

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 628 409**

51 Int. Cl.:

C21D 1/19 (2006.01)
C21D 1/78 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)
C21D 8/04 (2006.01)
C23C 2/02 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **16.05.2012 PCT/EP2012/059076**
 87 Fecha y número de publicación internacional: **22.11.2012 WO12156428**
 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **16.05.2012 E 12721842 (8)**
 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **15.03.2017 EP 2710158**

54 Título: **Producto plano de acero, de alta resistencia, y procedimiento para su fabricación**

30 Prioridad:

18.05.2011 EP 11166622

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
02.08.2017

73 Titular/es:

**THYSSENKRUPP STEEL EUROPE AG (100.0%)
 Kaiser-Wilhelm-Strasse 100
 47166 Duisburg, DE**

72 Inventor/es:

**BECKER, JENS-ULRIK;
 BIAN, JIAN;
 HELLER, THOMAS;
 SCHÖNENBERG, RUDOLF;
 THIESSEN, RICHARD, G.;
 ZEIZINGER, SABINE;
 RIEGER, THOMAS y
 BÜLTERS, OLIVER**

74 Agente/Representante:

CARPINTERO LÓPEZ, Mario

ES 2 628 409 T3

Aviso: En el plazo de nueve meses a contar desde la fecha de publicación en el Boletín Europeo de Patentes, de la mención de concesión de la patente europea, cualquier persona podrá oponerse ante la Oficina Europea de Patentes a la patente concedida. La oposición deberá formularse por escrito y estar motivada; sólo se considerará como formulada una vez que se haya realizado el pago de la tasa de oposición (art. 99.1 del Convenio sobre Concesión de Patentes Europeas).

DESCRIPCIÓN

Producto plano de acero, de alta resistencia, y procedimiento para su fabricación

La invención se refiere a un producto plano de acero, con alta resistencia, y a un procedimiento para la fabricación de un producto plano de acero de este tipo.

5 La invención se refiere principalmente a un producto plano de acero con alta resistencia, provisto de una capa metálica protectora y a un procedimiento para la fabricación de un producto de este tipo.

Cuando aquí se habla de productos planos de acero, estos significan flejes o chapas de acero o cortes de chapa obtenidos a partir de estos tales como placas.

10 A menos que se mencione expresamente algo diferente, en el presente texto y en las reivindicaciones, los contenidos de determinados elementos de aleación se indican respectivamente en % en peso y las fracciones de determinados componentes estructurales se indican en % de superficie.

15 Si en lo sucesivo se mencionan velocidades o tasas de enfriamiento o de calentamiento, entonces se indican velocidades de enfriamiento de modo negativo porque conducen a una disminución de la temperatura. Por consiguiente, las tasas de enfriamiento en el caso de un enfriamiento rápido presentan un valor más bajo que en el caso de un enfriamiento más lento. Las velocidades de calentamiento que conducen a un incremento de la temperatura se indican por el contrario como positivas.

20 Los aceros de alta resistencia tienden regularmente a la corrosión debido a sus componentes de aleación y por lo tanto se cubren normalmente con una capa metálica protectora, la cual protege el respectivo sustrato de acero frente a un contacto con el oxígeno del ambiente. Se conocen diferentes procedimientos para aplicar una capa metálica protectora de este tipo. Estos incluyen la galvanización por inmersión en material fundido, también llamado en el lenguaje especializado "galvanización térmica", así como la galvanizada electrolítica.

25 Mientras que en el caso de la galvanización electrolítica el metal de recubrimiento se deposita electroquímicamente sobre el producto plano de acero que va a recubrirse, el cual se calienta ligeramente en cualquier caso durante el procedimiento, en el caso de la galvanización por inmersión en material fundido los productos que van a recubrirse se someten a un tratamiento térmico antes de la inmersión al respectivo baño de material fundido. En tal caso, el respectivo producto plano de acero se calienta a altas temperaturas a determinada atmósfera con el fin de ajustar la microestructura deseada y fabricar un estado superficial óptimo para la adherencia del revestimiento metálico del respectivo producto plano de acero. A continuación, el producto plano de acero pasa a través del baño fundido el cual presenta asimismo una temperatura elevada con el fin de mantener el material de recubrimiento en estado fundido líquido.

30 Las temperaturas necesariamente altas requieren un límite superior de la resistencia de 1000 MPa en productos planos de acero provistos de una capa metálica protectora mediante galvanización por inmersión en material fundido. Productos planos de acero con una resistencia aún más alta por lo regular no se dejan galvanizar térmicamente ya que como consecuencia del calentamiento asociado con esto sufren pérdidas considerables de resistencia causadas por efectos de templado. En la actualidad, los productos planos de acero de alta resistencia regularmente se proveen de manera electroquímica de una capa metálica protectora. Esta etapa de operación presupone una superficie impecablemente limpia, que en la práctica puede garantizarse solamente mediante un decapado que se realiza antes de la galvanización electrolítica.

40 Por la publicación EP 2 267 176 A1 se conoce un procedimiento para fabricar una banda laminada en frío, de alta resistencia, provista de un revestimiento metálico protector, aplicado por medio de galvanización de inmersión en material fundido, el cual comprende las siguientes etapas de operación:

- laminación en caliente de una banda laminada en caliente a partir de una plancha gruesa,
- laminación en frío de una banda laminada en caliente para producir una banda laminada en frío,
- tratamiento térmico de la cinta laminada en frío, en cuyo caso durante este tratamiento térmico

45 - la banda laminada en frío se calienta con una velocidad media de calentamiento de máximo 2 °C/s desde una temperatura que es alrededor de 50 °C más baja que la temperatura de Ac3 del acero, del cual está compuesto la cinta laminada en frío, a la respectiva temperatura de Ac3,

- la banda laminada en frío se mantiene a continuación por al menos 10 s a una temperatura que corresponde al menos a la respectiva temperatura de Ac3,

50 -después de esto se enfría la banda laminada en frío con una velocidad media de enfriamiento de al menos 20 °C/s a una temperatura que se encuentra 100 - 200 °C por debajo de la temperatura de inicio de martensita, y

-finalmente la banda laminada en frío se calienta durante 1 a 600 s a una temperatura de 300 - 600 °C.

Por último, la tira de acero es galvanizada por inmersión en material fundido. El recubrimiento metálico aplicado en este caso es preferiblemente un recubrimiento de zinc. De esta manera, debe obtenerse como resultado una banda laminada al frío que posee características mecánicas optimizadas tales como una resistencia a la tracción de al menos 1200 MPa, una elongación de al menos 13 % y una ampliación de abertura de al menos 50 %.

La banda laminada al frío, tratada de la manera descrita previamente, debe componerse de un acero que además de hierro e impurezas inevitables (en % en peso) contiene 0,05 - 0,5 % de C, 0,01 - 2,5 % de Si, 0,5 - 3,5 % de Mn, 0,003 - 0,100 % de P, hasta 0,02 % S y 0,010 - 0,5 de Al. Al mismo tiempo, el acero debe presentar una microestructura que tenga (en % de superficie) hasta 10 % de ferrita, hasta 10 % de martensita y 60 - 95 % de martensita templada y además 5 - 20 % de austenita residual, que se determina mediante difracción de rayos X. Además, el acero puede contener (en % en peso) 0,005 - 2,00 % de Cr, 0,005 - 2,00 % de Mo, 0,005 - 2,00 % de V, 0,005 - 2,00 % de Ni y 0,005 - 2,00 % de Cu así como 0,01 - 0,20 % de Ti, 0,01 - 0,20 % de Nb, 0,0002 - 0,005 % de B, 0,001 - 0,005 % de Ca y 0,001 - 0,005 % de elementos de tierras raras.

Además del estado de la técnica explicado antes, de la publicación CA 2 734 976 (WO 2010/029983) se conoce un acero con buena tenacidad y ductilidad, el cual debe presentar una resistencia a la tracción de al menos 980 MPa. El acero contiene además, junto al hierro y a las impurezas inevitables (en % en peso) 0,17 - 0,73 % de C, hasta 3,0 % de Si, 0,5 - 3,0 % de Mn, hasta 0,1 % de P, hasta 0,07 % de S, hasta 3,0 de Al y hasta 0,010 % de N. En este caso, la suma de los contenidos de Al y Si debe ser de al menos 0,7 %. Al mismo tiempo, respecto de la totalidad de todos los componentes microestructurales de la fracción de martensita en la microestructura del acero, la fracción de martensita debe ser de 10-90 %, la fracción de austenita residual debe estar en el intervalo de 5 - 50 % y la fracción de bainita ferrítica que proviene de "bainita superior" es de al menos 5 %. Como "bainita superior" se designa en este caso una bainita en la cual se encuentran presentes granos finos de carburo distribuidos de manera uniforme, tal como no pueden encontrarse en la "bainita inferior". Contenidos más altos de bainita superior de 17 % y más, documentados mediante ejemplos de realización, se consideran ventajosos con el fin de generar contenidos más altos de austenita residual en la microestructura, buscados en este estado de la técnica.

Finalmente, el estado de la técnica en la publicación EP 2 546 368 A1 divulga nuevamente un procedimiento para la fabricación de una chapa de acero de alta resistencia, en el cual la chapa se mantiene durante 15-100 segundos en el intervalo de una temperatura de detención del enfriamiento de Ms a (Ms-150°C), con el fin de permitir que una parte del austenita no convertida avance hasta la conversión de martensita. Ante los antecedentes del estado de la técnica previamente explicado, el objetivo de la invención consistió en especificar un producto plano de acero de alta resistencia que pudiera fabricarse de manera económica, el cual tuvieran propiedades mecánicas más optimizadas, que se expresaran principalmente en una muy buena propiedad de flexión.

Además, debía especificarse un procedimiento para la fabricación de un producto plano de acero de este tipo. Este procedimiento debía incorporarse principalmente a un proceso para la galvanización por inmersión en material fundido de productos planos de acero.

Respecto del producto plano de acero, este objetivo se logra de acuerdo con la invención al tener un producto de este tipo las características indicadas en la reivindicación 1. Respecto del procedimiento, la solución de acuerdo con la invención del objetivo antes mencionado consiste en que al fabricar un producto plano de acero según la invención al menos se cumplen las etapas de operación mencionadas en la reivindicación 6. Con el fin de permitir una incorporación del procedimiento según la invención a un proceso para la galvanización por inmersión en material fundido, en este caso pueden realizarse adicionalmente, de manera opcional, las etapas de operación indicadas en la reivindicación 7.

En las reivindicaciones dependientes se indican realizaciones ventajosas de la invención y a continuación se explican en particular junto con el concepto inventivo general.

Un producto plano de acero según la invención que está provisto de una capa metálica protectora aplicada mediante galvanización térmica, posee una resistencia a la tracción R_m de al menos 1200 MPa. Además, el producto plano de acero según la invención se caracteriza regularmente por

- un límite elástico $R_{p0,2}$ de 600 - 1400 MPa,

- una proporción de límites de estiramiento R_p/R_m de 0,40 - 0,95,

- una elongación A_{50} de 10 - 30 %,

- un producto $R_m \cdot A_{50}$ de la resistencia a la tracción R_m y la elongación A_{50} de 15.000 - 35.000 MPa*%,

- una ampliación de abertura de λ : 50 - 120 %

$(\lambda = (d_f - d_0) / d_0)$ en [%] en la cual d_f = diámetro de abertura después de la ampliación y d_0 = diámetro de abertura antes de la ampliación)

y

- un intervalo para el ángulo de flexión permitido α (después de resiliencia a un radio de mandril = 2 x grosor de chapa) de 100° - 180° (que puede determinarse de acuerdo con la norma DIN EN 7438).

- 5 Para este propósito, un producto plano de acero según la invención se compone de un acero que además de hierro e impurezas inevitables contiene (en % en peso) C: 0,10 - 0,50 %, Si: 0,1 - 2,5 %, Mn: 1,0 - 3,5 %, Al: hasta 2,5 %, P: hasta 0,020 %, S: hasta 0,003 %, N: hasta 0,02 %, y opcionalmente de uno o varios de los elementos "Cr, Mo, V, Ti, Nb, B y Ca" en los siguientes contenidos: Cr: 0, 1 - 0,5 %, Mo: 0, 1 - 0,3 %, V: 0,01 - 0,1 %, Ti: 0,001 - 0,15 %, Nb: 0,02 - 0,05 %, en cuyo caso para la suma $\Sigma(V, Ti, Nb)$ de los contenidos de V, Ti y Nb se aplica que $\Sigma(V, Ti, Nb)$ es de máximo 0,2 %, B: 0,0005 - 0,005 %, Ca: hasta 0,01 %.

Para las propiedades mecánicas superiores del producto plano de acero según la invención es esencial que una microestructura con menos de (en % de superficie) 5 % de ferrita, menos de 5 % de bainita, 5 - 70 de martensita no templada, 5 - 30 % de austenita residual y 25 - 80 % de martensita templada. En tal caso, al menos 99 % de la cantidad de carburo de hierro contenido en la martensita templada tiene un tamaño de menos de 500 nm.

- 15 Las fracciones de fase de martensita no templada y templada, de bainita y de ferrita se determinan en este caso de manera habitual formidable con la norma ISO 9042 (determinación óptica). La austenita residual puede determinarse adicionalmente por medio de refractometría de rayos X con una exactitud de +/- 1 % de superficie.

- 20 Por consiguiente, el contenido de la llamada "martensita sobre-templada" en un producto plano de acero según la invención se reduce a un mínimo. La martensita sobre-templada se caracteriza porque más de 1 % de la cantidad de granos de carburo (carburo de hierro) son de más de 500 nm de tamaño. La martensita sobre-templada puede establecerse a manera de ejemplo en el microscopio electrónico de barrido, a una ampliación de 20.000 veces, en muestras de acero que han sido corroídas con ácido nítrico al 3 %. Evitando martensita sobre-templada, un producto plano de acero según la invención obtiene propiedades mecánicas óptimas que tienen un efecto favorable principalmente con respecto a sus propiedades de flexión que se caracterizan por el ángulo de fricción alto α de 100° a 180°.

- 25 El contenido de C del acero de un producto plano de acero según la invención se limita a valores entre 0,10 y 0,50 % en peso. El carbono influye en un producto plano de acero según la invención de maneras diversas. Primero, C desempeña un gran papel en la formación de la austenita y la disminución de la temperatura de Ac3. De esta manera, una concentración suficiente de C hace posible una austenitización completa a temperaturas ≤ 960 °C incluso si al mismo tiempo se encuentran presentes elementos tales como Al, los cuales incrementan la temperatura de Ac3. Al templar, la austenita residual se estabiliza adicionalmente por la presencia de C. Este efecto continúa durante el paso de partición (partitioning). Una austenita residual estable conduce a un área de elongación máxima en la cual la acción del efecto de TRIP (TRansformation Induced Plasticity o plasticidad inducida por transformación) se hace notable. Además, la resistencia de la martensita se ve influenciada de la manera más fuerte por el respectivo contenido de C. Contenidos demasiado altos de C conducen a un desplazamiento tan fuerte de la temperatura de inicio de martensita hacia temperaturas cada vez más bajas que la creación del producto plano de acero según la invención se dificulta excesivamente. Además, la capacidad de soldarse puede verse negativamente influenciada por contenidos demasiado altos de C.

- 40 Con el fin de garantizar una buena calidad de la superficie de un producto plano de acero según la invención, el contenido de Si en el acero del producto plano de acero según la invención debe ser de menos de 2,5 % en peso. Sin embargo el silicio es importante para la supresión de la formación de cementita. Al formarse cementita, C fraguaría como carburo y ya no estaría entonces disponible para la estabilización de la austenita residual. Además, la elongación se empeoraría. La acción lograda mediante la adición de Si también puede alcanzarse parcialmente mediante la adición de aluminio a la aleación. Sin embargo, siempre debe estar presente un mínimo de 0,1 % en peso de Si en el producto plano de acero según la invención para aprovechar su acción positiva.

- 45 Para la templabilidad del producto plano de acero según la invención y para impedir la formación de perlita durante el enfriamiento son importantes contenidos de manganeso de 1,0 - 3,5 % en peso, principalmente hasta de 3,0 % en peso. Estas propiedades permiten la formación de una microestructura de partida que se compone de martensita y austenita residual y como tal es adecuada para la etapa de partición realizada de acuerdo con la invención. Además, el manganeso ha demostrado ser ventajoso con respecto al ajuste de tasas de enfriamiento comparativamente bajas, por ejemplo más rápidas que -100 K/s. Una concentración demasiado alta de Mn tiene por lo contrario una influencia negativa en las propiedades de elongación y en la capacidad de soldarse de un producto plano de acero según la invención.

5 El aluminio se encuentra presente en el acero de un producto plano de acero según la invención en contenidos hasta de 2,5 % para la desoxidación y para el fijado de nitrógeno que está opcionalmente presente. Tal como se ha mencionado, Al también puede usarse para suprimir cementita y en este caso no repercuten tan negativamente en la naturaleza de la superficie como altos contenidos de Si. Sin embargo, Al no es tan efectivo como Si e incrementa además la temperatura de austenitización. Por lo tanto, el contenido de Al de un producto plano de acero según la invención se limita a máximo 2,5 % en peso y preferiblemente a valores entre 0,01 y 1,5 % en peso.

El fósforo no es favorable para la capacidad de soldadura y por lo tanto debe estar presente en el acero de un producto plano de acero según la invención en contenidos de menos de 0,02 % en peso.

10 El azufre, en concentración suficiente, conduce a la formación de MnS y de (Mn,Fe)S, lo cual repercute negativamente en la elongación. Por lo tanto, el contenido de S en el acero de un producto plano de acero según la invención debe encontrarse por debajo de 0,003 % en peso.

Fijado como nitruro, el nitrógeno en el acero de un producto plano de acero según la invención repercute perjudicialmente en la ductilidad. El contenido de N de un producto plano de acero según la invención debe ser, por lo tanto, de menos de 0,02 % en peso.

15 Para mejorar propiedades determinadas, en el acero de un producto plano de acero según la invención pueden estar presentes "Cr, Mo, V, Ti, Nb, B y Ca".

20 De esta manera, en vista de una optimización de la resistencia, al acero de un producto plano de acero según la invención puede ser conveniente adicionar uno o varios de los elementos de micro-aleación V, Ti y Nb. Estos elementos contribuyen a una resistencia superior mediante la formación de carburos o nitruros de carbono muy finamente distribuidos. Un contenido mínimo de Ti de 0,001 % en peso conduce a una congelación de los límites del grano y de las fases durante la etapa de partición. Una concentración demasiado alta de V, Ti y Nb también puede repercutir perjudicialmente en la estabilización de la austenita residual. Por lo tanto, la suma de los contenidos de V, Ti y Nb en un producto plano de acero según la invención se limita a 0,2 % en peso.

25 El cromo es un inhibidor efectivo de la perlita, contribuyen a la resistencia y por lo tanto pueden adicionarse al acero del producto plano de acero según la invención hasta en 0,5 % en peso. Por encima de 0,5 % en peso existe el riesgo de oxidación pronunciada, en el límite de los granos. Con el fin de poder aprovechar de manera segura la influencia positiva de Cr, el contenido de Cr debe fijarse en 0,1 - 0,5 % en peso.

30 El molibdeno también es un elemento muy activo, como Cr, para suprimir la formación de perlita con el fin de aprovechar efectivamente esta influencia, al acero de un producto plano de acero según la invención puede adicionarse 0,1 - 0,3 % en peso.

35 El boro se segrega en los límites del grano y frena su movimiento. En contenidos desde 0,0005 % en peso, esto conduce a microestructuras de granos finos, lo cual repercute ventajosamente en las propiedades mecánicas. Al adicionar B, sin embargo, tiene que estar presente suficiente Ti para la fijación del N. A un contenido de aproximadamente 0,005 % en peso ocurre en una saturación de la influencia positiva de B. Por lo tanto, el contenido de B se establece en 0,0005 - 0,005 % en peso.

El calcio, en contenidos hasta de 0,01 % en peso en el acero de un producto plano de acero según la invención, se emplea para fijar azufre y para la modificación de la inclusión.

40 El equivalente de carbono, CE, es un parámetro importante para la descripción de la capacidad de soldadura. En el acero de un producto plano de acero según la invención debe encontrarse en el intervalo de 0,35 - 1,2, principalmente de 0,5 - 1,0. Para calcular el equivalente de carbono, CE, se usa aquí una fórmula desarrollada por la American Welding Society (AWS) y divulgada en la publicación D1.1/D1.1M:2006, Structural Welding Code - Steel. Section 3.5.2. (Tabla 3.2). pp. 58 y 66:

$$CE = \%C + (\%Mn + \%Si) / 6 + (\%Cr + \%Mo + \%V) / 5 + (\%Ni + \%Cu) / 15,$$

en la cual

45 %C: contenido de C en el acero,

%Mn: contenido de Mn en el acero,

%Si: contenido de Si en el acero,

%Cr: contenido de Cr en el acero,

%Mo: contenido de Mo en el acero,

%V: contenido de V en el acero,

%Ni: contenido de Ni en el acero,

%Cu: contenido de Cu en el acero.

5 El procedimiento de la invención para fabricar un producto plano de acero, de alta resistencia, provisto de un recubrimiento metálico protector mediante gálibano metería por inmersión en material fundido, comprende las siguientes etapas de operación:

10 Se proporciona un producto plano de acero, no galvanizado, es decir todavía no provisto del respectivo recubrimiento protector, y dicho producto plano de acero se genera del mismo acero que el producto plano de acero según la invención, ya explicado previamente. El acero del cual se compone el producto plano de acero contiene, por consiguiente, además de hierro e impurezas inevitables (en % en peso) C: 0,10 - 0,50 %, Si: 0,1 - 2,5 %, Mn: 1,0 - 3,5 %, Al: hasta 2,5 %, P: hasta 0,020 %, S: hasta 0,003 %, N: hasta 0,02 %, así como opcionalmente uno o varios de los elementos "Cr, Mo, V, Ti, Nb, B y Ca" en los siguientes contenidos: Cr: 0,1 - 0,5 %, Mo: 0,1 - 0,3 %, V: 0,01 - 0,1 %, Ti: 0,001 - 0,15 %, Nb: 0,02 - 0,05 %, en cuyo caso para la suma $\Sigma(V,Ti,Nb)$ de los contenidos de V, Ti y Nb se aplica $\Sigma(V,Ti,Nb) \leq 0,2$ %, B: 0,0005 - 0,005 %, Ca: hasta 0,01 %. El producto plano de acero proporcionado
15 puede ser principalmente un producto plano de acero laminado en frío. Sin embargo, también es concebible, tratar un producto plano de acero laminado en caliente de la manera según la invención.

20 El producto plano de acero proporcionado de esta manera se calienta luego a una temperatura de austenitización T_{HZ} por encima de la temperatura de A_{c3} del acero del producto plano de aceros y con un máximo de 960 °C a una velocidad de calentamiento θ_{H1} , θ_{H2} de al menos 3 °C/s. Calentando rápidamente el tiempo de proceso se abrevia y se mejora la eficiencia económica total del procedimiento.

El calentamiento a la temperatura de austenitización T_{HZ} puede realizarse en dos etapas consecutivas sin interrupción a diferentes velocidades de calentamiento θ_{H1} , θ_{H2} .

25 El calentamiento a temperaturas más bajas, es decir por debajo de T_W , puede efectuarse en este caso muy rápidamente con el fin de incrementar la eficiencia económica del proceso. A temperaturas más altas comienza la disolución de carburos. Para esto son ventajosas velocidades de calentamiento θ_{H2} más bajas con el fin de alcanzar una distribución uniforme del carbono y de otros elementos posibles de la aleación, tales como por ejemplo Mo o Cr. Los carburos se disuelven ya de una manera controlada por debajo de la temperatura A_{c1} , con el fin de aprovechar la difusión más rápida en la ferrita en comparación con la difusión más lenta en la austenita. Por lo tanto, los átomos disueltos pueden distribuirse más uniformemente en el material como resultado de una velocidad de calentamiento
30 θ_{H2} más baja.

35 Con el fin de generar un material tan homogéneo como sea posible, es favorable una tasa de calentamiento θ_{H2} limitada, incluso durante la conversión a austenita, es decir entre A_{c1} y A_{c3} . Esto contribuye a una microestructura inicial homogénea antes de templar y, por lo tanto, a una martensita distribuida de manera uniforme y a una austenita residual fina después del templado y, por último, a propiedades mecánicas mejoradas del producto plano de aceros.

Ha resultado ser conveniente disminuir la velocidad de calentamiento a temperaturas entre 200 - 500 °C. En tal caso se muestra de manera sorprendente que incluso todavía pueden establecerse velocidades de calentamiento de 3 - 10 °C/s sin arriesgar el resultado buscado.

40 Por consiguiente, durante el calentamiento de dos etapas, con el fin de alcanzar las propiedades buscadas según la invención de un producto plano de acero, la velocidad de calentamiento θ_{H1} de la primera etapa puede ser de 5-25 °C/s y la velocidad de calentamiento θ_{H2} de la segunda etapa puede ser de 3-10 °C/s, principalmente 3-5 °C/s. En tal caso, el producto plano de acero con la primera velocidad de calentamiento θ_{H1} puede calentarse a una temperatura intermedia T_W de 200 - 500 °C, principalmente de 250 - 500 °C, y a continuación puede proseguirse el calentamiento con la segunda velocidad de calentamiento θ_{H2} hasta la temperatura de austenitización T_{HZ} .

45 Después que se ha alcanzado la temperatura de austenitización T_{HZ} , el producto plano de acero se mantiene de acuerdo con la invención a la temperatura de austenitización T_{HZ} por una duración de austenitización t_{HZ} de 20 - 180 s. La temperatura de recocido en la zona de mantenimiento debe encontrarse en este caso por encima de la temperatura de A_{c3} , con el fin de alcanzar una austenitización completa.

50 La temperatura de A_{c3} del acero respectivo es una función del análisis y puede registrarse ya sea mediante técnicas de medición convencionales o determinarse, por ejemplo, con la siguiente ecuación empírica (contenidos de aleación usados en % en peso):

$$A_{c3} [^\circ \text{C}] = 910 - 203\sqrt{\% \text{C}} - 15,2\% \text{Ni} + 44,7\% \text{Si} + 31,5\% \text{Mo} + 104\% \text{V}$$

en la cual

%C: contenido de C en el acero,

%Ni: contenido de Ni en el acero,

%Si: contenido de Si en el acero,

%Mo: contenido de Mo en el acero,

5 %V: contenido de V en el acero.

Después del recocido a temperaturas por encima de A_{c3} el producto plano de acero se enfría a una temperatura de detención del enfriamiento T_Q , que es superior a la temperatura de detención de martensita T_{Mf} e inferior a la temperatura de inicio de martensita T_{Ms} ($T_{Mf} < T_Q < T_{Ms}$), con una velocidad de enfriamiento θ_Q .

10 El enfriamiento a la temperatura de detención de enfriamiento T_Q se efectúa de acuerdo con la invención con la condición de que la velocidad de enfriamiento θ_Q es al menos igual, de preferencia más rápida que una velocidad de enfriamiento mínimo $\theta_{Q(\min)}$ ($\theta_Q \leq \theta_{Q(\min)}$). La velocidad de enfriamiento mínimo $\theta_{Q(\min)}$ puede calcularse en este caso de acuerdo con la siguiente fórmula empírica:

$$\theta_{Q(\min)} [^{\circ}\text{C/s}] = -314,35 \text{ } ^{\circ}\text{C/s} + (268,74\%C + 56,27\%Si + 58,50\%Al + 43,40\%Mn + 195,02\%Mo + 166,60\%Ti + 199,19\%Nb) \text{ } ^{\circ}\text{C}/(\% \text{ en peso } * s)$$

con

15 %C: contenido de C en el acero,

%Si: contenido de Si en el acero,

%Al: contenido de Al en el acero,

%Mn: contenido de Mn en el acero,

%Mo: contenido de Mo en el acero,

20 %Ti: contenido de Ti en el acero,

%Nb: contenido de Nb en el acero;

De manera típica, la velocidad de enfriamiento θ_Q se encuentra en el intervalo de $-20 \text{ } ^{\circ}\text{C/s}$ a $-120 \text{ } ^{\circ}\text{C/s}$. Con velocidades de enfriamiento θ_Q de $-51 \text{ } ^{\circ}\text{C/s}$ a $-120 \text{ } ^{\circ}\text{C/s}$ puede cumplirse seguramente la condición de $\theta_Q \leq \theta_{Q(\min)}$ en la práctica incluso en aceros que tienen un bajo contenido de C o Mn.

25 Al cumplir la velocidad de enfriamiento mínimo $\theta_{Q(\min)}$ se impide seguramente una conversión ferrítica bainítica y se establecen una microestructura de martensita en el producto plano de acero hasta con 30 % de austenita residual.

30 Cuánta martensita se genera realmente durante el enfriamiento depende de que tanto se enfríe el producto plano de acero en el transcurso del enfriamiento por debajo de la temperatura de inicio de martensita (T_{Ms}) y del tiempo de sostenimiento t_Q , durante el cual se mantiene el producto plano de acero después del enfriamiento acelerado a la temperatura de detención del enfriamiento. Según la invención, para el tiempo de sostenimiento t_Q se prevé un intervalo de 10-60 segundos, principalmente 12 - 40 s. Durante los primeros 3 a 5 segundos del sostenimiento, aproximadamente, tiene lugar una homogeneización térmica en paralelo a la transformación martensítica. En los siguientes segundos, por medio de difusión de C, se fijan desplazamientos y aparecen las deposiciones más finas. Por lo tanto, una extensión en el tiempo de sostenimiento causa inicialmente un incremento en el contenido de martensita, por lo tanto, en el límite elástico. A medida que el tiempo de sostenimiento se incrementa, se debilita este efecto y según la experiencia después de aproximadamente 60 segundos puede observarse una reducción del límite elástico.

40 En paralelo al incremento del límite elástico, mediante el enfriamiento realizado según la invención a la temperatura de detención de enfriamiento y del subsiguiente sostenimiento del producto plano de acero a esta temperatura durante los tiempos pre definidos según la invención, puede lograrse un mejoramiento de la ductilidad. Si la resistencia a la tracción y la extensión a la tracción se maximizan, el tiempo de sostenimiento t_Q debe mantenerse más bien en el intervalo más bajo, es decir entre 10-30 segundos. Tiempos de sostenimiento t_Q más largos de 30 a 60 s tienden a repercutir positivamente en la ductilidad. Esto se refiere principalmente al ángulo de flexión.

La temperatura de inicio de martensita T_{MS} puede estimarse por medio de la siguiente ecuación:

$$T_{MS} [^{\circ}\text{C}] = 539^{\circ}\text{C} + (-423\% \text{C} - 30,4\% \text{Mn} - 7,5\% \text{Si} + 30\% \text{Al}) \text{ } ^{\circ}\text{C} / \% \text{ en peso}$$

en la cual

%C: contenido de C en el acero,

5 %Si: contenido de Si en el acero,

%Al: contenido de Al en el acero,

%Mn: contenido de Mn en el acero.

La temperatura de detención de martensita T_{Mf} puede calcularse en la práctica por medio de la ecuación

$$T_{Mf} = T_{MS} - 272 \text{ } ^{\circ}\text{C}$$

10 esta ecuación ha sido derivada de la ecuación de Koistinen-Marburger (véase D. P. Koistinen, R.E. Marburger, Acta Metall. 7 (1959), página 59) con base en las siguientes suposiciones:

a) la conversión de martensita se considera completa si se alcanza una proporción de martensita de 95 %.

b) la constante α que depende de la composición es de -0,011.

c) la temperatura de detención de martensita es igual a la temperatura de detención de enfriamiento.

15 De manera típica, la temperatura de detención de enfriamiento T_Q es de al menos 200 °C.

Después enfriar y sostener el producto plano de acero a la temperatura de detención de enfriamiento T_Q , el producto plano de acero se calienta a partir de la temperatura de detención de enfriamiento T_Q con una velocidad de calentamiento θ_{P1} de 2 - 80 °C/s, principalmente de 2 - 40 °C/s, a una temperatura T_P que es de 400 - 500 °C, principalmente de 450 - 490 °C.

20 El calentamiento a la temperatura T_P se efectúa en este caso preferiblemente dentro de un tiempo de calentamiento t_A de 1 - 150 s, para lograr una eficiencia económica óptima.

El calentamiento puede producir al mismo tiempo una contribución x_{Dr} a una longitud de difusión x_D ilustrada con mayor detalle más adelante.

25 El propósito de calentamiento y a continuación de un sostenimiento realizado adicionalmente de manera opcional del producto plano de acero a la temperatura T_P por una duración de sostenimiento t_{Pi} hasta de 500 s es el enriquecimiento de la austenita residual con carbono desde la martensita sobresaturada. Esto se refiere a la "partición del carbono", también denominada en el lenguaje especializado "partitioning". La duración de sostenimiento t_{Pi} es principalmente hasta de 200 s, en cuyo caso las duraciones de sostenimiento t_{Pi} de menos de 10 s son particularmente adecuadas en la práctica.

30 La partitioning puede efectuarse ya durante el calentamiento en forma de la llamada "ramped partitioning", sosteniendo después del calentamiento a la temperatura de partición T_P (la llamada partitioning "isotérmica") o mediante una combinación de partitioning isotérmica y ramped. De esta manera pueden lograrse las temperaturas altas necesarias para la siguiente galvanización por inmersión en material fundido sin que ocurran efectos particulares de templado, es decir un sobre-templado de la martensita. La velocidad de calentamiento θ_{P1} más lenta, buscada en el caso de ramped partitioning, en comparación con la partitioning isotérmica, permite un control particularmente preciso de la temperatura de partición T_P respectivamente predefinida en caso de empleo reducido de energía, ya que gradientes de temperatura más altos requieren un gasto de energía superior en la planta.

35 Las influencias negativas de martensita sobre-templada, como carburos gruesos que bloquean la elongación plástica y repercuten negativamente en la resistencia de la martensita, así como las propiedades de ductilidad, el ángulo de fricción y la expansión de abertura, son evitadas mediante el calentamiento según la invención a la temperatura de sostenimiento T_P , en cuyo caso el sostenimiento opcional en el caso de la temperatura de partición incrementa adicionalmente la seguridad de impedir martensita sobre-templada. La formación de carburos y la descomposición de austenita residual se suprimen de manera dirigida principalmente cumpliendo con todo el tiempo de partición t_{PT} predefinido según la invención, constituido por el tiempo t_{PR} de la ramped partitioning y del tiempo de la partitioning isotérmica t_{Pi} , y la temperatura de partición T_P .

45

Al mismo tiempo la temperatura de partición T_P pre definida de acuerdo con la invención garantiza una homogeneización suficiente del carbono en la austenita, en cuyo caso esta homogeneización puede verse afectada por la velocidad de calentamiento θ_{P1} , la temperatura de partición T_P y el sostenimiento realizado opcionalmente a la temperatura de partición T_P durante un tiempo de sostenimiento t_{Pi} adecuado.

- 5 Con el fin de evaluar la homogeneización del carbono en la austenita, se usa la llamada "longitud de difusión x_D ". Por medio de la longitud de difusión x_D pueden compararse entre sí diferentes tasas de calentamiento, temperaturas de partición y posibles tiempos de partición. La longitud de difusión x_D se constituye de una fracción x_{Dr} , que resulta de la ramped partitioning, y de una fracción x_{Di} , que resulta de la partitioning isotérmica ($x_D = x_{Di} + x_{Dr}$). En tal caso, dependiendo de cómo se realice respectivamente el procedimiento, las fracciones x_{Dr} o x_{Di} también pueden ser "0",
10 en cuyo caso como resultado del procedimiento de la invención, la longitud de difusión x_D es siempre en total > 0 .

La longitud de difusión x_{Di} , es decir la contribución a la longitud de difusión x_D obtenida en el transcurso del sostenimiento isotérmico, puede calcularse para la partitioning isotérmica realizada opcionalmente por medio de la siguiente ecuación:

$$x_{Di} = 6 * \sqrt{D * t_{Pi}}$$

- 15 en la cual

t_{Pi} = tiempo por el cual se realiza el sostenimiento isotérmico, en segundos,

$D = D_0 * \exp(-Q/RT)$, $D_0 = 3,72 * 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$,

$Q = 148 \text{ kJ/mol}$, $R = 8,314 \text{ J/(mol} \cdot \text{K)}$,

T = temperatura de partición T_P en Kelvin

- 20 Puesto que durante la ramped partitioning no tiene lugar la redistribución del carbono de manera isotérmica, para calcular la longitud de difusión x_D lograda por la duración de calentamiento se usa una aproximación numérica:

$$x_{Dr} = \sum_j (6 * \sqrt{D_j * \Delta t_{Pr,j}})$$

- en la cual $\Delta t_{Pr,j}$ es el lapso entre dos cálculos indicados en segundos y D_j es el coeficiente de difusión D actual en cada caso, calculado como se ha indicado previamente, en el instante del lapso respectivo. En la determinación del lapso $\Delta t_{Pr,j}$ se supone a manera de ejemplo que entre dos cálculos ha pasado respectivamente 1 segundo ($\Delta t_{Pr,j} = 1 \text{ s}$).
25

Básicamente, para la duración t_{Pr} de la partición durante el calentamiento a la temperatura de partición T_P se aplica:

$$t_{Pr} [\text{s}] = 0 - t_A.$$

- Es decir que en casos en los cuales el calentamiento a la temperatura de partición T_P se efectúa tan rápido que durante el calentamiento no ocurre una redistribución significativa del carbono, puede suponerse la duración $t_{Pr} = 0$ y por consiguiente también la contribución $x_{Dr} = 0$. Un modo de operación particularmente económico resulta si la duración t_{Pr} de la partición se limita a máximo 85 s.
30

El procedimiento de la invención proporciona resultados óptimos de operación si la suma de las longitudes de difusión x_{Di} , x_{Dr} a tener en cuenta respectivamente es de al menos $1,0 \mu\text{m}$, principalmente de al menos $1,5 \mu\text{m}$.

- 35 Ajustando los parámetros de operación durante el tratamiento térmico de tal manera que la longitud de difusión aumente, el ángulo de flexión del respectivo producto plano de acero puede mejorarse, mientras que la expansión de abertura se ve afectada sólo levemente. En el caso de la longitud de difusión que aumenta aún más, también puede mejorarse la expansión de abertura, aunque esto puede acompañarse por un deterioro en las propiedades de flexión. Longitudes de difusión todavía más grandes causan finalmente el deterioro tanto de las propiedades de flexión como también de la expansión de la abertura. Resultados de operación óptimos resultan si durante el procedimiento de la invención se ajustan los parámetros de operación de tal manera que se logran longitudes de difusión de $1,5 - 5,7 \mu\text{m}$, principalmente de $2,0 - 4,5 \mu\text{m}$.
40

- 5 Por medio de la longitud de difusión x_D o mediante una modificación de las magnitudes de influencia que son esenciales para su respectivo valor, mediante interacción con el paso de enfriamiento y de sostenimiento que preceden a la partición, también puede verse afectada la relación de límite elástico. Si, por ejemplo, se genera un alto contenido de martensita de 40 % y más seleccionando una baja temperatura de detención de enfriamiento T_Q y/o un tiempo de sostenimiento t_Q largo en el paso de enfriamiento, seleccionando una alta temperatura de partición T_P y un tiempo de partición t_{P1} se logra una longitud de difusión x_D mayor y con esto, en últimas, una alta relación de límite elástico. Si se genera menos de aproximadamente 40 % de martensita, entonces la influencia de la longitud de difusión x_D en la relación de límite elástico es más bien baja.
- 10 La relación de límite elástico es una medida del potencial de solidificación del acero. Una relación relativamente baja de límite elástico, de aproximadamente 0,50 repercute positivamente en la extensión por tracción, pero de manera desfavorable para la expansión de abertura y el ángulo de flexión. Una relación más alta de límite elástico de aproximadamente 0,90 puede mejorar la expansión de abertura y las propiedades de flexión, pero conduce a merma durante la extensión por tracción.
- 15 Después de la partición, el producto plano de acero se enfría desde la temperatura de partición T_P con una velocidad de enfriamiento θ_{P2} que es de -3 °C/s a -25 °C/s, principalmente de -5 °C/s a -15 °C/s.
- Si el producto plano de acero según la invención en el transcurso del procedimiento según la invención se proveen de una galvanización por inmersión en material fundido, se enfría a partir de la temperatura de partición T_P con la velocidad de enfriamiento θ_{P2} primero a una temperatura de entrada al baño de fusión T_B de 400 - <500 °C.
- 20 A continuación, para el galvanizado por inmersión en material fundido el producto plano de acero pasa a un baño de fusión; al abandonar este, se establece el grosor del revestimiento protector generado sobre el producto plano de acero de manera convencional, por ejemplo por medio de boquillas de decapado.
- El producto plano de acero, provisto del revestimiento protector, que sale del baño de fusión, se enfría con la velocidad de enfriamiento θ_{D2} a temperatura ambiente con el fin de generar nuevamente martensita.
- 25 El procedimiento según la invención es particularmente adecuado para fabricar productos planos de acero que están provistos de un recubrimiento de zinc. Sin embargo, también son posibles otros recubrimientos metálicos, aplicables mediante galvanización por inmersión en material fundido sobre el respectivo producto plano de acero, tales como revestimientos protectores de ZnAl, ZnMg o similares.
- 30 El producto fabricado de acuerdo con la invención tiene una microestructura con (datos respectivamente en % de superficie) 25 a 80 % de martensita templada (martensita de la primera etapa de enfriamiento), 5 a 70 % de martensita nueva, no templada (martensita de la segunda etapa de enfriamiento), 5 a 30 % de austenita residual, menos de 5 % de bainita (incluido 0 %) y menos de 5 % de ferrita (incluido 0 %).
- 35 Ferrita: ferrita es un componente de microestructura que en comparación con la martensita sólo hace una contribución menor a la resistencia del material generado de acuerdo con la invención. Por esto la presencia de ferrita en la microestructura de un producto plano de acero generado de acuerdo con la invención no es deseable y siempre debe ser de menos de 5 % de superficie.
- Bainita: durante la conversión de fase de austenita a bainita, parte del carbono disuelto en el material se reúne antes del límite de fase de austenita-bainita, otra parte se incorpora a la bainita durante la conversión de bainita. Por lo tanto, en el caso de una formación de bainita, para el enriquecimiento en la austenita residual se encuentra disponible una parte del carbono más baja que en el caso de no haber formación de bainita. Con el fin de tener tanto carbono como sea posible disponible para la austenita residual, el contenido de bainita debe ajustarse tan bajo como sea posible. Con el fin de lograr un perfil de propiedades ventajoso de manera óptima, el contenido de bainita se limita según la invención a máximo 5 % de superficie. En el caso ideal, la formación de la bainita puede impedirse completamente, es decir el contenido de bainita puede reducirse hasta 0 % de superficie.
- 40
- 45 Martensita templada: la martensita templada es, en forma de la martensita que se encuentra presente antes de la partición, la fuente para el carbono que se difunde en la austenita residual durante el tratamiento de partición, y la estabiliza. Con el fin de tener suficiente carbono disponible, el contenido de la martensita templada debe ser de al menos 25 % de superficie. Sin embargo, no debe encontrarse por encima de 80 % de superficie para que después del primer enfriamiento puedan ajustarse contenidos de al menos 20 % de superficie de austenita residual. El contenido de la austenita residual que se encuentra presente después del primer enfriamiento es la base para la formación de la austenita residual después de completar los tratamientos térmicos y de la martensita no templada de la segunda operación de enfriamiento.
- 50
- 55 Martensita no templada: como componente duro de la microestructura, la martensita contribuyen esencialmente a la resistencia del material. Con el fin de lograr valores altos de resistencia, el contenido de la martensita no templada no debe ser inferior a 5 % de superficie, y el de la martensita templada no debe ser inferior a 25 % de superficie. El contenido de la martensita no templada no debe ser superior a 70 % de superficie y el contenido de la martensita templada no debe ser superior a 80 % de superficie para garantizar una formación de suficiente austenita residual.

Austenita residual presente en el producto final a temperatura ambiente: la austenita residual contribuye al mejoramiento de las propiedades de elongación. El contenido debe ser de al menos 5 % de superficie con el fin de garantizar una elongación suficiente del material. Si el contenido de austenita residual se encuentra por lo contrario por encima del 30 % de superficie, esto significa que para el aumento de la resistencia hay demasiado poca martensita disponible.

El procedimiento según la invención hace posible fabricar un producto plano de acero refinado, con una resistencia a la tracción de 1200 a 1900 MPa, un límite elástico de 600 a 1400 MPa, una relación de límite elástico de 0,40 a 0,95, una elongación (A_{50}) de 10 a 30 % y una ductilidad muy buena. Esto se expresa en que para un producto plano de acero según la invención, el $R_m \cdot A_{50}$ del producto es de 15.000 - 35.000 MPa%. El producto plano de acero según la invención presenta al mismo tiempo un gran ángulo de reflexión α de 100 a 180° (para un radio de mandril = 2,0 * espesor de la chapa de conformidad con la norma DIN EN 7438) y muy buenos valores para la acción de la abertura λ de 50 a 120 % (de acuerdo con ISO-TS 16630). De esta manera, en un producto plano de acero según la invención se combinan una alta resistencia y buenas propiedades de ductilidad.

En la figura 1 se representa una variante del procedimiento según la invención, en la cual el tiempo de calentamiento t_A necesario para el calentamiento del producto plano de acero desde la temperatura de detención de enfriamiento T_Q a la temperatura de partición T_P es igual a la duración t_{Pr} de la Ramped Partitioning y el producto plano de acero en el transcurso de este procedimiento se somete a una galvanización por inmersión en material fundido, en un baño de zinc ("zink pot").

Básicamente, la variante del procedimiento según la invención que comprende galvanización por inmersión en material fundido puede realizarse en una planta de galvanización térmica convencional si se hacen ciertas modificaciones a la misma. Con el fin de alcanzar temperaturas de la banda por encima de 930 °C, se necesitan opcionalmente boquillas cerámicas. Las altas velocidades de enfriamiento θ_Q hasta de -120 K/s pueden lograrse con un enfriamiento moderno de chorro de gas. El calentamiento hasta la temperatura de partición T_P que tiene lugar después de sostener a la temperatura de detención del enfriamiento T_Q puede lograrse empleando un refuerzo. Después de la etapa de partición, la banda pasa a través del baño de material fundido y se enfría en condiciones controladas para una vez más generar nuevamente martensita.

La invención ha sido ensayada por medio de numerosos ejemplos de realización.

En este caso han sido investigadas muestras de bandas de acero laminadas en frío, que se han generado a partir de los aceros A-N indicados en la tabla 1.

Las muestras han pasado las etapas del procedimiento, especificadas de acuerdo con la invención, representadas en la figura 1 con los parámetros de procedimiento indicados en la tabla 2. En este caso, los parámetros de procedimiento han sido variados entre parámetros según la invención parámetros no conformes con la invención con el fin de mostrar los efectos de una manera de proceder por fuera de lo especificado según la invención. El cálculo de la longitud de difusión se basó en lapsos de 1 segundo cada uno.

Las propiedades mecánicas de las muestras de bandas laminadas en frío, obtenidas de esta manera, se recopilan en la tabla 3. Los componentes de la microestructura de las muestras de bandas laminadas en frío se indican en "% de superficie" en la tabla 4. Las fracciones de fase de martensita no templada y templada, de bainita y de ferrita han sido determinadas en este caso de acuerdo con ISO 9042 (determinación óptica). La austenita residual ha sido determinada adicionalmente por medio de disfraz to metería de rayos X con una exactitud de +/- 1 % de superficie. Como trazas "Sp." Se designan fracciones de menos de 5 % de superficie.

En las tablas, las reivindicaciones y la descripción han sido usadas las siguientes abreviaturas:

Abreviatura	Denominación	Unidad
θ_{H1}	Velocidad de calentamiento para la primera fase de calentamiento antes de la austenitización	°C/s
T_W	Temperatura para cambiar de la primera a la segunda fase de calentamiento antes de la austenitización	°C
θ_{H2}	Velocidad de calentamiento para la segunda fase de calentamiento antes de la austenitización	°C/s
T_{HZ}	Temperatura de austenitización	°C
t_{HZ}	Duración de austenitización	S
θ_Q	Velocidad de enfriamiento para templar (quenching) después de la austenitización	°C/s
$\theta_{Q(min)}$	Velocidad de enfriamiento mínima para impedir conversión ferrítica o bainítica	°C/s

ES 2 628 409 T3

Abreviatura	Denominación	Unidad
T_Q	Temperatura de detención de enfriamiento para templar después de la austenitización	°C
t_Q	Duración de sostenimiento a la temperatura de detención de enfriamiento	S
θ_{P1}	Velocidad de calentamiento a la temperatura para partición isotérmica	°C/s
t_A	Duración del calentamiento a la temperatura de partición T_P	S
t_{PR}	Duración para partición durante el calentamiento (ramped partitioning)	s
t_{PI}	Duración de sostenimiento para partición isotérmica	S
t_{PT}	Tiempo total de partición ($t_{PR} + t_{PI}$)	S
T_P	Temperatura para la partición isotérmica	°C
X_D	Longitud de difusión total	mm
X_{Dr}	Longitud de difusión de la ramped partitioning	mm
x_{Di}	Longitud de difusión de la partición isotérmica	mm
θ_{P2}	Velocidad de enfriamiento después de la partición	°C/s
F	Ferrita	%
B	Bainita	%
M_T	Martensita templada (martensita vieja)	%
M_N	Martensita del enfriamiento después de la partición (martensita nueva)	%
RA	Austenita residual	%
$R_{p0,2}$	Límite elástico	MPa
R_m	Resistencia a la tracción	MPa
$R_{p0,2}/R_m$	Relación de límite elástico	-
A_{50}	Elongación	%
$R_m * A_{50}$	Producto de resistencia y elongación (= medida para alta resistencia simultáneamente a una buena ductilidad)	MPa * %
λ	Ampliación de abertura	%
α	Ángulo de fricción (después de resiliencia arrabio de mandril = 2 x espesores de chapa)	o

Tabla 1

Aceiro	C	Si	Mn	Al	P	S	N	Cr	V	Mo	Ti	Nb	B	$\Sigma(MLE)$	CE
A	0,169	1,47	1,55	0,038	0,015	0,0006	0,0037				0,011	0,027		0,04	0,67
B	0,230	1,66	1,87	0,037	0,009	0,0010	0,0049				0,008	0,040		0,05	0,82
C	0,224	0,16	1,67	1,410	0,016	0,0020	0,0042							0,00	0,53
D	0,462	1,30	1,73	0,041	0,013	0,0020	0,0039							0,00	0,96
E	0,331	1,91	1,52	0,035	0,008	0,0010	0,0041				0,071			0,07	0,90
F	0,193	1,41	1,53	0,460	0,009	0,0020	0,0040							0,00	0,68
G	0,183	1,78	2,34	0,032	0,008	0,0020	0,0047				0,047	0,031		0,08	0,87
H	0,196	1,64	3,14	0,012	0,011	0,0010	0,0040				0,008			0,01	0,99
I	0,306	1,70	1,96	0,018	0,013	0,0010	0,0030							0,00	0,92
J	0,150	1,51	2,01	0,010	0,009	0,0010	0,0060	0,25			0,042		0,0015	0,04	0,79
K	0,150	1,43	1,96	0,024	0,009	0,0022	0,0050	0,32			0,124			0,12	0,78
L	0,276	1,05	1,82	0,021	0,012	0,0020	0,0006	0,22			0,133		0,0030	0,13	0,80
M	0,259	0,85	1,58	0,036	0,010	0,0015	0,0070		0,067		0,084		0,0040	0,15	0,68
N	0,174	0,97	1,47	0,028	0,009	0,0010	0,0040			0,23				0,00	0,63

Indicaciones en % en peso, el resto de hierro e impurezas inevitables

Tabla 2 (parte 1)

Acero	Ensayo No.	θ_{H1} [°C/s]	T_w [°C]	θ_{H2} [°C/s]	A_{c3} [°C]	T_{HZ} [°C]	t_{Hz} [s]	$\theta_{Q(min)}$ [°C/s]	θ_Q [°C/s]	T_Q [°C]	T_{MS} [°C]	t_q [s]
A	1	11	270	3	892	920	84	-110	-115	250	411	10
A	2	15	300	4	892	920	84	-110	-70	350	411	20
A	3	5	270	5	892	930	50	-110	-120	270	411	12
A	4	10	300	5	892	830	50	-110	-110	460	411	0
A	5	10	270	3	892	910	110	-110	-110	320	411	10
B	6	18	270	3	887	920	75	-67	-70	310	374	0
B	7	12	375	5	887	930	48	-67	-75	310	374	40
B	8	5	270	5	887	905	115	-67	-70	310	374	40
B	9	14	300	4	887	925	65	-67	-70	250	374	15
B	10	5	300	5	887	820	48	-67	-20	470	374	0
B	11	5	270	5	887	915	80	-67	-75	250	374	10
C	12	11	270	3	821	930	70	-90	-90	290	435	20
C	13	11	270	3	821	930	70	-90	-105	210	435	10
C	14	5	270	5	821	890	125	-90	-95	250	435	12
D	15	6	300	4	832	895	100	-42	-45	250	287	50
D	16	5	270	5	832	880	140	-42	-50	200	287	10
D	17	9	290	3	832	920	55	-42	-50	230	287	15
E	18	5	270	5	879	930	50	-38	-40	310	340	14
E	19	11	290	3	879	920	65	-38	-55	275	340	10
E	20	11	270	4	879	930	55	-38	-10	300	340	0
E	21	10	270	3	879	930	55	-38	-50	300	340	20
F	22	10	350	3	884	930	45	-90	-90	255	414	30
F	23	5	270	5	884	920	55	-90	-50	270	414	15
F	24	5	270	5	884	930	60	-90	-100	310	414	12
F	25	11	270	4	884	890	150	-90	-100	250	414	10
G	26	10	300	5	903	930	60	-48	-60	290	378	10
G	27	11	270	4	903	930	60	-48	-60	250	378	10
H	28	5	270	5	893	930	66	-31	-45	290	348	24
H	29	5	270	5	893	905	80	-31	-40	240	348	24
H	30	10	270	4	893	905	80	-31	-40	240	348	10
H	31	11	300	5	893	930	52	-31	-50	270	348	15
H	32	5	270	5	893	930	52	-31	-30	250	348	0
H	33	9	255	3	893	930	66	-31	-80	210	348	5

ES 2 628 409 T3

Acero	Ensayo No.	θ_{H1} [°C/s]	T_w [°C]	θ_{H2} [°C/s]	A_{c3} [°C]	T_{HZ} [°C]	t_{HZ} [s]	$\theta_{Q(min)}$ [°C/s]	θ_Q [°C/s]	T_Q [°C]	T_{MS} [°C]	t_a [s]
H	34	20	295	3	893	920	70	-31	-60	320	348	12
H	35	5	270	5	893	920	70	-31	-60	270	348	70
I	36	14	310	5	874	905	75	-50	-65	200	337	17
I	37	10	270	3	874	900	73	-50	-70	310	337	15
I	38	10	270	3	874	880	98	-50	-50	285	337	0
I	39	15	290	5	874	930	24	-50	-75	230	337	20
J	40	5	270	5	899	930	20	-94	-95	350	403	10
J	41	20	300	3	899	910	46	-94	-100	200	403	0
J	42	5	270	4	899	910	46	-94	-105	265	403	16
J	43	5	270	5	899	905	78	-94	-100	320	403	12

Tabla 2 (parte 2)

Acero	Ensayo No.	θ_{H1} [°C/s]	T_w [°C]	θ_{H2} [°C/s]	A_{c3} [°C]	T_{HZ} [°C]	t_{HZ} [s]	$\theta_{Q(min)}$ [°C/s]	θ_Q [°C/s]	T_Q [°C]	T_{MS} [°C]	t_a [s]
K	44	10	300	3	895	920	57	-86	-95	300	406	10
K	45	8	270	4	895	920	57	-86	-95	350	406	17
K	46	5	270	5	895	910	83	-86	-87	340	406	0
L	47	5	270	5	850	900	60	-79	-80	220	360	14
L	48	10	290	4	850	875	95	-79	-80	275	360	12
L	49	5	270	5	850	890	75	-79	-90	300	360	18
M	50	5	270	3	852	895	80	-112	-120	240	376	10
M	51	5	270	3	852	870	120	-112	-120	285	376	16
M	52	5	270	3	852	890	75	-112	-115	200	376	80
N	53	10	270	3	876	930	38	-103	-105	350	414	12
N	54	11	270	4	876	900	80	-103	-110	250	414	10
N	55	11	270	4	876	900	80	-103	-115	310	414	10

Tabla 2 (parte 3)

Acero	Ensayo No.	θ_{P1} [°C/s]	t_{PR} [s]	t_{PI} [s]	T_P [°C]	x_D [mm]	θ_{P2} [°C/s]	¿Según la invención?
A	1	6,5	30,8	5	450	2,27	-8	SI
A	2	80	1,8	22	490	7,71	-8	NO
A	3	8	27,5	0	490	2,74	-8	SI
A	4	0	0,0	34	460	1,14	-8	NO

ES 2 628 409 T3

Acero	Ensayo No.	θ_{P1} [°C/s]	t_{PR} [s]	t_{PI} [s]	T_P [°C]	x_D [mm]	θ_{P2} [°C/s]	¿Según la invención?
A	5	10	12,0	10	440	2,12	-8	SI
B	6	90	2,0	28	490	9,44	-10	NO
B	7	90	2,0	16	490	5,83	-10	NO
B	8	75	2,1	20	470	5,14	-10	SI
B	9	12	18,3	5	470	2,31	-10	SI
B	10	0	0,0	218	470	3,40	-10	NO
B	11	5	48,0	0	490	3,98	-10	SI
C	12	85	2,4	16	490	5,83	-7	NO
C	13	4,5	62,2	0	490	4,34	-7	SI
C	14	3	66,7	4	450	3,43	-7	SI
D	15	80	3,0	22	490	7,70	-11	NO
D	16	6	41,7	5	450	2,31	-11	SI
D	17	3,5	68,6	0	470	3,74	-11	SI
E	18	5	36,0	0	490	3,60	-18	SI
E	19	4	50,0	10	475	4,61	-18	SI
E	20	85	2,1	25	480	7,49	-18	NO
E	21	75	2,4	7	480	2,06	-18	SI
F	22	9	26,1	0	490	2,37	-12	SI
F	23	90	2,4	15	490	5,51	-12	NO
F	24	5	32,0	0	470	2,71	-12	SI
F	25	7,5	32,0	0	490	2,86	-12	SI
G	26	11	18,2	0	490	3,27	-11	SI
G	27	6,5	34,6	0	475	2,46	-11	SI
H	28	75	2,7	15	490	5,33	-20	SI
H	29	75	2,8	20	450	3,61	-20	SI
H	30	2,5	84,0	0	450	3,55	-20	SI
H	31	3,5	62,9	0	490	5,59	-20	SI
H	32	95	2,5	26	490	8,98	-20	NO
H	33	95	2,9	16	490	5,81	-20	NO
H	34	5	26,0	22	450	5,51	-20	SI
H	35	7	30,0	0	480	2,44	-20	NO
I	36	4,5	55,6	0	450	2,02	-10	SI
I	37	5	32,0	0	470	2,59	-10	SI
I	38	95	2,2	25	490	8,66	-10	NO

ES 2 628 409 T3

Acero	Ensayo No.	θ_{P1} [°C/s]	t_{PR} [s]	t_{PI} [s]	T_P [°C]	x_D [mm]	θ_{P2} [°C/s]	¿Según la invención?
I	39	6	40,8	0	475	2,54	-10	SI
J	40	2	45,0	0	440	3,51	-16	SI
J	41	80	3,6	28	490	9,61	-16	NO
J	42	6	37,5	5	490	4,86	-16	SI
J	43	4	32,5	0	450	2,21	-16	SI

Tabla 2 (parte 4)

Acero	Ensayo No.	θ_{P1} [°C/s]	t_{PR} [s]	t_{PI} [s]	T_P [°C]	x_D [mm]	θ_{P2} [°C/s]	¿Según la invención?
K	44	4,5	33,3	0	450	2,02	-9	SI
K	45	7	17,9	0	475	2,31	-9	SI
K	46	95	1,6	27	490	9,29	-9	NO
L	47	3	83,3	0	470	4,33	-18	SI
L	48	6	33,3	10	475	2,60	-18	SI
L	49	20	9,5	5	490	2,74	-18	SI
M	50	4,5	53,3	5	480	4,81	-13	SI
M	51	7	27,9	8	480	4,84	-13	SI
M	52	85	3,4	22	490	7,72	-13	NO
N	53	6	23,3	0	490	3,62	-15	SI
N	54	4	51,3	5	455	3,28	-15	SI
N	55	2,5	58,0	5	455	4,62	-15	SI

Tabla 3 (parte 1)

Acero	Ensayo No.	$R_{P0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	$R_{P0,2}/R_m$ [-]	A_{50} [%]	$R_m \cdot A_{50}$ [Mpa%]	λ [%]	α_{max} [°]	¿Según la invención?
A	1	1014	1257	0,81	13	16341	62	133	SI
A	2	979	1070	0,91	12	12840	68	117	NO
A	3	983	1231	0,80	16	19696	57	147	SI
A	4	400	840	0,48	25	21000	n. e.	n. e.	NO
A	5	768	1202	0,64	17	20434	51	139	SI
B	6	828	1005	0,82	8	8040	63	96	NO
B	7	958	1245	0,77	11	13695	59	128	NO
B	8	932	1303	0,72	15	19545	56	114	SI
B	9	1071	1399	0,77	11	15389	60	125	SI

ES 2 628 409 T3

Acero	Ensayo No.	R _{P0,2} [MPa]	R _m [MPa]	R _{P0,2/Rm} [-]	A ₅₀ [%]	R _m *A ₅₀ [Mpa%]	λ [%]	α _{max} [°]	¿Según la invención?
B	10	420	1060	0,40	12	12720	n.e.	n.e.	NO
B	11	1143	1276	0,90	12	15312	74	105	SI
C	12	722	1256	0,57	15	18840	26	109	NO
C	13	1040	1342	0,77	14	18788	68	117	SI
C	14	917	1289	0,71	12	15468	55	133	SI
D	15	995	1432	0,69	14	20048	41	108	NO
D	16	912	1484	0,61	16	23744	57	130	SI
D	17	874	1320	0,66	13	17160	73	143	SI
E	18	935	1541	0,61	14	21574	55	109	SI
E	19	1118	1474	0,76	12	17688	77	121	SI
E	20	632	1150	0,55	9	10350	31	90	NO
E	21	1093	1405	0,78	15	21075	68	105	SI
F	22	914	1236	0,74	14	17304	68	130	SI
F	23	702	1149	0,61	15	17235	38	116	NO
F	24	727	1371	0,53	16	21936	51	139	SI
F	25	1064	1206	0,88	13	15678	81	127	SI
G	26	1101	1497	0,74	13	19461	59	114	SI
G	27	1272	1522	0,84	11	16742	72	137	SI
n.e. = no determinado									

Tabla 3 (parte 2)

Acero	Ensayo No.	R _{P0,2} [MPa]	R _m [MPa]	R _{P0,2/Rm} [-]	A ₅₀ [%]	R _m *A ₅₀ [Mpa%]	λ [%]	α _{max} [°]	¿Según la invención?
H	28	760	1357	0,56	13	17641	52	111	SI
H	29	874	1412	0,62	12	16944	57	106	SI
H	30	826	1398	0,59	16	22368	78	128	SI
H	31	797	1261	0,63	17	21437	63	135	SI
H	32	893	1056	0,85	13	13728	48	98	NO
H	33	1114	1199	0,93	13	15587	86	125	NO
H	34	650	1315	0,49	18	23670	61	120	SI
H	35	852	1194	0,71	15	17910	49	109	NO
I	36	1066	1476	0,72	14	20664	53	102	SI
I	37	898	1384	0,65	18	24912	59	117	SI
I	38	978	1132	0,86	8	9056	72	103	NO

ES 2 628 409 T3

Acero	Ensayo No.	R _{P0,2} [MPa]	R _m [MPa]	R _{P0,2} /R _m [-]	A ₅₀ [%]	R _m *A ₅₀ [Mpa%]	λ [%]	α _{max} [°]	¿Según la invención?
I	39	933	1447	0,64	15	21705	55	129	SI
J	40	788	1273	0,62	21	26733	51	122	SI
J	41	1068	1102	0,97	4	4408	57	93	NO
J	42	1037	1463	0,71	17	24871	75	131	SI
J	43	985	1379	0,71	19	26201	54	114	SI
K	44	1202	1576	0,76	13	20488	58	112	SI
K	45	954	1398	0,68	16	22368	66	130	SI
K	46	1017	1255	0,81	8	10040	71	108	NO
L	47	1263	1642	0,77	12	19704	56	119	SI
L	48	991	1482	0,67	15	22230	51	131	SI
L	49	870	1451	0,60	17	24667	68	139	SI
M	50	1126	1401	0,80	16	22416	62	109	SI
M	51	930	1529	0,61	13	19877	51	123	SI
M	52	1242	1297	0,96	6	7782	76	117	NO
N	53	905	1386	0,65	19	26334	63	129	SI
N	54	1132	1475	0,77	12	17700	77	136	SI
N	55	1063	1458	0,73	16	23328	69	125	SI
n.e. = no determinado									

Tabla 4 (parte 1)

Acero	Ensayo No.	F [%]	MT [%]	¿Contiene martensita sobre-templada?	RA [%-]	MN [%]	B [%]	Según la invención?
A	1	0	80	NO	10	10	Sp.	SI
A	2	0	55	SI	5	40	Sp.	NO
A	3	0	80	NO	13	7	Sp.	SI
A	4	76	0	NO	9	15	Sp.	NO
A	5	0	69	NO	16	15	Sp.	SI
B	6	4	45	SI	11	40	0	NO
B	7	0	55	SI	9	25	11	NO
B	8	0	55	NO	16	29	0	SI
B	9	0	78	NO	12	10	0	SI
B	10	62	0	NO	18	5	5	NO
B	11	0	79	NO	8	8	5	SI
C	12	Sp.	55	SI	15	30	0	NO

ES 2 628 409 T3

C	13	0	80	NO	11	9	0	SI
C	14	0	75	NO	14	11	0	SI
D	15	Sp.	45	SI	21	34	Sp.	NO
D	16	0	70	NO	18	12	Sp.	SI
D	17	0	56	NO	19	25	Sp.	SI
E	18	0	35	NO	24	41	Sp.	SI
E	19	0	60	NO	14	26	Sp.	SI
E	20	20	30	SI	9	21	20	NO
E	21	0	50	NO	14	36	Sp.	SI
F	22	0	80	NO	13	7	0	SI
F	23	17	65	NO	8	10	0	NO
F	24	0	59	NO	16	25	0	SI
F	25	0	80	NO	7	13	0	SI
G	26	0	65	NO	12	23	0	SI
G	27	0	80	NO	5	15	0	SI
Sp. = trazas								

Tabla 4 (parte 2)

Acero	Ensayo No.	F [%]	MT [%]	¿Contiene martensita sobretemplada?	RA [%-]	MN [%]	¿Según la invención? B-[%]	
H	28	Sp.	50	NO	15	35	0	SI
H	29	0	74	NO	11	15	0	SI
H	30	Sp.	72	NO	18	10	0	SI
H	31	Sp.	66	NO	14	20	0	SI
H	32	0	75	SI	8	17	0	NO
H	33	0	85	SI	8	7	0	NO
H	34	Sp.	23	NO	17	60	0	SI
H	35	Sp.	70	NO	10	20	0	NO
1	36	Sp.	77	NO	18	5	0	SI
I	37	Sp.	40	NO	19	41	0	SI
I	38	Sp.	55	SI	6	39	0	NO
I	39	Sp.	75	NO	12	13	0	SI
J	40	0	51	NO	9	40	0	SI
J	41	0	95	SI	3	2	0	NO
J	42	0	80	NO	10	10	0	SI

ES 2 628 409 T3

J	43	0	61	NO	14	25	0	SI
K	44	0	67	NO	12	21	0	SI
K	45	0	40	NO	17	43	0	SI
K	46	0	48	SI	7	46	Sp.	NO
L	47	0	80	NO	11	9	0	SI
L	48	0	64	NO	16	20	0	SI
L	49	Sp.	51	NO	19	30	0	SI
M	50	0	78	NO	13	9	0	SI
M	51	0	65	NO	14	21	0	SI
M	52	0	90	SI	5	5	0	NO
N	53	0	45	NO	17	38	0	SI
N	54	0	80	NO	11	9	0	SI
N	55	0	70	NO	12	18	0	SI
Sp. = trazas								

REIVINDICACIONES

1. Producto plano de acero que tiene una resistencia a la tracción R_m de al menos 1200 MPa y se compone de un acero, el cual contiene además de acero e impurezas inevitables (en % en peso)

C: 0,10 - 0,50 %,

5 Si: 0,1 - 2,5 %,

Mn: 1,0 - 3,5 %,

Al: hasta 2,5 %,

P: hasta 0,020 %,

S: hasta 0,003 %,

10 N: hasta 0,02 %,

así como opcionalmente uno o varios de los elementos "Cr, Mo, V, Ti, Nb, B y Ca" en los siguientes contenidos:

Cr: 0,1 - 0,5 %,

Mo: 0,1 - 0,3 %,

V: 0,01 - 0,1 %,

15 Ti: 0,001 - 0,15 %,

Nb: 0,02 - 0,05 %,

en cuyo caso para la suma $\Sigma(V,Ti,Nb)$ de los contenidos de V, Ti y Nb se cumple $\Sigma(V,Ti,Nb) \leq 0,2$ %,

B: 0,0005 - 0,005 %,

Ca: hasta 0,01 %

20 y presentan una microestructura con (en % de superficie) de menos del 5 % de ferrita, menos del 5 % de bainita, del 5 - 70 % de martensita no templada, del 5 - 30 % de austenita residual y del 25 - 80 % de martensita templada, presentando al menos el 99 % de los carburos de hierro contenidos en la martensita templada un tamaño de menos de 500 nm.

25 2. Producto plano de acero de acuerdo con la reivindicación 1, caracterizado porque (en % en peso) su contenido de Al es del 0,01 - 1,5 %, su contenido de Cr es del 0,20 - 0,35 % en peso, su contenido de V es del 0,04 - 0,08 %, su contenido de Ti es del 0,008 - 0,14 %, su contenido de B es del 0,002 - 0,004 % o su contenido de Ca es del 0,0001 - 0,006 %.

3. Producto plano de acero de acuerdo con una de las reivindicaciones anteriores, caracterizado porque para el equivalente de carbono, CE, de su acero se aplica:

30 $0,35$ % en peso $\leq CE \leq 1,2$ % en peso

en la cual

$$CE = \%C + (\%Mn + \%Si) / 6 + (\%Cr + \%Mo + \%V) / 5 + (\%Ni + \%Cu) / 15,$$

%C: contenido de C en el acero,

%Mn: contenido de Mn en el acero,

35 %Si: contenido de Si en el acero,

%Cr: contenido de Cr en el acero,

%Mo: contenido de Mo en el acero,

%V: contenido de V en el acero,

%Ni: contenido de Ni en el acero,

40 %Cu: contenido de Cu en el acero.

4. Producto plano de acero de acuerdo con la reivindicación 3, caracterizado porque para el equivalente de carbono, CE, se aplica

$$0,5 \% \text{ en peso} \leq \text{CE} \leq 1,0 \% \text{ en peso}$$

5. Producto plano de acero de acuerdo con una de las reivindicaciones anteriores, caracterizado porque está provisto de un recubrimiento metálico protector aplicado mediante galvanización por inmersión en material fundido.

6. Procedimiento para fabricar un producto plano de acero, de alta resistencia, que comprende las siguientes etapas de operación:

- proporcionar un producto plano de acero no recubierto de un acero que contiene además de hierro e impurezas inevitables (en % en peso)

10 C: 0,10 - 0,50 %,

Si: 0,1 - 2,5 %,

Mn: 1,0 - 3,5 %,

Al: hasta 2,5 %,

P: hasta 0,020 %,

15 S: hasta 0,003 %,

N: hasta 0,02 %,

así como opcionalmente uno o varios de los elementos "Cr, Mo, V, Ti, Nb, B y Ca" en los siguientes contenidos:

Cr: 0,1 - 0,5 %,

Mo: 0,1 - 0,3 %,

20 V: 0,01 - 0,1 %,

Ti: 0,001 - 0,15 %,

Nb: 0,02 - 0,05 %,

en cuyo caso para la suma $\Sigma(V,Ti,Nb)$ de los contenidos de V, Ti y Nb se cumple $\Sigma(V,Ti,Nb) \leq 0,2 \%$,

B: 0,0005 - 0,005 %, Ca: hasta 0,01 %;

25 -calentar el producto plano de acero a una temperatura de austenitización T_{HZ} que se encuentra por encima de la temperatura de A_{c3} del acero del producto plano de acero y que es como máximo 960 °C, con una velocidad de calentamiento θ_{H1} , θ_{H2} de al menos 3 °C/s;

-mantener el producto plano de aceros a la temperatura de austenitización durante un tiempo de austenitización t_{HZ} de 20 - 180 s;

30 -enfriar el producto plano de acero a una temperatura de detención del enfriamiento T_Q , que es mayor que la temperatura de detención de martensita T_{Mf} y menor que la temperatura de inicio de martensita T_{MS} ($T_{Mf} < T_Q < T_{MS}$), con una velocidad de enfriamiento θ_Q para la cual se aplica:

$$\theta_Q \leq \theta_{Q(\min)}$$

en la cual

$$\theta_{Q(\min)} [^{\circ}\text{C}/\text{s}] = -314,35 \text{ } ^{\circ}\text{C}/\text{s} + (268,74\% \text{C} + 56,27\% \text{Si} + 58,50\% \text{Al} + 43,40\% \text{Mn} + 195,02\% \text{Mo} + 166,60\% \text{Ti} + 199,19\% \text{Nb}) \text{ } ^{\circ}\text{C}/(\% \text{ en peso } * \text{s}) ,$$

%C: contenido de C en el acero,

%Si: contenido de Si en el acero,

%Al: contenido de Al en el acero,

5 %Mn: contenido de Mn en el acero,

%Mo: contenido de Mo en el acero,

%Ti: contenido de Ti en el acero,

%Nb: contenido de Nb en el acero;

10 - mantener el producto plano de acero a la temperatura de detención de enfriamiento T_Q durante un tiempo t_Q de 10 - 60 s;

-calentar el producto plano de acero, a partir de la temperatura de detención de enfriamiento T_Q , con una velocidad de calentamiento θ_{P1} de 2 - 80 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ a una temperatura de partición T_P que es de 400 - 500 $^{\circ}\text{C}$;

- opcionalmente mantener de manera isotérmica el producto plano de acero a la temperatura de partición T_P durante un tiempo t_{Pi} de hasta 500 s;

15 - enfriar el producto plano de acero a partir de la temperatura de partición T_P , con una velocidad de enfriamiento θ_{P2} de -3 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ a -25 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$.

7. Procedimiento de acuerdo con la reivindicación 6, caracterizado porque durante el enfriado a partir de la temperatura de partición T_P , que se efectúa con la velocidad de enfriamiento θ_{P2}

20 - el producto plano de acero primero se enfría a una temperatura de entrada al baño de fusión T_B de 400 $^{\circ}\text{C}$ a <500 $^{\circ}\text{C}$;

- luego, el producto plano de acero enfriado a la temperatura de entrada al baño de fusión T_B se hace pasar a través de un baño de material fundido para galvanizar por inmersión en material fundido y se ajusta el grosor del recubrimiento protector generado sobre el producto plano de acero;

25 - y finalmente, el producto plano de acero que sale del baño de material fundido provisto del recubrimiento protector se enfría a temperatura ambiente con la velocidad de enfriamiento θ_{P2} .

8. Procedimiento de acuerdo con las reivindicaciones 6 o 7, caracterizado porque el calentamiento a la temperatura de austenitización T_{HZ} se realiza en dos etapas consecutivas sin interrupción con diferentes velocidades de calentamiento θ_{H1} , θ_{H2} .

30 9. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones 6 a 8, caracterizado porque la velocidad de calentamiento θ_{H1} de la primera etapa es de 5 - 25 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ y la velocidad de calentamiento θ_{H2} de la segunda etapa es de 3 - 10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$.

35 10. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones 6 a 9, caracterizado porque el producto plano de acero se calienta con la primera velocidad de calentamiento θ_{H1} a una temperatura intermedia T_W de 200 - 500 $^{\circ}\text{C}$ y porque el calentamiento prosigue a continuación con la segunda velocidad de calentamiento θ_{H2} hasta la temperatura de austenitización T_{HZ} .

11. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones 6 a 10, caracterizado porque la velocidad de enfriamiento θ_Q es de -20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ a -120 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$.

12. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones 6 a 11, caracterizado porque la temperatura de detención de enfriamiento T_Q es de al menos 200 $^{\circ}\text{C}$.

13. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones 6 a 12, caracterizado porque la duración t_Q , con la que el producto plano de acero se mantiene a la temperatura de detención de enfriamiento T_Q , es de 12 - 40 s.

5 14. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones 6 a 13, caracterizado porque la velocidad de calentamiento θ_{P1} con la cual tiene lugar el calentamiento desde la temperatura de detención del enfriamiento T_Q es de 2 - 80 °C/s.

15. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones 6 a 14, caracterizado porque el calentamiento a la temperatura de partición T_P se efectúa dentro de un tiempo de calentamiento t_A de 1 - 150 s.

16. Procedimiento de acuerdo con la reivindicación 15, caracterizado porque para la duración t_{Pr} de la partición durante el calentamiento a la temperatura de partición T_P se aplica

10
$$t_{Pr} [s] = 0 - t_A.$$

17. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones 6 a 16, caracterizado porque para una longitud de difusión x_D se aplica:

$$x_D \geq 1,0 \mu m$$

en la cual

15
$$x_D = x_{Di} + x_{Dr}$$

x_{Di} : la contribución obtenida en el transcurso del sostenimiento isotérmico a la longitud de difusión x_D , calculada de acuerdo con la fórmula

$$x_{Di} = 6 * \sqrt{D * t_{Pi}}$$

en la cual t_{Pi} = tiempo para el cual se realiza el sostenimiento isotérmico, indicado en segundos,

20 $D = D_0 * \exp(-Q/RT)$, $D_0 = 3,72 * 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$,

$Q = 148 \text{ kJ/mol}$, $R = 8,314 \text{ J/(mol}\cdot\text{K)}$,

T = temperatura de partición T_P en Kelvin

y

25 x_{Dr} : contribución obtenida en el transcurso del calentamiento a la temperatura de partición T_P a la longitud de difusión x_D , calculada de acuerdo con la fórmula

$$x_{Dr} = \sum_j (6 * \sqrt{D_j * \Delta t_{Pr,j}})$$

donde

$\Delta t_{Pr,j}$ = tiempo transcurrido entre dos cálculos indicado en segundos,

$D_j = D_0 * \exp(-Q/RT_j)$, $D_0 = 3,72 * 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$,

30 $Q = 148 \text{ kJ/mol}$, $R = 8,314 \text{ J/(mol}\cdot\text{K)}$,

T_j = temperatura de partición T_P actual en cada caso en Kelvin,

en la cual x_{Di} o x_{Dr} también pueden ser 0.

