

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 741 304**

51 Int. Cl.:

<b>C21D 8/02</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/28</b>	(2006.01)
<b>C21D 8/04</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/32</b>	(2006.01)
<b>C21D 9/46</b>	(2006.01)	<b>C23C 2/02</b>	(2006.01)
<b>C21D 9/48</b>	(2006.01)	<b>C23C 2/06</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/00</b>	(2006.01)	<b>C23C 2/28</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/02</b>	(2006.01)	<b>C23C 2/40</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/06</b>	(2006.01)	<b>C23C 14/16</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/22</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/26</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/38</b>	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **05.12.2014 PCT/IB2014/066647**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **18.06.2015 WO15087224**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **05.12.2014 E 14821855 (5)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **08.05.2019 EP 3084014**

54 Título: **Acero de alta resistencia y procedimiento de fabricación**

30 Prioridad:

**11.12.2013 WO PCT/US2013/074482**

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

**10.02.2020**

73 Titular/es:

**ARCELORMITTAL (100.0%)  
24-26 Boulevard d'Avranches  
1160 Luxembourg, LU**

72 Inventor/es:

**DRILLET, JOSÉE y  
HEBERT, VÉRONIQUE**

74 Agente/Representante:

**SALVÀ FERRER, Joan**

ES 2 741 304 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**

Acero de alta resistencia y procedimiento de fabricación

- 5 **[0001]** La presente invención se refiere a una chapa de acero laminada en frío y recocida que presenta una resistencia mecánica muy alta y una aptitud para la deformación para la fabricación de piezas por conformado, en particularmente en la industria de la automoción, para la fabricación de elementos de estructura de carrocería de automóvil, y la fabricación de dicha chapa.
- 10 **[0002]** Se han desarrollado aceros que tienen una relación límite de elasticidad/resistencia muy favorable durante las operaciones de conformado.
- [0003]** Su capacidad de consolidación es muy grande, lo que permite una buena distribución de las deformaciones en el caso de una colisión y la obtención de un límite de elasticidad claramente mayor en una pieza  
15 después del conformado. Así se puede producir piezas tan complejas como los aceros convencionales, pero con propiedades mecánicas más elevadas, permitiendo una reducción en el espesor para mantener una especificación de requisitos funcional idéntica. Por lo tanto, estos aceros son una respuesta eficaz a las necesidades de aligeramiento y de seguridad de los vehículos.
- 20 **[0004]** En concreto, los aceros cuya estructura comprende martensita, posiblemente bainita, en una matriz ferrítica, experimentaron un gran desarrollo puesto que combinan una resistencia elevada a posibilidades considerables de deformación.
- [0005]** Los requisitos reciente de aligeramiento y de reducción del consumo de energía han conducido a una  
25 mayor demanda de aceros de muy alta resistencia, cuya resistencia mecánica TS es superior a 1180 MPa.
- [0006]** Además de este nivel de resistencia, estos aceros deben presentar una buena ductilidad, una buena soldabilidad y buena aptitud de revestimiento, en concreto, una buena aptitud para la galvanización continua al temple.
- 30 **[0007]** Estos aceros también deben presentar un límite de elasticidad y un alargamiento a la rotura elevados así como una buena aptitud para el conformado.
- [0008]** De hecho, algunas piezas de automóviles se fabrican por las operaciones de conformado al combinar diferentes modos de deformación. Determinadas características microestructurales del acero pueden resultar bien  
35 adaptadas a un modo de deformación, pero poco favorables frente a otro modo. Determinadas partes de las piezas deben presentar una alta resistencia al alargamiento y/o una buena aptitud al plegado y/o una buena aptitud al conformado de un borde cortado.
- [0009]** Esta aptitud al conformado de un borde cortado es evaluada por determinación de una relación de  
40 expansión de orificio, denotada Ac%. Esta relación de expansión de orificio mide la aptitud del acero para soportar una expansión durante un embutido en frío, y proporciona por tanto una evaluación de la aptitud al conformado del acero en este modo de deformación.
- [0010]** La relación de expansión de orificio puede ser evaluada de la siguiente manera: tras la realización de  
45 un orificio por corte en una chapa, se usa una herramienta troncocónica con el fin de realizar una expansión en los bordes de este orificio. Durante esta operación es cuando se puede observar un deterioro precoz en las proximidades de los bordes del orificio durante la expansión, este deterioro se inicia en las partículas de segunda fase o en las interfaces entre los diferentes constituyentes microestructurales en el acero.
- 50 **[0011]** Descrito en la norma ISO 16630: 2009, el procedimiento de expansión de orificio consiste en medir el diámetro inicial  $D_i$  del orificio antes del embutido, luego el diámetro final  $D_f$  del orificio tras el embutido, determinado en el momento en el que se observan fisuras prolongadas en el espesor de la chapa en los bordes del orificio. Se
- $$Ac\% = 100 * \frac{D_f - D_i}{D_i} .$$
- determina entonces la aptitud para la expansión de orificio Ac% según la siguiente fórmula:
- 55 **[0012]** Ac% permite de este modo cuantificar la aptitud de una capa para resistir un embutido en un orificio cortado. Según este procedimiento, el diámetro inicial es de 10 milímetros.
- [0013]** Basándose en los documentos US 2012/0312433 A1 y US 2012/132327 A1, se conocen aceros cuya  
60 resistencia mecánica TS es superior a 1180 MPa. Sin embargo, esta resistencia mecánica es obtenida a expensas de la aptitud para el conformado y la soldabilidad.
- [0014]** Además, basándose en los documentos US 2013/0209833 A1, US 2011/0048589 A1 (también publicado

como EP 2 258 887 A1), US 2011/01683000 A1 y WO 2013/144376 A1, se conocen aceros que tienen una resistencia mecánica elevada que puede superar 1000 MPa, pero que no presentan simultáneamente una aptitud para el conformado y una soldabilidad satisfactorios.

5 **[0015]** En estas circunstancias, un objeto de la invención consiste en poner a disposición una chapa de acero que presenta una resistencia mecánica elevada, en concreto, comprendida entre 1180 y 1320 MPa, junto con un límite de elasticidad elevada, en concreto, comprendido entre 800 y 970 MPa, siendo este valor determinado antes de cualquier operación de pasada de temperizado en la chapa, una buena aptitud para el conformado, en concreto, una relación de orificio Ac% superior o igual a 30 %, un ángulo de flexión, para una chapa con un espesor comprendido  
10 entre 0,7 mm y 1,5 mm, superior o igual a 55°, y un alargamiento a la rotura superior a 5 %.

**[0016]** A estos efectos, la invención tiene por objeto una chapa de acero laminada en frío y recocida según la reivindicación 1.

15 **[0017]** En las realizaciones, la chapa según con la invención incluye además una o más de las características de las reivindicaciones 2 a 14.

**[0018]** La invención también tiene por objeto un procedimiento de fabricación de una capa laminada en frío y recocida según la reivindicación 15.  
20

**[0019]** La invención también tiene por objeto un procedimiento de fabricación de una capa laminada en frío y recocida según la reivindicación 16.

**[0020]** En las realizaciones, este último procedimiento incluye además una o más de las características de las  
25 reivindicaciones 17 a 19.

**[0021]** En el curso de la descripción ofrecida a continuación aparecerán otras características y ventajas de la invención, ofrecidas a modo de ejemplo y con referencia a las figuras adjuntas siguientes, en las que:

30 - la figura 1 presenta la microestructura de una chapa de acero según la invención, como se pone de manifiesto por un primer tipo de ataque;  
- la figura 2 presenta la microestructura de la chapa de acero de la figura 1, como se pone de manifiesto por un segundo tipo de ataque.

35 **[0022]** A lo largo de la solicitud, se designará por Ar3 la temperatura de inicio de transformación de austenita tras el enfriamiento.

**[0023]** Se designará además por Ac1 la temperatura de inicio de transformación alotrópica tras el calentamiento del acero.  
40

**[0024]** Se designará además por Ac3 la temperatura al final de la transformación austenítica tras el calentamiento según lo calculado por el software de Thermo-Calc®, conocido en sí mismo. Este cálculo no implica el tiempo de mantenimiento a la temperatura Ac3.

45 **[0025]** No obstante, la temperatura al final de la transformación austenítica tras el calentamiento depende de la duración del mantenimiento de la meseta, denotada Dm. Por lo tanto se denominará Ac3'a la temperatura mínima al final de la transformación austenítica tras el calentamiento corregida, determinada por la fórmula:  $Ac3' = \text{Min} \{Ac3 + 1200/Dm; 1000 \text{ °C}\}$ , en la que Ac3 y Ac3' se expresan en grados Celsius y Dm en segundos. Min {Ac3+1200/Dm; 1000 °C} designa aquí el valor más pequeño entre las dos cantidades: (Ac3+1200/Dm), y 1000 °C. Así, si  
50  $Ac3 + 1200/Dm$  es inferior o igual a 1000 °C,  $Ac3' = Ac3 + 1200/Dm$ . Por el contrario, si  $Ac3 + 1200/Dm$  es superior a 1000 °C,  $Ac3' = 1000 \text{ °C}$ . Se considera de este modo que cuando la duración de mantenimiento a la meseta es muy corta, una temperatura de 1000 °C permite obtener una estructura austenítica.

**[0026]** Esta temperatura Ac3' es tal que cuando el acero se mantiene a la temperatura Ac3' durante una  
55 duración de mantenimiento igual a Dm, la chapa se encuentra por completo en fase austenítica.

**[0027]** La martensita es resultado de la transformación sin difusión de la austenita y por debajo de la temperatura de inicio de transformación martensítica Ms tras el enfriamiento.

60 **[0028]** La martensita se presenta en forma de finos listones alargados en una dirección, y orientados en el interior de cada grano inicial de austenita. El término martensita incluye a la vez martensita reciente y martensita autorevenida.

**[0029]** Se distinguirá después la martensita autorevenida de la martensita reciente (es decir, no revenida y no  
65 autorevenida).

- [0030]** En concreto, la martensita autorevenida se presenta en forma de finos listones que comprenden carburos de hierro dispersos en estos listones, en forma de bastones orientados según las direcciones <111> de la malla  $\alpha$  de los listones. Esta martensita autorevenida se forma en el caso de un ciclo de enfriamiento rápida por debajo de la temperatura de transformación martensítica Ms. Los carburos de hierro dispersos en los listones se forman por precipitación por debajo de la temperatura de transformación martensítica Ms cuando el enfriamiento no es lo suficientemente lento como para producir la martensita reciente. Al contrario, la martensita reciente no comprende carburos.
- 10 **[0031]** La bainita, formada durante un enfriamiento desde el campo austenítico, por encima de la temperatura de inicio de transformación martensítica Ms, se presenta en forma de un agregado de listones de ferrita y partículas de cementita. Su formación implica una difusión a corta distancia.
- 15 **[0032]** Se distinguirá después la bainita inferior de la bainita con una pequeña cantidad de carburos.
- [0033]** La bainita inferior se forma, durante el enfriamiento, en un intervalo de temperaturas inmediatamente superior a la temperatura de inicio de transformación martensítica Ms. Se presenta en forma de finos listones y comprende carburos dispersos en estos listones.
- 20 **[0034]** Además, se denominará bainita con una pequeña cantidad de carburos a la bainita que contiene menos de 100 carburos por unidad de superficie de 100 micrómetros cuadrados. La bainita con una pequeña cantidad de carburos se forma, durante el enfriamiento, entre 550 °C y 450 °C.
- 25 **[0035]** Al contrario que la bainita con una pequeña cantidad de carburos, la bainita inferior contiene siempre más de 100 carburos por unidad de superficie de 100 micrómetros cuadrados.
- [0036]** En la composición química del acero, el carbono desempeña un papel en la formación de la microestructura y en las propiedades mecánicas.
- 30 **[0037]** El contenido en peso de carbono está comprendido entre 0,10 % y 0,13 %. Este intervalo de contenido de carbono permite obtener simultáneamente una resistencia mecánica superior a 1180 MPa, un alargamiento a la rotura superior a 5 %, y una relación de expansión de orificio Ac% satisfactoria, superior a 30 %, incluso superior a 40 %. En concreto, un contenido de carbono inferior a 0,10 % no permite alcanzar una resistencia mecánica suficiente. Para un contenido de carbono más elevado, superior a 0,13 %, la aptitud a la soldadura tiende a disminuir. Además, la temperatura Ms baja, de modo que la fracción de martensita reciente, es decir, no revenida y no autorevenida, en la microestructura, tiende a aumentar así como a degradar la relación de expansión de orificio.
- 35 **[0038]** El contenido en peso de manganeso está comprendido entre 2,4 % y 2,8 %, preferentemente entre 2,5 % y 2,8 %. El manganeso es un elemento gammágeno, que baja la temperatura Ac3 y baja la temperatura Ms de inicio de formación de martensita. El bajo contenido en carbono del acero podría conducir a una temperatura Ac3 elevada, superior a 850 °C. Un contenido en manganeso superior a 2,4 % permite, al reducir el valor de la temperatura Ac3, obtener una austenización completa del acero entre 840 °C y 850 °C, tras un mantenimiento a esa temperatura durante una duración de al menos 50 s. El manganeso permite además la formación de martensita autorevenida y contribuye por lo tanto a una relación de expansión de orificio Ac% superior o igual a 40 %. El contenido en peso de manganeso se limita a 2,8 %, con el fin de limitar la formación de estructuras en bandas.
- 40 **[0039]** El silicio es un elemento que participa en el endurecimiento por solución sólida, cuyo contenido en peso en el acero está comprendido entre 0,30 % y 0,55 % en peso, preferentemente entre 0,30 % y 0,5 %. Un contenido de al menos 0,30 % permite obtener un endurecimiento suficiente de la ferrita y/o de la bainita. El contenido en peso de silicio está limitado a 0,55 % para garantizar una relación de expansión de orificio Ac% superior o igual a 40 %, al limitar la formación de bainita superior. Además, un aumento en el contenido de silicio degradaría la aptitud al revestimiento del acero favoreciendo la formación de óxidos que se adhieren a la superficie de la chapa.
- 50 **[0040]** Además, el silicio disminuye la soldabilidad. La soldabilidad puede, en concreto, estimarse por medio del carbono equivalente Ceq, por ejemplo calculado por la fórmula publicada por Nishi, T y col, en "Evaluation of high-strength steels for automobile use", Nippon Steel technical report, No. 20, pp. 37-44, 1982, en la que los contenidos de los elementos se expresan en peso:
- $$Ceq = C + Mn/20 + Si/30 + P + S*2.$$
- 60 **[0041]** Un contenido de silicio inferior a 0,55 % contribuye en concreto a garantizar a la vez una buena aptitud a la soldadura, en concreto, un carbono equivalente calculado por la fórmula de Nishi inferior o igual a 0,30 %, así como una buena capacidad de revestimiento.
- 65 **[0042]** El silicio también es alfégeno, y contribuye por ende a elevar la temperatura Ac3, así como a favorecer

la formación de bainita con una pequeña cantidad de carburos. Un contenido de silicio inferior a 0,55 % contribuye así a evitar la formación de una cantidad excesiva de bainita con una pequeña cantidad de carburos.

5 **[0043]** La composición de la chapa de acero incluye además cromo en una cantidad superior o igual a 0,30 % en peso, a fin de mejorar la templabilidad del acero, y aumentar su dureza así como su resistencia mecánica. El contenido de cromo debe ser inferior o igual a 0,56 %, para preservar un alargamiento a la rotura satisfactorio y limitar los costos.

10 **[0044]** El titanio está presente en el acero en una cantidad comprendida entre 0,020 % y 0,050 % en peso. En una cantidad comprendida entre 0,020 % y 0,050 %, el titanio se combina principalmente con nitrógeno y carbono para precipitarse en forma de nitruros y/o carbonitruros. Por debajo de 0,020 %, no se alcanza la resistencia mecánica de 1180 MPa. El titanio también tiene una influencia positiva en la soldabilidad del acero.

15 **[0045]** Más allá de un contenido de titanio de 0,050 %, existe un riesgo de formación de nitruros de titanio gruesos precipitados a partir del estado líquido, que tienden a reducir la ductilidad, y conducir a un deterioro precoz durante la expansión de orificio. De hecho, cuando los nitruros de tamaño superior a 6 micrones están presentes, se observa que estos son en su mayoría el origen de las decohesiones con la matriz durante las etapas de corte y embutido. El titanio permite además hacerlo de modo que el nitrógeno sea combinado por completo en forma de nitruros o carbonitruros, de manera que el boro se encuentra en forma libre y puede desempeñar un papel eficaz en  
20 la templabilidad.

25 **[0046]** El contenido en peso de boro está comprendido entre 0,0020 % y 0,0040 %. Al limitar la actividad del carbono, el boro permite de hecho controlar y limitar las transformaciones de fase difusivas (transformación ferrítica o perlítica durante el enfriamiento) y formar fases de endurecimiento (bainita o martensita) necesarias para obtener altas características de resistencia mecánica. La adición de boro permite además limitar la adición de elementos de temple tales como Mn, Mo, Cr y reducir el costo analítico del matiz del acero. Según la invención, el contenido mínimo de boro para asegurar una templabilidad eficaz es de 0,0020 %. Más allá de 0,0040 %, el efecto en la templabilidad se satura y se observa un efecto perjudicial en la capacidad de revestimiento y en la ductilidad.

30 **[0047]** La composición de la chapa de acero incluye además opcionalmente molibdeno, en una cantidad inferior a 0,010 % en peso. El molibdeno desempeña, al igual que el cromo, un papel eficaz en la templabilidad. Sin embargo, un contenido superior a 0,010 % aumenta excesivamente el costo de adiciones.

35 **[0048]** La composición química de la chapa de acero laminada en caliente incluye opcionalmente niobio, con un contenido en peso inferior a 0,040 %. Más allá de un contenido en peso de 0,040 %, la recristalización de la austenita se retrasa. La estructura contiene entonces una fracción significativa de granos alargados, lo que ya no permite lograr la relación de expansión de orificio Ac%.

40 **[0049]** Además, se espera que el contenido en peso de nitrógeno se comprenda entre 0,002 % y 0,008 %. Con el fin de formar una cantidad suficiente de nitruros y carbonitruros, el contenido de nitrógeno debe ser superior a 0,002 %. El contenido de nitrógeno debe ser inferior a 0,008 % con el fin de evitar una precipitación de nitruros de boro, lo que disminuiría la cantidad de boro libre.

45 **[0050]** Un contenido en peso de aluminio comprendido entre 0,005 % y 0,050 % permite asegurar la desoxidación del acero durante su fabricación. Un contenido de aluminio debe ser inferior a 0,050 %, incluso inferior a 0,030 % para evitar un aumento de la temperatura Ac3 y evitar la formación de ferrita durante el enfriamiento.

**[0051]** La composición comprende opcionalmente azufre y fósforo.

50 **[0052]** El contenido de azufre debe ser inferior a 0,005 %. Más allá de un contenido de azufre de 0,005 %, la ductilidad se reduce debido a la presencia excesiva de sulfuros tales como MnS que disminuyen la aptitud para la deformación, en particular la relación de expansión de orificio Ac%.

55 **[0053]** El contenido de fósforo debe ser inferior a 0,020 %. De hecho, el fósforo es un elemento que confiere un endurecimiento por solución sólida pero que disminuye la soldabilidad por puntos y la ductilidad en caliente, particularmente debido a su aptitud para la segregación en los límites de granos o para la cosegregación con manganeso.

60 **[0054]** La microestructura de la chapa de acero según la invención comprende, en porcentaje superficial, de 60 a 95 % de martensita y bainita inferior, de 4 a 35 % de bainita con una pequeña cantidad de carburos, de 0 a 5 % de ferrita, y menos de 5 % de austenita residual en forma de islotes.

**[0055]** En el contexto de la invención, se considera la suma de las fracciones de superficie de martensita y bainita inferior, siendo esta fracción de superficie total comprendida entre 60 a 95 %.

65

**[0056]** Como se ha indicado previamente, se distingue la martensita autorevenida de la martensita reciente, es decir, no revenida y no autorevenida.

**[0057]** Según una realización, la martensita está formada en concreto de martensita autorevenida. El porcentaje de superficie de la suma de la martensita autorevenida y de bainita inferior es de al menos 40 % del conjunto de la microestructura, y hasta 95 %.

**[0058]** La martensita autorevenida y la bainita inferior están presentes en forma de finos listones, y comprenden dispersos en estos listones.

**[0059]** En particular, la martensita autorevenida y la bainita inferior comprenden carburos de hierro  $Fe_2C$  y  $Fe_3C$  en forma de bastones orientados en las direcciones  $\langle 111 \rangle$  de la malla  $\alpha$  en los listones martensíticos y bainíticos.

**[0060]** Los porcentajes de martensita autorevenida y de bainita inferior se especifican juntos ya que la martensita autorevenida y la bainita inferior tienen sustancialmente el mismo papel en las propiedades de uso del acero. Es más, estos dos constituyentes, presentes en forma de finos listones, no pueden ser identificados individualmente unos de otros en observaciones en microscopio electrónico de barrido.

**[0061]** Un porcentaje de superficie de martensita autorevenida y de bainita inferior comprendido entre 40 % y 95 % permite favorecer la aptitud para el conformado del acero, en concreto su aptitud para el plegado y su aptitud para el conformado de un borde cortado. Un porcentaje de martensita autorevenida y de bainita inferior de al menos 40 % permite así obtener un buen ángulo de flexión, en concreto, un ángulo de flexión para las chapas de espesor comprendido entre 0,7 mm y 1,5 mm, de al menos 55°, y una buena relación de expansión de orificio % de Ac, en concreto superior o igual a 40 %.

**[0062]** El porcentaje de martensita autorevenida y de bainita inferior en la microestructura es preferentemente inferior a 95 %, con el fin de preservar un porcentaje suficiente de bainita con una pequeña cantidad de carburos, que permite obtener un alargamiento a la rotura de al menos 5 %.

**[0063]** La martensita puede comprender además parte de la martensita reciente, en un porcentaje de superficie comprendido entre 4 y 20 % del conjunto de la microestructura, preferentemente entre 4 % y 15 %.

**[0064]** La martensita reciente no comprende carburos.

**[0065]** El porcentaje de superficie de martensita reciente debe ser inferior a 20 %, preferentemente inferior a 15 %, en particular para no degradar la fragilidad del acero y para asegurar una buena relación de expansión de orificio.

**[0066]** En concreto, el porcentaje de superficie de martensita reciente en forma de bandas debe ser minimizado. Se entiende por banda de martensita un islote de martensita de gran longitud que presenta una morfología alargada. En particular, dicha banda presenta una mayor longitud correspondiente a la dirección de laminado de la chapa, más o menos cerca de 10 grados. Esta morfología alargada se caracteriza, por una parte, por la relación entre la mayor longitud  $L_{max}$  y la menor longitud  $L_{min}$  del islote, y por otra parte, por el valor del tamaño máximo  $L_{max}$  del islote. Un islote dado es considerado como que posee una morfología alargada, formando por ende una banda, cuando se relación  $L_{max}/L_{min}$  es superior o igual a 15 y cuando su mayor longitud  $L_{max}$  es superior a 30  $\mu m$ .

**[0067]** La formación de estas bandas se ve favorecida por los contenidos de carbono y de manganeso elevados.

**[0068]** La minimización del porcentaje de superficie de martensita reciente en forma de bandas, en particular por debajo de 10 % del conjunto de la microestructura, permite en concreto evitar una degradación del ángulo de flexión.

**[0069]** La microestructura comprende además de 4 a 35 % de bainita con una pequeña cantidad de carburos, es decir, que comprende menos de 100 carburos por unidad de superficie de 100 micrómetros cuadrados.

**[0070]** La bainita con una pequeña cantidad de carburos se forma, durante el enfriamiento, entre 550 °C y 450 °C. Su formación se ve favorecida en concreto gracias a la adición de silicio que tiende a retrasar la precipitación de carburos, junto con una pequeña cantidad de elementos de temple tales como carbono o manganeso.

**[0071]** La bainita con una pequeña cantidad de carburos permite aumentar el alargamiento a la rotura. En particular, un porcentaje de superficie de bainita con una pequeña cantidad de carburos de al menos 4 % permite obtener un alargamiento a la rotura de al menos 5 %. El porcentaje de superficie de bainita con una pequeña cantidad de carburos debe limitarse a 35 % con el fin de garantizar una relación de expansión de orificio superior o igual a 40 % y una resistencia mecánica superior o igual a 1180 MPa.

**[0072]** La microestructura comprende además de 0 a 5 % de ferrita, preferentemente de 4 a 5 %. El porcentaje de superficie de ferrita debe ser a lo sumo 5 % con el fin de asegurar una buena aptitud para el plegado, así como una resistencia superior a 1180 MPa.

5

**[0073]** La microestructura puede contener austenita residual en forma de islotes, formando en concreto placas entre los listones de martensita autorevenida y de bainita inferior. El porcentaje de superficie de austenita residual es inferior a 5 %.

10 **[0074]** Preferentemente, la dimensión más pequeña de estos islotes de austenita residual es inferior a 50 nanómetros.

**[0075]** Además, los inventores también han puesto de manifiesto la importancia del control del tamaño de los granos austeníticos creados durante el recocido de la chapa laminado en frío, es decir, que existen a alta temperatura como resultado del mantenimiento del recocido, antes de un enfriamiento ulterior. Estos granos austeníticos son calificados “antiguos granos austeníticos”, ya que estos granos son reemplazados con otros constituyentes durante las transformaciones alotrópicas posteriores tras el enfriamiento. Como se explicará, el tamaño de estos antiguos granos austeníticos puede sin embargo ponerse de manifiesto por diferentes procedimientos, en el producto final. Según la invención, la fracción de los antiguos granos austeníticos cuyo tamaño es inferior a un micrómetro, representa menos de 10 % de la población total de estos antiguos granos austeníticos.

15 **[0076]** La fracción de los antiguos granos austeníticos cuyo tamaño es inferior a un micrómetro es por ejemplo determinada por medio de un reactivo apropiado, cuya velocidad de ataque depende de algunas segregaciones locales a los antiguos límites, tal como por ejemplo el reactivo de Bechet-Beaujard. A tal fin, una muestra de acero en estado final, es decir, al final del procedimiento de fabricación según la invención, es atacada por un reactivo apropiado, en concreto, un reactivo compuesto de una solución acuosa saturada de ácido pícrico adicionada con al menos 0,5 % de alquilsulfonato de sodio, durante una duración comprendida entre unos minutos y una hora.

25 **[0077]** Al final de este ataque, un examen micrográfico de la muestra permite visualizar los límites de los antiguos granos austeníticos, y realizar un histograma del tamaño de estos antiguos granos austeníticos, en concreto, determinar la fracción de los antiguos granos austeníticos cuyo tamaño es inferior a un micrómetro.

30 **[0078]** Alternativamente, el tamaño de los antiguos granos austeníticos puede determinarse por medio de un temple interrumpido durante el enfriamiento después del recocido, adoptando las condiciones de enfriamiento inicial a fin de provocar una germinación ferrítica intergranular, e interrumpirla por temple.

35 **[0079]** Los inventores han puesto de manifiesto que el tamaño de los antiguos granos de austenita condiciona la cinética de transformación de fase durante el enfriamiento después del recocido. En concreto, los granos austeníticos de tamaño, inferior a un micrómetro, contribuyen a reducir el valor de la temperatura  $M_s$  y, de este modo, aumentar la formación de martensita reciente.

**[0080]** Por el contrario, la presencia de grandes granos austeníticos disminuye la formación de bainita con una pequeña cantidad de carburos.

45 **[0081]** Una fracción de antiguos granos austeníticos cuyo tamaño es inferior a un micrómetro, inferior a 10 % de la población total de los granos austeníticos contribuye de este modo en particular a obtener una relación de expansión de orificio Ac% superior o igual a 40 % y un ángulo de flexión, para chapas de espesor comprendido entre 0,7 mm y 1,5 mm, de al menos 55°.

50 **[0082]** Estas características microestructurales se determinan por ejemplo mediante la observación de la microestructura por microscopia electrónica de barrido usando un cañón con efecto de campo (técnica “MEB-FEG”) con un aumento superior a 1200x, acoplado a un detector EBSD (“difracción de electrones por retrodispersión”). Las morfologías de los listones y los granos se determinan por análisis de imágenes por medio de software conocido en sí mismos, por ejemplo el software Aphelion®.

55

**[0083]** La chapa de acero laminada en frío y recocida según la invención puede producirse sin recubrir, sin revestimiento, pero también puede ser recubierta. Por ejemplo, dicho revestimiento puede ser formado por zinc o aleación de zinc, en concreto, un revestimiento galvanizado-aleado que comprende 7 a 12 % en peso de hierro.

60 **[0084]** En concreto, dicha chapa de acero es muy adecuada para el depósito de un revestimiento metálico, en particular por galvanización por inmersión según los procedimientos habituales.

**[0085]** En particular, la composición y las características mecánicas del acero son compatibles con las tensiones y los ciclos térmicos de los procedimientos de revestimiento de zinc por inmersión continua.

65

**[0086]** El procedimiento de revestimiento usado depende de la aplicación pretendida. En concreto, el revestimiento puede ser obtenido por inmersión, por una técnica de deposición al vacío tal como JVD (deposición de vapor por chorros), o bien por electrodeposición catiónica.

5 **[0087]** Los inventores han puesto de manifiesto el hecho de que una chapa de acero según la invención presenta una resistencia mecánica comprendida entre 1180 y 1320 MPa, junto con un límite de elasticidad comprendido entre 800 y 970 MPa, antes de cualquier operación de pasada de temperizado, un alargamiento a la rotura de al menos 5 % en concreto, superior a 8 %, y una relación de expansión de orificio Ac% superior o igual a 30 %, en concreto superior o igual a 40 %.

10

**[0088]** En particular, un límite de elasticidad comprendido entre 800 y 970 MPa se obtiene al mismo tiempo que preserva una resistencia mecánica inferior a 1320 MPa. Es más, dicha chapa presenta un ángulo de flexión elevado. En particular, cuando la chapa tiene un espesor comprendido entre 0,7 mm y 1,5 mm, el ángulo de flexión es de al menos 55°.

15

**[0089]** La implementación del procedimiento de fabricación de una chapa laminada según la invención incluye las siguientes etapas sucesivas.

20 **[0090]** Se suministra un acero de composición según la invención, y se procede a la colada de un producto semiacabado a partir de este acero. Esta colada puede realizarse en lingotes, o en modo continuo en forma de desbaste plano de espesor del orden de 200 mm.

25 **[0091]** Los productos semiacabados colados se calientan en primer lugar a una temperatura  $T_R$  superior a 1250 °C, a fin de homogeneizar el acero y disolver completamente los precipitados.

30

**[0092]** Acto seguido, se lamina en caliente el producto semiacabado en un intervalo de temperatura en el que la estructura del acero es totalmente austenítica, es decir, a una temperatura  $T_{FL}$  superior a la temperatura Ar3 del inicio de transformación de la austenita al enfriamiento. Si la temperatura  $T_{FL}$  es inferior a la temperatura Ar3, los granos de ferrita son batidos en frío por el laminado y la ductilidad se reduce. Preferentemente, se seleccionará una temperatura final de laminado superior a 875 °C.

35 **[0093]** La chapa laminada en caliente se enfría a una velocidad suficiente para evitar la formación de ferrita y perlita, en concreto, superior a 30 °C/s, después la chapa laminada en caliente se bobina a una temperatura  $T_{Bob}$  comprendida entre 500 °C y 580 °C. La temperatura de bobinado debe ser inferior a 580 °C para evitar una oxidación durante el bobinado. Una temperatura de bobinado demasiado baja, es decir, inferior a 500 °C, conduce a un aumento de la dureza del acero, lo que aumenta los esfuerzos necesarios durante el laminado en frío posterior. El intervalo de temperatura de bobinado también permite evitar la formación de perlita.

40 **[0094]** Se lleva a cabo entonces un laminado en frío, con una tasa de reducción por ejemplo comprendida entre 40 % y 70 % a fin de introducir una cantidad de deformación que permita una recristalización subsiguiente.

45 **[0095]** Se calienta después la chapa laminada en frío, preferentemente en una instalación de recocido continuo, con una velocidad medio de calentamiento  $V_C$  comprendida entre 1 °C/s y 20 °C/s entre 600 °C y la temperatura Ac1 (temperatura de inicio de transformación alotrópica en austenita tras el calentamiento).

50

**[0096]** La temperatura Ac1 puede ser medida por dilatometría, o evaluada por medio de la siguiente fórmula publicada en "Darstellung der Umwandlungen für technische Anwendungen und Möglichkeiten ihrer Beeinflussung", H.P. Hougardy, Werkstoffkunde Stahl Band 1,198-231, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1984:

50

$$Ac1 = 739 - 22 \cdot C - 7 \cdot Mn + 2 \cdot Si + 14 \cdot Cr + 13 \cdot Mo - 13 \cdot Ni.$$

**[0097]** En esta fórmula, la temperatura Ac1 se expresa en grados Celsius, y C, Mn, Si, Cr, Mo y Ni designan los porcentajes en peso de C, Mn, Si, Cr, Mo y Ni respectivamente en la composición.

55 **[0098]** Durante el calentamiento del acero entre 600 °C y Ac1, se lleva a cabo un inicio de recristalización y se forma en el acero de los precipitados de TiNbCN, que permiten controlar la distribución del tamaño de los granos austeníticos formados a partir de Ac1.

60 **[0099]** Sorprendentemente, los inventores han puesto de manifiesto el hecho de que el control de la velocidad medio de calentamiento  $V_C$  entre 600 °C y Ac1 y por lo tanto el tiempo de calentamiento entre 600 °C y Ac1, que corresponde al tiempo entre el inicio de la recristalización y el inicio de la transformación de fase, es determinante para las cinéticas de las transformaciones de fases posteriores, en concreto, durante la fase de mantenimiento posterior a la temperatura de recocido  $T_M$ . Los inventores han demostrado, de forma inesperada, que la elección de una velocidad promedio de calentamiento  $V_C$  entre 600 °C y Ac1 comprendida entre 1 °C/s y 20 °C/s permite, al final del  
65 procedimiento de fabricación, obtener un acero cuya microestructura está constituida, en proporción de superficie, de

60 a 95 % de martensita y de bainita inferior, de 4 a 35 % de bainita con una pequeña cantidad de carburos, de 0 a 5 % de ferrita, y menos de 5 % de austenita residual en forma de islotes.

**[0100]** En concreto, una velocidad promedio de calentamiento  $V_C$  inferior a 1 °C/s conduciría a una duración bastante larga del calentamiento entre 600 °C y  $Ac_1$ , por ende a una formación demasiado grande de ferrita y a una resistencia mecánica bastante pequeña.

**[0101]** Por el contrario, una velocidad promedio de calentamiento  $V_C$  superior a 20 °C/s conduciría a un tiempo de calentamiento entre 600 °C y  $Ac_1$  demasiado bajo, y a un crecimiento insuficiente de los granos ferríticos durante el calentamiento entre 600 °C y  $Ac_1$ .

**[0102]** No obstante, los inventores pusieron de relevancia que el tamaño de los granos ferríticos obtenidos al final del calentamiento entre 600 °C y  $Ac_1$  tiene una influencia en el tamaño de los granos de austenita al final de la austenización. Un crecimiento insuficiente de los granos ferríticos provoca, de hecho, una formación de una fracción demasiado grande de pequeños granos de austenita, por lo tanto, a una formación insuficiente de martensita autorevenida al final del recocido, es decir, inferior a 40 %, debido a la disminución del valor de la temperatura  $M_s$ .

**[0103]** Después se calienta la chapa laminada en frío a partir de la temperatura  $Ac_1$  hasta una temperatura de recocido  $T_M$  comprendida entre  $Ac_3'-10$  °C et  $Ac_3'+30$  °C, y se mantiene la chapa laminada en frío a la temperatura  $T_M$  durante una duración  $D_m$  comprendida entre 50 y 150 segundos.

**[0104]** Como se ha indicado anteriormente, la temperatura  $Ac_3'$  depende de la duración de mantenimiento en la meseta. La duración  $D_m$  se selecciona de modo que la fracción de granos austeníticos cuyo tamaño es inferior a un micrómetro representa menos de 10 % de la población total de los granos austeníticos. En particular, la duración de mantenimiento  $D_m$  debe ser suficientemente importante para formar granos austeníticos suficientemente grandes. A título preferente, se seleccionará un tamaño de granos promedio superior a 3 micrones, idealmente comprendido entre 5 y 10 micrones.

**[0105]** Además, una duración de mantenimiento  $D_m$  inferior a 50 s conduciría a la formación al final del procedimiento de una proporción significativa de ferrita.

**[0106]** El tamaño de los granos austeníticos condiciona la cinética de transformación de fase durante el enfriamiento después del recocido. En concreto, los granos austeníticos de pequeño tamaño, inferior a un micrómetro, contribuyen a reducir el valor de la temperatura  $M_s$  y, de este modo, a disminuir la formación de martensita autorevenida.

**[0107]** El calentamiento de la chapa laminada en frío con una velocidad promedio de calentamiento  $V_C$  comprendida entre 1 °C/s y 20 °C/s entre 600 °C y la temperatura  $Ac_1$ , seguido de calentamiento de la chapa laminada en frío entre  $Ac_1$  y  $T_M$  y del mantenimiento de la chapa laminada en frío a la temperatura  $T_M$  durante la duración  $D_m$  comprendida entre 50 y 100 segundos permite así controlar el tamaño de los granos de austenita formados, y más particularmente controlar la fracción de estos granos cuyo tamaño es inferior a un micrómetro.

**[0108]** Estos parámetros de calentamiento permiten obtener la microestructura según la invención al final del recocido, y contribuyen de esta manera a la obtención de las características mecánicas deseadas.

**[0109]** La chapa de acero se enfría a continuación a una velocidad  $V_R$  comprendida entre 10 y 100 °C/s hasta una temperatura  $T_e$  comprendida entre 460 °C y 490 °C. La velocidad de enfriamiento  $V_R$  debe ser superior a 10 °C/s con el fin de formar menos de 5 % de ferrita y no para formar demasiada bainita con una pequeña cantidad de carburos.

**[0110]** Este enfriamiento puede llevarse a cabo a partir de la temperatura  $T_M$  en una sola o en varias etapas y puede hacer intervenir en este último caso diferentes modos de enfriamiento tales como los baños de agua fría o hirviendo, chorros de agua o de gas.

**[0111]** La chapa se mantiene entonces a la temperatura  $T_e$  durante una duración  $D_e$  comprendida entre 5 y 150 segundos.

**[0112]** Una transformación parcial de austenita en bainita se produce en esta fase. El mantenimiento a  $T_e$  debe ser inferior a 150 s para limitar la proporción de superficie de bainita y obtener así una proporción suficiente de martensita.

**[0113]** Las siguientes etapas del procedimiento difieren dependiendo de si se fabrica una chapa de acero galvanizada continua, en concreto, galvanizada-aleada, o no revestida.

**[0114]** Según una primera realización, correspondiente a la fabricación de una chapa de acero galvanizada continua, se reviste la chapa por pasada continua en inmersión en un baño de zinc o aleación de zinc a una

## ES 2 741 304 T3

temperatura TZn comprendida entre 450 °C y 480 °C, durante unos pocos segundos Las temperaturas Te y TZn son tales que  $0 \leq (Te-TZn) \leq 10$  C.

- [0115]** Acto seguido se enfría el producto galvanizado hasta la temperatura ambiente transformando una gran fracción de la austenita restante en martensita reciente y/o en bainita inferior. Se obtiene de esta manera una chapa de acero laminada en frío, recocida y galvanizada que contiene en proporción de superficie de 60 a 95 % de martensita y bainita inferior, de 4 a 35 % de bainita con una pequeña cantidad de carburos, de 0 a 5 % de ferrita, y menos de 5 % de austenita residual en forma de islotes.
- 10 **[0116]** En el caso en que se desee fabricar una chapa de acero laminada en frío, recocida y “galvannealed”, es decir, galvanizada-aleada, se calienta el producto galvanizado inmediatamente a la salida del baño de zinc o aleación de zinc a una temperatura T<sub>9</sub> comprendida entre 490 y 550 °C durante una duración t<sub>9</sub> comprendida entre 10 y 40 s. Se provoca así la interdifusión de hierro y la fina capa de zinc o de aleación de zinc depositada durante la inmersión, lo que permite obtener una chapa galvanizada-aleada.
- 15 **[0117]** Acto seguido se enfría la chapa galvanizada-aleada hasta la temperatura ambiente transformando una gran fracción de la austenita restante en martensita reciente y/o en bainita inferior. Se obtiene de esta manera una chapa de acero laminada en frío, recocida y galvanizada-aleada que contiene en proporción de superficie de 60 a 95 % de martensita y bainita inferior, de 4 a 35 % de bainita con una pequeña cantidad de carburos, de 0 a 5 % de ferrita, y menos de 5 % de austenita residual en forma de islotes.
- 20 **[0118]** Según una segunda realización, correspondiente a la fabricación de una chapa de acero no revestida, se lleva a cabo a partir de la temperatura Te un enfriamiento de la chapa hasta la temperatura ambiente para obtener una chapa de acero laminada en frío y recocida no revestida que contiene en proporción de superficie de 60 a 95 % de martensita y bainita inferior, de 4 a 35 % de bainita con una pequeña cantidad de carburos, de 0 a 5 % de ferrita, y menos de 5 % de austenita residual en forma de islotes.
- 25 **[0119]** Según una tercera realización, correspondiente a la fabricación de una chapa de acero revestida al vacío, se lleva a cabo al igual que para la segunda realización, a partir de la temperatura Te, un enfriamiento de la chapa hasta la temperatura ambiente, después se lleva a cabo un depósito al vacío de un revestimiento con zinc o aleación de zinc, por ejemplo por depósito físico en fase vapor (PVD, por sus siglas en inglés) o por un procedimiento de tipo “deposición de vapor por chorros” (JVD, por sus siglas en inglés). Se obtiene de esta manera una chapa de acero laminada en frío revestida que contiene en proporción de superficie de 60 a 95 % de martensita y bainita inferior, de 4 a 35 % de bainita con una pequeña cantidad de carburos, de 0 a 5 % de ferrita, y menos de 5 % de austenita residual en forma de islotes.
- 30 **[0120]** Los inventores han puesto de manifiesto el hecho de que la implementación de este procedimiento permite obtener una chapa de acero que presenta una resistencia mecánica comprendida entre 1180 y 1320 MPa, junto con un límite de elasticidad comprendido entre 800 y 970 MPa (antes de cualquier operación de pasada de temperizado), un alargamiento a la rotura de al menos 5 %, incluso 8 %, cuya relación de expansión de orificio % de Ac es superior o igual a 30 %, e incluso superior o igual a 40 %.
- 35 **[0121]** Además, la implementación de este procedimiento permite asegurar a la chapa un ángulo de flexión de al menos 55° cuando la chapa tiene un espesor comprendido entre 0,7 mm y 1,5 mm.
- 40 **[0122]** Además, la chapa obtenida presenta una buena aptitud para la soldadura por medio de los procedimientos de ensamblado usuales tales como la soldadura por resistencia por puntos.
- 45 **[0123]** A modo de ejemplo no limitativo, los resultados siguientes mostrarán las características ventajosas conferidas por la invención.
- 50 **[0124]** Se han proporcionado productos semiacabados de acero cuyas composiciones, expresadas en contenidos ponderales (%) se dan en la tabla 1 a continuación.
- 55 **[0125]** Además de los aceros I1 a I4 que sirven para la fabricación de chapas según la invención, se ha indicado a modo de comparación la composición de aceros R1 a R9 empleados para la fabricación de chapas de referencia.

Tabla 1

	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ti (%)	B (%)	Al (%)	Mo (%)	Nb (%)	N (%)	S (%)	P (%)
I1	0,128	2,484	0,317	0,514	0,039	0,0024	0,026	0,002	0,016	0,0051	0,003	0,015
I2	0,130	2,494	0,529	0,516	0,040	0,0022	0,026	0,002	0,016	0,0054	0,003	0,015
I3	0,109	2,795	0,339	0,551	0,035	0,0039	0,028	0,003	0,039	0,0047	0,003	0,015

# ES 2 741 304 T3

(continuación)

I4	0,130	2,500	0,505	0,524	0,037	0,0021	0,030	0,002	<0,002	0,0050	0,003	0,015
I5	0,130	2,700	0,324	0,313	0,045	0,0034	0,030	0,002	0,029	0,0076	0,003	0,015
R1	0,134	2,515	0,536	<u>0,574</u>	0,043	<u>0,0045</u>	0,017	0,002	0,031	0,0059	0,003	0,015
R2	<u>0,086</u>	2,492	0,309	0,519	0,040	0,0039	0,028	0,003	0,028	0,0050	0,003	0,015
R3	<u>0,087</u>	2,584	0,310	0,520	0,039	0,0038	0,025	0,003	0,034	0,0051	0,003	0,015
R4	<u>0,168</u>	<u>2,873</u>	<u>0,230</u>	<u>0,040</u>	0,023	<u>0,0012</u>	0,030	0,002	<u>0,055</u>	0,0063	0,003	0,015
R5	0,117	<u>2,245</u>	0,507	0,515	0,029	0,0035	0,029	0,002	0,018	0,0055	0,003	0,015
R6	0,119	<u>2,239</u>	0,511	0,515	0,028	0,0038	0,027	<u>0,051</u>	0,018	0,0058	0,003	0,015
R7	0,123	2,489	0,503	0,521	0,036	0,0020	0,026	<u>0,056</u>	<0,002	0,0051	0,003	0,015
R8	0,124	2,489	0,505	0,522	0,037	0,0020	0,030	<u>0,056</u>	0,018	0,0055	0,003	0,015
R9	0,124	2,485	<u>0,682</u>	0,521	0,037	0,0020	0,030	<u>0,056</u>	0,018	0,0060	0,003	0,015

**[0126]** Los valores subrayados son no conformes con la invención.

**[0127]** Se calculó la temperatura Ac3 por medio del software Thermo-Calc®, la temperatura de inicio de la transformación martensítica Ms y el carbono equivalente Ceq correspondiente a cada una de estas composiciones. Estos valores son expuestos en la tabla 2 a continuación.

**[0128]** En particular, la temperatura Ms ha sido determinada a partir de la siguiente fórmula publicada por K.W. Andrews, en "Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures", Journal of the Iron and Steel Institute, 203, Parte 7, 1965, en la que los contenidos de los elementos están expresados en porcentaje ponderal:

$$Ms (^{\circ}C) = 539 - 423 C - 30,4 Mn - 17,7 Ni - 12,1 Cr - 11 Si - 7 Mo.$$

**[0129]** El carbono equivalente Ceq ha sido determinado a partir de la fórmula de Nishi indicada anteriormente.

**[0130]** Los valores subrayados son no conformes con la invención.

Tabla 2

	Ceq (%)	Ms (°C)	Ac3 (°C)
I1	0,28	400	795
I2	0,29	396	800
I3	0,28	398	798
I4	0,29	396	800
I5	0,30	395	798
R1	0,30	393	803
R2	0,24	417	805
R3	0,25	414	805
R4	<u>0,34</u>	378	785
R5	0,27	409	820
R6	0,27	408	820
R7	0,29	399	802
R8	0,29	399	804
R9	0,29	397	810

**[0131]** Los productos semiacabados colados correspondientes a las composiciones anteriores se calentaron a

## ES 2 741 304 T3

una temperatura  $T_{\text{recalentar}}$  superior a 1250 °C, después laminadas en caliente, la temperatura del final de laminado es igual a 850 °C, por lo tanto superior a Ar3 para todos estos aceros.

**[0132]** A continuación, las chapas laminadas en caliente se enfriaron al evitar la formación de ferrita y perlita, después se bobinaron a una temperatura de 545 °C.

**[0133]** Las chapas se laminaron acto seguido en frío, hasta un espesor de 1,4 mm.

**[0134]** Las chapas se calentaron a continuación con una velocidad de calentamiento  $V_C$ , entre 600 °C y Ac1, designando Ac1 la temperatura de inicio de la transformación austenítica al calentamiento después se calentaron hasta una temperatura  $T_m$  y se mantuvieron a la temperatura  $T_m$  durante una duración  $D_m$ .

**[0135]** Según un primer conjunto de ensayos, las chapas se enfriaron a una velocidad  $V_R$  hasta una temperatura  $T_e$ , después se mantuvieron a la temperatura  $T_e$  durante una duración  $D_e$ .

**[0136]** Estos ensayos se realizaron según cinco condiciones de tratamiento diferentes (a a e) indicadas en la tabla 3.

**[0137]** Según un sexto ensayo (f en la tabla 3), las chapas se enfriaron a partir de la temperatura  $T_m$  hasta la temperatura ambiente, a una velocidad de enfriamiento  $V_R$ , sin mantenimiento a una temperatura intermedia entre  $T_m$  y la temperatura ambiente. En la tabla 3, NA significa no aplicable. De hecho, según el tratamiento f, no se realiza ningún mantenimiento a una temperatura  $T_e$  y el tiempo de mantenimiento  $D_e$  no es, por lo tanto, relevante.

**[0138]** Las chapas fabricadas son de este modo chapas no revestidas.

Tabla 3

Tratamiento	$V_C$ (°C/s)	$T_m$ (°C)	$D_m$ (s)	$V_R$ (°C/s)	$T_e$ (°C)	$D_e$ (s)
a	2	810	120	30	460	130
b	2	830	120	30	460	130
c	6	820	60	26	470	33
d	<u>0,2</u>	820	<u>2</u>	26	460	33
e	<u>0,2</u>	820	60	26	460	33
f	2	830	120	<u><math>\geq 100</math> °C/s</u>	20	NA

**[0139]** Los valores subrayados son no conformes con la invención.

**[0140]** Por medio de ensayos de tracción, se determinó el límite de elasticidad  $Y_s$ , la resistencia a la rotura  $T_S$  y alargamiento total  $A$  de las chapas obtenidas por estos diferentes modos de fabricación. Asimismo se determinó la aptitud para el plegado de estas chapas determinando el ángulo máximo antes de la ruptura.

**[0141]** El ángulo máximo antes de la ruptura de una chapa se determina aplicando un punzón en las chapas con el fin de plegar esta chapa. La fuerza a aplicar para realizar el plegado crece hasta la ruptura de la chapa. La medición de la fuerza aplicada durante el plegado permite así detectar la iniciación de la ruptura de la chapa, y medir el ángulo de flexión cuando se produce esta ruptura.

**[0142]** También se determinó la relación de expansión de orificio % de Ac de cada chapa al realizar un orificio en la chapa por medio de una herramienta troncocónica con el fin de realizar una expansión en los bordes de este orificio. Como se describe en la norma ISO 16630: 2009, se midió el diámetro inicial  $D_i$  del orificio antes del embutido, luego el diámetro final  $D_f$  del orificio tras el embutido, determinado en el momento en el que se observan fisuras prolongadas en el espesor de la chapa en los bordes del orificio. Se determina entonces la aptitud para la expansión

$$Ac\% = 100 * \frac{D_f - D_i}{D_i} .$$

de orificio  $Ac\%$  según la siguiente fórmula:

**[0143]** De igual forma se determinó la microestructura de los aceros. Las fracciones de superficie de martensita (incluyendo la martensita autorevenida y la martensita reciente) y bainita inferior (en conjunto), martensita autorevenida y bainita inferior (en conjunto), y bainita con una pequeña cantidad de carburos se cuantificaron después de un ataque con bisulfito de sodio. La fracción de superficie de martensita reciente se cuantificó después de un ataque por un reactivo NaOH-NaNO3.

## ES 2 741 304 T3

**[0144]** Asimismo se determinó la fracción de superficie de ferrita gracias a las observaciones por microscopía óptica y electrónica de barrido en las que se ha identificado la fase ferrítica.

5 **[0145]** Las microestructuras de las chapas fueron mostradas en la tabla 4 a continuación.

Tabla 4

	Ac3'-10 Ac3'+30 (°C)	Tm (°C)	Martensita + bainita inferior (%)	Martensita autorevenida + bainita inferior (%)	Martensita reciente (%)	Bainita con una pequeña cantidad de carburos (%)	Austenita (%)	Ferrita (%)
I1-b	795-835	830	95	91	4	5	0	0
I2-b	800-840	830	90	75	15	10	0	0
I3-b	798-838	830	95	89	6	5	0	0
I4-b	800-840	830	80	75	5	20	0	0
I5-b	798-838	830	80	70	10	20	0	0
I1-d	990-1030	<b>820</b>	<b>50</b>	0	<u>50</u>	<u>0</u>	0	<b>50</b>
I1-e	805-845	820	<b>50</b>	0	<u>50</u>	<u>0</u>	0	<b>50</b>
I4-f	800-840	830	<b>98</b>	95	3	<u>2</u>	0	0
R1-b	803-843	830	95	81	14	<u>3</u>	0	2
R2-b	805-845	830	60	30	<u>30</u>	<b>40</b>	0	0
R3-b	805-845	830	75	45	<u>30</u>	25	0	0
R3-c	815-855	820	60	30	<u>30</u>	<b>38</b>	0	2
R4-b	785-825	<b>830</b>	85	60	<u>25</u>	13	2	0
R5-b	820-860	830	<b>50</b>	25	<u>25</u>	<b>50</b>	0	0
R5-c	830-870	<b>820</b>	<b>45</b>	23	<u>22</u>	<b>45</b>	0	<u>10</u>
R6-c	830-870	<b>820</b>	<b>45</b>	9	<u>36</u>	<b>45</b>	0	<u>10</u>
R7-a	802-842	810	<b>40</b>	35	5	<b>60</b>	0	0
R8-a	804-844	810	<b>95</b>	85	10	<b>5</b>	0	0
R9-a	810-850	810	<b>50</b>	<u>10</u>	<u>40</u>	<b>47</b>	0	3

**[0146]** Los valores subrayados son no conformes con la invención.

10

**[0147]** Las propiedades mecánicas de las chapas fueron mostradas en la tabla 5 a continuación.

Tabla 5

	TS (MPa)	Ys (MPa)	A %	Doblado de chapa	Plegado
I1-b	1299	913	7,3	62	61,8
I2-b	1303	945	6,6	59	n.d.
I3-b	1299	947	6,1	56	55
I4-b	1250	827	8,7	58	43,6
I5-b	1194	855	7,5	63	n.d.
I1-d	<u>1081</u>	<u>660</u>	10	n.d.	n.d.
I1-e	<u>1096</u>	<u>655</u>	9,2	n.d.	n.d.
I4-f	<u>1422</u>	<u>1123</u>	5,9	n.d.	n.d.
R1-b	<u>1353</u>	930	7,3	56	43,9
R2-b	<u>1116</u>	800	8	71	n.d.
R3-b	<u>1131</u>	821	7,6	56	n.d.
R3-c	<u>1165</u>	<u>798</u>	8,6	n.d.	<u>37</u>
R4-b	1253	<u>759</u>	9	<u>50</u>	n.d.
<u>R5-b</u>	<u>1151</u>	<u>790</u>	6,7	63	n.d.
<u>R5-c</u>	<u>1137</u>	<u>720</u>	10,4	n.d.	<u>30</u>
<u>R6-c</u>	1208	<u>777</u>	10,7	n.d.	<u>28</u>
R7-a	1217	<u>759</u>	8,7	56	n.d.
R8-a	1262	<u>792</u>	8,4	59	n.d.
R9-a	1242	<u>759</u>	7,4	58	n.d.

[0148] En esta tabla, n.d. significa que los valores de las propiedades no se han determinado.

5 [0149] El análisis de estos resultados pone de manifiesto las relaciones entre las composiciones de los aceros, su microestructura y sus propiedades mecánicas.

[0150] Las chapas de acero I1-b, I2-b, I3-b, I4-b y I5-b presentan una composición y una microestructura conformes a la invención. Como resultado, estas chapas presentan una resistencia mecánica, un límite de elasticidad, un alargamiento, un ángulo de flexión y una relación de expansión de orificio que cumplen con los valores pretendidos.

15 [0151] Las figuras 1 y 2 ilustran la microestructura de la chapa I4-b. La figura 1 es resultado de un ataque a la chapa con bisulfito de sodio, mientras que la figura 2 es resultado del ataque a la chapa por el reactivo NaOH-NaNO<sub>3</sub>. La figura 1 revela la martensita autorevenida y la bainita inferior (M+BI), así como la bainita con una pequeña cantidad de carburos (BFC, por sus siglas en francés). La figura 2 revela, en forma de zonas más oscuras, la martensita reciente (MF, por sus siglas en francés).

20 [0152] La chapa según el ejemplo R1-b presenta un contenido de Cr demasiado elevado y un contenido de B demasiado elevado, de modo que su resistencia mecánica TS es demasiado elevada. De este modo, aunque se obtiene un límite de elasticidad Ys satisfactorio, este límite de elasticidad se obtiene junto con una resistencia mecánica TS demasiado elevada.

25 [0153] Las chapas según los ejemplos R2-b y R3-b presentan un contenido de C demasiado bajo, y tampoco presentan una resistencia mecánica satisfactoria.

[0154] En particular, la chapa según el ejemplo R2-b comprende una fracción de bainita con una pequeña cantidad de carburos elevada, debido al bajo contenido de C del acero que forma la chapa, lo que conduce a la obtención de una resistencia mecánica poco elevada.

30 [0155] Además, un contenido bajo de C conduce a un aumento de la temperatura Ac<sub>3</sub>, y en efecto a la temperatura Ac<sub>3</sub>.

- 5 **[0156]** Por ejemplo R3, según la condición de fabricación c, se forma por ende una cantidad bastante significativa de pequeños granos de austenita, lo que conduce a la formación al final del recocido de una proporción de superficie de martensita autorevenida y de bainita inferior bastante pequeña, de una proporción de martensita reciente demasiado elevada, y de una proporción de superficie de bainita con una pequeña cantidad de carburos demasiado elevada.
- 10 **[0157]** Esto conduce a la obtención de una resistencia TS y de un límite de elasticidad  $Y_s$  insuficientes, y a una relación de expansión de orificio inferior a la relación mínima buscada.
- [0158]** La chapa según el ejemplo R4-b presenta contenidos de C y Mn bastante elevados, contenidos de Cr y Si bastante pequeños, un contenido de Nb bastante elevado y un contenido de B bastante pequeño, que conducen a la obtención de un ángulo de flexión bastante pequeño.
- 15 **[0159]** En particular, los contenidos de Mn y C elevados en el ejemplo R4-b conducen a la formación bastante significativa de martensita reciente en forma de bandas, lo que provoca una degradación del ángulo de flexión. Además, debido a los altos contenidos de carbono y manganeso, la soldabilidad del acero se degrada. En concreto, el carbono equivalente  $C_{eq}$  determinado a partir de la fórmula de Nishi anterior es igual a 0,34 %, que es superior al valor máximo 0,30 % deseado.
- 20 **[0160]** El ejemplo R5 presenta un contenido de Mn bastante pequeño, lo que, combinado con un contenido de Si significativo (0,507 %), conduce a una formación significativa de bainita con una pequeña cantidad de carburos según los tratamientos b y c.
- 25 **[0161]** Así, los ejemplos R5-b y R5-c tienen una resistencia mecánica y un límite de elasticidad insuficientes.
- [0162]** Además, el contenido de Mn bastante pequeño conduce a una temperatura  $Ac_3=820$  °C elevada. Según la condición de fabricación c,  $Ac_3'=840$  °C tiene, por tanto, un valor elevado de modo que la temperatura  $T_m=820$  °C es inferior a  $Ac_3'-10$  °C. Por ello, la austenización no es completa, y queda en el acero una proporción excesiva de ferrita, y muy poca martensita autorevenida y bainita inferior.
- 30 **[0163]** Por consiguiente, la resistencia mecánica TS y el límite de elasticidad  $Y_s$  son insuficientes, así como la relación de expansión de orificio % de Ac.
- 35 **[0164]** De igual manera, el ejemplo R6 presenta un contenido de Mn bastante pequeño, lo que, combinado con un contenido de Si significativo (0,511 %), conduce a una formación significativa de bainita con una pequeña cantidad de carburos.
- 40 **[0165]** Es más, el contenido de Mn bastante pequeño que conduce a una temperatura de  $Ac_3 = 820$  °C elevada, de manera que según la ruta C, la temperatura  $T_m=820$  °C es inferior a  $Ac_3'-10$  °C= $830$  °C.
- 45 **[0166]** En consecuencia, la austenización no es completa, y queda en el acero una proporción de superficie bastante significativa de ferrita, y muy poco de martensita autorevenida y bainita inferior. El límite de elasticidad y la relación de expansión de orificio son por consiguiente degradados. Sin embargo, el contenido significativo de Mo permite mantener una resistencia mecánica TS significativa.
- 50 **[0167]** El ejemplo R7 tiene un contenido de Mo bastante elevado. Debido al pequeño contenido de Nb del ejemplo R7, este gran contenido de Mo tiene como consecuencia disminuir el tamaño de los antiguos granos austeníticos, que conduce, debido a la reducción del valor de la temperatura  $M_s$ , a una formación insuficiente de martensita y bainita inferior, en concreto, de martensita autorevenida y bainita inferior al final del recocido y a una formación significativa de martensita reciente.
- 55 **[0168]** De ello resulta que para el ejemplo R7 este tiene un límite de elasticidad insuficiente. Sin embargo, el contenido significativo de Mo permite mantener una resistencia mecánica TS elevada.
- [0169]** La composición del acero R8 presenta asimismo un contenido de Mo demasiado elevado.
- 60 **[0170]** El ejemplo R9 presenta un contenido de Si bastante elevado, que conduce a una formación significativa de bainita con una pequeña cantidad de carburos y a una formación insuficiente de martensita y bainita inferior, lo que conduce a la obtención de un límite de elasticidad insuficiente. Para el ejemplo I1-d, la velocidad de calentamiento  $V_c$  y la duración de mantenimiento  $D_m$  son bastante bajas. De este modo, la temperatura  $T_m$  es inferior a  $Ac_3'-10$ . Por lo tanto, la austenización no es completa, y se observa un crecimiento excesivo de los granos de ferrita. Queda así en el acero una proporción de superficie bastante significativa de ferrita, muy poco de martensita autorevenida y bainita inferior, y muy poco de bainita con una pequeña cantidad de carburos. La resistencia mecánica y el límite de elasticidad
- 65 son, por ende, insuficientes.

**[0171]** Para el ejemplo 11-e, la velocidad de calentamiento  $V_c$  es demasiado baja. Se observa de este modo un crecimiento excesivo de los granos de ferrita. Queda así en el acero una proporción de superficie bastante significativa de ferrita, muy poco de martensita autorevenida y bainita inferior, y muy poco de bainita con una pequeña cantidad de carburos. La resistencia mecánica y el límite de elasticidad son, por ende, insuficientes.

**[0172]** Para el Ejemplo 14-f, la velocidad de enfriamiento  $V_R$  es bastante elevada. De este modo, se forma bastante martensita y bainita inferior, y no hay bastante bainita con una pequeña cantidad de carburos y martensita reciente.

10

**[0173]** La resistencia mecánica y el límite de elasticidad van más allá de las mencionadas.

**REIVINDICACIONES**

1. Chapa de acero laminada en frío y recocida, cuya composición química comprende, los contenidos que se expresan en peso:
- 5
- $$0,10 \leq C \leq 0,13\%$$
- $$2,4 \leq Mn \leq 2,8\%$$
- 10
- $$0,30 \leq Si \leq 0,55\%$$
- $$0,30 \leq Cr \leq 0,56\%$$
- 15
- $$0,020 \leq Ti \leq 0,050\%$$
- $$0,0020 \leq B \leq 0,0040\%$$
- $$0,005 \leq Al \leq 0,050\%$$
- 20
- $$Mo \leq 0,010\%$$
- $$Nb \leq 0,040\%$$
- $$0,002 \leq N \leq 0,008\%$$
- 25
- $$S \leq 0,005\%$$
- $$P \leq 0,020\%$$
- 30 siendo el resto constituido por hierro e impurezas inevitables procedentes de la elaboración, la chapa tiene una microestructura constituida, en proporción de superficie, martensita y/o bainita inferior, comprendiendo dicha martensita reciente y/o martensita autorevenida, comprendiendo dicha microestructura, en proporción de superficie, de 40 a 95 % de martensita autorevenida y bainita inferior, la suma de las proporciones de superficie de martensita y bainita inferior está comprendida entre 60 a 95 %, de 4 a 35 % de bainita con una cantidad pequeña de carburos, que
- 35 contiene menos de 100 carburos por unidad de superficie de 100 micrómetros cuadrados, de 0 a 5 % de ferrita, menos de 5 % de austenita residual en forma de islotes y menos de 20 % de martensita reciente.
2. Chapa de acero según la reivindicación 1, **caracterizada porque** dicha microestructura comprende, en proporción de superficie, de 4 a 20 % de martensita reciente, preferentemente de 4 % a 15 %.
- 40
3. Chapa de acero según la reivindicación 1, **caracterizada porque** dicha martensita autorevenida y dicha bainita inferior contienen carburos en forma de bastones orientados en las direcciones <111> de listones martensíticos y bainíticos.
- 45
4. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, **caracterizada porque** dicha microestructura comprende, en proporción de superficie, de 4 a 5 % de ferrita.
5. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, **caracterizada porque** la dimensión más pequeña de dichos islotes de austenita residual es inferior a 50 nanómetros.
- 50
6. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5, **caracterizada porque** la fracción de los antiguos granos austeníticos creados por el recocido cuyo tamaño es inferior a menos de un micrómetro representa menos de 10 % de la población total de dichos antiguos granos austeníticos.
- 55
7. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 6, caracterizada porque dicha chapa tiene una resistencia mecánica comprendida entre 1180 y 1320 MPa, y una relación de expansión de orificio Ac% según la norma ISO 16630:2009 superior o igual a 40 %.

## ES 2 741 304 T3

8. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 7, **caracterizada porque** dicha chapa tiene un espesor comprendido entre 0,7 mm y 1,5 mm, y **porque** dicha chapa tiene un ángulo de flexión superior o igual a 55°.

5 9. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 8, **caracterizada porque** la composición química comprende, el contenido que se expresa en peso:

$$2,5 \leq \text{Mn} \leq 2,8\%.$$

10 10. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 9, **caracterizada porque** la composición química comprende, el contenido que se expresa en peso:

$$0,30 \leq \text{Si} \leq 0,5\%.$$

15 11. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 10, **caracterizada porque** la composición química comprende, el contenido que se expresa en peso:

$$0,005 \leq \text{Al} \leq 0,030\%.$$

20 12. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 11, caracterizada porque dicha chapa incluye un revestimiento de zinc o de aleación de zinc, obtenido por temple.

13. Chapa de acero según la reivindicación 12, **caracterizada porque** dicho revestimiento de zinc o de aleación de zinc es un revestimiento galvanizado-aleado, comprendiendo dicho revestimiento de zinc o de aleación de zinc de 7 a 12 % en peso de hierro.

14. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 11, **caracterizada porque** dicha chapa incluye un revestimiento de zinc o de aleación de zinc, obtenido por deposición al vacío.

30 15. Procedimiento de fabricación de una chapa laminada en frío y recocida según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 13, que comprende las siguientes etapas sucesivas:

- se proporciona un producto semiacabado cuya composición química comprende, los contenidos que se expresan en peso:

35

$$0,10 \leq \text{C} \leq 0,13\%$$

$$2,4 \leq \text{Mn} \leq 2,8\%$$

40

$$0,30 \leq \text{Si} \leq 0,55\%$$

$$0,30 \leq \text{Cr} \leq 0,56\%$$

45

$$0,020 \leq \text{Ti} \leq 0,050\%$$

$$0,0020 \leq \text{B} \leq 0,0040\%$$

$$0,005 \leq \text{Al} \leq 0,050\%.$$

50

$$\text{Mo} \leq 0,010\%$$

$$\text{Nb} \leq 0,040\%$$

$$0,002 \leq \text{N} \leq 0,008\%$$

55

$$\text{S} \leq 0,005\%$$

## ES 2 741 304 T3

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

estando el resto constituido por hierro e impurezas inevitables que proceden de la elaboración, después

- 5
- dicho producto semielaborado se calienta a una temperatura  $T_{\text{recalentar}}$  superior o igual a 1250 °C, después
  - se lamina en caliente dicho producto semiacabado, siendo la temperatura de final de laminado superior a la temperatura  $A_{r3}$  del inicio de la transformación de la austenita tras el enfriamiento, para obtener una chapa laminada en caliente, después
- 10
- se enfría dicha chapa laminada en caliente a una velocidad suficiente para evitar la formación de ferrita y perlita, después
  - se bobina dicha chapa laminada a una temperatura inferior a 580 °C, después
  - se lamina en frío dicha chapa laminada en caliente para obtener una chapa laminada en frío, después
  - se calienta dicha chapa laminada en frío entre 600 °C y  $A_{c1}$ , designando  $A_{c1}$  la temperatura de inicio de la
- 15 transformación austenítica tras el calentamiento, con una velocidad de calentamiento  $V_R$  comprendida entre 1 °C/s y 20 °C/s, después
- se calienta dicha chapa laminada en frío hasta una temperatura  $T_m$  comprendida entre  $A_{c3}'-10$  °C y  $A_{c3}'+30$  °C, y se mantiene a la temperatura  $T_m$  dicha chapa laminada en frío durante una duración  $D_m$  comprendida entre 50 y 150 segundos, con  $A_{c3}' = \text{Min}\{A_{c3} + 1200/D_m; 1000 \text{ °C}\}$ , en el que  $A_{c3}$  y  $A_{c3}'$  se expresan en grados Celsius y  $D_m$  en
- 20 segundos, y en el que  $A_{c3}$  designa la temperatura del final de transformación austenítica al calentamiento como se determina independientemente del tiempo de mantenimiento a esta temperatura  $A_{c3}$ , después
- la chapa se enfría a una velocidad comprendida entre 10 y 150 °C/s hasta una temperatura  $T_e$  comprendida entre 460 °C y 490 °C, después
  - dicha chapa se mantiene a la temperatura  $T_e$  durante una duración comprendida entre 5 y 150 segundos, después
- 25
- la chapa se reviste por pasada continua en inmersión en un baño de zinc o en aleación de zinc a una temperatura  $T_{Zn}$  comprendida entre 450 °C y 480 °C, siendo dichas temperaturas  $T_e$  y  $T_{Zn}$  tales como  $0 \leq (T_e - T_{Zn}) \leq 10$  °C, después
  - la chapa revestida se calienta opcionalmente a una temperatura comprendida entre 490 °C y 550 °C durante una duración  $t_b$  comprendida entre 10 s y 40 s.
- 30
16. Procedimiento de fabricación de una chapa laminada en frío y recocida según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 11 y 14, que comprende las siguientes etapas sucesivas:
- se proporciona un producto semiacabado cuya composición química comprende, los contenidos que se expresan en
- 35 peso:

$$0,10 \leq C \leq 0,13\%$$

$$2,4 \leq Mn \leq 2,8\%$$

40

$$0,30 \leq Si \leq 0,55\%$$

$$0,30 \leq Cr \leq 0,56\%$$

45

$$0,020 \leq Ti \leq 0,050\%$$

$$0,0020 \leq B \leq 0,0040\%$$

$$0,005 \leq Al \leq 0,050\%$$

50

$$Mo \leq 0,010\%$$

$$Nb \leq 0,040\%$$

55

$$0,002 \leq N \leq 0,008\%$$

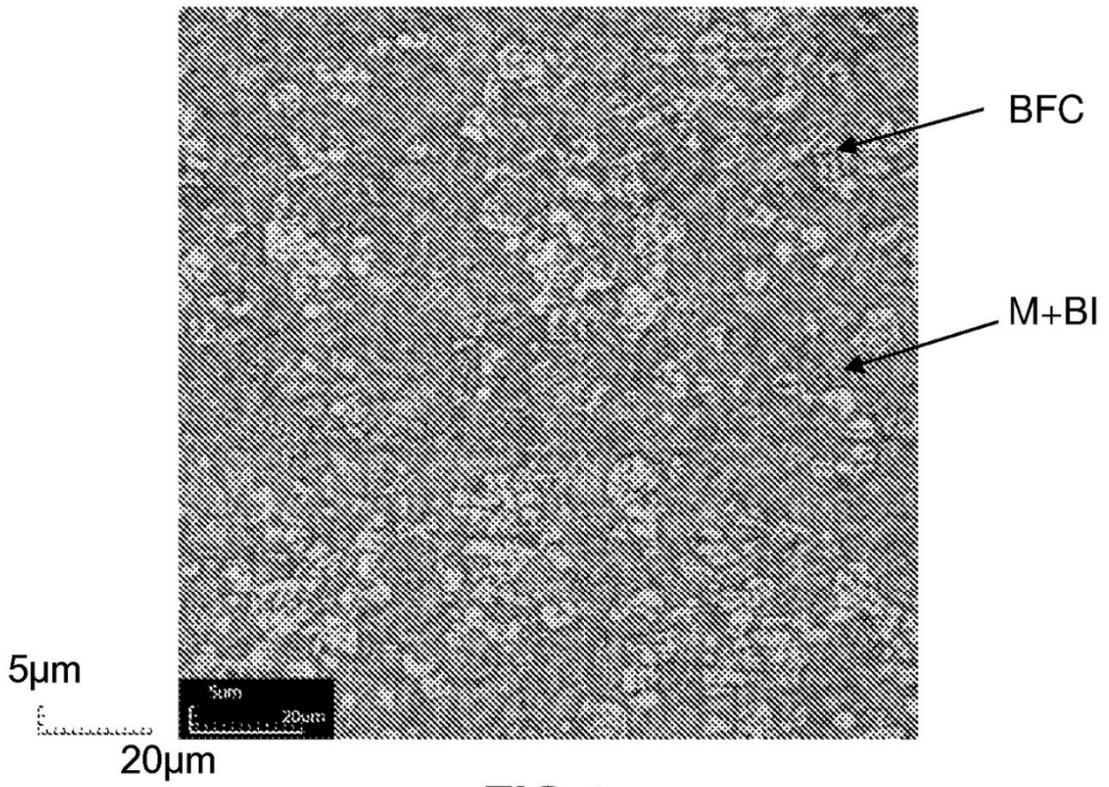
$$S \leq 0,005\%$$

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

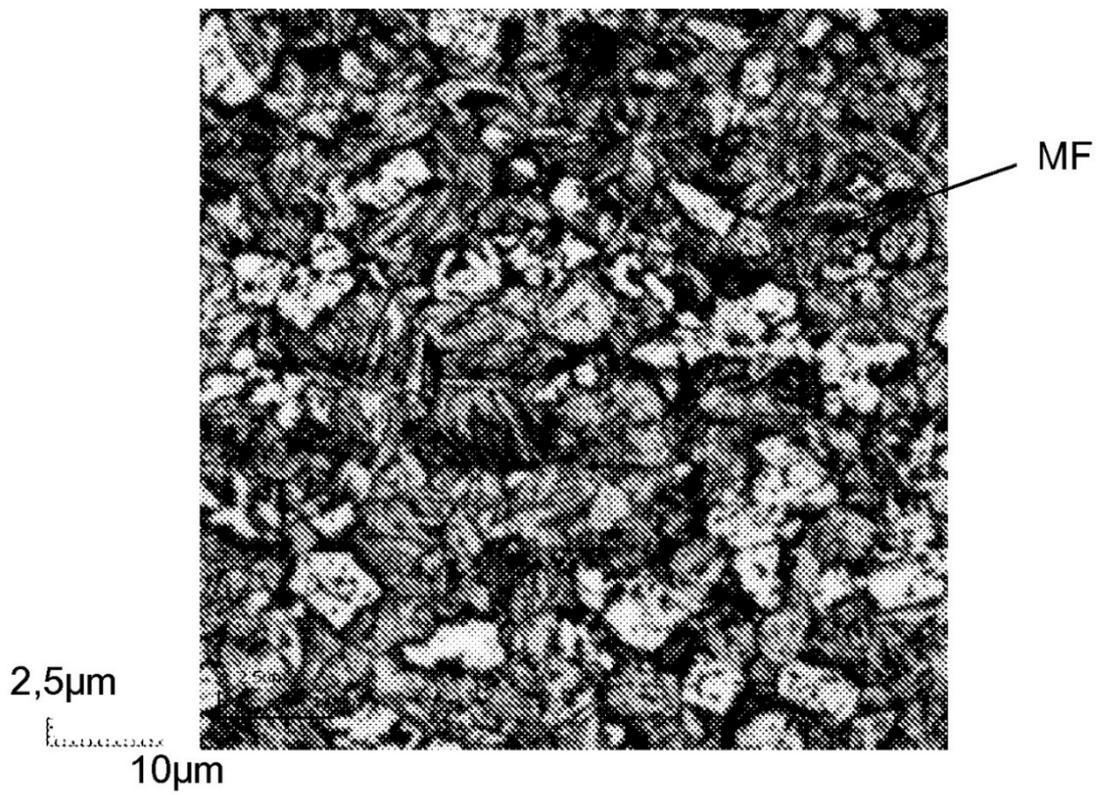
## ES 2 741 304 T3

estando el resto constituido por hierro e impurezas inevitables que proceden de la elaboración, después

- dicho producto semielaborado se calienta a una temperatura  $T_{\text{recalentar}}$  superior o igual a 1250 °C, después
- 5 - se lamina en caliente dicho producto semiacabado, siendo la temperatura de final de laminado superior a Ar3, para obtener una chapa laminada en caliente, después
  - se enfría dicha chapa laminada en caliente a una velocidad suficiente para evitar la formación de ferrita y perlita, después
  - se bobina dicha chapa laminada a una temperatura inferior a 580 °C, después
- 10 - se lamina en frío dicha chapa laminada en caliente para obtener una chapa laminada en frío, después
  - dicha chapa laminada en frío se calienta con una velocidad de recalentamiento VR, entre 600 °C y Ac1, designando Ac1 la temperatura de inicio de la transformación austenítica tras el calentamiento, comprendida entre 1 y 20 °C/s, después
  - se calienta dicha chapa laminada en frío hasta una temperatura Tm comprendida entre Ac3-10 °C y Ac3+30 °C, y se mantiene a la temperatura Tm dicha chapa laminada en frío durante una duración Dm comprendida entre 50 y 150 segundos, con  $Ac3' = \text{Min}\{Ac3 + 1200/Dm; 1000\text{ °C}\}$ , en el que Ac3 y Ac3' se expresan en grados Celsius y Dm en segundos, y en el que Ac3 designa la temperatura del final de transformación austenítica tras el calentamiento como se determina independientemente del tiempo de mantenimiento a esta temperatura Ac3, después
- 15 - la chapa se enfría a una velocidad comprendida entre 10 y 100 °C/s hasta una temperatura Te comprendida entre
  - 20 460 °C y 490 °C, después
  - dicha chapa se mantiene a la temperatura Te durante una duración comprendida entre 5 y 150 segundos, después
  - dicha chapa se enfría hasta la temperatura ambiente.
- 17. Procedimiento de fabricación de una chapa laminada en frío, recocida y revestida, según la
- 25 reivindicación 16, en el que se lleva a cabo además un revestimiento de zinc o de aleación de zinc por deposición al vacío después de dicha etapa de enfriamiento hasta la temperatura ambiente.
- 18. Procedimiento de fabricación de una chapa según la reivindicación 17, **caracterizado porque** dicha
- 30 deposición al vacío se lleva a cabo por deposición física en fase vapor (PVD, por sus siglas en inglés).
- 19. Procedimiento de fabricación de una chapa según la reivindicación 17, **caracterizado porque** dicha
- deposición al vacío se lleva a cabo por deposición de vapor por chorros (JVD, por sus siglas en inglés).



**FIG.1**



**FIG.2**