



(51) МПК
C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/08 (2006.01)
C21D 8/04 (2006.01)
C21D 8/10 (2006.01)

ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА
 ПО ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ

(12) **ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ**

(52) СПК

C22C 38/04 (2018.08); *C22C 38/08* (2018.08); *C21D 8/04* (2018.08); *C21D 8/10* (2018.08)

(21) (22) Заявка: 2017142003, 31.05.2016

(24) Дата начала отсчета срока действия патента:
 31.05.2016

Дата регистрации:
 11.04.2019

Приоритет(ы):

(30) Конвенционный приоритет:
 03.06.2015 DE 102015108830.4;
 24.06.2015 DE 102015110164.5

(45) Опубликовано: 11.04.2019 Бюл. № 11

(85) Дата начала рассмотрения заявки РСТ на
 национальной фазе: 09.01.2018

(86) Заявка РСТ:
 EP 2016/062284 (31.05.2016)

(87) Публикация заявки РСТ:
 WO 2016/193268 (08.12.2016)

Адрес для переписки:
 195112, Санкт-Петербург, а/я 35, ООО
 "Патентно-правовая фирма "НЕВА-ПАТЕНТ",
 пат.поверенному Пантюшиной Е.Н.

(72) Автор(ы):

**БРАУН Михель (DE),
 ЛУТЕР Фридрих (DE),
 МАЙКРАНЦ-ФАЛЕНТИН Манюль (DE)**

(73) Патентообладатель(и):

**ЗАЛЫЦГИТТЕР ФЛАХШТАЛЬ ГМБХ
 (DE)**

(56) Список документов, цитированных в отчете
 о поиске: EP 1806421 A1, 11.07.2007. JP
 2002088447 A, 27.03.2002. RU 2532770 C1,
 10.11.2014. RU 2534566 C1, 27.11.2014. WO
 2009082091 A1, 02.07.2009. US 2007006948 A1,
 11.01.2007.

(54) Деформационно-упрочненный компонент из гальванизированной стали, способ его изготовления и способ получения стальной полосы, пригодной для деформационного упрочнения компонентов

(57) Реферат:

Группа изобретений относится к деформационно-упрочненному компоненту, выполненному из гальванизированной стали, способу получения стальной полосы, подходящей для деформационного упрочнения компонентов, и способу получения деформационно-упрочненного компонента из этой стальной полосы. Деформационно-упрочненный компонент из гальванизированной стали получен в виде пластины, вырезанной из стальной полосы или стального листа с покрытием цинком или сплавом на основе цинка, затем нагретой до температуры деформации выше A_{c3} с

деформацией для ее упрочнения и имеет по меньшей мере частично структуру с мартенситным превращением. При этом сталь имеет следующий химический состав, мас. %: С 0,10-0,50, Si 0,01-0,50, Mn 0,50-2,50, P<0,02, S<0,01, N<0,01, Al 0,015-0,100, B<0,004, по меньшей мере один элемент из группы Nb, V или Ti, при этом общее содержание Nb+V+Ti от 0,01 до 0,20, остальное - железо и неизбежные, вызванные выплавкой, сопровождающие сталь элементы. При этом структура стали после деформационного упрочнения содержит средний размер зерна бывших аустенитных зерен менее

15 мкм. Технический результат заключается в создании деформационно-упрочненного компонента, в котором отсутствуют

микротрещины >10 мкм после деформационного упрочнения. 3 н. и 8 з.п. ф-лы.

R U 2 6 8 4 6 5 9 C 1

R U 2 6 8 4 6 5 9 C 1



FEDERAL SERVICE
FOR INTELLECTUAL PROPERTY

(12) **ABSTRACT OF INVENTION**(19) **RU** (11) **2 684 659**⁽¹³⁾ **C1**

(51) Int. Cl.
C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/08 (2006.01)
C21D 8/04 (2006.01)
C21D 8/10 (2006.01)

(52) CPC

C22C 38/04 (2018.08); *C22C 38/08* (2018.08); *C21D 8/04* (2018.08); *C21D 8/10* (2018.08)

(21) (22) Application: 2017142003, 31.05.2016

(24) Effective date for property rights:
31.05.2016Registration date:
11.04.2019

Priority:

(30) Convention priority:
03.06.2015 DE 102015108830.4;
24.06.2015 DE 102015110164.5

(45) Date of publication: 11.04.2019 Bull. № 11

(85) Commencement of national phase: 09.01.2018

(86) PCT application:
EP 2016/062284 (31.05.2016)(87) PCT publication:
WO 2016/193268 (08.12.2016)

Mail address:

195112, Sankt-Peterburg, a/ya 35, OOO "Patentno-
pravovaya firma "NEVA-PATENT",
pat.poverennomu Pantyushinoj E.N.

(72) Inventor(s):

**BRAUN Mikhel (DE),
LUTER Fridrikh (DE),
MAJKRANTS-FALENTIN Manyul (DE)**

(73) Proprietor(s):

ZALTSGITTER FLAKHSHTAL GMBKH (DE)(54) **STRAIN-HARDENING COMPONENT FROM GALVANIZED STEEL, METHOD FOR ITS PRODUCTION AND METHOD FOR PRODUCTION OF A STEEL STRIP SUITABLE FOR STRAIN HARDENING OF COMPONENTS**

(57) Abstract:

FIELD: manufacturing technology.

SUBSTANCE: group of inventions relates to a strain-hardened component made from galvanized steel, a method for producing a steel strip suitable for strain hardening of components, and a method for producing the strain-hardened component from said steel strip. Strain-hardened component made from galvanized steel is produced in the form of a plate cut from a steel strip or a steel sheet coated with zinc or a zinc-based alloy, then heated to deformation temperature above Ac₃ with deformation for its hardening and has at least partially structure with martensitic transformation. Steel has the

following chemical composition, wt%: C 0.10–0.50, Si 0.01–0.50, Mn 0.50–2.50, P<0.02, S<0.01, N<0.01, Al 0.015–0.100, B<0.004, at least one element from the group of Nb, V or Ti, wherein the total content of Nb+V+Ti is from 0.01 to 0.20, the rest is iron and inevitable melting elements which accompany steel. Steel structure after strain hardening contains average grain size of the former austenite grains less than 15 mcm.

EFFECT: creation of the strain-hardened component, in which there are no microcracks >10 mcm after strain hardening.

11 cl

RU 2 684 659 C 1

RU 2 684 659 C 1

Изобретение относится к деформационно-упрочненному компоненту, выполненному из гальванизированной стали, способу получения стальной полосы, подходящей для деформационного упрочнения компонентов, и способу для получения деформационно-упрочненного компонента из этой стальной полосы.

5 В частности, в дополнение к известному упрочнению прессованием металлических листов, термин «деформационное упрочнение» должен здесь пониматься как также обозначающий горячую деформацию и упрочнение труб, в частности, внутреннюю деформацию под высоким давлением и деформацию изгиба с использованием соответствующих инструментов для деформации или без такового.

10 Известно, что подвергшиеся горячей деформации, в частности, упрочнению прессованием, стальные листы всё чаще используются при изготовлении автомобилей. Посредством процесса упрочнения прессованием можно получить высокопрочные компоненты, которые превалируют в области кузовостроения. Упрочнение прессованием в основном можно осуществлять посредством двух различных вариантов способа, а
15 именно прямым и непрямым способом. В этом случае, пластины сначала вырезаются из стальной полосы или стального листа, а затем обрабатываются для получения компонента.

При прямом способе пластина стального листа нагревается выше так называемой температуры аустенизации, и такая нагретая пластина затем переносится к инструменту
20 формования для деформирования при одностадийном этапе деформации с тем, чтобы получить законченный компонент, с одновременным охлаждением посредством охлажденного инструмента формования со скоростью выше критической скорости затвердевания стали, с получением упрочненного компонента.

При непрямом способе пластина сначала деформируется в процессе деформации с
25 тем, чтобы получить компонент с размерами, близкими к его конечным размерам, а затем обрезается. После этого такой компонент нагревается до температуры выше температуры аустенизации, переносится и вставляется в инструмент формования, задающий конечные размеры. После закрытия охлажденного инструмента предварительно сформированный компонент охлаждается в этом инструменте со
30 скоростью выше критической скорости упрочнения, и тем самым осуществляется его упрочнение.

Известные в этой области техники стали с возможностью горячей деформации включают в себя, например, марганцево-борную сталь «22MnB5», и с недавних пор также стали с воздушным отверждением в соответствии с опубликованным документом
35 DE 10 2010 024 664 A1.

В дополнение к стальным листам без покрытия, в автомобильной промышленности возрастает спрос на использование стальных листов с защитой от образования окалины для упрочнения прессованием, и эти стальные листы в то же время защищены от
40 коррозии при последующем использовании компонента. Их преимущества включают в себя и то, что в дополнение к повышенной стойкости к коррозии конечного компонента, пластины или компоненты не воспламеняются в печи, и тем самым снижается износ инструментов прессования из-за чешуйчатой окалины.

При упрочнении прессованием в настоящее время используются покрытия, которые наносятся посредством горячего погружения и которые представляют собой алюминий-кремний (AS), цинк-алюминий (Z), цинк-алюминий-железо (ZF/отожженная), цинк-магний-алюминий-железо (ZM) и покрытия с нанесением электролитическим способом из цинка или цинка с никелем, с возможностью превращения в слой сплава железа и цинка перед горячей деформацией. Эти антикоррозийные покрытия традиционно

наносятся на холодную или горячую полосу посредством процессов непрерывной подачи.

Преимущество антикоррозийных покрытий на основе цинка заключается не только в том, что при этом создается эффект барьера, как это имеет место в случае с
5 покрытиями на основе алюминия, но также может дополнительно обеспечить активную катодную защиту от коррозии для компонента.

Упрочнение посредством прессования пластин стального листа с покрытиями на основе цинка известно из DE 601 19 826 T2. В этом случае стальная пластина, ранее
10 нагретая до температуры выше температуры аустенизации до 800-1200°C, с возможностью обеспечения металлическим покрытием цинком или на основе цинка, деформируется в редко охлаждаемом инструменте посредством горячей деформации для получения компонента, при этом во время такой деформации, по причине быстрой теплоотдачи, лист или компонент подвергается закалочному упрочнению (упрочнение
15 прессованием) и обретает нужные свойства по прочности благодаря полученной структуре мартенситной твердости.

Однако системы на основе цинка также имеют недостаток. Так, в частности, в случае с прямым упрочнением прессованием антикоррозийных покрытий на основе цинка, известно, что на этапе деформации могут возникать микротрещины (<100 мкм) в стали,
20 в области вблизи поверхности, и даже достигать частично поперечного сечения листа. Из литературы известно, что даже относительно малые микротрещины (10 мкм – 100 мкм) могут понизить усталостную прочность компонента, и тем самым сделать его использование невозможным. Микротрещины менее 10 мкм обычно считаются не
наносящими ущерба.

Причина возникновения микротрещин – это коррозия, вызванная расплавленным
25 металлом, также известная как охрупчивание расплавленного металла, растрескивание при использовании жидкого металла (LMAC) или охрупчивание жидкого металла (LME). В этом случае границы аустенитного зерна стали инфильтруются и ослабляются посредством фаз расплавленного цинка, что может привести к глубоким трещинам, особенно в областях, испытывающих высокие нагрузки или степени деформации.

Один способ этого избежать – это способ, описанный в патентном документе DE
30 2010 056 265 B3 для производства упрочненного стального компонента с покрытием, выполненным из цинка или цинкового сплава, при этом, в зависимости от толщины слоя цинка или толщины слоя сплава цинка до деформации, пластина выдерживается при температуре выше 782°C настолько долго, что между сталью и покрытием из цинка
35 или сплава цинка образуется барьерный слой, и образованный слой феррита цинка принимает расплавленный цинк и поэтому получается настолько толстым, что при деформации расплавленная фаза цинка не реагирует со сталью.

В этом случае «феррит цинка» означает смешанный кристалл железа и цинка, в котором атомы цинка растворены в порядке замещения в кристаллической решетке
40 железа. По причине низкого содержания цинка точка плавления феррита цинка находится выше температуры деформации. Дополнительную возможность предоставляет способ, описанный в EP 2 414 562 B1 для производства упрочненного стального компонента, при этом слой однофазного сплава цинка-никеля, состоящий из [гамма-] ZnNi-фазы, наносится электролитическим способом на плоский продукт из стали и
45 указанный слой сплава цинка-никеля содержит, в дополнение к цинку и неизбежным примесям, от 7 до 15% по весу никеля, при этом пластина, образованная из плоского продукта из стали, нагревается до температуры пластины по меньшей мере 800°C и затем формуется в инструменте формования и охлаждается со скоростью, достаточной

для осуществления тепловой обработки или появления упрочненной структуры.

По причине наличия никеля точка плавления слоя сплава повышается настолько, что при горячей деформации нет расплавленной фазы цинка, и поэтому не может появиться охрупчивания расплавленного металла. Однако этот способ имеет тот недостаток, что некоторые производители/заказчики избегают использовать его. Они оправдывают это желанием работать с продуктами и процессами, не вовлекающими никель, настолько, насколько это возможно.

В дополнение, при упрочнении прессованием в зонах с неблагоприятными условиями по нагрузке, например, в области кромки компонентов, могут возникать микротрещины, которые, начинаясь от цинкового покрытия, простираются вглубь субстрата и могут понизить усталостную прочность компонента в случае больших глубин трещин. Микротрещины могут также появляться и в отсутствие расплавленных фаз цинка. В этом случае вершина трещины ослаблена диффундирующими вовнутрь атомами цинка.

Одна возможность избежать микротрещин >10 мкм заключается в том, чтобы использовать не прямое упрочнение прессованием в случае с покрытиями на основе цинка, поскольку в этом случае этап реальной деформации осуществляется перед упрочнением при комнатной температуре. При том, что при упрочнении и остаточном формовании в инструменте также возникают трещины, их глубина заметно меньше по сравнению с трещинами в случае прямой обработки.

Однако не прямой способ значительно сложнее, поскольку, с одной стороны, требуется дополнительный этап работы (холодная деформация), а с другой стороны, необходимо использовать специальные печи для нагревания, в которых вместо пластин можно будет нагревать компоненты перед упрочнением.

Наконец, DE 10 2013 100 682 B3 описывает способ избежать микротрещин, в котором нагретая пластина подвергается этапу промежуточного охлаждения перед упрочнением прессованием. Этот способ очень сложен, поскольку в процесс производства необходимо добавить дополнительный этап изготовления.

В дополнение, из опубликованных документов WO 2012 028 224 A1, WO 2010 069 588 A1, WO 2005 021 821 A1 и DE 102 46 614 A1 уже известно использование гальванизированных сталей для производства упрочненных прессованием компонентов. В опубликованном документе JP 2006 152 427 A описаны дополнительные стали для производства упрочненных прессованием компонентов высокой прочности, структура которых после упрочнения прессованием в основном состоит из мартенсита с размером зерна бывших аустенитных зерен менее 10 мкм. В дополнение, из опубликованного документа WO 2009 082 091 A1 известен стальной лист горячего проката с отличными свойствами горячей деформации и высокой прочностью. Эффект измельчения зерна в дополнение к улучшению прочности также приписывается таким элементам сплава, как ниобий, титан и ванадий.

Цель настоящего изобретения – представить упрочненный прессованием компонент из гальванизированной стали, который будет недорогим при производстве и в котором микротрещины >10 мкм после деформационного упрочнения будут отсутствовать в той мере, в какой это возможно. Дополнительно, должен быть представлен способ для производства стальной полосы, пригодной для деформационного упрочнения компонентов, и способ для производства деформационно- упрочненного компонента из такой стальной полосы.

В соответствии с настоящим изобретением, эта цель достигается при помощи деформационно-упрочненного компонента из гальванизированной стали, где сначала пластину вырезают из стальной полосы или стального листа с покрытием цинком или

сплавом на основе цинка, затем пластину нагревают до температуры деформации выше A_{c3} и деформируют с упрочнением, при наличии структуры по меньшей мере частичной мартенситной трансформации после формования, при этом сталь имеет следующий химический состав, мас. %:

- 5 C: 0,10-0,50
 Si: 0,01-0,50
 Mn: 0,50-2,50
 P<0,02
 S<0,01
 10 N<0,01
 Al: 0,015-0,100
 B<0,004

остаточное железо, в том числе неизбежные вызванные выплавкой сопровождающие сталь элементы, по меньшей мере с одним элементом из группы Nb, V, Ti, при этом
 15 общее содержание Nb+V+Ti находится в диапазоне от 0,01% до 0,20%, и при этом структура стали после деформационного упрочнения содержит средний размер зерна бывших аустенитных зерен менее 15 мкм.

Неожиданно обнаружилось экспериментально, что при использовании пластин с указанным составом сплава в сочетании с установлением структуры с чрезвычайно
 20 мелким зерном при деформационном упрочнении количество микротрещин можно значительно уменьшить или даже вообще свести к нулю. В связи с этим, добавление микросплавных элементов из группы ниобий, титан и ванадий в указанных количествах и полученное контролируемое образование структуры с очень мелким зерном при
 25 производстве стальной полосы играет решающую роль. Если получена структура с размером зерна бывших аустенитных зерен менее 15 мкм, то склонность к образованию микротрещин значительно понижается. Результат будет ещё более выражен при размерах зерна менее 12 мкм или менее, чем 9 мкм.

Образование структуры с очень мелким зерном должно предотвратить или заметно понизить появление трещин и их развитие. Кроме того, добавление ниобия, ванадия
 30 или титана увеличивает связь между зернами у аустенитных зерен, что должно способствовать предотвращению образования трещин при деформационном упрочнении.

В предпочтительном составе сплава, сталь имеет содержание углерода от 0,20% до 0,40% по весу, содержание кремния от 0,15% до 0,25% по весу, содержание алюминия
 35 от 0,015% до 0,04 % по весу, при этом общее содержание Nb+V+Ti находится в диапазоне от 0,03% до 0,15%.

Для достижения нужных эффектов в отношении структуры с самым мелким зерном из возможного сталь имеет содержание ниобия более, чем 0,03% до менее, чем или
 40 равно 0,08% и/или содержание ванадия от 0,03% до 0,08% и/или содержание титана более, чем 0,09% до менее, чем или равно 0,2%.

В рамках технологии процесса, изобретение для производства стальной полосы, пригодной для деформационного упрочнения компонентов, осуществляется посредством следующих этапов:

- выплавка стали со следующим химическим составом, мас. %:
- 45 C: 0,10-0,50
 Si: 0,01-0,50
 Mn: 0,50-2,50
 P<0,02

S<0,01

N<0,01

Al: 0,015-0,100

B<0,004

5 остаточное железо, в том числе неизбежные вызванные выплавкой сопровождающие сталь элементы, по меньшей мере с одним элементом из группы Nb, V, Ti, при этом общее содержание Nb+V+Ti находится в диапазоне от 0,01% до 0,20%;

- отливка стали с использованием способа непрерывного литья для создания отдельных плит с последующим охлаждением в неподвижном воздухе;

10 - повторный нагрев плит до температуры в диапазоне от 1200°C до 1280°C, время выдерживания при температуре выше 1200°C должно быть минимум 30 минут;

- горячий прокат повторно нагретых плит при конечной температуре проката в диапазоне от 780°C до 920°C;

15 - намотка горячей полосы при температуре намоточной машины в диапазоне от 630°C до 750°C;

- дополнительно холодный прокат горячей полосы с последующим дополнительным ре-кристаллизационным отжигом;

- покрытие полосы горячего проката или полосы холодного проката цинком или сплавом на основе цинка;

20 - дополнительная тепловая обработка для переноса цинкового покрытия или покрытия из цинкового сплава в слой сплава цинка и железа.

В соответствии с настоящим изобретением, карбидообразующие микросплавные элементы, такие как карбид ниобия, должны в достаточной степени пройти растворение по предшествующему процессу непрерывного литья для образования мелких депозитов на границах аустенитного зерна при горячем прокате – депозитов, которые затем определяют зарождения во время фазового превращения и предотвращение огрубления зерна при высоких температурах, и, таким образом, и размер зерна, и сопротивляемость трещинам в получаемом впоследствии посредством деформационного упрочнения компоненте.

30 Поэтому, в соответствии с настоящим изобретением, осуществляется повторный нагрев плит до температуры в диапазоне от 1200°C до 1280°C. Время выдерживания при температуре выше 1200°C должно составлять по меньшей мере 30 минут.

В дополнение, конечная температура проката, в соответствии с настоящим изобретением, понижается относительно традиционных температур до значений в диапазоне от 780°C до 920°C для достижения высокой плотности дислокации в конце процесса горячего проката. При последующем охлаждении горячей полосы это приводит к высокой плотности зарождения для фазовой трансформации и, таким образом, дает нужный чрезвычайно малый размер зерна.

40 В соответствии с настоящим изобретением, горячая полоса затем наматывается в катушку при температуре намоточной машины в диапазоне от 630°C до 750°C. Этот температурный диапазон задан в соответствии с настоящим изобретением, поскольку было признано, что именно в этом температурном диапазоне давление при переосаждении находится на максимуме.

45 Полученная таким образом горячая полоса может затем подвергнуться гальванизации и напрямую обрабатываться дальше с тем, чтобы получить компонент, или, с прохождением этапа холодного проката выше по потоку от гальванизации, для получения соответствующих тонких полос, например, толщиной менее 1,5 мм. Если горячая полоса проходит через этап холодного проката, то полоса холодного проката

может затем дополнительно подвергнуться ре-кристаллизационному отжигу. Это можно осуществить с использованием процесса отжига пакетного типа или на установке непрерывного отжига, при этом непрерывный отжиг может осуществляться и при гальванизации горячим погружением.

5 И горячее погружение, и электролитическая гальванизация также рассматриваются как способы нанесения покрытия. Покрытие основано на цинке, как основном компоненте, при этом, однако, например, алюминий, магний, никель и железо, по
10 отдельности или в сочетании, могут там содержаться тоже. Комбинированные покрытия электролитического нанесения, например, никеля, железа или цинка, с последующим отжигом и обработкой горячим погружением, возможны тоже. В дополнение, можно
15 создать тонкое покрытие путем нанесения из газовой фазы, а затем обработать полосу электролитическим способом или путем горячего погружения с получением покрытия цинком или цинковым сплавом. Также можно перенести полученные слои в слои сплава цинк-железо посредством подходящей обработки отжигом, например, для сокращения
20 времени в печи или быстрого индукционного нагрева при деформационном упрочнении. Это можно осуществлять напрямую после процесса горячего погружения (цинкование) или отдельным этапом процесса пакетного или непрерывного типа.

Деформационно-упрочненный компонент, произведенный таким образом, обладает
25 экстраординарной способностью к деформации, при этом углы изгиба, полученные в ходе проверки на изгиб, могут быть более 60° и даже более 80°, в частности, когда
30 испытывается холодная полоса, упрочненная прокатом, перед гальванизацией, с пакетным процессом ре-кристаллизационного отжига при температуре в диапазоне от 650°C до 700°C и времени выдерживания от 24 до 72 часов.

В соответствии с требованиями по защите от коррозии толщина покрытия может
35 быть между 5 мкм и 25 мкм, при этом возможна и большая толщина.

Могут также производиться и сварные трубы из стальной полосы, полученной
40 вышеуказанным способом, и каждая из этих труб тогда подвергается деформационному упрочнению при получении компонента. Деформационное упрочнение может затем осуществляться, например, во время процесса изгибания или посредством внутренней
30 деформации при высоком давлении.

Трубы могут быть в форме сварных труб, или стальная полоса деформируется так,
чтобы получить трубу с продольной прорезью, которая затем заваривается вдоль
45 кромок полосы, при этом, например, в качестве процесса сварки для получения сварных труб можно рассмотреть индукционную сварку (HFI) или лазерную сварку.

35

(57) Формула изобретения

1. Деформационно-упрочненный компонент из гальванизированной стали,
полученный в виде пластины, вырезанной из стальной полосы или стального листа с
40 покрытием цинком или сплавом на основе цинка, затем нагретой до температуры деформации выше Ас3 с деформацией для ее упрочнения, имеющий по меньшей мере частично структуру с мартенситным превращением, отличающийся тем, что сталь имеет
следующий химический состав, мас. %:

С 0,10-0,50,
Si 0,01-0,50,
45 Mn 0,50-2,50,
P<0,02,
S<0,01,
N<0,01,

Al 0,015-0,100,

V<0,004,

по меньшей мере один элемент из группы Nb, V или Ti,

при этом общее содержание Nb+V+Ti от 0,01 до 0,20,

5 остальное - железо и неизбежные, вызванные выплавкой, сопровождающие сталь элементы,

при этом структура стали после деформационного упрочнения содержит средний размер зерна бывших аустенитных зерен менее 15 мкм.

10 2. Деформационно-упрочненный компонент п. 1, отличающийся тем, что сталь содержит углерод от 0,20 до 0,40, кремний от 0,15 до 0,25, алюминий от 0,015% до 0,04, при этом общее содержание Nb+V+Ti от 0,03 до 0,15.

3. Деформационно-упрочненный компонент по п. 1, отличающийся тем, что сталь содержит ниобий от <0,03 до ≤0,08, и/или ванадий от <0,03% до ≤0,08, и/или титан от <0,09 до ≤0,2.

15 4. Деформационно-упрочненный компонент по любому из пп. 1-3, отличающийся тем, что структура стали после деформационного упрочнения имеет средний размер зерна бывших аустенитных зерен менее 12 мкм.

5. Деформационно-упрочненный компонент по любому из пп. 1-4, отличающийся тем, что структура стали после деформационного упрочнения имеет средний размер 20 зерна бывших аустенитных зерен менее 9 мкм.

6. Деформационно-упрочненный компонент по любому из пп. 1-5, отличающийся тем, что компонент с деформационным упрочнением имеет угол изгиба по меньшей мере 60°.

7. Способ получения стальной полосы, пригодной для деформационного упрочнения 25 компонента по одному из пп. 1-6, включающий этапы:

- выплавка стали со следующим химическим составом, мас. %:

C 0,10-0,50,

Si 0,01-0,50,

Mn 0,50-2,50,

30 P<0,02,

S<0,01,

N<0,01,

Al 0,015-0,100,

V<0,004,

35 по меньшей мере один элемент из группы Nb, V или Ti,

при этом общее содержание Nb+V+Ti от 0,01 до 0,20,

остальное - железо и неизбежные, вызванные выплавкой, сопровождающие сталь 40 элементы,

- отливка стальных плит способом непрерывного литья с последующим охлаждением в неподвижном воздухе,

- повторный нагрев плит до температуры от 1200°C до 1280°C,

- горячая прокатка повторно нагретых плит при конечной температуре проката от 780°C до 920°C с получением полосы,

- намотка горячей полосы при температуре от 630°C до 750°C;

45 - холодная прокатка горячей полосы с последующим рекристаллизационным отжигом;

- покрытие горячекатаной полосы или холоднокатаной полосы цинком или сплавом на основе цинка;

- дополнительная тепловая обработка для переноса цинкового покрытия или покрытия из цинкового сплава в слой сплава цинка и железа,

- вырезка пластины с цинковым покрытием или сплавом на основе цинка,

- нагрев пластины до температуры деформации выше Ас3,

5 - деформирование прессованием для упрочнения пластины для получения деформационно-упрочненного компонента в виде стальной пластины.

8. Способ по п. 7, отличающийся тем, что выплавляемая сталь содержит углерод от 0,20 до 0,40, кремний от 0,15 до 0,25, алюминий от 0,015 до 0,04, при этом общее содержание Nb+V+Ti от 0,03 до 0,15.

10 9. Способ производства компонента с деформационным упрочнением из стальной полосы, характеризующийся тем, что стальную полосу получают способом по п. 7 или 8, деформируют полосу с получением трубы с продольной прорезью, сваривают продольную прорезь вдоль кромок полосы с получением сварной трубы и осуществляют деформационное упрочнение путем горячего деформирования для получения деформационно-упрочненного компонента в виде трубы.

15 10. Способ по п. 9, отличающийся тем, что трубу с продольной прорезью сваривают посредством индукционной сварки (HFI) или лазерной сварки.

11. Способ по п. 10, отличающийся тем, что горячее деформирование осуществляют путем изгиба или внутренней деформации при высоком давлении.

20

25

30

35

40

45