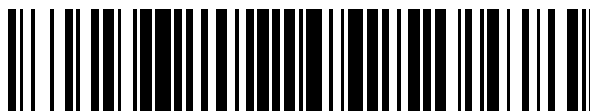


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 623 834**

51 Int. Cl.:

B32B 15/01	(2006.01)	C22C 38/18	(2006.01)
C21D 1/20	(2006.01)		
C21D 8/04	(2006.01)		
C21D 9/56	(2006.01)		
C22C 38/58	(2006.01)		
C21D 9/48	(2006.01)		
C22C 38/00	(2006.01)		
C22C 38/02	(2006.01)		
C22C 38/04	(2006.01)		
C22C 38/06	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **26.07.2013 PCT/EP2013/065847**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **06.02.2014 WO14019964**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **26.07.2013 E 13744491 (5)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **29.03.2017 EP 2880192**

54 Título: **Un método para producir una banda de acero de alta resistencia con una buena capacidad de estiramiento profunda y un acero de alta resistencia producido por éste**

30 Prioridad:

30.07.2012 EP 12178555
31.07.2012 EP 12178584

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
12.07.2017

73 Titular/es:

TATA STEEL NEDERLAND TECHNOLOGY B.V.
(100.0%)
P.O. Box 10000
1970 CA IJmuiden, NL

72 Inventor/es:

LIU, CHENG

74 Agente/Representante:

SÁEZ MAESO, Ana

ES 2 623 834 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

Un método para producir una banda de acero de alta resistencia con una buena capacidad de estiramiento profunda y un acero de alta resistencia producido por éste

5 Está invención se relaciona con un método para producir una banda de acero de alta resistencia con una buena capacidad de estiramiento profunda y un acero de alta resistencia producido por éste.

10 Los fabricantes de automóviles concentran el criterio de diseño principal de un automóvil moderno en peso reducido y alta seguridad para satisfacer las expectativas del cliente, y los requerimientos legales y estándares. En este contexto, se han desarrollado nuevas calidades de acero no sólo para ahorrar peso sino también para mejorar la seguridad del choque de los vehículos. Estos sucesos combinan una capacidad de formación mayor con un nivel de resistencia alto en un amplio espectro de rata de deformación. Los aceros de alta resistencia avanzados, entre ellos especialmente los aceros de fase doble y TRIP, ofrecen resultados prometedores en este campo, mientras sus
15 extraordinarias propiedades mecánicas pueden adaptarse y ajustarse mediante aleación y procesamiento. Diferentes fases con una amplia variedad de niveles de resistencia junto con una microestructura fina extraordinaria contribuyen a una excelente capacidad de formación en frío y comportamiento de choque de AHSS.

20 Los AHSS son aceros de multifase que contienen fases como martensita, bainita y austenita retenida en cantidades suficientes para producir propiedades mecánicas únicas. En comparación con aceros de alta resistencia convencionales, AHSS exhiben valores de resistencia superiores o una combinación superior de alta resistencia con buena capacidad de formación (Bleck, W.; Phiu-On, K., Grain Refinement and Mechanical Properties in Advanced High Strength Sheet Steels, HSLA Steels 2005, Fifth International Conference on HSLA Steels, 08.-10.11.2005, Sanya, Hainan, China). En principio se pueden distinguir cuatro tipos de AHSS:

- 25 • Fase dual: microestructura que comprende ferrita y 5-30% de martensita
- Aceros de plasticidad inducida por transformación con una microestructura de ferrita, bainita y austenita retenida
- PM: aceros martensíticos parcial o totalmente
- 30 • Aceros de fase compleja con una mezcla de ferrita reforzada, bainita y martensita.

Aunque estas láminas de acero de alta resistencia tienen excelente resistencia y capacidad de formación en términos de la relación de resistencia-ductilidad, es conocido que los AHSS sufren de un valor r bajo y por lo tanto una pobre capacidad de estiramiento profunda. Para partes estampadas automotrices complejas, la capacidad de estiramiento profunda puede ser crítica.

35 El documento EP2439291-A1 divulga un acero multifase en base al uso de precipitado que forma adiciones tales como Ti y V adicionalmente a 0.02 a 0.06% de Nb para formar precipitados con el C y N presentes en el acero, producidos mediante el sometimiento de un acero laminado en frío a recocido continuo a una temperatura entre al menos 20°C mayor que la temperatura Ac1 y la temperatura Ac3 seguido por sobre envejecimiento.

40 Es por lo tanto un objetivo de la presente invención proporcionar un método para producir AHSS con un valor r mejorado.

45 Es también un objetivo de la invención proporcionar un AHSS con un valor r mejorado.

Es otro objetivo de la invención proporcionar un AHSS con un valor r mejorado, mientras mantiene al mismo tiempo la excelente relación resistencia-ductilidad.

50 Uno o más de estos objetivos pueden ser alcanzados por un método para producir una lámina de acero de alta resistencia que tiene una excelente capacidad de estiramiento profundo, donde el método comprende

- producir un precursor de laminación en caliente mediante fundición y moldeado un precursor que comprende (in % en peso):

- 55 • C: 0.01 a 0.2%;
- Si: 2.0% o menos;
- Mn: 1.0 a 3.0%;
- P: 0.005 a 0.1%;
- S: 0.03% o menos;
- 60 • Al_{sol}: 0.01 a 0.1%;
- Cr: 2.0% o menos
- N: 0.002 a 0.01%;
- Restante de Fe e impurezas inevitables

65 en el que Ti y B como impurezas deben mantenerse lo más bajas posibles y en el que $N-14/48 \cdot Ti-14/11 \cdot B \geq 0.0015\%$ donde el precursor opcionalmente también comprende

- Ca: 0.0005 a 0.01%;
 - Mo: 0.8% o menos
 - Cu: 0.8% o menos
- 5 • Ni: 0.8% o menos
- 10 - recalentar el material precursor a una temperatura de al menos 1100°C para disolver todo o al menos la mayor parte de los precipitados de AlN o, en el caso de un precursor de molde de yeso o un precursor de banda de yeso, para ser laminado inmediatamente después del moldeado, mantener la temperatura a una temperatura de al menos 1100°C para evitar, o al menos sustancialmente reducir, la formación de AlN;
- 15 - laminar en caliente el precursor para una banda laminada en caliente por laminado en caliente a una temperatura de acabado superior a Ar3;
- 15 - enfriar la banda laminada en caliente a una temperatura para impedir sustancialmente la precipitación de AlN en la tira laminada en caliente seguido por:
- 20 a. enrollar la banda laminada en caliente a una temperatura de a lo sumo 650°C, o por
- 20 b. enrollar la banda laminada en caliente a una temperatura de a lo sumo 700°C y posteriormente se enfría por inmersión completa de la bobina en un baño de agua y se enfría a una temperatura de 600°C o inferior
- 25 - decapado de la banda laminada en caliente enfriada;
- 25 - laminación en frío de la banda laminada en caliente con una reducción del espesor de entre 50 y 90%;
- 30 - recocido de recristalización discontinua de la banda laminada en frío a una temperatura de entre 550°C y Ac1 para conseguir una textura cristalográfica favorable para el estiramiento profundo;
- 30 - enfriar la banda recristalizada;
- 35 - recocido intercrítico continuo de la banda recristalizada recalentando la banda a una temperatura entre Ac1 y Ac3, manteniendo la banda entre Ac1 y Ac3 durante un máximo de 600 segundos para obtener una microestructura que comprende a lo sumo 50% de austenita, preferiblemente a lo sumo 30%, seguido de enfriamiento de la temperatura de mantenimiento a una temperatura intermedia de 350-500°C a una tasa de enfriamiento de entre 1 y 100°C/s y seguido por
- 40 a. enfriar sin demora desde la temperatura intermedia hasta una temperatura entre la temperatura ambiente y 200°C a una tasa de enfriamiento de entre 1 y 100°C/s, o
- 40 b. mantener la banda a la temperatura intermedia de entre 350 y 500°C por un periodo de tiempo que no es más de 600s;
- 45 - en el que la microestructura final de la banda después del recocido discontinuo y el recocido continuo es una microestructura que comprende ferrita y una o más segundas fases tales como martensita, austenita residual y/o bainita.
- En las reivindicaciones dependientes se proporcionan realizaciones preferidas.
- 50 Este método logra un alto valor r del producto laminado en frío y recocido mediante el primer recocido discontinuo de un acero laminado en frío para obtener una banda recristalizada seguida de un recocido continuo para producir la microestructura mixta del AHSS como se ha descrito anteriormente. Este método se desvía de la ruta de procesamiento normal (es decir convencional) de recalentamiento → laminado en caliente → laminado en frío → recocido continuo. Debido a su composición (alto C, Mn, etc.) y el recocido en la región de temperatura intercrítica (es decir, dos-fase α-γ), el AHSS producido por esta ruta (convencional) tiene un valor r bajo. El procedimiento de acuerdo con la invención es el siguiente: recalentamiento → laminación en caliente → laminación en frío → recocido de recristalización discontinuo → recocido continuo. El recocido discontinuo es para producir una textura cristalográfica favorable (fracción elevada de cristales orientados (111)) y el recocido continuo es conseguir una microestructura mixta de ferrita y la segunda fase deseada (martensita, austenita retenida, bainita). La Figura 6 proporciona una representación esquemática de pasos de procesamiento subsecuentes, en las que HR representa laminado en caliente, seguido por enfriamiento (C), enrollado, desenrollado, decapado (P), laminado en frío (CR) o ya sea en línea con decapado o en una línea CR separada, seguido por recocido de recristalización discontinuo (BA) y recocido continuo (CA) para producir la microestructura final deseada, mientras que la figura 7 muestra la ruta convencional (técnica anterior).
- 65

Formas alternativas de conseguir un mayor valor r son por laminado en frío → recocido → laminado en frío → recocido. El procedimiento de acuerdo con la invención elimina un paso de laminación en frío y, por lo tanto, es rentable. Aún otro procesamiento es el siguiente: laminado en caliente ferrítico con buena lubricación → recocido → laminado en frío → recocido continuo. Este procedimiento alternativo es complicado y necesita modificaciones sustanciales de la instalación de laminación en caliente existente. Además, la anisotropía de los productos laminados en caliente ferríticamente es bastante restrictiva.

Es importante que la composición del acero producido que usa el método de acuerdo con la invención no contenga elementos que forman nitruro distintos al aluminio, es decir, sin adiciones Ti, Nb, V, Zr o B. Estos elementos que forman nitruro Ti, B, Nb, V y Zr sólo pueden estar presentes como impurezas. Es necesario que $N-(14/48)*Ti-(14/11)*B \geq 0,0015\%$. Esto garantiza que el nitrógeno libre esté disponible para unirse al aluminio e influir la textura favorablemente durante el procedimiento de recocido. Preferiblemente $N-(14/48)*Ti-(14/11)*B-(14/93)*Nb-(14/51)*V-(14/91)*Zr \geq 0,0015\%$.

El contenido de aluminio en el acero se expresa como Al_{sol} (soluble en ácido), que indica que el aluminio no está unido al oxígeno. La eliminación del acero durante la fabricación de acero requiere la adición de un desoxidante, usualmente aluminio y a veces silicio, para unir el oxígeno a la alúmina. La mayor parte de esa alúmina se elimina de la fundición, pero cualquier alúmina restante detrás en el acero ya no está disponible para la unión al nitrógeno. El procedimiento de preparación de la fundición y producción de un precursor de laminación en caliente por fusión y moldeado de un precursor, tal como un yeso grueso, un yeso delgado o una tira de yeso, es bastante sencillo. El laminado en caliente de acabado austenítico es importante para crear una estructura equiaxial fina de la banda laminada en caliente, y en el paso de enfriamiento de la banda laminada en caliente es esencial que se evite la precipitación de nitruro de aluminio. AlN que precipita en la tira caliente ya no está disponible para la precipitación durante el recocido discontinuo después de la laminación en frío y, por lo tanto, ya no es beneficioso para conseguir la textura cristalográfica correcta. El aluminio y el nitrógeno deben estar en solución sólida en la banda laminada en caliente enfriada. También cualquier cementita que precipita en la tira caliente después del laminado en caliente debe ser lo más fina posible. Después del decapado y la laminación en frío de la banda laminada en caliente, la banda dura completamente laminada en frío se somete a recocido de recristalización por recocido discontinuo. La precipitación de nitruro de aluminio (AlN) inhibe la nucleación de manera que se promuevan los gránulos (111) más favorecidos. Los gránulos (111) representan gránulos de "cubo en esquina" y esta orientación de los planos de cristal en la microestructura es favorable para el estiramiento profundo, es decir, para el valor r . Esto requiere un calentamiento lento óptimo para permitir que ocurra la precipitación en un paso temprano de recristalización, como en el recocido discontinuo. El efecto de la precipitación de AlN es reducir el número de núcleos de modo que la estructura recristalizada tenga granos grandes (en forma de crepe) que resultan en una textura (111) más fuerte que es favorable para buenos valores de r . En una realización, la tira de recocido discontinuo y posteriormente de recocido continuo tiene una textura de fibra gamma (es decir, {111} -fibra) de al menos 5 veces al azar. Preferiblemente, la proporción de textura de fibra gamma sobre la textura 'cubo sobre cara' ({100}) es al menos 2, preferiblemente al menos 3, más preferiblemente al menos 4.

[0014] Cuando se recoce continuamente la banda recristalizada, la microestructura ferrítica o cementita, o ferrítica-perlítica comienza a transformarse en austenita y, dependiendo de la temperatura máxima del recocido, la proporción de austenita recién formada y ferrita no transformada difiere. Manteniendo la temperatura de recocido baja, la fracción que se transforma en austenita es limitada. Si está presente, la fracción de perlita y la cementita se transformarán primero en austenita. La cantidad de ferrita, con la textura ya favorable, que se transforma en austenita debe ser lo más pequeña posible, y por lo tanto la temperatura de recocido no debe ser demasiado alta. Una temperatura de recocido demasiado alta también reducirá el contenido promedio de carbono en la austenita y, por lo tanto, la rata de enfriamiento crítico para la austenita que se transforma a la microestructura deseada necesita ser también más alta. Como un resultado del enfriamiento rápido, una parte de la austenita, enriquecida en carbono, se transformará en la segunda fase deseada (martensita, bainita) o permanecerá sin transformar como austenita retenida. Esta última depende del enriquecimiento de la austenita y de la presencia de cualquier elemento de aleación estabilizante de austenita tal como manganeso y níquel. El enfriamiento después del recocido intercrítico tiene que ser lo suficientemente rápido para inducir la segunda fase deseada como para formar martensita o bainita. El enfriamiento rápido se continúa hasta una temperatura intermedia entre 350 y 500°C. En aquel paso del procedimiento, la elección es continuar enfriando a una temperatura entre 200°C y la temperatura ambiente (por ejemplo, sobre una línea de recocido continuo sin una sección de sobrepresión), para mantener la banda a esta temperatura intermedia durante un corto período de tiempo (por ejemplo, en una línea de recocido continuo con una sección de sobreexposición), y/o someter la banda a galvanización por inmersión en caliente sumergiendo la banda en un baño de metal fundido, usualmente un baño de zinc o una aleación en base a cinc. La aleación en base a cinc puede ser aleada con aluminio y/o magnesio tal como Magzinc®. La banda también puede recubrirse por medio de recubrimiento electrolítico tal como electrogalvanización. En ese caso, el enfriamiento no necesita detenerse a la temperatura intermedia, pero el enfriamiento puede continuar sin demora a una temperatura entre 200°C y la temperatura ambiente. Aunque la rata de enfriamiento se prescribe por el hecho de que debe ser suficientemente alta para conseguir la microestructura deseada, los inventores encontraron que una rata de enfriamiento entre 1-100 °C/s, y preferiblemente de como máximo 50°C/s es adecuada para lograr este objetivo.

Para evitar malentendidos: tras alcanzar la temperatura intermedia de entre 350 y 500°C están disponibles tres opciones disponibles:

1. La banda se mantiene a una temperatura entre 350 y 500°C durante un período de tiempo (sobre envejecimiento), y este período de tiempo no es más de 600 segundos, y preferiblemente no más de 300 segundos (véase la figura 1)

2. La banda no se mantiene a una temperatura entre 350 y 500°C durante un período de tiempo y el enfriamiento se continúa sin demora hasta una temperatura entre la temperatura ambiente y 200°C.

3. Galvanización por inmersión en caliente de la banda sumergiendo la banda en un baño de zinc fundido o aleación de zinc fundido. Esto se puede combinar con la opción 1 o 2.

En una realización de la invención, la banda laminada en caliente se enrolla a una temperatura de 600°C o incluso 550 ° C.

Después de terminar la laminación en caliente, la banda laminada en caliente se enfría a la temperatura de enrollado. La rata de enfriamiento en la mesa de desbordamiento (es decir, después del laminado en caliente final y antes del enrollado) es al menos 1°C s y preferiblemente al menos 10°C / s.

La temperatura de enrollado no debe ser demasiado baja. Se debe evitar la formación de estructuras de bainita inferior (que forman entre 250 y 400 ° C) en la bobina laminada en caliente (se consideran permisibles las estructuras de bainita superior que se forman entre 550 y 400°C) y se promueve la formación de perlita (se elige el contenido de carbono suministrado lo suficientemente alto como para permitir que se forme perlita). Esta baja temperatura de enrollado asegura que ningún nitruro de aluminio precipite en la bobina tras enfriar la banda laminada en caliente a temperatura ambiente. Una temperatura de enrollado baja también es beneficiosa para la distribución homogénea del aluminio y nitrógeno en solución sólida a lo largo de las bobinas laminadas en caliente.

En una realización de la invención, la banda laminada en caliente se enrolla a una temperatura de a lo sumo 700°C y posteriormente se enfría mediante inmersión completa de la bobina en un baño de agua y se deja enfriar a una temperatura no superior a 600°C, es decir, a una temperatura por debajo de la cual la precipitación de AlN no ocurre dentro del marco de tiempo del procedimiento, más preferiblemente a una temperatura no superior a 500°C. La inmersión en agua debe hacerse cargo de un enfriamiento suficientemente rápido de la banda para prevenir la precipitación de AlN. A medida que el centro de la bobina se enfría muy lentamente, incluso cuando se sumerge en agua, la combinación de temperatura de enrollado, tamaño de la bobina (anchura de la banda y peso de la banda) debe elegirse cuidadosamente para evitar cualquier precipitación de AlN en la condición de laminado en caliente también en el centro de la bobina. Desde un punto de vista práctico, el enrollado a baja temperatura es preferible sobre esta opción de alta temperatura seguida de inmersión en agua. La rata de enfriamiento en la mesa de salida (es decir, después del laminado en caliente final y antes del enrollado) hasta la temperatura de bobinado de a lo sumo 700°C es al menos 1°C/s y preferiblemente al menos 10°C/s. En una realización, la temperatura de enrollado antes de la inmersión es a lo sumo 650°C.

En una realización de la invención, la banda durante el recocido intercrítico continuo se mantiene entre Ac1 y Ac3 para obtener una microestructura que comprende a lo sumo 40% de austenita, preferiblemente a lo sumo 30%. Al mantener baja la cantidad de austenita, se mantiene abajo la cantidad de granos de ferrita transformada, y se aumenta el enriquecimiento en carbono de la austenita, maximizando así las posibilidades de obtener las segundas fases deseadas y reteniendo lo máximo posible de la textura cristalográfica favorable.

En una realización de la invención, la temperatura de recalentamiento del material precursor es al menos 1100°C, preferiblemente al menos 1150°C y más preferiblemente al menos 1200°C. Esta alta temperatura asegura que se disuelva todo, o al menos la mayor parte del nitruro de aluminio formado durante el enfriamiento del yeso moldeado. Cuando se lamina en caliente en una instalación de laminación directa de moldeado de yeso, tal como una instalación de laminación directa CSP o de moldeado de bandas, es importante que la temperatura del yeso o banda delgada moldeada no caiga a un nivel en el que la precipitación de AlN comience. Por lo tanto, la temperatura de homogeneización entre el moldeado y la laminación debe ser tal que el aluminio y el nitrógeno permanezcan en solución sólida. Para este fin es preferible que la temperatura de homogeneización del material precursor sea al menos 1100°C, preferiblemente al menos 1125°C. Una temperatura de homogeneización máxima adecuada sería 1150°C o incluso 1200°C. Entre mayor sea la temperatura de recalentamiento o de homogeneización, mayor será la probabilidad de que todos los Al y N entren o permanezcan en solución. La temperatura en la que todo el AlN se disuelve depende de la química del acero, pero la cinética de la precipitación también desempeña un papel.

En una realización de la invención, la rata de calentamiento a la temperatura de mantenimiento durante el recocido intercrítico está entre 1 y 40°C/s.

En una realización de la invención, la banda está provista con un recubrimiento metálico mediante recubrimiento por inmersión en caliente de la banda continuamente recocida o electrogalvanización.

En una realización, la reducción en laminación en frío es al menos 60%.

5 En una realización de la invención, la rata de calentamiento del recocido discontinuo es al menos 5°C/hora y/o a lo sumo 50°C/h. Una rata de calentamiento mínima preferible es de 10°C/h. Una rata de calentamiento preferiblemente máxima es 40°C/hora o incluso 30°C/h. En el procedimiento de recocido discontinuo, 2-5 bobinas separadas por una placa convectora se apilan sobre una base de horno. Una cubierta protectora envuelve la bobina donde circula un gas inerte o reductor. H₂ o HNX se usa comúnmente para este propósito. Este recinto se calienta externamente mediante un horno de gas o aceite. La superficie exterior e interior de las bobinas se calientan por convección a partir del gas circulante y por radiación entre la cubierta y la bobina. El fragmento interior de la bobina se calienta por conducción, que es retardada debido a los huecos de aire entre las láminas. Como un resultado, durante la operación de recocido, diferentes posiciones en la bobina experimentan diferentes ciclos térmicos. En una operación industrial, los dos lugares de especial interés son el punto caliente (cerca de la superficie de la bobina con la temperatura más alta durante el ciclo de calentamiento) y el punto frío (en el núcleo de la bobina con la temperatura más baja) donde mediante el monitoreo de estas dos ubicaciones extremas, la calidad del producto se controla. La rata de calentamiento de a lo sumo 50°C/h, preferiblemente a lo sumo 40°C/h, se relaciona con el calentamiento del punto caliente.

20 La precipitación del nitruro de aluminio (AlN) inhibe la nucleación fijando los límites de grano deformados de modo que se promuevan los granos más favorecidos (111). Esto requiere un calentamiento lento óptimo para permitir que la precipitación ocurra en una etapa temprana del recocido para permitir que se formen los granos de crepe. Una rata de calentamiento demasiado lenta resultara en un procedimiento de recocido demasiado largo, que no es económico. Además, se evita el riesgo de recuperación de la microestructura completa dura. Una rata de calentamiento demasiado alta indica que la recristalización comienza mucho antes de que la precipitación de AlN sea capaz de fijar los límites del grano. Para evitar un crecimiento excesivo del grano, es importante limitar el tiempo de remojo durante el recocido discontinuo. El tiempo de remojo se define como el tiempo durante el cual el punto caliente está a la temperatura de recocido. Durante ese tiempo el punto frío también alcanza la temperatura de recocido. Después de que el punto frío alcanza la temperatura de recocido, puede iniciar el enfriamiento de la bobina. Después de alcanzar la temperatura requerida en el punto frío, se retira el horno de encima de la campana y la carga se enfría, aún bajo atmósfera protectora, mediante circulación forzada del gas de la atmósfera, que es enfriada por los intercambiadores de calor. De acuerdo con 'The Book of Steel', Lavoisier Publishing, ©1996, p. 1272 'para hornos HNX, la duración del enfriamiento es de aproximadamente 28 h, y para un horno de hidrógeno 22.5 h, que resulta en un enfriamiento promedio de menos de 1°C/min. Esta rata de enfriamiento se puede acelerar usando campanas de enfriamiento por agua, o retirando la campana prematuramente, pero se debe evitar la oxidación de la bobina.

40 En una realización de la invención, la temperatura de acabado de laminación en caliente es al menos de Ar3+20°C. Esto asegura que la banda esté acabada mientras que todavía está siendo austenítica, y el laminado en caliente de acabado austenítico es importante para crear una estructura de ejes iguales finos de la banda laminada en caliente.

La invención se explica ahora adicionalmente por medio del siguiente ejemplo no limitante.

45 Se usó una composición de acero como se indica en la tabla 1. Esta es una composición que puede usarse para producir DP500 laminado en frío y continuamente recocido.

Tabla 1: Composición química (en 1/1000 % en peso (excepto P y N (en ppm))).

# Molde	de	C	Mn	Cr	Al	Si	S	P	Ti	B (ppm)	Si	Nb	V	Zr	Cu	Ni	N (ppm)
703		45	1890	20	44	10	5	3	1	0.7	6	0	1	0	9	14	38

50 Esta composición química da como resultado 0.0023% de N (es decir 23 ppm) disponible para la precipitación con aluminio como AlN si se tienen en cuenta Ti, Nb, V, Zr y B y 0.0026 (es decir, 26 ppm) si se tienen en cuenta Ti y B.

55 A partir de esta composición se produjo una banda laminada en caliente con un espesor de 4 mm, terminada a aproximadamente 870°C y enrollada a una temperatura de 580°C. Estas bandas laminadas en caliente fueron posteriormente decapadas y laminadas en frío hasta 1 mm (es decir, 75% de reducción en frío) o 1.32 mm (67% CR). La microestructura después del laminado en caliente consistía en ferrita y perlita.

60 Las muestras laminadas en frío se recoció a continuación por dos etapas de calentamiento: 200°C/h a 500°C, manteniéndolas a 500°C durante 5 horas, a continuación calentando a 680°C a una rata de calentamiento de 20°C/h, la temperatura de remojo es de 700°C y el tiempo de remojo es de 15 horas. Estos valores se relacionan con el

punto caliente, y el mantenimiento a 500°C pretende limitar o impedir cualquier diferencia entre la microestructura del punto caliente y la del punto frío. Para el punto frío la rata de calentamiento correspondiente es 23°C/h. Esto es para simular el recocido de H₂. Para el recocido HNX: la rata de calentamiento del punto frío correspondiente es aproximadamente 15°C/h. La rata de enfriamiento después de BA se sabe que es inferior a 1°C/min en el procedimiento convencional.

El recocido intercrítico continuo se realizó como sigue: calentamiento hasta 720°C a 29°C/s, luego calentamiento lento hasta 790°C a 1.1°C/s, se remojo durante 44 segundos, luego enfriamiento lento hasta 740°C a 1.9°C/s, luego enfriamiento rápido hasta 470°C a 61°C/s, manteniéndolo a la temperatura intermedia de 470°C durante 48 segundos y seguido de galvanización por inmersión en caliente, después de galvanizar el enfriamiento hasta 25°C a 33°C/s. La microestructura del acero continuamente recocido se presenta en la figura 2 (703C sin BA) y 3 (703C-BA con BA), y la textura cristalográfica en la Figura 4A (Sección de Distribución de Orientación (ODF) en $\Phi_2=45^\circ$ donde ϕ_1 está en el eje horizontal y ϕ en el eje vertical). La Figura 4 muestra una fibra y bien desarrollada (en $\phi_1 = 0^\circ$, y $\phi = 55^\circ$) para las muestras B y C que se indica como 703C-BA en comparación con 703C A. Las intensidades en la fibra y continua para 703C-BA son al menos 5 (veces aleatorios) con un máximo superior a 7 (figura 4B) o 9 (figura 4C), mientras que para 703C (figura 4A) el valor continuo es al menos 3 con un máximo de 5. La intensidad (100) desventajosa, que representa la orientación del "cubo sobre la cara" es más pequeña para 703C-BA (entre 1 y 2) que para 703C (entre 2 y 3). La última muestra no fue recocida por lotes entre laminación en frío y recocido continuo y, por lo tanto, es representativa del procedimiento conocido (técnica anterior). La diferencia en textura en la Figura 4 se refleja en los valores r de ambas muestras (ver tabla 2 y figura 5). La Figura 5 muestra una serie de orientaciones cristalográficas específicas en las que E, F y T* son texturas favorables para el estiramiento profundo, y por ejemplo H y G son desfavorables. Las muestras de BA tienen cantidades significativamente mayores de E, F y T* que la muestra de 703C, mientras que lo opuesto es el caso de H y G. El efecto de la precipitación de AlN es el retraso de la reacción de recristalización mientras que el procedimiento de nucleación es más selectivo para los granos {111}, de manera que la estructura recristalizada tiene granos (en forma de crepe) que resultan en una textura {111} más fuerte que es favorable para buenos valores de r. El posterior recocido continuo retiene esta textura favorable mediante recocido en el intervalo intercrítico y refuerza el material mediante enfriamiento rápido después del recocido.

La Figura 4 muestra la sección ODF $\phi_2=45^\circ$ con isolíneas de 1-2-3-4, etc. Esto revela que el 703C-BA tiene un textura más favorable que la 703C, particularmente visible en la mitad superior de la sección $\phi_2=45^\circ$. También en la Figura 4C s 703C-BA (87% CR). Esto muestra una textura muy agradable con fuertes intensidades sobre la fibra y y muy bajas intensidades en el cubo girado y componente del cubo (en $\phi_1=0^\circ$ y $\Phi=0^\circ$ y en $\phi_2=45^\circ$, y $\phi_1=45^\circ$, $\Phi=0^\circ$ respectivamente). Aunque el valor r en la dirección de laminación (valor r en la figura 5 (derecha) en alfa (RD)=0°) como tal es menor (véase el cuadro 2), el valor Δr , que es una medida para la anisotropía planar, es mejor debido a la mayor r45 (valor r en la figura 5 (derecha) en alfa (RD)=45°) para 703CBA (87% CR).

Tabla 2: Propiedades mecánicas de 703C-BA en comparación con 703C.

	%CR	Rp	Rm	Ag	A50	valor r	n	Rp/Rm	$\{111\}$ $\{001\}$	
703C	//RD	75	300	486	18.8	18.8	0.81	0.188	0.62	1.4
703C-BA	//RD	65	221	426	19.0	32.5	1.50	0.194	0.52	4
703C-BA	//RD	75	265	422	19.7	32.5	1.39	0.200	0.63	n.d.
703C-BA	//RD	87	275	430	20.0	29.3	1.07	0.198	0.64	5.2

Las propiedades de tracción y el valor r se determinaron en la dirección de laminación de la lámina de acuerdo con EN10002 e ISO10113 sobre un espécimen de tracción de longitud de calibre de 50 mm.

Reivindicaciones

1. Un método para producir una lámina de acero de alta resistencia que tiene una excelente capacidad de estiramiento profundo, donde el método comprende
- 5 - producir un precursor de laminación en caliente mediante fundición y moldeado un precursor que comprende (en % en peso):
- 10 • C: 0.01 a 0.2%;
 • Si: 2.0% o menos;
 • Mn: 1.0 a 3.0%;
 • P: 0.005 a 0.1%;
 • S: 0.03% o menos;
- 15 • Al_{sol}: 0.01 a 0.1%;
 • Cr: 2.0% o menos
 • N: 0.002 a 0.01%;
 • Restante de Fe e impurezas inevitables;
- 20 en el que Ti y B como impurezas deben mantenerse lo más bajas posibles y en el que $N-14/48 \cdot Ti-14/11 \cdot B \geq 0.0015\%$; donde el precursor opcionalmente también comprende
- 25 • Ca: 0.0005 a 0.01%;
 • Mo: 0.8% o menos
 • Cu: 0.8% o menos
 • Ni: 0.8% o menos
- 30 - recalentar el material precursor a una temperatura de al menos 1100°C para disolver todos los precipitados de AlN o en el caso de un precursor de moldeado de yeso o de un precursor de moldeado de bandas delgadas para ser laminadas inmediatamente después del moldeado, que mantiene la temperatura a una temperatura de al menos 1100°C para evitar la formación de AlN;
- 35 - laminar en caliente el precursor para una banda laminada en caliente por laminado en caliente a una temperatura de acabado superior a Ar₃;
- 40 - enfriar la banda laminada en caliente a una temperatura para impedir sustancialmente la precipitación de AlN en la tira laminada en caliente seguido por:
- c. enrollar la banda laminada en caliente a una temperatura de a lo sumo 650°C, o por
- d. enrollar la banda laminada en caliente a una temperatura de a lo sumo 700°C y posteriormente se enfría por inmersión completa de la bobina en un baño de agua y se enfría a una temperatura de 600°C o inferior;
- 45 - decapado de la banda laminada en caliente enfriada;
- 50 - laminación en frío de la banda laminada en caliente con una reducción del espesor de entre 50 y 90%;
- recocido de recristalización discontinua de la banda laminada en frío a una temperatura de entre 550°C y Ac₁ para conseguir una textura cristalográfica favorable para el estiramiento profundo mediante la producción de una fracción alta de cristales orientados (111);
- 55 - enfriar la banda recristalizada;
- recocido intercrítico continuo de la banda recristalizada recalentando la banda a una temperatura entre Ac₁ y Ac₃, manteniendo la banda entre Ac₁ y Ac₃ durante un máximo de 600 segundos para obtener una microestructura que comprende a lo sumo 50% de austenita, preferiblemente a lo sumo 30%, seguido de enfriamiento de la temperatura de mantenimiento a una temperatura intermedia de 350-500°C a una tasa de enfriamiento de entre 1 y 100°C/s y seguido por
- 60 a. enfriar sin demora desde la temperatura intermedia hasta una temperatura entre la temperatura ambiente y 200°C a una tasa de enfriamiento de entre 1 y 100°C/s, o
- b. mantener la banda a la temperatura intermedia de entre 350 y 500°C por un periodo de tiempo que no es más de 600s;

- en el que la microestructura final de la banda después del recocido discontinuo y el recocido continuo es una microestructura que comprende ferrita y una o más segundas fases tales como martensita, austenita residual y/o bainita.

5 2. El método de acuerdo con la reivindicación 1 en el que la banda laminada en caliente se enrolla a una temperatura de a lo sumo 600°C.

3. El método de acuerdo con la reivindicación 1 o 2 en el que la banda recocida discontinua y subsecuentemente recocida continua tiene una textura de fibra gamma (es decir, fibra {111}) de al menos 5 veces al azar.

10 4. El método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones anteriores en el que la banda durante el recocido intercrítico continuo se mantiene entre Ac1 y Ac3 para obtener una microestructura que comprende a lo sumo 50% austenita.

15 5. El método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones anteriores en el que la temperatura de recalentamiento del material precursor es al menos 1100°C, preferiblemente al menos 1150°C y más preferiblemente al menos 1200°C.

20 6. El método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones anteriores en el que la temperatura a la que se mantiene el precursor de moldeo de yeso o el precursor de moldeo de banda delgada es al menos 1100°C, preferiblemente al menos 1125°C.

25 7. El método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones anteriores en el que la tasa de calentamiento para la temperatura de mantenimiento durante el recocido intercrítico está entre 1 a 40°C/s.

8. El método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones anteriores en el que la banda está provista con un recubrimiento metálico por recubrimiento por inmersión en caliente de la banda recocida intercríticamente o electrogalvanización

30 9. El método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones anteriores en el que la tasa de calentamiento del recocido discontinuo es al menos 5°C/h y/o a lo sumo 50°C / h.

10. El método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones anteriores en el que el tiempo de remojo durante el recocido discontinuo es a lo sumo 30 horas.

35 11. El método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones anteriores en el que la temperatura de laminado en caliente de acabado es al menos Ar3+20°C.

40 12. El método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones anteriores en el que la banda laminada en frío después del recocido intercrítico se enfría a partir de la temperatura intermedia hasta la temperatura ambiente sin demora a una tasa de enfriamiento de entre 1 a 100°C/s.

45 13. El método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 12, en el que la banda laminada en frío después del recocido intercrítico se mantiene a la temperatura intermedia durante un periodo de a lo sumo 600 segundos y después se enfría desde la temperatura intermedia hasta la temperatura ambiente, preferentemente a una tasa de enfriamiento de entre 1 a 100°C/s.

50 14. Una lámina de acero de alta resistencia que tiene una excelente capacidad de estiramiento profundo, producida de acuerdo con el procedimiento de una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 13, que tiene una composición química (en % en peso) de:

- C: 0.01 a 0.2%;
- Si: 2.0% o menos;
- Mn: 1.0 a 3.0%;
- 55 • P: 0.005 a 0.1%;
- S: 0.03% o menos;
- Al_sol: 0.01 a 0.1%;
- Cr: 2.0% o menos
- N: 0.002 a 0.01%;
- 60 • Restante de Fe e impurezas inevitables;

en el que Ti y B como impurezas deben mantenerse lo más bajas posibles y en el que $N-14/48 \cdot Ti-14/11 \cdot B \geq 0.0015\%$; donde el precursor opcionalmente también comprende

- 65 • Ca: 0.0005 a 0.01%;
- Mo: 0.8% o menos

- Cu: 0.8% o menos
- Ni: 0.8% o menos

- 5 en el que la lámina de acero se produjo por laminado en caliente, laminado en frío, recristalización de recocido discontinuo y recocido continuo intercrítico y en el que la microestructura final de la banda después del recocido discontinuo y recocido continuo es una microestructura que comprende ferrita y una o más segundas fases tales como como martensita, austenita residual y/o bainita, y en la que la lámina recocida tiene un valor r en la dirección de laminación de al menos 1.2.
- 10 15. Acero de acuerdo con la reivindicación 14, en el que la banda de recocido discontinuo y posteriormente recocido continuo tiene una textura de fibra gama (es decir, fibra $\{111\}$) de al menos 5 veces al azar.

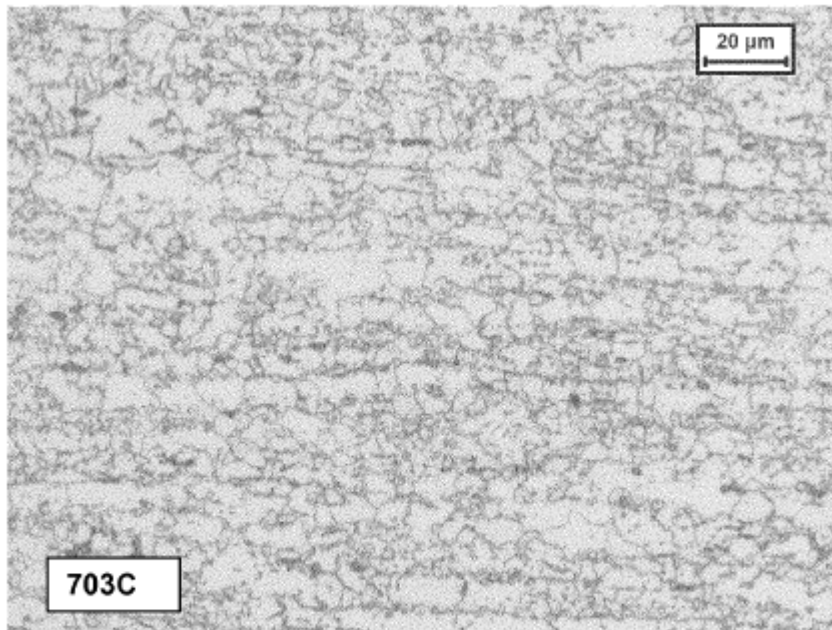


FIGURA 2

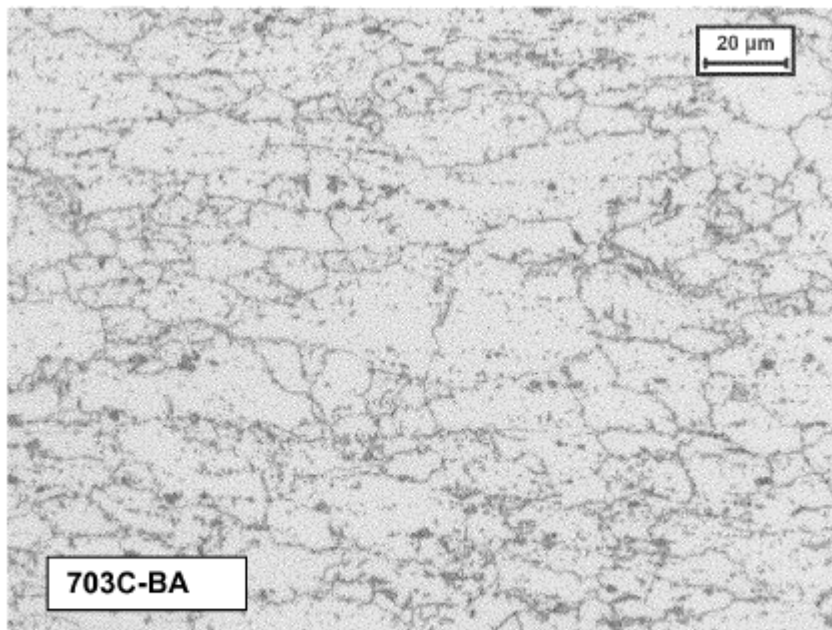


FIGURA 3

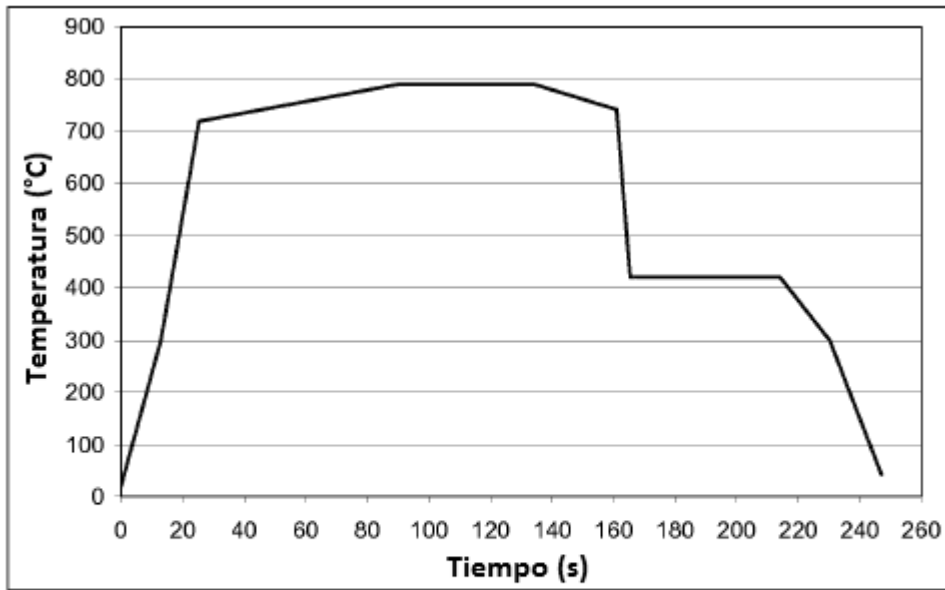


FIGURA 1

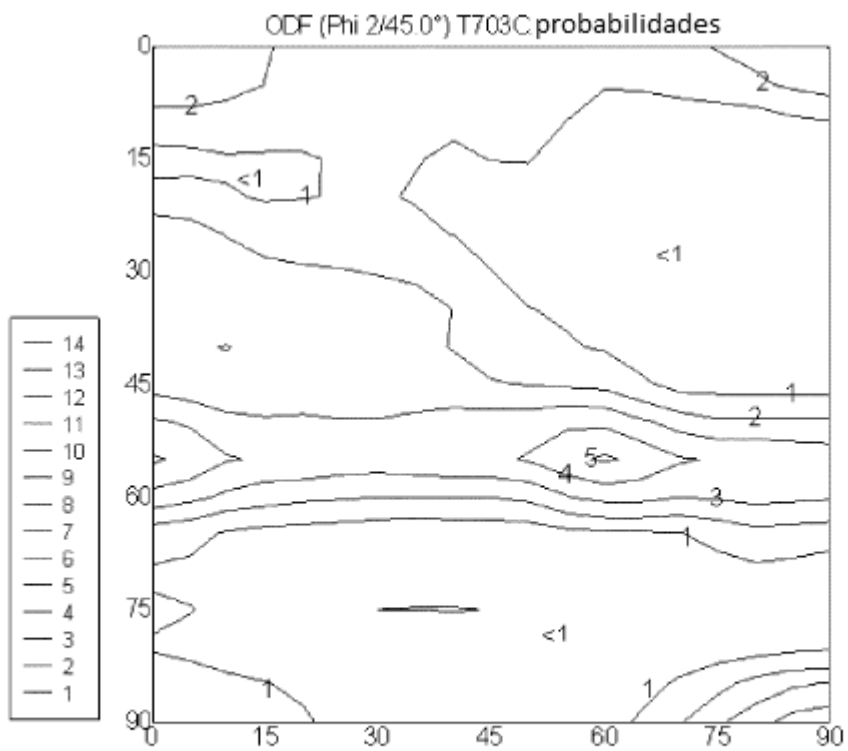


FIGURA 4A

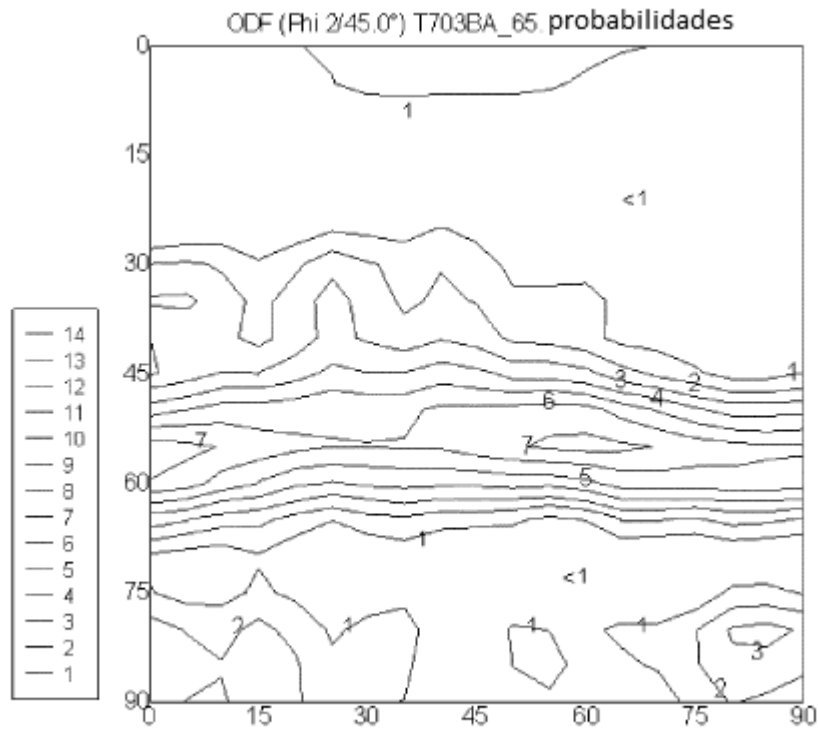


FIGURA 4B

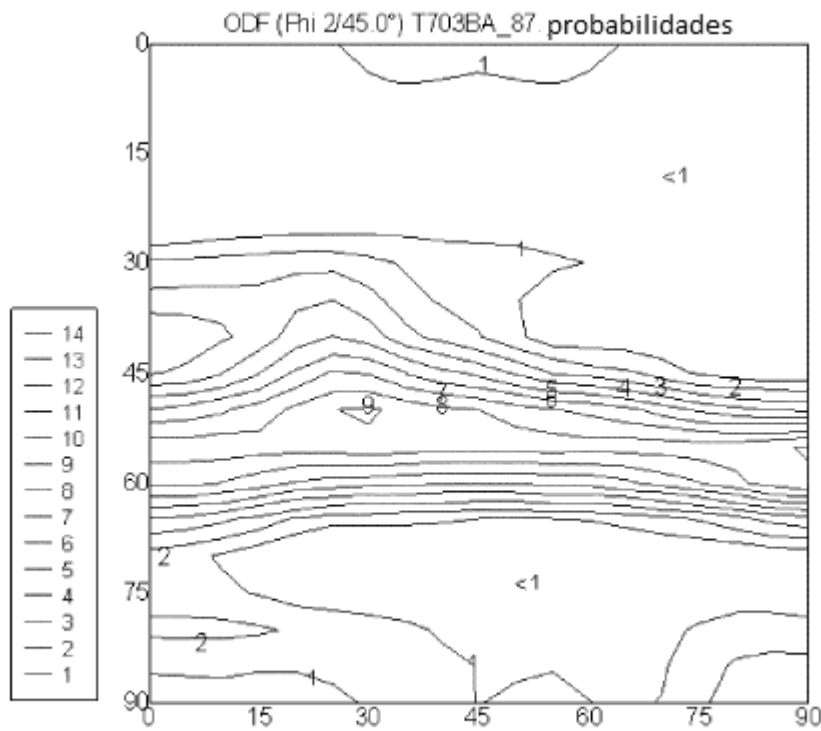


FIGURA 4C

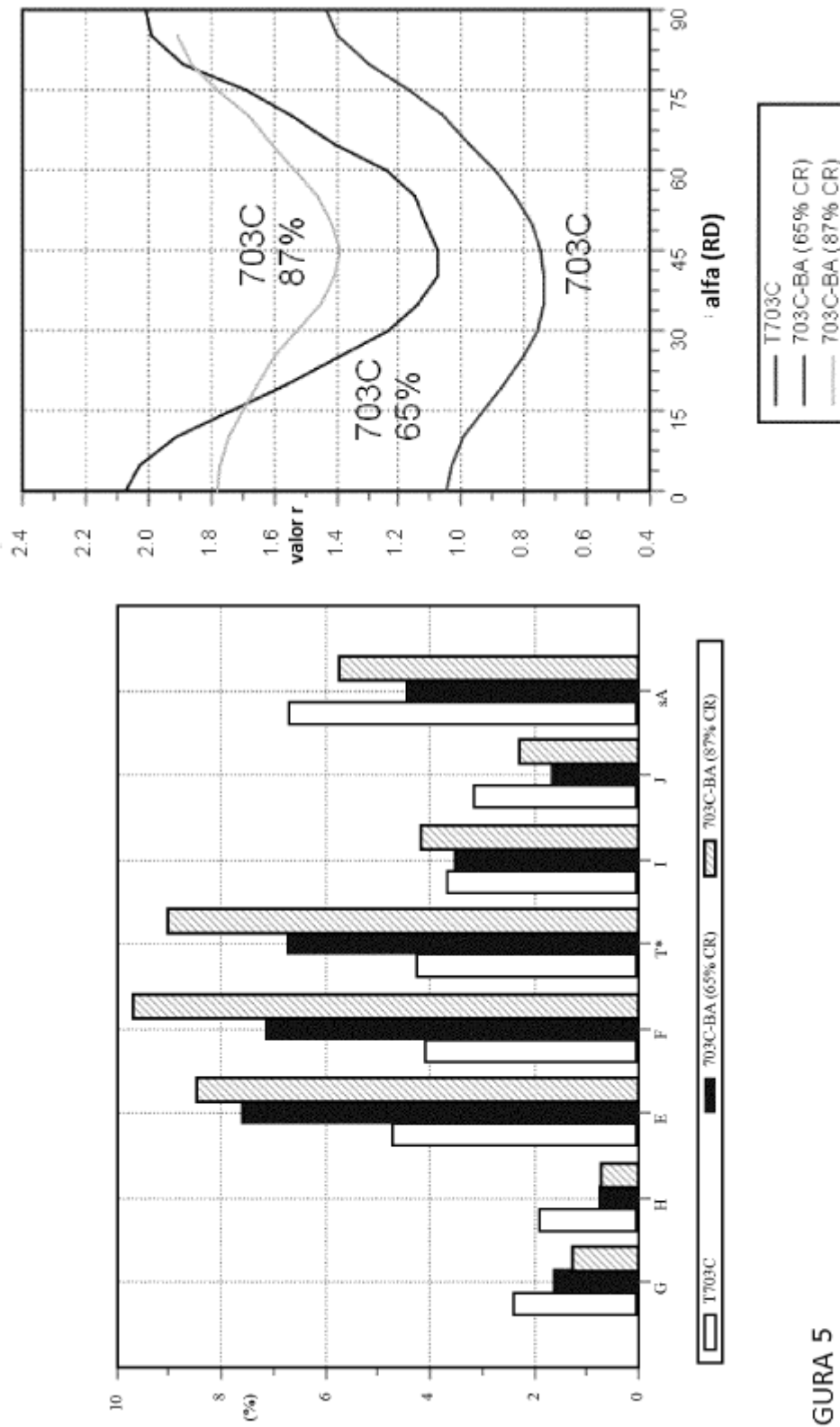


FIGURA 5

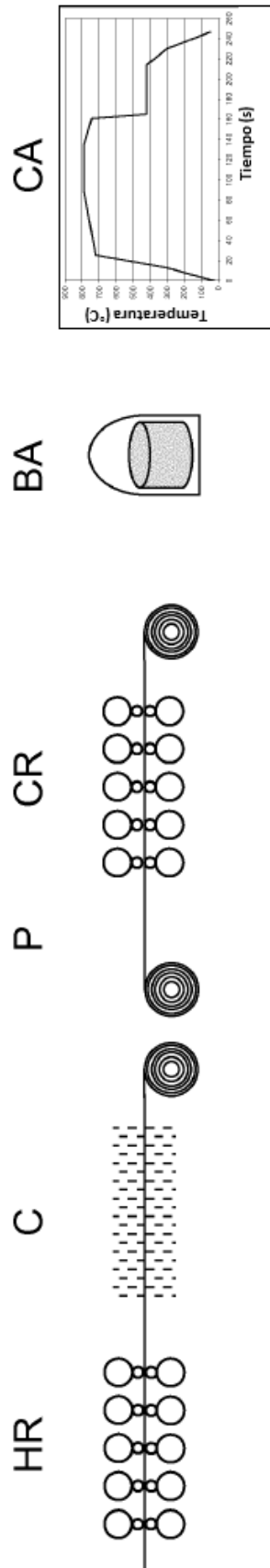


FIGURA 6

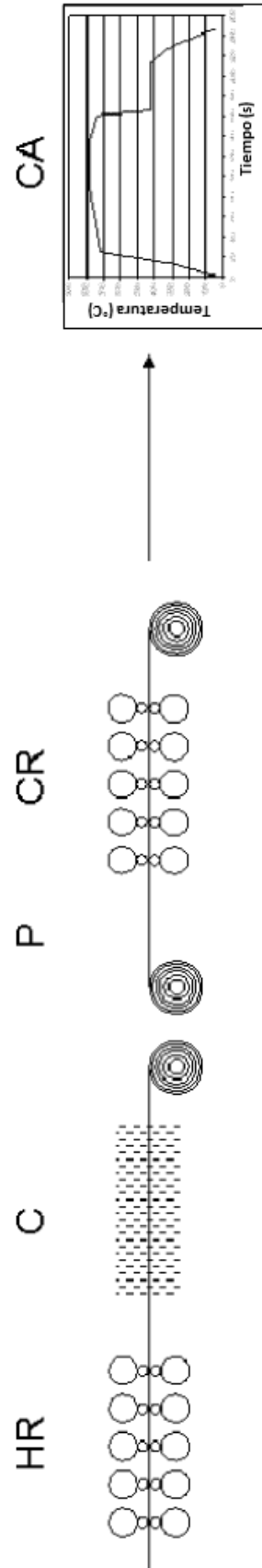


FIGURA 7