цьому залишок являє собою Zn.

Наприклад, листовою сталлю з нанесеним покриттям є відпалена і гальванізована листовая сталь, отримана після стадії відпалу, що проводиться після осадження покриття.

В одному переважному варіанті здійснення листової сталі має товщину в діапазоні від 0,4 до 1 мм.

Відповідний даному винаходу спосіб виробництва листової ТВІП-сталі включає наступні далі стадії:

A. подача сляба, що характеризується вищезазначеним складом,

B. повторне нагрівання такого сляба і його гаряча прокатка,

C. стадія скочування в рулон,

D. перша холодна прокатка,

E. рекристалізаційний відпал,

F. друга холодна прокатка і

G. термообробка для повернення.

Відповідно до даного винаходу спосіб включає стадію подачі A) напівфабрикату, такого як сляби, тонкі сляби або смуга, виготовленого зі сталі, яка характеризується описаним вище складом, такий сляб є відлитий. Переважно відлитий подаваний вихідний матеріал нагрівають до температури, що становить більше, ніж 1000°C, більш переважно більш, ніж 1050°C, а у вигідному випадку знаходиться в діапазоні от 1100 до 1300°C, або використовують безпосередньо при такій температурі після розливання без проміжного охолодження.

Після цього проводять гарячу прокатку при температурі, переважно більш, ніж 890°C або більш переважно більш, ніж 1000°C, для отримання, наприклад, гарячекатаної смуги, яка зазвичай має товщину в діапазоні від 2 до 5 мм або навіть 1-5 мм. Щоб уникнути появи будь-якої проблеми, пов'язаної з розтріскуванням, внаслідок нестачі пластичності температура закінчення прокатки переважно є більшою або рівною 850 °C.

Після гарячої прокатки смуга повинна бути скатана в рулон при температурі, такий, щоб не утворювалося б значних виділень карбідів (по суті цементиту (Fe, Mn)₃C)), того, що в результаті приводило б до погіршення певних механічних властивостей. Стадію скочування в рулон C) проводять при температурі, меншій або рівній 580°C, переважно меншою або рівною 400°C.

Проводять наступну операцію холодної прокатки з наступним далі рекристалізаційним відпалом. Дані додаткові стадії в результаті призводять до отримання розміру зерна, меншого, ніж відповідний розмір, отриманий у відношенні гарячекатаної смуги, і тому в результаті призводять до отримання підвищених характеристик міцності. Само собою зрозуміло те, що вона повинна бути проведена в разі бажаності одержання продуктів, що мають зменшену товщину в діапазоні, наприклад, від 0,2 мм до декількох мм товщини, а переважно від 0,4 до 4 мм. Гарячекатаний продукт, отриманий при використанні описаного вище способу, піддають холодній прокатці після проведення можливої попередньої операції травлення звичайним чином.

Стадію першої холодної прокатки D) проводять при ступені обтиску в діапазоні від 30 до 70 %, переважно від 40 до 60 %.

Після даної стадії прокатки зерна у високому ступені піддають механічному зміцненню, і необхідно провести операцію рекристалізаційного відпалу. Дана обробка має ефект відновлення пластичності і одночасного зменшення міцності. Переважно даний відпал проводять безперервно. У вигідному випадку рекристалізаційний відпал E) проводять при температурі в діапазоні від 700 до 900°C, переважно від 750 до 850°C, наприклад, протягом періоду часу в діапазоні від 10 до 500 секунд, переважно від 60 до 180 секунд.

Після цього проводять стадію другої холодної прокатки F) при ступені обтиску в діапазоні 1 до 50 %, переважно від 10 до 40 %, а ще краще, від 20 до 40 %. Це робить можливим зменшення товщини сталі. Крім цього, листовая сталь, виготовлена відповідно до вищезазначеного способу, може характеризуватися підвищеною надійністю в результаті деформаційного зміцнення внаслідок проведення стадії повторної прокатки. На додаток до цього, дана стадія індукує отримання високої щільності двійників, яка поліпшує, таким чином, механічні властивості листової сталі.

Після другої холодної прокатки проводять стадію повернення G) з метою додаткового забезпечення отримання високих відносного подовження і гнучкості листової сталі, підданої повторній прокатці. Повернення характеризується усуненням або перегрупуванням дислокацій

в мікроструктурі сталі при одночасному збереженні деформаційних двійників. Як деформаційні двійники, так і дислокації вводяться в результаті пластичного деформування матеріалу, таким чином, як при використанні стадії прокатки. Як це можна собі уявити, стадія повернення уможливило поліпшення механічних властивостей, таких як відносне подовження.

5 Таким чином, на додаток до великої кількості С в ТВІП-сталі, відповідної до даного винаходу, проводять стадію повернення, що робить можливим поліпшення, в першу чергу, відносного подовження. І завдяки комбінуванню конкретної ТВІП-сталі і способу, що включає стадію повернення, відповідну до даного винаходу, можливим є отримання підданої холодній прокатці і поверненню ТВІП-сталі, що володіє високою механічною міцністю і високим відносним подовженням.

10 В одному переважному варіанті здійснення стадію повернення G) проводять в результаті нагрівання листової сталі при температурі в діапазоні від 390 до 700°C, а переважно від 410 до 700°C, в печі періодичного відпалу або безперервного відпалу. В даному варіанті здійснення після цього може бути проведена стадія гальванізації при зануренні в розплав H).

15 У ще одному переважному варіанті здійснення стадію повернення G) проводять в результаті гальванізації при зануренні в розплав. В даному випадку стадію повернення G) і гальванізацію при зануренні в розплав проводять в один і той же час, що робить можливими економію витрат і збільшення продуктивності.

20 Переважно температура розплавленої ванни знаходиться в діапазоні від 410 до 700°C в залежності від природи розплавленої ванни.

У вигідному випадку листову сталь занурюють у ванну на алюмінієвій основі або ванну на цинковій основі. Переважно занурення в розплавлену ванну проводять протягом 1-60 секунд, більш переважно 1-20 секунд, а в вигідному випадку 1-10 секунд.

25 В одному переважному варіанті здійснення ванна на алюмінієвій основі містить менше, ніж 15 мас.% Si, менш, ніж 5,0 мас.% Fe, необов'язково від 0,1 до 8,0 мас.% Mg і необов'язково від 0,1 до 30,0 мас.% Zn, при цьому залишок являє собою Al. Переважно температура даної ванни знаходиться в діапазоні від 550 до 700°C, переважно від 600 до 680°C.

30 У ще одному переважному варіанті здійснення ванна на цинковій основі містить 0,01-8,0 мас.% Al, необов'язково 0,2-8,0 мас.% Mg, при цьому залишок являє собою Zn. Переважно температура даної ванни знаходиться в діапазоні від 410 до 550°C, переважно від 410 до 460°C.

35 Розплавлена ванна також може містити немінучі домішки і залишкові елементи від подачі зливків або від проходження листової сталі в розплавленій ванні. Наприклад, необов'язково домішки вибирають з Sr, Sb, Pb, Ti, Ca, Mn, Sn, La, Ce, Cr, Zr або Bi, при цьому масовий рівень вмісту кожного додаткового елемента менше 0,3 мас.%. Залишкові елементи від подачі зливків або від проходження листової сталі в розплавленій ванні можуть являти собою залізо при рівні вмісту, що доходить до 5,0 %, переважно 3,0 мас.%.

У вигідному випадку стадію повернення G) проводять протягом від 1 секунди до 1 години і 10 хвилин, переважно від 30 секунд до 1 години, а ще краще, від 30 секунд до 30 хвилин.

40 Наприклад, стадія відпалу може бути проведена після осадження покриття з метою отримання відпаленої і гальванізованої листової сталі.

Таким чином, при використанні способу, відповідно до винаходу, може бути отримана листова ТВІП-сталь, що включає аустенітну матрицю і характеризується високою міцністю, чудовими деформованістю і відносним подовженням.

45 Приклад

В даному прикладі використовували листові ТВІП-сталі, що характеризуються наступним далі масовим складом:

Проби	C	Si	Mn	P	Cr	Al	Cu	Ti	V	N	Mo	Ni
1	0,583	0,226	21,9	0,03	0,183	-	0,031	-	0,206	0,0148	0,01	0,06
2*	0,900	0,505	17,2	0,024	-	-	-	-	0,3	0,0192	-	-
3	0,579	0,208	22,87	0,02	0,114	0,002	0,162	0,005	0,007	0,0037	-	-
4*	0,856	0,21	21,94	0,027	0,114	1,35	0,155	0,04	0,891	0,008	-	-
5*	0,876	0,502	17,63	0,032	0,108	2,78	0,149	-	0,384	0,0061	-	-

50 * приклади, відповідно до даного винаходу

Перш за все, зразки піддавали нагріванню і гарячій прокатці при температурі 1200 °C. Температуру закінчення гарячої прокатки встановлювали рівною 890°C і після гарячої прокатки проводили скочування в рулон при 400°C. Після цього здійснювали 1-шу холодну прокатку при

ступені обтиску в ході холодної прокатки 50 %. Слідом за цим при 850 °С протягом 180 секунд проводили рекристалізаційний відпал. Після цього здійснювали 2-гу холодну прокатку при ступені обтиску в ході холодної прокатки 30 %.

5 На закінчення, для проб 1 і 2 проводили стадію нагрівання для повернення протягом 1 години при 400°С в ході періодичного відпалу.

Для проб від 3 до 5 проводили термообробку для повернення протягом 60 секунд в сукупності. Листову сталь спочатку підготовлювали в результаті нагрівання в печі до 625°С, при цьому час, що витрачається на перехід від 460 до 625°С, становило 54 секунд, а після цього занурювали в цинкову ванну протягом, відповідно, 6 секунд. Температура розплавленої ванни становила 460°С. Наступна далі таблиця демонструє механічні властивості всіх проб після рекристалізаційного відпалу Е), після стадії другої прокатки F) і після стадії повернення G).

Проби	Після стадії Е)		Після стадії F)		Після стадії G)	
	UTS (МПа)	TE (%)	UTS (МПа)	TE (%)	UTS (МПа)	TE (%)
1	1139	53	1979	3,7	1977	7,4
2*	1345	46,5	2247	1,4	2088	9,2
3	1087	62	1513	12,75	1418,5	27,95
4*	1226	27,5	1828	3,55	1653,5	11,1
5*	1100,5	36,05	1659,5	6,9	1515,5	15,25

15 Як це демонструють результати, проби 2, 4 і 5, які характеризуються складом, відповідним винаходу, мають більш високі механічні властивості, ніж проби 1 і 3, які характеризуються складом поза діапазону винаходу. Дійсно, специфічний склад ТВІП-сталі на додаток до способу, відповідного до даного винаходу, робить можливими високе значення UTS і високе значення TE.

20 ФОРМУЛА ВИНАХОДУ

1. Холоднокатана і піддана поверненню листовая сталь з пластичністю, наведеною

двійникуванням, що включає аустенітну матрицю і містить при розрахунку на мас. %:

0,71 < C < 1,2,

25 13,0 ≤ Mn < 25,0,

S ≤ 0,030,

P ≤ 0,080,

N ≤ 0,1,

0,1 ≤ Si ≤ 3,0,

30 0,1 ≤ V ≤ 2,50,

при цьому залишок складу становлять залізо і неминучі домішки.

2. Листова сталь за п. 1, яка також містить при розрахунку на мас. % один або кілька елементів, таких як:

Cu ≤ 5,0,

35 Al ≤ 4,0,

Nb ≤ 0,5,

B ≤ 0,005,

Cr ≤ 1,0,

Mo ≤ 0,40,

40 Ni ≤ 1,0,

Ti ≤ 0,5,

0,06 ≤ Sn ≤ 0,2.

3. Листова сталь за п. 1 або 2, в якій кількість С знаходиться в діапазоні від 0,71 до 1,1 мас. %.

4. Листова сталь за п. 3, в якій кількість С знаходиться в діапазоні від 0,80 до 1,0 мас. %.

45 5. Листова сталь за п. 4, в якій кількість С знаходиться в діапазоні від 0,9 до 1,0 мас. %.

6. Листова сталь за будь-яким з пп. 1-5, в якій кількість Cu становить менш ніж 2,0 мас. %.

7. Листова сталь за будь-яким з пп. 1-6, в якій кількість Si є меншою або рівною 0,6 мас. %.

8. Листова сталь за будь-яким з пп. 1-7, в якій кількість Al є меншою або рівною 2 мас. %.

50 9. Листова сталь за одним з пп. 1-8, в якій кількість V знаходиться в діапазоні від 0,1 до 1,0 мас. %.

10. Листова сталь за будь-яким з пп. 1-9, яка має металеве покриття.

11. Листова сталь за одним з пп. 1-10, яка має металеве покриття на алюмінієвій основі або на цинковій основі.
12. Листова сталь за п. 11, в якій покриття на алюмінієвій основі містить менш ніж 15 мас. % Si, менш ніж 5,0 мас. % Fe, необов'язково від 0,1 до 8,0 мас. % Mg і необов'язково від 0,1 до 30,0 мас. % Zn, при цьому залишок являє собою Al.
13. Листова сталь за п. 11, в якій покриття на цинковій основі містить 0,01-8,0 мас. % Al, необов'язково 0,2-8,0 мас. % Mg, при цьому залишок являє собою Zn.
14. Спосіб виробництва листової сталі з пластичністю, наведеною двійникуванням, що включає наступні стадії:
- 10 А) подачу сляба, що має хімічний склад за одним з пп. 1-9;
 В) нагрів сляба до температури, що становить більше ніж 1000 °С, і його гарячу прокатку з температурою закінчення прокатки, що становить щонайменше 850 °С;
 С) стадію скочування в рулон при температурі, меншій або рівній 580 °С;
 D) першу холодну прокатку зі ступенем обтиску в діапазоні від 30 до 70 %;
 15 Е) рекристалізаційний відпал в діапазоні від 700 до 900 °С;
 F) другу холодну прокатку зі ступенем обтиску в діапазоні від 1 до 50 % і
 G) термообробку повернення.
15. Спосіб за п. 14, в якому стадію повернення G) проводять в результаті нагрівання листової сталі до температури в діапазоні від 390 до 700 °С в печі періодичного відпалу або безперервного відпалу.
- 20 16. Спосіб за п. 15, в якому додатково проводять стадію H) нанесення покриття при зануренні в розплав.
17. Спосіб за будь-яким з пп. 14-16, в якому проводять стадію повернення G) в результаті нанесення покриття при зануренні в розплав.
- 25

Комп'ютерна верстка І. Скворцова

Міністерство розвитку економіки, торгівлі та сільського господарства України,
 вул. М. Грушевського, 12/2, м. Київ, 01008, Україна

ДП "Український інститут інтелектуальної власності", вул. Глазунова, 1, м. Київ – 42, 01601