

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 637 662**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01) C22C 38/08	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01) C22C 38/10	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01) C22C 38/12	(2006.01)
C22C 38/58	(2006.01) C22C 38/14	(2006.01)
C21D 8/02	(2006.01) C22C 38/16	(2006.01)
C21D 6/00	(2006.01) C22C 38/18	(2006.01)
B21B 1/26	(2006.01) C22C 38/34	(2006.01)
C22C 1/02	(2006.01) C22C 38/38	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)	
C22C 38/04	(2006.01)	

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **05.03.2012 PCT/JP2012/055586**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **13.09.2012 WO12121219**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **05.03.2012 E 12754891 (5)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **07.06.2017 EP 2682492**

54 Título: **Hoja de acero laminada en caliente y procedimiento para producir la misma**

30 Prioridad:

04.03.2011 JP 2011047720
04.03.2011 JP 2011048231

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
16.10.2017

73 Titular/es:

NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION (100.0%)
6-1, Marunouchi 2-chome
Chiyoda-ku, Tokyo 100-8071, JP

72 Inventor/es:

OKAMOTO RIKI;
FUJITA NOBUHIRO;
TAKAHASHI MANABU;
HAYASHI KUNIO;
KISHIMOTO TETSUO;
NAKANO KAZUAKI y
YAMAMOTO TAKESHI

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 637 662 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

Hoja de acero laminada en caliente y procedimiento para producir la misma

- 5 La presente invención se refiere a una hoja de acero laminada en caliente que tiene superior capacidad de deformación local durante la flexión, rebordeo en estiramiento, rebarbado o similares a la formación en estiramiento o similar, tiene baja dependencia de orientación de la conformabilidad, y se usa para componentes de automóviles y similares; y un procedimiento para producir la misma.
- 10 Con el fin de suprimir la cantidad de gas dióxido de carbono emitido desde un vehículo, el peso de una carrocería de vehículo se ha reducido mediante el uso de una hoja de acero de alta resistencia. Desde el punto de vista de asegurar la seguridad de un pasajero, se utiliza una gran cantidad de láminas de acero de alta resistencia, además de láminas de acero ligeras, en una carrocería de vehículo. Sin embargo, con el fin de reducir aún más el peso de una carrocería de vehículo, se requiere que la resistencia de una hoja de acero de alta resistencia que se utilice sea más alta que aquella de la técnica relacionada.
- 15 Sin embargo, en general, a medida que se aumenta la resistencia de una hoja de acero, se reduce su formabilidad. Por ejemplo, Kishida, "Nippon Steel Technical Report" (1999), No. 371, página 13, describe que el alargamiento uniforme, que es importante durante el estiramiento o formación en estiramiento, se deteriora debido al alto fortalecimiento.
- 20 Por lo tanto, para utilizar una hoja de acero de alta resistencia en, por ejemplo, componentes de suspensión o componentes de una carrocería de vehículo para absorber energía de colisión, es importante mejorar la capacidad de deformación local tal como la ductilidad local que contribuye a la conformabilidad tal como trabajabilidad de rebabas o trabajabilidad de curvado.
- 25 Con este fin, O. Matsumura et al., "Trans. ISIJ" (1987), volumen 27, página 570, describe un procedimiento para mejorar el alargamiento uniforme a la misma resistencia mediante la preparación de una estructura metalográfica compleja de una hoja de acero.
- 30 Kato et al., "Iron-making Research" (1984), volumen 312, página 41, describe un procedimiento para controlar una estructura metalográfica en la que se mejora la capacidad de deformación local, representada por la capacidad de flexión, capacidad de expansión de orificios, o trabajabilidad de rebabas, mediante control de inclusión, estructura única, y una reducción en la diferencia de dureza entre estructuras. En este procedimiento, se prepara una estructura única mediante el control de la estructura para mejorar la capacidad de expansión de orificios. Para preparar una estructura única, básicamente, se requiere un tratamiento térmico a partir de una fase monofásica austenítica en este procedimiento como se describe en K. Sugimoto et al., "ISIJ International" (2000), Volumen 40, página 920.
- 35 Además, K. Sugimoto y otros, "ISIJ International" (2000), volumen 40, página 920, describe una técnica para incrementar la resistencia y asegurar la ductilidad al mismo tiempo en la que el enfriamiento después de laminado en caliente se controla para controlar una estructura metalográfica; y un precipitado y una estructura de transformación son controlados para obtener fracciones apropiadas de ferrita y bainita.
- 40 Sin embargo, las técnicas antes descritas son los procedimientos para mejorar la capacidad de deformación local que dependen del control de la estructura y afectan en gran medida la formación de la estructura de una base.
- 45 Mientras tanto, las técnicas relacionadas con la mejora de las propiedades del material mediante un aumento en la reducción por laminado durante laminado en caliente continuo se describen en la técnica relacionada. Estas técnicas son las llamadas técnicas de refinamiento de grano. Por ejemplo, la introducción del producto NFG de Nakayama Steel Works Ltd. describe una técnica de aumento de la resistencia y tenacidad por refinamiento del grano en el que se realiza una reducción grande en una región de austenita en un rango de temperatura lo más bajo posible para transformar austenita no recristalizada en ferrita y así facilitar el refinamiento de grano de ferrita que es la fase primaria de un producto. Sin embargo, las medidas para mejorar la capacidad de deformación local que la invención debe resolver no se revela en absoluto.
- 50 El documento JP2009-263718 describe una placa de acero laminada en caliente superior en capacidad de expansión de orificios y procedimiento de fabricación para la misma, en la que la placa de acero laminada en caliente comprende en % en masa, 0,005 a 0,150% de C, 2,50% o menos de Si, 10 a 3,00% de Mn, 0,150% o menos de P, 0,0150% o menos de S, 0,150% o menos de Al, 0,0100% o menos de N, 0,005 a 0,07% de Nb, y el resto Fe con impurezas inevitables y tiene una estructura formada por ferrita, o ferrita y bainita, mientras que la ferrita tiene un diámetro de grano de 30 μm o menor, un valor medio de las proporciones aleatorias de intensidad de rayos X de granos de cristal con grupos de orientación de $\{100\} \langle 011 \rangle$ a $\{223\} \langle 110 \rangle$ en una cantidad de 4,0 o menos y un valor medio de las proporciones aleatorias de intensidad de rayos X de granos de cristal con orientaciones de $\{554\} \langle 225 \rangle$, $\{111\} \langle 112 \rangle$ y $\{111\} \langle 10 \rangle$ en una cantidad de 4,5 o menos, en un plano de placa a 1/2 del grosor de la placa.
- 60
- 65

Como se describe más arriba, como medidas para mejorar el alargamiento y la capacidad de deformación local de una hoja de acero de alta resistencia, generalmente, se realiza el control de la estructura que incluye el control de la inclusión. Sin embargo, para el control de la estructura, es necesario que un precipitado o fracciones y formas de estructuras tales como ferrita y bainita sea controlado. Por lo tanto, una estructura metalográfica de una base es limitada.

Un objeto de la presente invención es proporcionar una hoja de acero laminada en caliente en la que las clases de fases no son limitadas, la resistencia es alta, el alargamiento y capacidad de deformación local son superiores, y la dependencia de la orientación de la formabilidad es baja no controlando una estructura de base sino una textura y controlando además el tamaño y forma de una unidad de grano de granos de cristal; y proporcionar un procedimiento para producir la misma.

"Alta resistencia" descrita en la presente invención representa la resistencia a la tracción que es mayor que o igual a 440 MPa.

De acuerdo a los hallazgos de la técnica relacionada, como se describen más arriba, el alargamiento y capacidad de deformación local, que contribuyen a la capacidad de expansión de orificios, flexibilidad, y similares, se mejoran mediante control de inclusión, refinado por precipitación, homogeneización de estructura, estructuración única, y una reducción en la diferencia de dureza entre estructuras. Sin embargo, sólo con estas técnicas, una configuración de la estructura principal es limitada. Además, cuando se añade Nb, Ti, o similar, que es un elemento representativo que contribuye significativamente a un aumento de la resistencia, existe la preocupación de que la anisotropía esté extremadamente aumentada. Por lo tanto, otros factores de conformabilidad se deterioran, se limita la dirección de supresión antes de la formación, y su uso está limitado.

Con el fin de mejorar el alargamiento y la capacidad de deformación local que contribuyen a la capacidad de expansión de orificios, la trabajabilidad de flexión y similares, los presentes inventores se han centrado nuevamente en las influencias de una textura de una hoja de acero y han investigado y estudiado los efectos de las mismas en detalle. Como resultados, se descubrió que la capacidad de deformación local puede mejorarse significativamente controlando, en un proceso de laminado en caliente, las densidades de polos de orientaciones de un grupo de orientación de cristal específico; y mediante el control de un valor Lankford (valor r) en una dirección (dirección C) que forma 90° con respecto a una dirección de laminado y un valor Lankford (valor r) en una dirección que forma 30° con respecto a la dirección de laminado.

Además, se descubrió que la capacidad de deformación local puede ser mejorada mediante el control del valor r en la dirección de laminado, el valor r en una dirección que forma 60° con respecto a la dirección de laminado, y la forma, tamaño, y dureza de granos de cristal en una estructura en la que se controla la resistencia de orientaciones de un grupo de orientación de cristal específico.

Sin embargo, generalmente, en una estructura en la que se incorporan fases de productos a baja temperatura (por ejemplo, bainita y martensita), es difícil cuantificar granos de cristal. Por lo tanto, en la técnica relacionada, no se estudian los efectos de la forma y tamaño de los granos de cristal.

Por otra parte, los presentes inventores descubrieron que el problema de cuantificación se puede resolver definiendo una unidad de grano, que se mide de al siguiente manera, como granos de cristal y usando el tamaño de la unidad de grano como el tamaño del grano.

Es decir, la unidad de grano descrita en la presente invención puede obtenerse midiendo orientaciones en una etapa de medición de $0,5 \mu\text{m}$ o menos en una ampliación de, por ejemplo, 1500 veces en el análisis de orientaciones de una hoja de acero usando EBSP (Patrón de difracción de electrones por retrodispersión); y definiendo una posición en la que una diferencia entre puntos de medición adyacentes es mayor que 15° como un límite de grano de una unidad de grano.

En cuanto a los granos de cristal (unidad de grano) definidos como se describen más arriba, cuando el diámetro del círculo equivalente definido como se describe más arriba es d y $d = 2r$, cada volumen se obtiene de acuerdo a $4\pi r^3/3$; y se puede obtener un tamaño de grano promedio en volumen por un promedio ponderado del volumen.

Como resultado de la investigación sobre los efectos del tamaño de grano promedio en volumen sobre el alargamiento de la unidad de grano, se encontró que la ductilidad y ductilidad local se pueden mejorar controlando la resistencia de orientaciones de un grupo de orientación de cristal específico y controlando el tamaño de grano promedio en volumen para que sea menor que el tamaño de grano crítico.

La presente invención se ha realizado basándose en los hallazgos anteriormente descritos y el objeto anterior se puede conseguir mediante las características definidas en las reivindicaciones.

De acuerdo a la presente invención, puede obtenerse una hoja de acero laminada en caliente en la que, aún cuando

se añade un elemento tal como Nb o Ti, una influencia en la anisotropía es pequeña y el alargamiento y capacidad de deformación local son superiores.

La invención se describe en detalle junto con los dibujos, en los que:

- 5 La FIGURA 1 es un diagrama que ilustra la relación entre un valor medio de densidades de polos de un grupo de orientación $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ y un valor de espesor de lámina/radio de curvatura mínimo en una hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a una realización de la presente invención,
- 10 La FIGURA 2 es un diagrama que ilustra una relación entre una densidad de polos de una orientación $\{332\}<113>$ y un valor de espesor de lámina/radio de curvatura mínimo in una hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a una realización de la presente invención,
- 15 La FIGURA 3 es un diagrama que ilustra una relación entre el número de laminado a una reducción por laminado de 40% o mayor y un tamaño de grano de austenita en el laminado en bruto (primer laminado en caliente) de acuerdo a una realización de la presente invención,
- 20 La FIGURA 4 es un diagrama que ilustra una relación entre una reducción por laminado total en un intervalo de temperatura de $(T1+30)^\circ\text{C}$ a $(T1+200)^\circ\text{C}$ y un valor medio de densidades de polos de un grupo de orientación $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ en una hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a una realización de la presente invención,
- 25 La FIGURA 5 es un diagrama que ilustra una relación entre una reducción por laminado total en un intervalo de temperatura de $(T1+30)^\circ\text{C}$ a $(T1+200)^\circ\text{C}$ y una densidad de polos de una orientación de cristal $\{332\}<113>$ en una hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a una realización de la presente invención,
- La FIGURA 6 es un diagrama que ilustra una relación entre la resistencia y la expansibilidad de orificio de una hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a una realización de la presente invención y un acero comparativo,
- 30 La FIGURA 7 es un diagrama que ilustra una relación entre la resistencia y flexibilidad de una hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a una realización de la presente invención y un acero comparativo,
- La FIGURA 8 es un diagrama que ilustra una relación entre la resistencia y alargamiento de una hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a una realización de la presente invención y un acero comparativo, y
- La FIGURA 9 es un diagrama de flujo que ilustra un procedimiento para producir una hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a una realización de la presente invención.

En adelante, se describirá en detalle una realización de la presente invención.

- 35 (1) Un valor medio de densidades de polos de un grupo de orientación $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ y una densidad de polos de una orientación de cristal $\{332\}<113>$, en una porción central de espesor de un intervalo de espesor de 5/8 a 3/8 desde una superficie de la hoja de acero:

- 40 En la hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a la realización, un valor medio de densidades de polos de un grupo de orientación $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$, que está representado por una media aritmética de densidades de polos de orientaciones $\{100\}<011>$, $\{116\}<110>$, $\{114\}<110>$, $\{112\}<110>$, y $\{223\}<110>$ en una porción central de espesor de un intervalo de espesor de 5/8 a 3/8 desde la superficie de la hoja de acero, es un valor característico particularmente importante.

- 45 Como se ilustra en la FIGURA 1, cuando el valor medio de densidades de polos del grupo de orientación $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ en la porción central de espesor de un intervalo de espesor de 5/8 a 3/8 desde la superficie de la hoja de acero, es menor que o igual a 6,5, es decir, cuando el valor medio de densidades de polos del grupo de orientación $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$, que se obtiene calculando las relaciones de intensidad de orientaciones y una muestra aleatoria de acuerdo al procedimiento ESBP, es menor que o igual a 6,5, un valor d/Rm (flexión en la dirección C) del espesor de lámina/radio de curvatura mínimo, que es necesario para procesar los componentes de suspensión y componentes marco es mayor que o igual a 1,5. Además, cuando el valor medio de densidades de polos del grupo de orientación $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ es menor que o igual a 5,0, una relación de flexión en la dirección de 45° y flexión en la dirección C (flexión en dirección de 45° / flexión en dirección C) como índice que indica la dependencia de orientación (isotropía) de conformabilidad es menor que o igual a 1,4, que es más preferible porque la capacidad de deformación local es alta independientemente de una dirección de flexión. Cuando son necesarias la capacidad de expansión de orificio superior y propiedad de flexión de límite bajo, el valor medio de las densidades de polos es más preferentemente menor que 4,0 y aún más preferentemente menor que 3,0.

- 60 Cuando el valor medio de densidades de polos del grupo de orientación $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ es mayor que 6,5, la anisotropía de las propiedades mecánicas de la hoja de acero es muy elevada. Como resultado, a pesar de que se mejora la capacidad de deformación local en una dirección, las propiedades del material se deterioran significativamente en direcciones diferentes de la dirección y no se satisface la expresión anteriormente mencionada de espesor de lámina / radio de curvatura mínimo $\geq 1,5$.

- 65 Mientras tanto, cuando el valor medio de las densidades de polos es menor que 1,0, existe una preocupación con respecto al deterioro en la capacidad de deformación local.

Por la misma razón, como se ilustra en la FIGURA 2, cuando la densidad de polos de la orientación de cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ en la porción central de espesor de un intervalo de espesor de $5/8$ a $3/8$ desde la superficie de la hoja de acero es menor que o igual a 5,0, se satisface el valor del espesor de lámina/radio de curvatura mínimo de 1,5 o mayor, que es necesario para procesar los componentes en suspensión.

Además, cuando la densidad de polos de la orientación de cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ es mayor que o igual a 4,0, la relación de flexión en la dirección de 45° y la flexión en la dirección C es menor que o igual a 1,4, que es más preferente. La densidad de polos descrita más arriba es preferentemente menor que o igual a 3,0. Cuando la densidad de polos es mayor que 5,0, la anisotropía de propiedades mecánicas de la hoja de acero es extremadamente incrementada. Como resultado, aunque se mejora la capacidad de deformación local en una dirección, las propiedades del material se deterioran significativamente en diferentes direcciones desde la dirección. Por lo tanto, la expresión de espesor de lámina/radio de curvatura mínimo $\geq 1,5$ o la expresión de relación de flexión en la dirección de 45° y flexión en la dirección C $\leq 1,4$ no puede satisfacerse. Por otro lado, cuando la densidad de polos es menor que 1,0, existe una preocupación con respecto al deterioro de la capacidad de deformación local.

La razón por la cual la densidad de polos de la orientación de cristal antes descrita es importante para la fijación de la forma durante la flexión no está clara, pero se considera que la densidad de polos tiene una relación con el comportamiento de deslizamiento del cristal durante la deformación por flexión.

(2) Valor r_{rC} en una dirección perpendicular a la dirección de laminado:

r_{rC} es importante en la realización. Es decir, como resultado de una investigación exhaustiva, los presentes inventores descubrieron que, incluso cuando sólo son apropiadas las densidades de polos de los diversos tipos de las orientaciones del cristal, no se puede obtener necesariamente una flexibilidad y capacidad de expansión de orificios superiores. Además de las densidades de polos antes descritas, es necesario que r_{rC} sea de 0,70 a 1,10. Cuando r_{rC} es 0,70 a 1,10, se puede obtener una capacidad de deformación local superior.

(3) Valor r_{r30} en una dirección que forma 30° con respecto a la dirección de laminado:

r_{r30} es importante en la realización. Es decir, como resultado de una investigación exhaustiva, los presentes inventores descubrieron que, incluso cuando las densidades de polos de los diversos tipos de las orientaciones del cristal descritas anteriormente son apropiadas, no se puede obtener necesariamente capacidad superior de deformación local. Además de las densidades de polos descritas anteriormente, es necesario que r_{r30} sea 0,70 a 1,10. Cuando este r_{r30} es 0,70 a 1,10, puede obtenerse superior capacidad de deformación local.

(4) Tamaño de grano promedio en volumen de granos de cristal

Como resultado de una investigación exhaustiva sobre el control de textura y microestructura de una hoja de acero laminada en caliente, los presentes inventores descubrieron que, en las condiciones en que la textura se controla como se describe más arriba, las influencias del tamaño, en particular, el tamaño de grano promedio en volumen de granos de cristal en el alargamiento es extremadamente grande; y el alargamiento se puede mejorar refinando el tamaño de grano promedio en volumen. Además, los presentes inventores descubrieron que las propiedades de fatiga (relación límite de fatiga), que son necesarias para una hoja de acero para automóviles y similares, se pueden mejorar refinando el tamaño de grano promedio en volumen.

En cuanto a la contribución de la unidad de grano, incluso cuando el número de granos de cristal es pequeño, a medida que aumenta el gran tamaño de la unidad de grano, el alargamiento se deteriora. Por lo tanto, el tamaño de la unidad de grano tiene una fuerte correlación no con el tamaño de grano promedio normal sino con el tamaño de grano promedio en volumen obtenido por el promedio ponderado del volumen. Para obtener los efectos descritos más arriba, es preferible que el tamaño de grano promedio en volumen sea $2\mu\text{m}$ a $15\mu\text{m}$. En el caso de una hoja de acero que tiene una resistencia a la tracción de 540 MPa o mayor, es más preferible que el tamaño de grano promedio en volumen sea mayor que o igual a $9,5\mu\text{m}$.

La razón por la que el alargamiento es mejorado por el refinamiento del tamaño de grano promedio en volumen no está claro, pero se considera que la dispersión de tensión se promueve durante la deformación local suprimiendo la concentración local de microordenación. Además, se considera que la concentración de tensión local microscópica puede ser suprimida mejorando la homogeneización de deformación, la tensión de microorden puede dispersarse uniformemente, y se puede mejorar el alargamiento uniforme. Mientras tanto, se considera que la razón por que las propiedades de fatiga se mejoran por el refinamiento del tamaño de grano promedio en volumen es que un fenómeno de fatiga es una deformación plástica repetitiva que es movimiento de dislocación, este fenómeno se ve fuertemente afectado por un límite de grano que es una barrera del mismo.

La medición de la unidad de grano es como se describe más arriba.

(5) Relación de granos gruesos de cristal con un tamaño de grano mayor que 35 µm.

Se descubrió que la flexibilidad está fuertemente afectada por la propiedad equiaxial de granos de cristal y el efecto de la misma es grande. Con el fin de suprimir la localización de tensión y mejorar la flexibilidad por los efectos de las propiedades isotrópicas y equiaxiales, es preferible que una relación de área (relación de par de grano grueso) de granos gruesos de cristal con un tamaño de grano mayor que 35 µm y granos de cristal en la estructura metalográfica sea más pequeña y 0% a 10%. Cuando la relación es menor que o igual a 10%, la flexibilidad puede ser suficientemente mejorada. La razón no está clara, pero se considera que la deformación por flexión es el modo en que la tensión se concentra localmente; y un estado en el que la tensión se concentra en todos los granos de cristal uniformemente y de forma equivalente es ventajoso para la flexibilidad. Se considera que, cuando la cantidad de granos de cristal con un gran tamaño de grano es grande, incluso si las propiedades isotrópicas y equiaxiales son suficientes, los granos de cristal locales se deforman; y como resultado, debido a las orientaciones de los granos de cristal localmente deformados, la irregularidad en la flexibilidad es grande y la flexibilidad se deteriora.

(6) El valor r_{rL} en la dirección de laminado y el valor r_{r60} en una dirección que forma 60° con respecto a la dirección de laminado:

Además, como resultado de la investigación exhaustiva, se encuentra que, en un estado en el que las densidades de polos descritas más arriba de las diversas clases de las orientaciones del cristal, r_C , y r_{30} se controlan en los intervalos predeterminados, cuando un valor r_{rL} en la dirección de laminado es 0,70 a 1,10; y un valor r_{r60} en una dirección que forma 60° con respecto a la dirección de laminado es 0,70 a 1,10, puede obtenerse superior capacidad de deformación local. Por ejemplo, cuando el valor medio de densidades de polos del grupo de orientación $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ es 1,0 a 6,5; la densidad de polos de la orientación de cristal $(332)\langle 113 \rangle$ es 1,0 a 5,0; los valores de r_C y r_{30} son 0,70 a 1,10; y los valores de r_L y r_{60} son 0,70 a 1,10, se satisface una expresión de espesor de lámina/radio de curvatura mínimo $\geq 2,0$. Se sabe generalmente que una textura y un valor r tienen una correlación entre sí. Sin embargo, en la hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a la realización, la limitación antes descrita relativa a las densidades de polos de las orientaciones del cristal y la limitación descrita anteriormente relativa a los valores r no tienen el mismo significado. Por lo tanto, cuando se satisfacen ambas limitaciones al mismo tiempo, se puede obtener una capacidad superior de deformación local.

(7) Relación de granos con propiedad equiaxial superior

Como los resultados de la investigación adicional sobre la capacidad de deformación local, los presentes inventores descubrieron que cuando la propiedad equiaxial de los granos de cristal es superior en un estado en el que se satisfacen la textura anteriormente descrita y los valores r , la dependencia de orientación de la flexión es pequeña y se mejora la capacidad de deformación local. El índice que indica esta propiedad equiaxial es la proporción de los granos de cristal con un valor de 3,0 o menor y todos los granos de cristal en la estructura metalográfica de la hoja de acero y que tienen la propiedad equiaxial superior, en la cual el valor se obtiene dividiendo una longitud d_L en la dirección de laminado en caliente por una longitud dt en una dirección de espesor (d_L / dt), es decir, una fracción de grano equiaxial. Es preferible que la fracción de grano equiaxial sea del 50% a 100%. Cuando la fracción de grano equiaxial es menor que 50%, la flexibilidad R en la dirección L que es la dirección de laminado o en la dirección C que es la dirección perpendicular a la dirección de laminado se deteriora.

(8) Dureza de una fase de ferrita:

Para mejorar además el alargamiento, es preferible que una estructura de ferrita esté presente en la hoja de acero y es más preferible que una relación de la estructura de ferrita y toda la estructura sea mayor que o igual a un 10%. En este momento, es preferible que una dureza Vickers de la fase de ferrita obtenida satisfaga la siguiente expresión (expresión 1). Cuando la dureza Vickers es mayor que o igual a aquella, no se puede obtener el efecto de mejora del alargamiento por la presencia de una fase de ferrita.

$$H_v < 200 + 30 \times [Si] + 21 \times [Mn] + 270 \times [P] + 78 \times [Nb]^{1/2} + 108 \times [Ti]^{1/2} \dots$$

(Expresión 1)

[Si], [Mn], [P], [Nb], y [Ti] representan las concentraciones de los elementos (% en masa) en peso de los mismos en la hoja de acero.

(9) Desviación estándar de dureza de fase primaria / valor medio de dureza

Además de la textura, el tamaño del grano y la propiedad equiaxial, la homogeneidad de cada grano de cristal también contribuye en gran medida a la dispersión uniforme de la tensión de microorden durante el laminado. Como resultado de la investigación sobre la homogeneidad, los presentes inventores descubrieron que el equilibrio entre la ductilidad y la deformación local de un producto final se puede mejorar en una estructura que tiene alta homogeneidad de la fase primaria. Esta homogeneidad se define midiendo la dureza de la fase primaria que tiene una fracción de fase más alta con un nanoindicador a 100 o más puntos bajo una carga de 1 mN; y obteniendo una desviación estándar de la misma. Es decir, cuanto menor es la desviación estándar de dureza / valor medio de dureza, mayor es la homogeneidad, y cuando el valor medio es menor que o igual a 0,2, se obtiene su efecto. En el nanoindicador (por ejemplo, UMIS-2000, fabricado por CSIRO), la dureza de un grano de cristal solo que no tiene un límite de grano se puede medir usando un indicador que tiene un tamaño menor que el tamaño de grano.

La presente invención es aplicable a todas las láminas de acero laminadas en caliente, y cuando se cumplen las limitaciones anteriormente descritas, se mejora significativamente el alargamiento y capacidad de deformación local, tal como la trabajabilidad de flexión o capacidad de expansión de orificios, de una hoja de acero laminada en caliente sin limitarse a una combinación de estructuras metalográficas de la hoja de acero. La hoja de acero laminada en caliente anteriormente descrita incluye tiras de acero laminadas en caliente que son láminas de base para láminas de acero laminadas en frío o láminas de acero galvanizadas.

La densidad de polos es sinónimo de relación de intensidad aleatoria de rayos X. La relación de intensidad aleatoria de rayos X es los valores obtenidos midiendo las intensidades de rayos X de una muestra de referencia que no tiene acumulación en una orientación específica y una muestra de ensayo con un procedimiento de difracción de rayos X en las mismas condiciones; y dividiendo la intensidad de rayos X de la muestra de ensayo por la intensidad de rayos X de la muestra de referencia. La densidad de polos puede medirse mediante un procedimiento de difracción de rayos X, EBSP, o ECP (Patrón de canalización de Electrones). Por ejemplo, se obtiene el valor medio de densidades de polos del grupo de orientación $\{100\}\langle 011\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$ obteniendo densidades de polos de orientaciones $\{100\}\langle 011\rangle$, $\{116\}\langle 110\rangle$, $\{114\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$, y $\{223\}\langle 110\rangle$ a partir de una textura tridimensional (ODF) que se calcula usando varias figuras de polos de figuras polares $\{110\}$, $\{100\}$, $\{211\}$, y $\{310\}$ de acuerdo a un procedimiento de expansión en serie; y obteniendo una media aritmética de estas densidades de polos. En la medición, sólo es necesario que se prepare una muestra que se proporcione para el procedimiento de difracción de rayos X, EBSP, o ECP, de acuerdo con el procedimiento anteriormente descrito, de tal manera que el espesor de la hoja de acero se reduzca a un valor predeterminado por pulido mecánico o similares; la tensión se elimina mediante pulido químico, pulido electrolítico, o similar; y se obtiene una superficie apropiada en un intervalo de espesor de 3/8 a 5/8 como superficie de medición. Es preferible que se obtenga una dirección transversal en una posición 1/4 o una posición 3/4 desde una porción extrema de la hoja de acero.

Por supuesto, cuando la limitación relativa a la densidad de polos anteriormente descrita se satisface no sólo en la parte central del espesor sino en tantas porciones con diversos espesores como sea posible, se mejora adicionalmente la capacidad de deformación local. Sin embargo, como resultado de la investigación sobre la influencia de una textura sobre las propiedades materiales de una hoja de acero, se descubrió que la acumulación de orientación en la porción central del espesor en un intervalo de espesor de 5/8 a 3/8 desde la superficie de la hoja de acero afecta en gran parte la anisotropía de la hoja de acero; y representa aproximadamente las propiedades materiales de toda la hoja de acero. Por lo tanto, el valor medio de densidades de polos del grupo de orientación $\{100\}\langle 011\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$; y la densidad de polos de la orientación de cristal $\{332\}\langle 113\rangle$, en la porción central de espesor en un intervalo de espesor de 5/8 a 3/8 desde la superficie de la hoja de acero son especificados.

Aquí, $\{hkl\}\langle uvw\rangle$ que se describe, representa que cuando se prepara una muestra de acuerdo con el procedimiento descrito anteriormente, la dirección normal de un plano de lámina es paralela a $\{hkl\}$; y la dirección de laminado es paralela a $\langle uvw\rangle$. Respecto a las orientaciones de los cristales, generalmente, las orientaciones perpendiculares al plano de la lámina están representadas por $[hkl]$ o $\{hkl\}$; y las orientaciones paralelas a la dirección de laminado están representadas por (uvw) o $\langle uvw\rangle$. $\{hkl\}$ y $\langle uvw\rangle$ representan los términos colectivos para planos equivalentes, y $[hkl]$ y (uvw) representan planos de cristal individuales. Es decir, puesto que una estructura centrada en el cuerpo es un objetivo en la realización, por ejemplo, (111) , (-111) , $(1-11)$, $(11-1)$, $(-1-11)$, $(-11-1)$, $(1-1-1)$, y $(-1-1-1)$ son equivalentes y no pueden distinguirse entre sí. En tal caso, estas orientaciones se denominan colectivamente (111) . Puesto que ODF también se utiliza para representar orientaciones de las otras estructuras cristalinas de baja simetría, las orientaciones individuales están representadas generalmente por $[hkl]$ (uvw) . Sin embargo, en la realización, $[hkl]$ (uvw) y $\{hkl\}\langle uvw\rangle$ son sinónimos.

La estructura metalográfica en cada hoja de acero se puede determinar de la siguiente manera.

La perlita se especifica mediante observación de la estructura usando un microscopio óptico.

A continuación, se determinan las estructuras cristalinas usando un procedimiento EBSP, y un cristal que tiene una estructura fcc se define como austenita. La ferrita, la bainita y la martensita que tienen una estructura bcc se pueden identificar utilizando un procedimiento KAM (Kernel Average Misorientation) equipado con EBSP-OIM (marca registrada). En el procedimiento KAM, se realiza un cálculo para cada píxel en el que se promedian las diferencias

de orientación entre píxeles utilizando, entre datos de medición, una primera aproximación de seis píxeles adyacentes de píxeles de un hexágono regular, una segunda aproximación de 12 píxeles de la misma que está más afuera, una tercera aproximación de 18 píxeles de la misma que está más afuera; y el valor medio se fija en un valor de píxel central. Al realizar este cálculo para no exceder un límite de grano, se puede crear un mapa que representa cambios de orientación en granos de cristal. Este mapa muestra la distribución de la tensión en base a cambios de orientación local en granos de cristal.

En los ejemplos de acuerdo a la presente invención, se establece una condición para calcular diferencias de orientación entre píxeles adyacentes en EBSP-01M (marca registrada) a la tercera aproximación y estas diferencias de orientación se establecen como menores que o igual a 5° . En la tercera aproximación de las diferencias de orientación antes descrita, cuando el valor calculado es mayor que 1° , el píxel se define como bainita o martensita que es un producto de transformación a baja temperatura; y cuando el valor calculado es menor que o igual a 1° , el píxel se define como ferrita. La razón es la siguiente: dado que la ferrita poligonal pro-eutectoide transformada a alta temperatura es producida por transformación de difusión, una densidad de dislocación es baja, una tensión en granos de cristal es pequeña, y las diferencias entre las orientaciones de cristal en granos de cristal son pequeñas; y como resultado de varias investigaciones que han sido realizadas por los presentes inventores, se descubrió que la fracción volumétrica de ferrita obtenida mediante observación usando un microscopio óptico coincidió aproximadamente con la relación de área obtenida por la tercera aproximación de diferencias de orientación de 1° en el Procedimiento KAM.

Los valores r respectivos descritos anteriormente se evalúan en una prueba de tensión utilizando una pieza de prueba de tensión JIS nº 5. La deformación por tracción se evalúa en un intervalo de alargamiento uniforme del 5% al 15%.

La dirección en la que se realiza la flexión varía dependiendo de las piezas de trabajo y, por lo tanto, no está particularmente limitada. En la hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a la presente invención, la anisotropía en plano de la hoja de acero se suprime; y la capacidad de flexión en la dirección C es suficiente. Dado que la dirección C es la dirección en la que la flexibilidad de un material laminado se deteriora más significativamente, la flexibilidad se satisface en todas las direcciones.

Como se describe más arriba, se puede obtener el tamaño de grano de ferrita, bainita, martensita, y austenita midiendo orientaciones en una medición, por ejemplo, paso de $0,5 \mu\text{m}$ o menor a un aumento de 1500 veces en el análisis de orientaciones de una hoja de acero usando EBSP; definiendo una posición en la que una diferencia de orientación entre puntos de medición adyacentes es mayor que 15° como un límite de grano; y obteniendo un diámetro de círculo equivalente del límite de grano. En este momento, también se obtienen las longitudes de granos en la dirección de laminado y la dirección de espesor para obtener dL / dt .

Cuando la estructura de perlita está presente en la estructura metalográfica, la fracción de grano equiaxial dL / dt y tamaño de grano de la misma se puede obtener con un procedimiento de conteo de puntos o de binarización en la observación de estructura utilizando un microscopio óptico.

A continuación se describen las condiciones de limitación para los componentes de la hoja de acero. "%" que representa el contenido de cada componente es "% en masa".

C es un elemento que está básicamente contenido en la hoja de acero, y el límite inferior de un contenido [C] de la misma es 0,0001%. El límite inferior es más preferentemente 0,001% a fin de suprimir un incremento en exceso en el costo de fabricación del acero de la hoja de acero; y es aún más preferentemente 0,01% para obtener un acero de alta resistencia a un bajo costo. Por otro lado, cuando el contenido [C] de C es mayor que 0,40%, la trabajabilidad y soldabilidad se deterioran. Por lo tanto, el límite superior se fija en 0,40%. Debido a que la adición en exceso de C deteriora significativamente la soldabilidad por puntos, el contenido [C] es más preferentemente menor que o igual a 0,30%. El contenido [C] es aún más preferentemente menor que o igual a 0,20%.

Si es un elemento efectivo para aumentar la resistencia mecánica de la hoja de acero. Sin embargo, cuando su contenido [Si] de la misma es mayor que 2,5%, la trabajabilidad puede deteriorarse o se pueden generar defectos superficiales. Por lo tanto, el límite superior se fija en 2,5%. Mientras tanto, cuando el contenido [Si] de Si en un acero para uso práctico es menor que 0,001%, puede haber un problema. Por lo tanto, el límite inferior se fija en 0,001%. El límite inferior es preferentemente 0,01% y más preferentemente 0,05%.

Mn es un elemento efectivo para aumentar la resistencia mecánica de la hoja de acero. Sin embargo, cuando un contenido [Mn] del mismo es mayor que 4,0%, la trabajabilidad se deteriora. Por lo tanto, el límite superior se fija en 4,0%. Mn suprime la producción de ferrita, y por lo tanto cuando se desee que una estructura contenga una fase de ferrita para asegurar el alargamiento, el contenido es preferentemente menor que o igual 3,0%. Mientras tanto, el límite inferior del contenido [Mn] de Mn se fija en 0,001%. Sin embargo, para evitar un aumento excesivo en el coste de fabricación de acero de la hoja de acero, el contenido [Mn] es preferentemente mayor que o igual a 0,01%. El límite inferior es más preferentemente 0,2%. Además, cuando un elemento para suprimir el agrietamiento en caliente por S, tal como Ti, no está suficientemente añadido distinto de Mn, es preferible que Mn se añada de modo que el

contenido satisfaga, en peso, una expresión de $[Mn] / [S] \geq 20$.

Con respecto a los contenidos [P] y [S] de P y S, a fin de prevenir el deterioro en la trabajabilidad y agrietamiento durante el laminado en caliente o laminado en frío, [P] se fija para que sea menor que o igual a 0,15% y [S] se fija para que sea menor que o igual a 0,10%. El límite inferior de [P] se fija en 0,001% y el límite inferior de [S] se fija en 0,0005%. Debido a que la desulfuración extrema provoca un incremento excesivo en el costo, el contenido [S] es más preferentemente mayor que o igual a 0,001%.

Se añade 0,001% o mayor de Al para la desoxidación. Sin embargo, cuando es necesaria una desoxidación suficiente, es más preferible que se añada 0,01% o mayor de Al. Es todavía más preferible que se añada 0,02% o mayor de Al. Sin embargo, cuando el contenido de Al es demasiado grande, la soldabilidad se deteriora. Por lo tanto, el límite superior se fija en 2,0%. Es decir, el contenido [Al] de Al es 0,01% a 2,0%.

N y O son las impurezas, y el contenido [N] y [O] de ambos N y O se fija para que sea menor que o igual a 0,01% para no perjudicar la trabajabilidad. Los límites inferiores de ambos elementos se fijan en 0,0005%. Sin embargo, a fin de suprimir un incremento excesivo en el costo de fabricación de la lámina de la hoja de acero, el contenido [N] y [O] de la misma es preferentemente mayor que o igual a 0,001%. El contenido [N] y [O] es más preferentemente mayor que o igual a 0,002%.

Los elementos químicos descritos anteriormente son componentes básicos (elementos base) del acero de acuerdo a la realización. Una composición química en la que los componentes básicos son controlados (contenidos o limitados); y un resto del mismo es hierro e impurezas inevitables, es una composición básica de acuerdo a la presente invención. Sin embargo, además de esta composición básica (en lugar de una parte de Fe del resto), el acero de acuerdo a la realización opcionalmente puede contener además los siguientes elementos químicos (elementos opcionales). Incluso cuando estos elementos opcionales son inevitablemente (por ejemplo, la cantidad de cada elemento opcional es menor que el límite inferior) incorporados al acero, los efectos de la realización no se deterioran.

Es decir, para aumentar la resistencia mecánica mediante el fortalecimiento de la precipitación o para el control de inclusión y el refinamiento de la precipitación para mejorar la capacidad de deformación local, la hoja de acero de acuerdo a la realización puede contener además uno o más seleccionados de un grupo que consiste en Ti, Nb, B, Mg, REM, Ca, Mo, Cr, V, W, Cu, Ni, Co, Sn, Zr, y As que son elementos utilizados en la técnica relacionada. Para reforzar la precipitación, es eficaz producir nitruro de carbono fino y añadir Ti, Nb, V, o W.

Además, Ti, Nb, V, o W es un elemento sólido y tiene un efecto de contribuir al refinado del grano.

Para obtener el efecto del fortalecimiento de la precipitación mediante la adición de Ti, Nb, V, o W, es preferible que un contenido [Ti] de Ti sea mayor que o igual a 0,001%; un contenido [Nb] de Nb sea mayor que o igual a 0,001%; un contenido [V] de V sea mayor que o igual a 0,001%; y un contenido [W] de W sea mayor que o igual a 0,001%. Cuando la precipitación es particularmente necesaria, es más preferible que el contenido [Ti] de Ti sea mayor que o igual a 0,01%; el contenido [Nb] de Nb sea mayor que o igual a 0,005%; el contenido [V] de V sea mayor que o igual a 0,01%; y el contenido [W] de W sea mayor que o igual a 0,01%. Además, Ti y Nb también tienen un efecto de mejorar las propiedades del material a través de mecanismos distintos del fortalecimiento de la precipitación, tales como la fijación de carbono o nitrógeno, el control de la estructura y el fortalecimiento del grano fino. Además, V es eficaz para el fortalecimiento de la precipitación, tiene una menor cantidad de deterioro en la capacidad de deformación local por su adición que la de Mo o Cr, y es efectiva cuando es necesaria una alta resistencia, superior capacidad de expansión de orificio y flexibilidad. Sin embargo, incluso cuando estos elementos se añaden excesivamente, se satura un aumento en la resistencia, la recristalización después de laminado en caliente se suprime, y hay problemas en el control de la orientación del cristal. Por lo tanto, es preferible que el contenido [Ti] y [Nb] de Ti y Nb sea menor que o igual a 0,20%; y el contenido [V] y [W] de V y W sea menor que o igual a 1,0%. Sin embargo, cuando el alargamiento es particularmente necesario, es más preferible que el contenido [V] de V sea menor que o igual a 0,50%; y el contenido [W] de W sea menor que o igual al 0,50%.

Cuando se desea que la resistencia se asegure aumentando la capacidad de endurecimiento de una estructura y controlando una segunda fase, es eficaz añadir uno o dos o más seleccionados de un grupo que consiste en B, Mo, Cr, Cu, Ni, Co, Sn, Zr, y As. Además, además de los efectos anteriormente descritos, B tiene un efecto de mejorar las propiedades del material a través de mecanismos distintos del mecanismo descrito anteriormente, tales como la fijación de carbono o nitrógeno, el fortalecimiento de la precipitación, y el fortalecimiento del grano fino. Además, Mo y Cr tienen el efecto de mejorar las propiedades del material además del efecto de mejorar la resistencia mecánica.

Para obtener estos efectos, es preferible que un contenido [B] de B sea mayor que o igual a 0,0001%; un contenido [Mo] de Mo, un contenido [Cr] de Cr, un contenido [Ni] de Ni, y un contenido [Cu] de Cu sea mayor que o igual a 0,001%; y un contenido [Co] de Co, un contenido [Sn] de Sn, un contenido [Zr] de Zr, y un contenido [As] de As sea mayor que o igual a 0,0001%. Sin embargo, a la inversa, debido a que su adición excesiva perjudica la trabajabilidad, es preferible que el límite superior del contenido [B] de B se fije en 0,0050%; el límite superior del contenido [Mo] de Mo se fije en 2,0%; los límites superiores del contenido [Cr] de Cr, el contenido [Ni] de Ni, y el contenido [Cu] de Cu

se fije en 2,0%; el límite superior del contenido [Co] de Co se fije en 1,0%; los límites superiores del contenido [Sn] de Sn y el contenido [Zr] de Zr se fije en 0,2%; y el límite superior del contenido [As] de As se fije en 0,50%. Cuando la trabajabilidad es fuertemente y particularmente necesaria, es preferible que el límite superior del contenido [B] de B se fije en 0,005%; y el límite superior del contenido [Mo] de Mo se fije en 0,50%. Además, desde el punto de vista del costo, es más preferible que B, Mo, Cr, o As se seleccione entre los elementos de adición descritos anteriormente.

Mg, REM, y Ca son elementos de adición importantes para hacer inofensivas las inclusiones y mejorar aún más la capacidad de deformación local. Para obtener estos efectos, los límites inferiores de contenido [Mg], [REM], y [Ca] se fijan en 0,0001%, respectivamente. Sin embargo, cuando es necesario que las formas de inclusiones sean controladas, es preferible que el contenido sea mayor que 0,0005%, respectivamente. Por otra parte, puesto que una adición en exceso de los mismos conduce al deterioro en la limpieza, el límite superior del contenido [Mg] de Mg se fija en 0,010%, el límite superior del contenido [REM] de REM se fija en 0,1%, y el límite superior del contenido [Ca] de Ca se fija en 0,010%.

Aún cuando la hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a la realización se somete a cualquier tratamiento de superficie, el efecto de mejora de la capacidad de deformación local no desaparece. Incluso cuando la hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a la realización se somete a galvanoplastia, enchapado de inmersión caliente, enchapado por deposición, formación de capa orgánica, laminado de película, un tratamiento con una sal orgánica / una sal inorgánica, y un tratamiento distinto de cromo, se pueden obtener los efectos de la invención.

A continuación, se describirá un procedimiento para producir una hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a una realización de la presente invención.

Para lograr alargamiento y capacidad de deformación local superiores, es importante que se forme una textura que tenga densidades predeterminadas de polos; y se satisfagan las condiciones para rC y r30. Además, es más preferible que se cumplan las condiciones de la unidad de grano (tamaño de grano promedio en volumen), la relación de parea de partícula gruesa, la propiedad equiaxial, la homogeneización y la supresión del endurecimiento excesivo de la ferrita. A continuación se describen en detalle las condiciones de producción para satisfacer estas condiciones.

Un procedimiento de producción que se realiza antes de laminado en caliente no está particularmente limitado. Es decir, se puede preparar un lingote utilizando un alto horno, un horno eléctrico, o similar; pueden realizarse diversos tipos de fundición secundaria; y la fundición se puede realizar con un procedimiento tal como la colada continua normal, la colada del lingote, o la fundición de chapa fina. En el caso de la colada continua, se puede enfriar una chapa fundida hasta una temperatura baja una vez y se puede calentar de nuevo para laminado en caliente; o se puede laminar en caliente después de la colada sin enfriar la chapa fundida hasta una temperatura baja. Como materia prima, se puede usar chatarra.

La hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a la realización se obtiene usando los componentes del acero descritos más arriba cuando se cumplan los siguientes requisitos.

Con el fin de satisfacer los valores predeterminados anteriormente descritos de rC de 0,70 o mayor y r30 de 1,10 o menor, es importante un tamaño de grano de austenita después del laminado en bruto es decir antes del laminado de acabado. Por lo tanto, el tamaño de grano de austenita antes del laminado de acabado se controla para que sea menor que o igual a 200 μm . Al reducir el tamaño de grano de austenita antes del laminado de acabado, se puede mejorar el alargamiento y la capacidad de deformación local.

Con el fin de controlar el tamaño de grano de austenita antes del laminado de acabado para que sea menor que o igual a 200 μm , como se ilustra en la FIGURA 3, es necesario que el laminado en bruto (primer laminado en caliente) se realice en un intervalo de temperatura de 1000° C a 1200° C; y la reducción se realice al menos una vez en el intervalo de temperatura a una reducción por laminado de 40% o mayor.

Además, con el fin de mejorar la capacidad de deformación local mediante el control de rL y r60 para promover la recristalización de austenita durante el posterior laminado de acabado, el tamaño de grano de austenita antes del laminado de acabado es preferentemente menor que o igual a 100 μm . Para ello, es preferible que la reducción se realice dos o más veces a una reducción por laminado de 40% en el primer laminado en caliente. Como la reducción por laminado es mayor y el número de reducción es mayor, el tamaño de grano de austenita se hace más pequeño. Sin embargo, cuando la reducción por laminado es superior al 70% o cuando el laminado en bruto se realiza más de 10 veces, hay preocupaciones acerca de una reducción de la temperatura y la producción excesiva de escamas.

La razón por la que el refinamiento del tamaño de grano de austenita afecta a la capacidad de deformación local se considera que es que un límite de grano de austenita después del laminado en bruto, es decir, antes del laminado de acabado funciona como núcleo de recristalización durante el laminado de acabado.

Para confirmar el tamaño de grano de la austenita después del laminado en bruto, es preferible que la hoja de acero antes del laminado de acabado sea enfriada tan rápidamente como sea posible. La hoja de acero se enfría a una

velocidad de enfriamiento de $10^{\circ}\text{C} / \text{s}$ o mayor, una estructura de una sección transversal de la hoja de acero se graba para hacer que el límite de grano de austenita sobresalga, y la medición se realiza usando un microscopio óptico. En este momento, se miden 20 o más campos visuales con un análisis de imagen o procedimiento de conteo de puntos en una ampliación de 50 veces o más.

Para controlar el valor medio de densidades de polos del grupo de orientación $\{100\}\langle 011\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$ y la densidad de polos de la orientación de cristal $\{332\}\langle 113\rangle$ en la porción central de espesor de un intervalo de espesor de $5/8$ a $3/8$ desde la superficie de la hoja de acero, hasta los intervalos descritos anteriormente, durante el laminado de acabado después del laminado en bruto, en base a una temperatura T_1 determinada por componentes de la hoja de acero de acuerdo a la siguiente expresión 2, se realiza un proceso (segundo laminado en caliente) en el que una reducción por laminado es grande a un intervalo de temperatura de $(T_1 + 30)^{\circ}\text{C}$ a $(T_1 + 200)^{\circ}\text{C}$ (preferentemente, $(T_1 + 50)^{\circ}\text{C}$ a $(T_1 + 100)^{\circ}\text{C}$); y opcionalmente se realiza un proceso (tercer laminado en caliente) en el que una reducción por laminado es baja en un intervalo de temperatura de $T_1^{\circ}\text{C}$ a menor que $(T_1 + 30)^{\circ}\text{C}$. En la configuración anteriormente descrita, se puede asegurar la capacidad de deformación local y forma de un producto final laminado en caliente.

$$T_1 = 850 + 10x([C] + [N]) + [Mn] + 350x[Nb] + 250x[Ti] + 40x[B] + 10x[Cr] + 100x[Mo] + 100x[V] \dots \text{(Expresión 2)}$$

En la expresión 2, la cantidad de un elemento químico que no está contenido en la hoja de acero se calcula como 0%.

Es decir, como se ilustra en las FIGURAS 4 y 5, la gran reducción en el intervalo de temperatura de $(T_1+30)^{\circ}\text{C}$ a $(T_1+200)^{\circ}\text{C}$ y la pequeña reducción en el intervalo de temperatura de $T_1^{\circ}\text{C}$ a menor que $(T_1+30)^{\circ}\text{C}$ controlan el valor medio de densidades de polos del grupo de orientación $\{100\}\langle 011\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$ y la densidad de polos de la orientación de cristal $\{332\}\langle 113\rangle$ en la porción central de espesor de un intervalo de espesor de $5/8$ a $3/8$ desde la superficie de la hoja de acero; y mejora significativamente la capacidad de deformación local de la hoja de acero laminada en caliente.

Esta temperatura T_1 se obtuvo empíricamente. Los presentes inventores encontraron experimentalmente que la recrystalización se promovió en un intervalo de austenita de cada acero en base a la temperatura T_1 .

Para obtener la capacidad superior de deformación local, es importante que la tensión se acumule por la reducción grande (segundo laminado en caliente) en el intervalo de temperatura de $(T_1 + 30)^{\circ}\text{C}$ a $(T_1 + 200)^{\circ}\text{C}$; o que la recrystalización se realice repetidamente en cada reducción. Para la acumulación de tensión, es necesario que una reducción por laminado total en este intervalo de temperatura sea mayor que o igual a 50%. La reducción por laminado total es preferentemente mayor que o igual 70%. Por otro lado, una reducción por laminado total de más del 90% no es preferible desde el punto de vista del mantenimiento de la temperatura y cargas excesivas de laminado. Además, a fin de aumentar la homogeneidad de la lámina laminada en caliente e incrementar el alargamiento y capacidad de deformación local al máximo, se realiza la reducción a una reducción por laminado de 30% o mayor en al menos una pasada del laminado (segundo laminado en caliente) en el intervalo de temperatura de $(T_1+30)^{\circ}\text{C}$ a $(T_1+200)^{\circ}\text{C}$. La reducción por laminado es preferentemente mayor que o igual a 40%. Por otro lado, cuando la reducción por laminado es superior al 70% en una pasada, existe una preocupación por los defectos de forma. Cuando se requiere mayor trabajabilidad, es preferible que la reducción por laminado sea mayor que o igual a 30% en las dos pasadas finales del segundo proceso de laminado en caliente.

A fin de promover una recrystalización uniforme mediante la liberación de tensión acumulada, es necesario que, después de la gran reducción en el intervalo de temperatura de $(T_1+30)^{\circ}\text{C}$ a $(T_1+200)^{\circ}\text{C}$, la cantidad de procesamiento del laminado (tercer laminado en caliente) en el intervalo de temperatura de $T_1^{\circ}\text{C}$ hasta menor que $(T_1+30)^{\circ}\text{C}$ sea suprimida hasta el mínimo. Por lo tanto, la reducción por laminado total en el intervalo de temperatura de $T_1^{\circ}\text{C}$ hasta menor que $(T_1+30)^{\circ}\text{C}$ es controlada para que sea inferior que o igual a 30%. Desde el punto de vista de la forma de la lámina, es preferente una reducción por laminado de 10% o mayor; sin embargo, cuando se enfatiza la capacidad de deformación local, una reducción por laminado de 0% es más preferente. Cuando la reducción por laminado en el intervalo de temperatura de $T_1^{\circ}\text{C}$ hasta menor que $(T_1+30)^{\circ}\text{C}$ está fuera del intervalo predeterminado, los granos de austenita recrystalizada se hacen crecer y la capacidad de deformación local se deteriora.

Como se describe más arriba, en las condiciones de producción de acuerdo a la realización, la capacidad de deformación local tal como la capacidad de expansión de orificios o capacidad de flexión se mejora. Por lo tanto, es importante que la textura de una producción laminada en caliente se controle mediante la recrystalización uniforme y fina de la austenita durante el laminado de acabado.

Cuando la reducción se realiza a una temperatura inferior al intervalo de temperatura especificado o cuando una reducción por laminado es mayor que la reducción por laminado especificada, se hace crecer la textura de austenita. Como resultado, en una hoja de acero laminada en caliente finalmente obtenida, no es posible obtener el valor medio de densidades de polos del grupo de orientación $\{100\}\langle 011\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$, que es igual a o menor que 5,0; y la densidad de polos de la orientación de cristal $\{332\}\langle 113\rangle$, que es igual a o menor que 4,0, en la porción central de

ES 2 637 662 T3

espesor de un intervalo de espesor de 5/8 a 3/8 desde la superficie de la hoja de acero. Es decir, no se obtienen las densidades de polos de las respectivas orientaciones de cristal.

5 Por otra parte, cuando la reducción se realiza a una temperatura más alta que el intervalo de temperatura predeterminado o cuando una reducción por laminado es menor que la reducción por laminado especificada, pueden producirse problemas de grano de cristal grueso y granos dúplex. Como resultado, la proporción del área de granos de cristal gruesos con un tamaño de grano mayor que 35µm y el tamaño de grano promedio en volumen se aumenta. Respecto a si se realiza la reducción predeterminada antes descrita o no, la reducción por laminado puede ser confirmada por los resultados reales o cálculo a partir de la carga de laminado, medición del espesor de lámina, y similar. Además, la temperatura también se puede medir cuando hay un termómetro entre los soportes o puede obtenerse a partir de una velocidad de línea, una reducción por laminado, o similar, mediante una simulación de cálculo en consideración al calentamiento por deformación. Por lo tanto, la temperatura se puede obtener en cualquiera de los dos procedimientos o ambos procedimientos.

15 El laminado en caliente realizado como se describe más arriba se termina a una temperatura de T1° C o mayor. Cuando la temperatura final de laminado en caliente es inferior a T1 ° C, el laminado se realiza en una región no recristalizada y se aumenta la anisotropía. Por lo tanto, la capacidad de deformación local se deteriora significativamente.

20 Cuando una pasada de una reducción por laminado de 30% o mayor en un intervalo de temperatura de (T1+30)° C hasta (T1+200)° C se define como una pasada de gran reducción, es necesario que un tiempo de espera t (segundo) desde la finalización de una pasada final de la pasada de gran reducción hasta el inicio del enfriamiento primario, que se realiza entre los soportes de laminado, satisfaga la siguiente expresión 3. El enfriamiento después de la pasada final afecta en gran medida el tamaño de grano de austenita. Es decir, el enfriamiento después de la pasada final afecta en gran medida la proporción de la fracción de grano equiaxial y la proporción de área de grano grueso de la hoja de acero.

$$t \leq 2,5x t_1 \dots \text{(Expresión 3)}$$

30 En la expresión 3, t1 está representado por la siguiente expresión 4.

$$t_1 = 0,001 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100)^2 - 0,109 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100) + 3,1 \dots \text{(Expresión 4)}$$

35 Cuando el tiempo de espera t es mayor que el valor de t1x2,5, la recristalización está casi terminada. Además, los granos de cristal se hacen crecer significativamente, se forman granos gruesos, y los valores r y el alargamiento se deterioran.

40 Limitando además el tiempo de espera t para que sea más corto que t1, el crecimiento de los granos de cristal puede suprimirse hasta un gran grado. En el caso de una lámina laminada en caliente que tiene los componentes de acuerdo a la realización, el tamaño de grano promedio en volumen puede controlarse para que sea menor que o igual a 15 µm. Por lo tanto, incluso si la recristalización no avanza suficientemente, el alargamiento de la hoja de acero puede ser suficientemente mejorado y las propiedades de fatiga pueden ser mejoradas.

45 Además, limitando aún más el tiempo de espera t para que sea t1 hasta 2,5xt1, aunque el tamaño de grano promedio en volumen de los granos de cristal es mayor que, por ejemplo, 15 µm, la recristalización avanza suficientemente y las orientaciones de cristal son aleatorias. Por lo tanto, el alargamiento de la hoja de acero puede ser suficientemente mejorado y la isotropía se puede mejorar significativamente al mismo tiempo.

50 Cuando un aumento en la temperatura de la hoja de acero es muy bajo en el intervalo de temperatura de (T1 + 30)° C a (T1 + 200)° C; y la reducción por laminado predeterminada no se obtiene en el intervalo de temperatura de (T1 + 30)° C a (T1 + 200)° C, la recristalización se suprime al mismo tiempo.

55 Cuando rL y r60 son 0,70 a 1,10, respectivamente, en el estado en el que las densidades de polos, rC, y r30 se encuentran en los intervalos predeterminados, se cumple con la expresión de espesor de lámina / radio de curvatura mínimo ≥ 2,0. Para ello, es preferible que un aumento en la temperatura de la hoja de acero entre las pasadas durante la reducción en el intervalo de temperatura de (T1 + 30)° C a (T1 + 200)° C se suprima para que sea inferior a o igual a 18 ° C en un estado donde el tiempo de espera hasta el inicio del enfriamiento primario esté en el intervalo arriba descrito.

60 Cuando el aumento en la temperatura de la hoja de acero entre las pasadas en el intervalo de temperatura de (T1 + 30)° C a (T1 + 200)° C es más bajo que o igual a 18 ° C; y el tiempo de espera t cumple con la expresión 3 anteriormente descrita, puede obtenerse la austenita uniformemente recristalizada en la que rL y r60 son 0,70 a 1,10.

65 Es preferible que un cambio de la temperatura de enfriamiento, que es una diferencia entre una temperatura de la hoja de acero en el momento del inicio del enfriamiento y una temperatura de la hoja de acero en el momento de la

finalización del enfriamiento en el enfriamiento primario, sea 40° C a 140° C. La temperatura de la hoja de acero en el momento de la finalización del enfriamiento en el enfriamiento primario es menor que o igual a (T1+100)° C. Cuando el cambio de temperatura de enfriamiento es mayor de 40 ° C, se puede suprimir el engrosamiento de granos de austenita. Cuando el cambio de temperatura de enfriamiento es menor de 40 ° C, el efecto no se puede obtener. Por otra parte, cuando el cambio de temperatura de enfriamiento es mayor que 140 ° C, la recrystalización es insuficiente y por lo tanto es difícil obtener la textura deseada aleatoria. Además, es difícil obtener una fase de ferrita que sea eficaz para el alargamiento, y puesto que la dureza de la fase de ferrita es aumentada el alargamiento y la capacidad de deformación local se deterioran. Además, cuando la temperatura de la hoja de acero en el momento de la finalización del enfriamiento es mayor que (T1+100)° C, los efectos del enfriamiento no pueden obtenerse en forma suficiente. La razón es la siguiente: por ejemplo, aún cuando se realiza el enfriamiento primario en las condiciones apropiadas después de la pasada final, si la temperatura de la hoja de acero después del enfriamiento primario es mayor que (T1+100)° C, existe una preocupación sobre el crecimiento del grano de cristal; y el tamaño del grano de austenita puede engrosarse significativamente.

Un patrón de enfriamiento después de pasar a través de un molino de acabado no está particularmente limitado. Incluso cuando se adoptan patrones de enfriamiento para llevar a cabo controles de estructura adecuados para los respectivos fines, se pueden obtener los efectos de la presente invención.

Por ejemplo, después del enfriamiento primario con el fin de suprimir más el engrosamiento de los granos de austenita, el enfriamiento secundario puede realizarse después de pasar a través de un soporte de laminado final del molino de acabado. Un enfriamiento secundario se realiza después del enfriamiento primario dentro de los 10 segundos desde la finalización del enfriamiento primario. Cuando el tiempo excede de 10 segundos, no se puede obtener el efecto de suprimir el engrosamiento de los granos de austenita.

El procedimiento de producción de acuerdo a la realización se muestra usando un diagrama de flujo de la figura 9.

Como se describe más arriba, en la realización, es importante que el primer laminado en caliente, el segundo laminado en caliente, el tercer laminado en caliente, y el enfriamiento primario se realicen en las condiciones predeterminadas.

Durante el laminado en caliente, después del laminado en bruto, se puede unir una barra de lámina y el laminado de acabado puede realizarse continuamente. En este momento, una barra en bruto puede ser enrollada temporalmente en el estado de bobina, puede almacenarse en una cubierta que tiene, opcionalmente, una función de aislamiento térmico, se puede desenrollar de nuevo, y puede unirse. Además, después de laminado en caliente, se puede realizar el bobinado.

Después de enfriar, la hoja de acero laminada en caliente puede ser opcionalmente sometida a laminado de temple. El laminado de temple tiene efectos de prevenir la deformación por tensor, generado en la fabricación por mecanizado, y corregir la forma.

La estructura de la hoja de acero laminada en caliente obtenida en la realización puede contener ferrita, perlita, bainita, martensita, austenita, y compuestos tales como nitruros de carbono. Sin embargo, ya que la perlita afecta la ductilidad local, su contenido es preferentemente menor que el 5%.

La hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a la realización es aplicable no sólo a la flexión sino a la flexión, estiramiento, tiramiento, y conformación combinada en que la flexión se realiza principalmente.

[Ejemplos]

Los detalles técnicos de la hoja de acero laminada en caliente de acuerdo con la presente invención se describirán usando Ejemplos de acuerdo a la presente invención. Las figuras 1 a 8 son gráficos de los siguientes ejemplos.

Se describirán los resultados de la investigación utilizando los aceros A a AN y aceros a a k como ejemplos, que tienen composiciones químicas como se muestra en las Tablas 1 a 3.

[Tabla 1]

[Tabla 2]

[Tabla 3]

Estos aceros fueron fundidos; se recalentaron sin ningún tratamiento o después de enfriarse hasta temperatura ambiente; se calentaron a una temperatura de 1000° C a 1300° C; y se sometieron a laminado en caliente en las condiciones mostradas en las Tablas 4 a 18. El laminado en caliente se terminó en T1° C o mayor y se realizó el enfriamiento en las condiciones mostradas en las Tablas 4 a 18. Finalmente, se obtuvieron láminas de acero laminadas en caliente con un espesor de 2 mm a 5 mm.

[Tabla 4]

[Tabla 5]

5 [Tabla 6]

[Tabla 7]

10 [Tabla 8]

[Tabla 9]

[Tabla 10]

15 [Tabla 11]

[Tabla 12]

20 [Tabla 13]

[Tabla 14]

[Tabla 15]

25 [Tabla 16]

[Tabla 17]

30 [Tabla 18]

Los componentes químicos de cada acero se muestran en las Tablas 1 a 3, y las condiciones de producción y las propiedades mecánicas de cada acero se muestran en las Tablas 4 a 18.

35 Como índices de capacidad de deformación local, se utilizó una relación de expansión de orificios A y un radio de curvatura mínimo (espesor de lámina/radio de curvatura mínimo) obtenido mediante curvado en forma de V de 90°. En un ensayo de flexión, se realizó una flexión en la dirección de 45°, y se usó una relación de éstos como un índice de dependencia de orientación (isotropía) de conformabilidad. Se realizaron una prueba de tracción y una prueba de flexión de acuerdo a JIS Z2241 y JIS Z2248 (prueba de flexión de 90° de bloque V),, y se realizó un ensayo de expansión de orificios de acuerdo con un ensayo JFS T1001. En una posición central de espesor de un intervalo de espesor de 5/8 a 3/8 de una sección transversal paralela a una dirección de laminado, las densidades de polos se midieron en una posición 1/4 desde una porción extrema en una dirección transversal usando el procedimiento EBSP antes descrito con avances de 0,5 µm. Además, los valores r en las respectivas direcciones y el tamaño de grano promedio en volumen se midieron de acuerdo con los procedimientos descritos anteriormente.

45 En una prueba de fatiga, una muestra para una prueba de fatiga de flexión plana que tiene una longitud de 98 mm, un ancho de 38 mm, un ancho de una porción en sección transversal mínima de 20 mm, un radio de curvatura de una muesca de 30 mm, se cortó a partir de un producto final. El producto se ensayó en una prueba de fatiga por flexión de plano completamente invertido sin ningún tratamiento para una superficie. Se evaluaron las propiedades de fatiga de la hoja de acero utilizando un valor (relación de límite de fatiga σ_W / σ_B) obtenido dividiendo una resistencia a la fatiga σ_W a 2×10^6 veces por una resistencia a la tracción σ_B de la hoja de acero.

50 Por ejemplo, como se ilustra en las FIGURAS 6, 7, y 8, los aceros, que cumplían con los requisitos de acuerdo con la presente invención, presentaban una capacidad de expansión de orificios, flexibilidad y alargamiento superiores. Además, cuando las condiciones de producción estaban en los intervalos preferibles, los aceros mostraron una mayor capacidad de expansión de orificios, flexibilidad, isotropía, propiedades de fatiga, y similares.

55 Como se describe más arriba, de acuerdo a la presente invención, puede obtenerse una hoja de acero laminada en caliente en la que la configuración de la estructura principal no está limitada; la capacidad de deformación local es superior controlando el tamaño y forma de granos de cristal y controlando una textura; y la dependencia de la orientación de la formabilidad es baja. En consecuencia, la presente invención es altamente aplicable en la industria siderúrgica.

60 Además, generalmente, como la resistencia es mayor, la formabilidad se reduce. Por lo tanto, los efectos de la presente invención son particularmente altos en el caso de una hoja de acero de alta resistencia.

65

ES 2 637 662 T3

[Tabla 1]

ACERO	T1 (° C.)	% en peso							
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	O
A	851	0,070	0,08	1,30	0,015	0,004	0,040	0,0026	0,0032
B	851	0,070	0,08	1,30	0,015	0,004	0,040	0,0026	0,0032
C	865	0,080	0,31	1,35	0,012	0,005	0,016	0,0032	0,0023
D	865	0,080	0,31	1,35	0,012	0,005	0,016	0,0032	0,0023
E	858	0,060	0,87	1,20	0,009	0,004	0,038	0,0033	0,0026
F	858	0,060	0,30	1,20	0,009	0,004	0,500	0,0033	0,0026
G	865	0,210	0,15	1,62	0,012	0,003	0,026	0,0033	0,0021
H	865	0,210	1,20	1,62	0,012	0,003	0,026	0,0033	0,0021
I	861	0,035	0,67	1,88	0,015	0,003	0,045	0,0028	0,0029
J	896	0,035	0,67	1,88	0,015	0,003	0,045	0,0028	0,0029
K	875	0,180	0,48	2,72	0,009	0,003	0,050	0,0036	0,0022
L	892	0,180	0,48	2,72	0,009	0,003	0,050	0,0036	0,0022
M	892	0,060	0,11	2,12	0,010	0,005	0,033	0,0028	0,0035
N	886	0,060	0,11	2,12	0,010	0,005	0,033	0,0028	0,0035
O	903	0,040	0,13	1,33	0,010	0,005	0,038	0,0032	0,0026
P	903	0,040	0,13	1,33	0,010	0,010	0,038	0,0036	0,0029
Q	852	0,300	1,20	0,50	0,008	0,003	0,045	0,0028	0,0029
R	852	0,260	1,80	0,80	0,008	0,003	0,045	0,0028	0,0022
S	851	0,060	0,30	1,30	0,080	0,002	0,030	0,0032	0,0022
T	853	0,200	0,21	1,30	0,010	0,002	1,400	0,0032	0,0035
U	880	0,035	0,021	1,30	0,010	0,002	0,035	0,0023	0,0033
V	868	0,150	0,61	2,20	0,011	0,002	0,028	0,0021	0,0036
W	851	0,080	0,20	1,56	0,006	0,002	0,800	0,0035	0,0045
X	850	0,0021	1,20	2,50	0,010	0,003	0,033	0,0033	0,0021
Y	850	0,014	0,95	2,20	0,008	0,005	0,038	0,0033	0,0021
Z	852	0,060	0,003	2,60	0,008	0,005	0,038	0,0033	0,0021
AA	852	0,060	0,052	2,70	0,120	0,005	0,038	0,0028	0,0029
AB	850	0,060	1,40	0,01	0,010	0,005	0,045	0,0028	0,0029
AC	850	0,040	1,90	0,22	0,010	0,005	0,045	0,0028	0,0029
AD	851	0,065	0,09	1,35	0,008	0,003	0,035	0,0022	0,0026
AE	864	0,082	0,23	1,40	0,011	0,002	0,021	0,0036	0,0027
AF	857	0,058	0,89	1,25	0,007	0,002	0,039	0,0042	0,0041
AG	871	0,211	0,09	1,65	0,011	0,003	0,032	0,0038	0,0029
AH	860	0,038	0,58	1,91	0,012	0,003	0,045	0,0032	0,0038
AI	869	0,174	0,49	2,81	0,009	0,003	0,046	0,0029	0,0021
AJ	896	0,064	1,15	2,45	0,010	0,003	0,034	0,0032	0,0035
AK	894	0,045	0,11	1,35	0,010	0,003	0,035	0,0041	0,0035
AL	861	0,165	0,65	2,35	0,008	0,0005	0,015	0,0023	0,0025
AM	864	0,054	1,05	2,05	0,004	0,0006	0,019	0,0022	0,0022
AN	877	0,0002	0,05	1,75	0,090	0,0005	0,032	0,0018	0,0024
a	855	0,410	0,52	1,33	0,011	0,003	0,045	0,0026	0,0019
b	1376	0,072	0,15	1,42	0,014	0,004	0,036	0,0022	0,0025
c	851	0,110	0,23	1,12	0,021	0,003	0,026	0,0025	0,0023
d	1154	0,250	0,23	1,56	0,024	0,120	0,034	0,0022	0,0023
e	851	0,090	3,00	1,00	0,008	0,040	0,036	0,0035	0,0022
f	854	0,070	0,21	5,00	0,008	0,002	0,033	0,0023	0,0036
g	855	0,350	0,52	1,33	0,190	0,003	0,045	0,0026	0,0019
h	855	0,370	0,48	1,34	0,310	0,005	0,036	0,0035	0,0021
i	1446	0,074	0,14	1,45	0,012	0,004	0,038	0,0025	0,0026
j	852	0,120	0,18	1,23	0,020	0,003	0,032	0,0026	0,0027
k	1090	0,245	0,21	1,65	0,024	0,110	0,034	0,0022	0,0023

[Tabla 2]

ACERO	% en peso								
	Ti	Nb	B	Mg	Rem	Ca	Mo	Cr	W
A	—	—	—	—	—	—	—	—	—
B	—	—	0,0050	—	—	—	—	—	—
C	—	0,041	—	—	—	—	—	—	—
D	—	0,041	—	—	—	0,002	—	—	—
E	—	0,021	—	—	0,0015	—	—	—	—

5

ES 2 637 662 T3

ACERO	Ti	Nb	B	Mg	Rem	Ca	Mo	Cr	W
F	—	0,021	—	—	0,0015	—	—	—	—
G	0,021	—	0,0022	—	—	—	0,03	0,35	—
H	0,021	—	0,0022	—	—	—	0,03	0,35	—
I	—	0,021	—	0,002	—	0,0015	—	—	—
J	0,14	0,021	—	0,002	—	0,0015	—	—	—
K	—	—	—	0,002	—	—	0,1	—	—
L	—	0,050	—	0,002	—	0,002	0,1	—	—
M	0,036	0,089	0,0012	—	—	—	—	—	—
N	0,089	0,036	0,0012	—	—	—	—	—	—
O	0,042	0,121	0,0009	—	—	—	—	—	—
P	0,042	0,121	0,0009	—	0,004	—	—	—	—
Q	—	—	—	—	—	—	—	—	0,1
R	—	—	—	—	—	—	—	—	—
S	—	—	—	—	—	—	—	—	—
T	—	—	—	—	—	—	—	—	—
U	0,12	—	—	—	—	—	—	—	—
V	0,06	—	—	—	—	—	—	—	—
W	—	—	—	—	—	—	—	—	—
X	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Y	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Z	—	—	—	—	—	—	—	—	—
AA	—	—	—	—	—	—	—	—	—
AB	—	—	—	—	—	—	—	—	—
AC	—	—	—	—	—	—	—	—	—
AD	—	—	—	—	—	—	—	—	—
AE	—	0,037	—	—	—	—	—	—	—
AF	—	0,019	—	—	0,0017	—	—	—	—
AG	0,052	—	0,0012	—	—	—	0,04	0,02	—
AH	—	0,018	—	0,001	—	0,0017	—	—	—
AI	—	—	—	0,001	—	—	0,12	—	—
AJ	0,152	0,018	—	—	—	—	—	—	—
AK	0,05	0,087	0,0009	—	—	—	—	—	—
AL	0,03	—	—	—	—	0,0009	—	—	—
AM	0,015	0,025	0,0021	—	0,0005	—	—	—	0,21
AN	0,008	0,072	0,0005	—	—	—	—	—	—
a	—	—	—	—	—	—	—	—	—
b	—	1,5	—	—	—	—	—	—	—
c	—	—	—	0,15	—	—	—	—	—
d	—	—	—	—	—	—	—	5,0	—
e	—	—	—	—	—	—	—	—	—
f	—	—	—	—	—	—	—	—	—
g	—	—	—	—	—	—	—	—	—
h	—	—	—	—	—	—	—	—	—
i	—	1,7	—	—	—	—	—	—	—
j	—	—	—	0,21	—	—	—	—	—
k	—	—	—	—	—	—	—	4,6	—

[Tabla 3]

% en peso

ACERO	As	Cu	Ni	Co	Sn	Zr	V	NOTA
A	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
B	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
C	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
D	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
E	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
F	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
G	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
H	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
I	—	—	—	—	—	—	0,029	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
J	—	—	—	—	—	—	0,029	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
K	—	—	—	—	—	—	0,1	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION

ES 2 637 662 T3

ACERO	As	Cu	Ni	Co	Sn	Zr	V	NOTA
L	—	—	—	—	—	—	0,1	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
M	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
N	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
O	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
P	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
Q	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
R	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
S	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
T	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
U	0,002	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
V	—	0,5	0,25	—	—	0,02	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
W	—	—	—	0,5	0,02	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
X	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
Y	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
Z	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
AA	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
AB	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
AC	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
AD	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
AE	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
AF	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
AG	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
AH	—	—	—	—	—	—	0,026	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
AI	—	—	—	—	—	—	0,02	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
AJ	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
AK	—	—	—	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
AL	0,005	0,03	0,02	—	—	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
AM	—	—	—	0,01	0,015	0,02	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
AN	—	0,01	0,05	—	0,018	—	—	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
a	—	—	—	—	—	—	—	ACERO COMPARATIVO
b	—	—	—	—	—	—	—	ACERO COMPARATIVO
c	—	—	—	—	—	—	—	ACERO COMPARATIVO
d	—	—	—	—	—	—	2,5	ACERO COMPARATIVO
e	—	—	—	—	—	—	—	ACERO COMPARATIVO
f	—	—	—	—	—	—	—	ACERO COMPARATIVO
g	—	—	—	—	—	—	—	ACERO COMPARATIVO
h	—	—	—	—	—	—	—	ACERO COMPARATIVO
i	—	—	—	—	—	—	—	ACERO COMPARATIVO
j	—	—	—	—	—	—	—	ACERO COMPARATIVO
k	—	—	—	—	—	—	1,9	ACERO COMPARATIVO

[Tabla 4]

EJEMPLO NO.	ACERO	T1(° C)	(1)	(2)	TAMAÑO DE GRANO DE AUSTENITA (µm)	(3)	(4)	(5)
1	A	851	1	50	150	85	2	15
2	A	851	2	45/45	90	95	3	5
3	A	851	1	50	150	85	2	15
4	A	851	2	45/45	90	95	2	5
5	A	851	2	45/45	90	45	1	20
6	A	851	1	50	140	85	2	15
7	B	851	2	45/45	80	95	2	5
8	B	851	0	-	250	65	2	18
9	C	865	2	45/45	80	75	3	15
10	C	865	2	45/45	80	85	3	18
11	C	865	2	45/45	80	75	3	15
12	C	865	2	45/45	80	85	2	18
13	C	865	2	45/45	80	45	1	15

ES 2 637 662 T3

EJEMPLO NO.	ACERO	T1(° C)	(1)	(2)	TAMAÑO DE GRANO DE AUSTENITA (µm)	(3)	(4)	(5)
14	D	865	2	45/45	80	75	3	15
15	D	865	2	45/45	80	85	2	18
16	D	865	2	45/45	80	85	2	18
17	E	858	2	45/45	95	85	3	13
18	E	858	2	45/45	95	95	2	14
19	D	858	2	45/45	95	85	2	13
20	D	858	2	45/45	95	95	2	14
21	D	858	2	40/45	95	75	2	12
22	F	858	2	45/45	90	85	2	13
23	F	858	2	45/45	90	95	2	14
24	F	858	0	-	300	85	2	13
25	G	865	3	40/40/40	75	80	2	16
26	G	865	3	40/40/40	75	80	2	16
27	G	865	3	40/40/40	75	80	2	16
28	H	865	3	40/40/40	70	80	2	16
29	I	861	2	45/40	75	80	3	17
30	I	861	1	50	70	80	3	18
31	I	861	2	45/40	95	80	3	17
32	I	861	1	50	120	80	3	18
33	I	861	1	50	120	80	2	40
34	J	896	2	45/40	100	80	2	17
35	J	896	1	50	120	80	2	18
36	J	896	1	50	120	80	2	18
37	K	875	3	40/40/40	70	95	3	18
38	K	875	3	40/40/40	70	95	2	18
39	L	892	3	40/40/40	75	95	2	18
40	M	892	3	40/40/40	65	95	3	10
41	M	892	3	40/40/40	65	95	2	10
42	M	892	0	-	350	45	2	30
43	N	886	3	40/40/40	70	95	2	10
44	O	903	2	45/45	70	90	2	13
45	O	903	2	45/45	95	85	2	15
48	O	903	2	45/45	70	85	2	13
47	O	9D3	2	45/45	100	35	1	12
48	P	903	2	45/45	75	85	2	15
49	K	875	3	40/40/40	70	65	3	20
50	M	892	1	50	120	75	3	20
51	M	892	1	50	120	60	2	21
52	O	903	1	50	120	5	2	19
53	O	803	1	50	120	35	3	12
54	A	851	2	45/45	90	45	2	20

(1) NÚMERO DE REDUCCIONES DE 40% O MAYOR A 1000° C A 1200° C
(2) REDUCCIÓN POR LAMINADO (%) DE 40% O MAYOR A 1000° C A 1200° C
(3) REDUCCIÓN POR LAMINADO TOTAL (%) A T1+30° C A T1+200° C
(4) NÚMERO DE REDUCCIONES DE 30% O MAYOR A T1+30° C A T1+200° C
(5) INCREMENTO DE TEMPERATURA (° C) DURANTE LA REDUCCIÓN A T1+30° C A T1+200° C.

[Tabla 5]

EJEMPLO NO.	(1)	(2)	(3)	(4)	t1	2,5 × t1	(5)
1	10	935	40	45	0,57	1,41	0,8
2	0	892	35	60	1,74	4,35	2,0
3	20	935	40	45	0,57	1,41	1,0
4	25	892	35	60	1,74	4,35	2,0
5	0	930	30	25	1,08	2,69	1,2
6	0	935	40	45	0,57	1,42	1,0
7	10	891	35	60	1,77	4,44	2,0
8	0	850	30	35	3,14	7,84	3,2

ES 2 637 662 T3

EJEMPLO NO.	(1)	(2)	(3)	(4)	t1	2,5 × t1	(5)
9	25	945	37	40	0,76	1,90	1,0
10	5	920	31	33	1,54	3,86	2,3
11	25	945	37	38	0,76	1,90	1,5
12	5	920	31	54	1,54	3,86	2,0
13	0	1075	30	25	0,20	0,50	0,4
14	0	950	37	38	0,67	1,67	1,0
15	10	922	31	54	1,50	3,74	2,0
16	20	922	31	54	1,50	3,74	0,9
17	15	955	31	33	0,73	1,82	1,0
18	0	934	40	45	0,71	1,78	1,0
19	0	955	31	54	0,73	1,82	1,0
20	10	935	40	55	0,69	1,73	1,0
21	20	880	30	45	2,43	6,07	2,0
22	10	955	30	55	0,78	1,95	1,0
23	15	933	40	55	0,73	1,83	1,0
24	20	890	30	55	2,15	5,37	2,5
25	25	970	30	35	0,62	1,56	0,9
26	5	970	30	50	0,66	1,66	1,0
27	15	970	30	50	0,66	1,66	3,0
28	0	970	30	50	0,66	1,66	1,0
29	5	960	30	35	0,70	1,75	1,0
30	15	921	30	35	1,40	3,50	2,0
31	0	961	30	50	0,73	1,82	1,0
32	5	922	30	50	1,44	3,60	2,0
33	0	850	40	40	3,60	8,99	4,0
34	5	960	30	50	1,38	3,44	2,0
35	10	920	30	50	2,37	5,91	3,0
36	15	920	30	50	2,37	5,91	2,0
37	0	990	30	35	0,53	1,32	0,7
38	0	990	30	65	0,53	1,32	1,0
39	5	990	30	65	0,77	1,92	1,0
40	0	943	35	40	1,46	3,65	2,1
41	0	943	35	60	1,46	3,65	2,0
42	0	910	35	35	2,44	6,09	2,5
43	0	940	35	60	1,40	3,51	2,0
44	0	1012	40	45	0,25	0,63	0,3
45	10	985	40	45	0,61	1,52	0,9
46	0	1012	40	45	0,25	0,63	0,5
47	0	880	30	25	3,92	9,79	4,0
48	0	985	40	45	0,61	1,52	1,0
49	25	965	34	37	0,70	1,75	0,9
50	15	993	30	32	0,71	1,77	0,8
51	20	945	45	45	1,06	2,64	1,1
52	15	967	38	40	1,05	2,63	1,5
53	45	880	30	35	3,92	9,79	2,0
54	45	930	30	35	1,08	2,69	4,6

(1) REDUCCIÓN TOTAL (%) A T1° C HASTA MENOR QUE T1+30° C
 (2) Tf: TEMPERATURA (° C) DESPUÉS DE LA PASADA FINAL DE LA PASADA DE GRAN REDUCCIÓN
 (3) P1: REDUCCIÓN POR LAMINADO (%) DURANTE LA PASADA FINAL DE LA PASADA DE GRAN REDUCCIÓN
 (4) REDUCCIÓN POR LAMINADO (%) UNA PASADA ANTES DE LA PASADA FINAL DE LA PASADA DE GRAN REDUCCIÓN
 (5) t : TIEMPO DE ESPERA (s) DESDE LA FINALIZACIÓN DE LA PASADA DE GRAN REDUCCIÓN HASTA EL INICIO DEL ENFRIAMIENTO PRIMARIO

[Tabla 6]

EJEMPLO NO.	T/T1	(1)	(2)	(3)	(4)	TEMPERATURA DE DEVANADO (° C)	(5)	DENSIDAD DE POLOS DE {332}<113>
1	1,4	110	88	820	1,5	550	2,6	2,2
2	1,1	90	72	797	1,5	550	2,2	2,1
3	1,8	110	88	820	1,5	100	2,4	2,2

ES 2 637 662 T3

EJEMPLO NO.	T/T1	(1)	(2)	(3)	(4)	TEMPERATURA DE DEVANADO (° C)	(5)	DENSIDAD DE POLOS DE {332}<113>
4	1,1	90	72	797	1,5	100	2,2	2,1
5	1,1	130	104	795	2,0	100	6,7	5,1
6	1,8	80	64	850	2,0	400	3,1	2,9
7	1,1	100	80	786	1,5	400	3,0	2,8
8	1,0	100	80	745	2,0	400	3,0	2,8
9	1,3	80	64	860	1,5	400	2,9	2,8
10	1,5	80	64	835	1,8	400	2,7	2,7
11	2,0	90	72	850	1,0	100	3,3	3,0
12	1,3	110	88	805	1,5	300	4,9	3,8
13	2,0	110	88	960	1,0	400	6,6	5,2
14	1,5	120	96	825	1,5	450	4,8	3,2
15	1,3	90	72	827	2,0	450	4,9	3,1
16	0,6	95	76	822	7,0	450	5,4	3,0
17	1,4	100	80	850	1,8	100	3,5	3,2
18	1,4	100	80	829	1,5	100	3,0	2,8
19	1,4	100	80	850	1,5	450	2,8	2,6
20	1,4	90	72	840	1,5	450	2,9	2,5
21	0,8	130	104	745	1,5	450	5,1	4,4
22	1,3	80	64	870	2,0	450	4,8	3,8
23	1,4	100	80	828	2,0	100	4,9	3,7
24	1,2	100	80	785	2,0	400	4,5	3,9
25	1,4	80	64	885	2,0	450	5,0	4,0
26	1,5	90	72	875	1,0	500	5,0	4,0
27	4,5	20	16	945	1,0	450	3,7	3,5
28	1,5	110	88	855	1,5	400	5,0	4,0
29	1,4	80	64	875	1,6	400	2,9	2,7
30	1,4	80	64	836	1,8	400	3,5	2,9
31	1,4	110	88	846	2,0	600	4,0	3,9
32	1,4	120	96	797	1,5	600	3,8	3,7
33	1,1	90	72	755	2,0	600	3,9	3,8
34	1,5	95	76	860	1,0	500	4,4	3,6
35	1,3	100	80	815	1,5	500	4,5	3,7
36	0,8	200	160	715	1,5	500	4,2	3,5
37	1,3	90	72	895	1,6	400	3,0	3,0
38	1,9	90	72	895	1,5	100	4,9	3,7
39	1,3	90	72	895	1,5	400	5,0	4,0
40	1,4	90	72	848	1,4	580	2,9	3,0
41	1,4	150	120	788	1,5	450	4,0	3,0
42	1,0	80	64	825	2,0	520	6,6	5,2
43	1,4	100	80	835	1,5	600	2,7	2,6
44	1,2	100	80	907	1,7	550	2,9	2,6
45	1,5	100	80	880	1,7	550	3,0	2,9
46	2,0	100	80	907	2,0	520	3,0	2,8
47	1,0	90	72	785	2,0	540	6,8	5,3
48	1,6	110	88	870	1,0	550	3,1	2,7
49	1,3	50	40	910	1,2	650	5,0	4,0
50	1,1	30	24	958	1,2	550	3,7	3,5
51	1,0	50	40	890	1,3	550	5,0	4,0
52	1,4	50	40	912	1,3	650	5,0	3,0
53	0,5	50	40	825	1,4	650	7,2	6,4
54	4,3	70	56	855	1,5	500	6,6	5,1

(1) CAMBIO DE TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO (° C) DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO
(2) VELOCIDAD (° C / s) DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO
(3) TEMPERATURA FINAL (°C) DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO
(4) HORA (S) DESDE FINALIZACIÓN DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO HASTA INICIO DEL ENFRIAMIENTO SECUNDARIO
(5) VALOR MEDIO DE LAS DENSIDADES DE POLOS DEL GRUPO DE ORIENTACIÓN {100} <011> A {223} <110>

ES 2 637 662 T3

[Tabla 7]

EJEMPLO NO.	rC	r30	rL	r60	RELACION DE ÁREA DE GRANO GRUESO (%)	TAMAÑO DE GRANO PROMEDIO EN VOLUMEN (µm)	FRACCIÓN DE GRANO EQUIAXIAL (%)	LADO DERECHO DE EXPRESIÓN 1	DUREZA DE FERRITA (HV)
1	0,87	1,04	0,88	1,05	7,7	17,6	74	234	155
2	0,90	0,96	0,92	0,98	7,6	17,5	80	234	160
3	0,88	1,05	0,94	1,00	7,2	17,0	71	234	156
4	0,90	1,00	0,90	1,02	7,2	17,1	75	234	140
5	0,70	1,09	0,71	1,19	11,0	21,0	43	234	171
6	0,88	0,99	0,86	1,10	7,2	17,0	70	234	132
7	0,92	1,00	0,90	1,10	7,2	17,1	73	234	148
8	0,71	1,17	0,70	1,12	11,9	22,0	40	234	148
9	0,79	1,05	0,87	1,05	7,2	17,0	72	257	155
10	0,85	1,02	0,69	1,11	7,2	17,1	73	257	157
11	0,80	1,00	0,82	1,01	7,3	17,2	61	257	154
12	0,91	1,10	0,68	1,12	7,2	17,0	69	257	171
13	0,70	1,10	0,71	1,20	12,9	23,0	33	257	171
14	0,88	1,10	0,90	1,08	6,4	16,2	66	257	180
15	0,96	1,09	0,69	1,12	6,5	16,3	74	257	154
16	0,72	1,09	0,67	1,26	7,0	11,0	95	257	158
17	0,75	0,98	0,78	1,00	7,2	17,0	75	265	180
18	0,85	0,95	0,83	0,98	7,0	16,8	78	265	188
19	0,93	1,01	0,92	1,08	7,2	17,0	69	265	168
20	0,88	1,08	0,90	1,06	7,3	17,2	73	265	159
21	0,70	1,08	0,72	1,26	8,0	10,0	36	265	184
22	0,92	1,09	0,91	1,10	6,6	16,4	74	248	140
23	1,00	1,07	0,89	1,10	5,6	15,4	78	248	157
24	0,70	1,26	0,73	1,30	11,0	21,0	49	248	157
25	0,70	1,08	0,70	1,09	7,3	17,2	72	257	167
26	0,85	1,07	0,89	1,10	6,7	16,5	63	257	154
27	0,70	1,23	0,72	1,16	52,0	21,0	63	257	94
28	0,86	1,03	0,90	1,02	6,3	16,1	68	289	193
29	0,90	1,06	0,85	1,05	7,0	16,8	72	275	183
30	0,95	1,02	0,68	1,11	7,1	16,9	72	275	188
31	0,99	0,96	1,00	0,99	7,2	17,0	73	275	183
32	0,87	1,07	0,67	1,18	7,2	17,0	68	275	182
33	0,71	1,10	0,73	1,31	12,9	23,0	33	275	165
34	0,88	1,10	0,88	1,02	6,9	16,7	63	315	174
35	0,89	1,08	0,68	1,15	7,0	16,8	68	315	180
36	0,71	1,09	0,69	1,25	1,5	11,0	48	315	335
37	0,75	1,05	0,68	1,20	6,5	16,3	78	274	174
38	0,90	1,10	0,67	1,16	5,3	15,1	73	274	164
39	0,92	1,09	0,69	1,14	5,4	15,2	73	291	175
40	0,74	1,07	0,72	1,09	6,6	16,4	77	294	188
41	0,88	1,08	0,92	1,02	6,9	16,7	73	294	186
42	0,74	1,23	0,72	1,23	11,0	21,0	41	294	167
43	0,90	1,07	0,91	1,10	6,1	15,9	73	298	188
44	0,72	1,06	0,71	1,08	6,7	16,5	78	284	181
45	0,72	1,10	0,73	1,08	6,6	16,4	74	284	178
46	0,91	1,09	0,90	0,99	6,5	16,3	74	284	180
47	0,70	1,10	0,71	1,30	6,5	16,3	38	284	170
48	0,92	1,08	0,89	1,03	5,3	15,1	64	284	179
49	0,73	1,10	0,70	1,01	6,9	16,7	69	274	175
50	0,75	1,05	0,71	1,00	6,4	16,2	74	294	186
51	0,70	1,10	0,75	1,05	6,4	16,2	70	294	188
52	0,75	1,02	0,71	1,06	6,5	16,3	67	284	172
53	0,71	1,09	0,54	1,31	0,5	10,0	59	284	170
54	0,79	1,15	0,69	1,15	61,0	24,0	29	234	156

ES 2 637 662 T3

[Tabla 8]

EJEMPLO NO.	DESVIACIÓN ESTÁNDAR DE DUREZA/ VALOR MEDIO DE DUREZA	TS (MPA)	EL, (%)	λ (%)	TS \times λ (MPA \cdot %)	ESPESOR DE LÁMINA / RADIO DE FLEXIÓN MÍNIMA (FLEXIÓN C)	RELACIÓN DE FLEXIÓN EN DIRECCIÓN DE 45° / FLEXIÓN EN DIRECCIÓN C	RELACIÓN LÍMITE DE FATIGA	NOTA
1	0,10	445	34	145	64525	3,2	1,1	0,427	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
2	0,14	450	38	180	81000	3,3	1,2	0,427	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
3	0,11	612	31	136	83149	3,6	1,2	0,420	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
4	0,14	632	30	159	100623	3,6	1,1	0,419	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
5	0,21	602	20	88	53005	0,8	1,7	0,418	ACERO COMPARATIVO
6	0,12	648	29	139	89910	3,5	1,2	0,419	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
7	0,14	638	32	143	91312	3,9	1,3	0,419	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
8	0,24	598	20	79	47268	0,8	1,6	0,418	ACERO COMPARATIVO
9	0,17	605	25	95	57475	3,2	1,4	0,420	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
10	0,15	595	24	115	68425	1,6	1,3	0,420	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
11	0,14	575	30	169	97520	4,7	1,1	0,421	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
12	0,17	575	33	149	85757	1,7	1,0	0,421	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
13	0,17	591	18	100	59144	2,0	1,7	0,418	ACERO COMPARATIVO
14	0,14	910	19	77	69720	3,4	1,2	0,414	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
15	0,17	905	16	104	94055	1,9	1,2	0,414	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
16	0,33	890	12	87	77771	1,8	1,6	0,457	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
17	0,12	595	29	85	50575	2,7	1,1	0,420	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
18	0,16	600	28	90	54000	2,3	1,3	0,420	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
19	0,17	589	29	153	90070	2,9	1,1	0,421	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
20	0,12	588	31	162	95090	4,4	1,2	0,421	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE

ES 2 637 662 T3

									INVENCION
21	0,25	592	20	110	65123	1,7	1,7	0,467	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
22	0,17	869	20	125	108658	5,8	1,1	0,414	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
23	0,15	1100	15	52	56771	5,8	1,2	0,412	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
24	0,29	899	10	46	41591	0,8	1,8	0,412	ACERO COMPARATIVO
25	0,18	650	19	75	48750	2,1	1,3	0,419	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
26	0,17	788	22	130	102828	4,7	1,1	0,416	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
27	0,23	788	12	56	44127	1,3	1,7	0,414	ACERO COMPARATIVO
28	0,17	973	17	74	71577	3,8	1,4	0,413	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
29	0,18	625	21	135	84375	3,3	1,2	0,420	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
30	0,19	635	19	118	74930	1,9	1,2	0,419	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
31	0,17	564	34	152	85552	3,8	1,2	0,421	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
32	0,17	554	34	142	78758	1,8	1,2	0,422	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
33	0,32	576	23	105	60736	2,2	1,4	0,418	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
34	0,17	721	28	129	93227	4,1	1,3	0,417	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
35	0,17	716	28	122	87137	1,9	1,2	0,417	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
36	0,17	711	19	83	58760	1,7	1,7	0,441	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
37	0,12	735	15	75	55125	1,5	1,2	0,410	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
38	0,17	1286	17	35	45403	1,8	1,3	0,410	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
39	0,18	1104	20	69	76639	1,6	1,1	0,412	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
40	0,17	810	19	85	68850	2,3	1,2	0,415	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
41	0,15	745	23	104	77795	3,0	1,2	0,416	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
42	0,24	775	16	65	50464	0,7	1,7	0,414	ACERO COMPARATIVO
43	0,15	991	17	77	76647	4,1	1,2	0,413	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
44	0,15	790	21	140	110600	2,7	1,3	0,416	ACERO DE ACUERDO A

ES 2 637 662 T3

									LA PRESENTE INVENCION
45	0,16	795	20	140	111300	2,3	1,1	0,416	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
46	0,12	811	21	119	96817	4,6	1,3	0,415	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
47	0,17	791	14	65	51330	1,2	1,9	0,416	ACERO COMPARATIVO
48	0,12	1391	12	18	25243	3,6	1,4	0,409	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
49	0,12	765	14	60	45900	2,0	1,2	0,416	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
50	0,13	825	18	70	57750	2,1	1,1	0,415	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
51	0,14	835	17	65	54275	2,0	1,3	0,415	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
52	0,18	830	17	125	103750	2,0	1,2	0,415	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
53	0,22	805	17	60	48300	1,1	2,1	0,460	ACERO COMPARATIVO
54	0,23	465	30	85	39525	1,2	1,6	0,422	ACERO COMPARATIVO

[Tabla 9]

EJEMPLO NO.	ACERO	T1 (° C)	(1)	(2)	TAMAÑO DE GRANO DE AUSTENITA (µm)	(3)	(4)	(5)
55	C	865	2	45/45	80	45	2	15
56	E	858	2	40/45	95	75	2	12
57	M	892	0	—	350	45	2	30
58	I	858	1	50	120	80	2	40
59	A	851	0	—	250	65	2	18
60	E	858	0	—	300	85	3	13
61	Q	852	2	45/45	80	80	2	10
62	R	852	2	45/45	75	85	2	10
63	S	851	2	45/45	80	85	2	12
64	T	853	2	45/45	80	95	2	12
65	U	880	2	45/45	75	85	2	12
66	V	868	2	45/45	85	80	2	12
67	W	851	2	45/45	85	80	2	12
68	g	855	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE					
69	a	855	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE					
70	b	1376	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE					
71	c	851	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE					
72	d	1154	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE					
73	e	851	2	45/45	80	65	2	10
74	f	854	2	45/45	80	70	3	10
75	X	850	1	50	80	80	3	15
76	Y	850	2	50	80	80	3	10
77	Z	852	1	50	120	60	3	10
78	AA	852	1	50	120	60	3	10
79	AB	850	2	45/45	100	75	3	18
80	AC	850	2	45/45	100	75	3	18
81	AD	851	1	50	150	85	2	25
82	AD	851	2	45/45	95	90	3	15
83	AE	864	2	45/40	80	75	3	15
84	AE	864	2	45/45	80	85	3	18
85	AF	857	2	45/45	95	85	3	17

ES 2 637 662 T3

EJEMPLO NO.	ACERO	T1 (° C)	(1)	(2)	TAMAÑO DE GRANO DE AUSTENITA (µm)	(3)	(4)	(5)
86	AF	857	2	45/45	95	90	2	14
87	AF	857	2	45/45	95	90	3	14
88	AG	871	3	40/40/40	75	90	2	20
89	AH	860	2	45/40	95	80	2	16
90	AH	860	1	50	120	80	2	18
91	AI	869	3	40/40/40	70	90	2	20
92	AJ	896	3	40/40/40	65	95	2	0
93	AK	894	2	45/45	70	90	2	15
94	AK	894	2	45/45	95	85	2	0
95	AD	851	2	40/40	100	80	2	25
96	AI	869	2	40/40	100	75	2	20
97	AL	861	2	40/40	100	90	2	15
98	AM	864	2	40/40	100	90	2	15
99	AN	877	2	40/40	100	90	2	15
100	AK	894	0	—	210	70	2	10
101	AG	871	0	—	260	45	1	20
102	AD	851	0	—	270	50	1	15
103	AJ	896	1	50	120	50	1	10
104	h	855	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE					
105	i	1446	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE					
106	j	852	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE					
107	k	1154	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE					
(1) NÚMERO DE REDUCCIONES DE 40% O MAYOR A 1000° C A 1200° C								
(2) REDUCCIÓN POR LAMINADO (%) DE 40% O MAYOR A 1000° C HASTA 1200° C								
(3) REDUCCIÓN POR LAMINADO TOTAL (%) A T1+30° C HASTA T1+200° C								
(4) NÚMERO (%) DE REDUCCIONES DE 30% O MAYOR A T1+30° C HASTA T1+200° C								
(5) INCREMENTO DE TEMPERATURA (° C) DURANTE LA REDUCCIÓN A T1+30° C HASTA T1+200° C								

[Tabla 10]

EJEMPLO NO.	(1)	(2)	(3)	(4)	t1	2,5 × t1	(5)	
55	45	1075	30	32	0,20	0,50	0,4	
56	45	890	30	32	2,15	5,36	2,2	
57	35	910	35	40	2,44	6,09	2,6	
58	35	860	40	42	3,02	7,54	3,2	
59	20	850	30	31	3,13	7,83	3,4	
60	25	890	30	33	2,15	5,36	2,5	
61	5	957	40	40	0,29	0,72	0,5	
62	10	967	35	50	0,33	0,83	0,5	
63	15	996	40	45	0,14	0,36	0,2	
64	0	958	40	55	0,29	0,72	0,5	
65	10	985	35	50	0,44	1,11	1,0	
66	10	973	40	40	0,29	0,73	0,5	
67	5	956	40	40	0,29	0,73	0,5	
68	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE							
69	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE							
70	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE							
71	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE							
72	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE							
73	5	956	35	30	0,44	1,11	1,0	
74	0	919	35	35	1,14	2,84	1,5	
75	0	950	35	40	0,51	1,28	1,1	
76	0	950	35	40	0,52	1,29	1,1	
77	5	970	35	40	0,30	0,75	0,5	
78	5	970	35	40	0,30	0,75	0,5	
79	25	920	35	40	1,03	2,57	1,2	
80	25	920	35	40	1,03	2,58	1,3	
81	0	940	35	40	0,67	1,68	0,2	

ES 2 637 662 T3

EJEMPLO NO.	(1)	(2)	(3)	(4)	t1	2,5 × t1	(5)
82	0	950	35	40	0,52	1,31	0,1
83	5	945	35	35	0,82	2,04	0,4
84	0	940	30	40	1,14	2,84	0,6
85	0	960	35	40	0,48	1,19	0,1
86	5	970	35	45	0,36	0,89	0,1
87	5	970	35	45	0,36	0,89	0,1
88	0	980	40	40	0,25	0,62	0,1
89	5	980	30	35	0,47	1,17	0,2
90	10	950	30	35	0,88	2,20	0,2
91	0	990	40	50	0,17	0,42	0,1
92	0	1045	40	45	0,16	0,39	0,1
93	0	1000	30	45	0,64	1,60	0,3
94	0	990	35	40	0,56	1,40	0,2
95	0	930	40	40	0,65	1,63	0,3
96	15	980	35	35	0,37	0,94	0,3
97	10	980	40	40	0,18	0,45	0,1
98	0	1000	40	40	0,13	0,33	0,1
99	10	1020	40	40	0,14	0,35	0,1
100	25	880	30	30	3,56	8,91	3,5
101	45	810	30	15	5,42	13,55	9,5
102	45	810	35	10	4,87	12,16	4,0
103	45	870	50	0	4,68	11,71	1,5
104	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE						
105	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE						
106	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE						
107	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE						
(1) REDUCCIÓN TOTAL (%) A T1°C HASTA MENOR QUE T1+30°C							
(2) Tf : TEMPERATURA (°C) DESPUÉS DE LA PASADA FINAL DE LA PASADA DE GRAN REDUCCIÓN							
(3) P1: REDUCCIÓN POR LAMINADO (%) DURANTE LA PASADA FINAL DE LA PASADA DE GRAN REDUCCIÓN							
(4) REDUCCIÓN POR LAMINADO (%) UNA PASADA ANTES DE LA PASADA FINAL DE LA PASADA DE GRAN REDUCCIÓN							
(5) t : TIEMPO DE ESPERA(S) DESDE EL FINALIZACIÓN DE LA PASADA DE GRAN REDUCCIÓN HASTA EL INICIO DEL ENFRIAMIENTO PRIMARIO							

[Tabla 11]

EJEMPLO NO.	t/t1	(1)	RELACIÓN (° C./s) DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO	TEMPERATURA FINAL (° C) DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO	(2)	(° C)	(3)	DENSIDAD DE POLOS DE {332}<113>
55	2,0	70	56	1000	1,7	400	6,9	5,2
56	1,0	70	56	815	1,2	550	7,2	5,8
57	1,1	70	56	835	1,3	600	7,6	5,4
58	1,1	70	56	785	1,2	400	7,1	6,4
59	1,1	70	56	775	1,1	600	5,4	5,6
60	1,2	90	72	795	1,0	450	5,2	5,4
61	1,7	110	88	842	1,5	600	4,8	3,7
62	1,5	120	96	842	1,5	600	4,6	3,8
63	1,4	90	72	901	1,5	500	2,6	2,2
64	1,7	95	76	858	2,0	400	5,0	4,0
65	2,2	100	80	880	1,0	500	2,2	2,1
66	1,7	100	80	868	1,0	550	5,0	4,0
67	1,7	100	80	851	1,0	400	2,3	2,2
68	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE							
69	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE							
70	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE							
71	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE							
72	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE							
73	2,2	100	80	851	1,5	550	2,6	2,2

ES 2 637 662 T3

EJEMPLO NO.	t/t1	(1)	RELACIÓN (° C,/s) DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO	TEMPERATURA FINAL (° C) DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO	(2)	(° C)	(3)	DENSIDAD DE POLOS DE {332}<113>
74	1,3	100	80	814	1,0	550	3,0	2,9
75	2,1	90	72	855	1,5	550	4,8	3,7
76	2,1	90	72	855	1,5	550	4,6	3,8
77	1,7	90	72	875	1,5	550	2,6	2,2
78	1,7	120	96	845	1,5	550	5,0	4,0
79	1,2	120	96	795	1,5	550	2,2	2,1
80	1,3	120	96	795	1,5	550	5,0	4,0
81	0,2	90	80	845	0,5	500	4,5	4,1
82	0,2	90	80	855	0,4	500	3,2	2,3
83	0,5	100	90	840	1,0	450	3,2	2,1
84	0,5	90	90	845	1,2	470	3,4	2,7
85	0,3	100	90	855	1,0	500	3,9	2,8
86	0,3	100	90	865	0,5	500	4,1	2,3
87	0,3	100	90	865	4,0	500	4,1	2,3
88	0,4	30	75	945	1,3	650	3,8	3,0
89	0,4	110	75	865	0,6	450	4,2	2,8
90	0,2	110	75	835	0,7	450	3,7	3,2
91	0,4	100	80	885	1,4	550	4,2	3,1
92	0,6	50	80	990	7,5	600	5,1	3,2
93	0,5	100	90	895	1,2	550	4,8	3,2
94	0,4	100	90	885	0,7	550	3,9	4,2
95	0,4	150	90	775	0,8	400	5,2	3,2
96	0,7	130	100	845	1,0	350	5,4	4,6
97	0,7	100	100	875	0,9	550	5,1	3,5
98	0,9	90	80	905	0,9	650	5,3	4,0
99	0,8	135	80	880	1,0	100	5,0	3,9
100	1,0	100	80	775	0,7	550	7,2	6,4
101	1,8	100	85	705	3,5	500	8,5	5,2
102	0,8	100	85	705	7,0	550	6,6	5,1
103	0,3	90	85	775	0,5	600	6,2	5,2
104	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE							
105	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE							
106	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE							
107	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE							
(1)	CAMBIO DE TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO (° C) DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO							
(2)	TIEMPO (s) DESDE EL FINALIZACIÓN DEL ENFRIAMIENTO PRIMARIO HASTA EL INICIO DEL ENFRIAMIENTO SECUNDARIO							
(3)	VALOR MEDIO DE DENSIDADES DE POLOS DEL GRUPO DE ORIENTACIÓN {100}<011> A (2231<110>							

[Tabla 12]

EJEMPLO NO.	rC	r30	rL	r60	RELACIÓN DE ÁREA DE GRANO GRUESO (%)	TAMAÑO DE GRANO MEDIO EN VOLUMEN (µm)	FRACCIÓN DE GRANO EQUIAXIAL (%)	LADO DERECHO DE EXPRESIÓN 1	DUREZA DE FERRITA (Hv)
55	0,70	1,08	0,56	1,19	12,9	23,0	70	257	154
56	0,68	1,18	0,65	1,15	12,9	23,0	79	265	184
57	0,65	1,22	0,52	1,30	11,0	21,0	73	294	190
58	0,65	1,15	0,63	1,23	11,9	22,0	57	275	180
59	0,75	1,05	0,59	1,21	14,8	25,0	81	234	161
60	0,72	1,10	0,68	1,10	12,9	23,0	78	265	182
61	0,71	1,00	0,77	1,08	7,0	16,8	68	249	166
62	0,72	1,06	0,75	1,10	6,8	16,6	69	273	181
63	0,93	1,10	0,90	1,10	7,4	17,3	69	258	155
64	0,74	0,98	0,73	0,99	6,4	16,2	78	236	146
65	0,92	1,09	0,94	1,09	7,1	16,9	64	268	170
66	0,73	0,99	0,70	1,10	6,7	16,5	63	294	186

ES 2 637 662 T3

EJEMPLO NO.	rC	r30	rL	r60	RELACIÓN DE ÁREA DE GRANO GRUESO (%)	TAMAÑO DE GRANO MEDIO EN VOLUMEN (µm)	FRACCIÓN DE GRANO EQUIAXIAL (%)	LADO DERECHO DE EXPRESIÓN 1	DUREZA DE FERRITA (Hv)
67	0,94	1,08	0,96	1,09	7,1	16,9	63	240	152
68	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								
69	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								
70	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								
71	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								
72	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								
73	0,70	<u>1,22</u>	0,72	1,26	11,0	21,0	68	313	355
74	0,71	<u>1,19</u>	0,70	1,20	11,0	21,0	30	313	199
75	0,70	1,00	0,80	1,10	7,2	17,1	60	291	196
76	0,71	1,00	0,77	1,10	6,7	16,5	65	277	188
77	0,72	1,00	0,75	1,00	6,3	16,1	65	257	170
78	0,73	1,00	0,70	1,10	6,2	16,0	66	280	191
79	0,70	1,00	0,68	1,14	7,2	17,1	62	245	177
80	0,72	1,00	0,67	1,17	7,2	17,0	62	264	185
81	0,87	1,04	0,88	1,05	0,3	9,5	83	233	150
82	0,90	0,96	0,92	0,98	0,2	8,7	91	233	158
83	0,88	1,05	0,94	1,00	0,6	4,5	88	254	170
84	0,79	1,05	0,69	1,11	0,6	5,2	92	254	176
85	0,85	1,02	0,90	1,03	0,3	5,1	84	266	186
86	0,80	1,00	0,82	1,01	0,4	6,1	93	266	180
87	0,91	1,10	0,90	1,10	0,4	6,1	93	266	182
88	0,75	1,05	0,72	1,08	0,5	5,0	82	265	190
89	0,90	1,10	0,87	1,09	0,5	5,6	81	271	185
90	0,92	1,09	0,67	1,18	0,3	4,8	79	271	180
91	0,71	1,07	0,72	1,09	0,5	4,5	71	276	191
92	0,88	1,08	0,92	1,02	0,6	4,2	70	341	260
93	0,72	1,06	0,75	1,10	0,5	4,6	81	282	200
94	0,93	1,10	0,90	1,10	0,4	4,2	78	282	201
95	0,74	0,98	0,73	0,99	0,5	6,7	70	233	150
96	0,92	1,09	0,94	1,09	0,7	5,9	65	276	190
97	0,73	0,99	0,70	1,10	0,7	4,5	65	290	200
98	0,94	1,08	0,96	1,09	0,7	5,2	70	301	210
99	1,05	0,87	1,05	1,08	0,7	5,9	75	293	190
100	<u>0,67</u>	<u>1,24</u>	0,54	1,31	0,8	10,5	75	282	180
101	<u>0,65</u>	<u>1,25</u>	0,56	1,19	1,0	16,9	85	265	180
102	<u>0,69</u>	<u>1,11</u>	0,67	1,12	0,7	16,7	85	233	150
103	0,72	1,06	0,75	1,10	0,4	3,8	45	341	250
104	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								
105	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								
106	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								
107	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								

[Tabla 13]

EJEMPLO NO,	DESVIACIÓN ESTÁNDAR DE DUREZA/ VALOR MEDIO DE DUREZA	TS (Mpa)	EI, (%)	λ (%)	TS × λ (MPa · %)	ESPESOR DE LÁMINA / RADIO DE FLEXIÓN MÍNIMA (FLEXIÓN C)	RELACIÓN DE FLEXIÓN EN DIRECCIÓN N DE 45° / FLEXIÓN EN DIRECCIÓN C	RELACIÓN LÍMITE DE FATIGA	NOTA
55	0,30	635	20	65	41275	1,2	2,0	0,416	ACERO COMPARATIVO
56	0,31	640	21	45	28800	1,2	1,8	0,416	ACERO COMPARATIVO
57	0,33	845	15	45	38025	1,1	2,2	0,413	ACERO COMPARATIVO

ES 2 637 662 T3

EJEMPLO NO,	DESVIACIÓN ESTÁNDAR DE DUREZA/ VALOR MEDIO DE DUREZA	TS (Mpa)	EI, (%)	λ (%)	TS \times λ (MPa · %)	ESPESOR DE LÁMINA / RADIO DE FLEXIÓN MÍNIMA (FLEXIÓN C)	RELACIÓN DE FLEXIÓN EN DIRECCIÓN DE 45° / FLEXIÓN EN DIRECCIÓN C	RELACIÓN LÍMITE DE FATIGA	NOTA
58	0,28	670	16	75	50250	1,2	1,9	0,416	ACERO COMPARATIVO
59	0,26	405	30	70	28350	1,1	1,7	0,425	ACERO COMPARATIVO
60	0,27	650	21	50	32500	1,1	1,6	0,416	ACERO COMPARATIVO
61	0,12	662	33	133	88232	3,7	1,2	0,418	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
62	0,14	767	29	106	81282	3,3	1,3	0,416	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
63	0,12	499	38	189	94496	4,8	1,1	0,424	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
64	0,12	883	25	104	91850	4,5	1,2	0,414	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
65	0,14	657	26	145	94976	4,1	1,0	0,419	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
66	0,12	786	22	116	91176	4,0	1,4	0,416	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
67	0,12	615	28	149	91635	4,0	1,0	0,420	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
68	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								ACERO COMPARATIVO
69	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								ACERO COMPARATIVO
70	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								ACERO COMPARATIVO
71	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								ACERO COMPARATIVO
72	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								ACERO COMPARATIVO
73	0,35	791	12	42	33091	1,0	1,7	0,414	ACERO COMPARATIVO
74	0,29	934	8	23	21674	0,6	1,6	0,412	ACERO COMPARATIVO
75	0,12	549	28	145	79605	4,6	1,1	0,422	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
76	0,13	792	18	122	96624	3,3	1,2	0,416	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
77	0,18	896	17	110	98560	2,0	1,1	0,414	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
78	0,17	911	19	122	111142	2,0	1,2	0,414	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
79	0,16	593	31	160	94880	1,9	1,1	0,420	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
80	0,11	606	30	162	98172	1,8	1,3	0,420	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
81	0,14	470	35	170	79900	2,3	1,7	0,475	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
82	0,12	480	38	180	86400	4,6	1,8	0,475	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION

ES 2 637 662 T3

EJEMPLO NO,	DESVIACIÓN ESTÁNDAR DE DUREZA/ VALOR MEDIO DE DUREZA	TS (Mpa)	EI, (%)	λ (%)	TS \times λ (MPa · %)	ESPESOR DE LÁMINA / RADIO DE FLEXIÓN MÍNIMA (FLEXIÓN C)	RELACIÓN DE FLEXIÓN EN DIRECCIÓN DE 45° / FLEXIÓN EN DIRECCIÓN C	RELACIÓN LÍMITE DE FATIGA	NOTA
									INVENCION
83	0,15	630	27	155	97650	4,3	1,8	0,477	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
84	0,14	620	26	120	74400	1,8	1,7	0,475	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
85	0,16	620	29	125	77500	3,6	1,8	0,476	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
86	0,12	615	30	122	75030	3,8	1,9	0,473	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
87	0,12	680	30	130	88400	4,6	2,0	0,470	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
88	0,16	670	23	120	80400	2,1	1,9	0,473	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
89	0,14	650	23	130	84500	3,8	1,7	0,473	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
90	0,17	670	22	118	79060	1,9	1,6	0,474	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
91	0,18	790	19	121	95590	2,2	1,8	0,470	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
92	0,18	1050	18	90	94500	4,0	1,8	0,463	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
93	0,17	800	21	120	96000	3,6	1,7	0,469	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
94	0,16	795	20	135	107325	4,6	1,9	0,471	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
95	0,21	540	28	161	86940	2,0	1,6	0,476	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
96	0,23	830	15	126	104580	2,0	1,8	0,465	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
97	0,18	820	16	135	110700	3,1	1,7	0,469	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
98	0,15	630	24	160	100800	4,3	1,8	0,475	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
99	0,19	600	30	155	93000	4,6	1,9	0,474	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
100	0,18	805	12	50	40250	1,1	1,9	0,459	ACERO COMPARATIVO
101	0,19	730	13	40	29200	1,2	1,2	0,457	ACERO COMPARATIVO
102	0,50	440	32	75	33000	1,5	1,7	0,468	ACERO COMPARATIVO

ES 2 637 662 T3

EJEMPLO NO,	DESVIACIÓN ESTÁNDAR DE DUREZA/ VALOR MEDIO DE DUREZA	TS (Mpa)	EI, (%)	λ (%)	TS \times λ (MPa \cdot %)	ESPESOR DE LÁMINA / RADIO DE FLEXIÓN MÍNIMA (FLEXIÓN C)	RELACIÓN DE FLEXIÓN EN DIRECCIÓN DE 45° / FLEXIÓN EN DIRECCIÓN C	RELACIÓN LÍMITE DE FATIGA	NOTA
103	0,35	1050	13	35	36750	0,8	1,8	0,464	ACERO COMPARATIVO
104	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								ACERO COMPARATIVO
105	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								ACERO COMPARATIVO
106	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								ACERO COMPARATIVO
107	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								ACERO COMPARATIVO

[Tabla 14]

EJEMPLO NO.	ACERO	T1 (° C)	(1)	(2)	TAMANO DE GRANO DE AUSTENITA (μ m)	(3)	(4)	(5)
108	A	851	1	50	150	85	2	15
109	A	851	2	45/45	90	95	2	5
110	A	851	2	45/45	90	45	1	20
111	B	851	1	50	140	85	2	15
112	B	851	2	45/45	80	95	2	5
113	B	851	0	—	250	65	2	18
114	C	865	2	45/45	80	75	2	15
115	C	865	2	45/45	80	85	2	18
116	C	865	2	45/45	80	45	1	15
117	D	865	2	45/45	80	75	2	15
118	D	865	2	45/45	80	85	2	18
119	D	865	2	45/45	80	85	2	18
120	E	858	2	45/45	95	85	2	13
121	D	858	2	45/45	95	95	2	14
122	D	858	2	40/45	95	75	1	12
123	F	858	2	45/45	90	85	2	13
124	F	858	2	45/45	90	95	2	14
125	F	858	0	—	300	85	2	13
126	G	865	3	40/40/40	75	80	2	16
127	G	865	3	40/40/40	75	80	2	16
128	H	865	3	40/40/40	70	80	2	16
129	I	861	2	45/40	95	80	2	17
130	I	861	1	50	120	80	2	18
131	I	861	1	50	120	80	2	40
132	J	896	2	45/40	100	80	2	17
133	J	896	1	50	120	80	2	18
134	J	896	1	50	120	80	2	18
135	K	875	3	40/40/40	70	95	2	18
136	L	892	3	40/40/40	75	95	2	18
137	M	892	3	40/40/40	65	95	2	10
138	M	892	0	—	350	45	3	30
139	N	886	3	40/40/40	70	95	2	10
140	O	903	2	45/45	70	85	2	13
141	O	903	2	45/45	90	35	1	12
142	P	903	2	45/45	75	85	2	15
143	Q	852	2	45/45	80	80	2	10
144	R	852	2	45/45	75	85	2	10
145	S	851	2	45/45	80	85	2	12
146	T	853	2	45/45	80	95	2	12
147	U	880	2	45/45	75	85	2	12
148	V	868	2	45/45	85	80	2	12

ES 2 637 662 T3

EJEMPLO NO.	ACERO	T1 (° C)	(1)	(2)	TAMAÑO DE GRANO DE AUSTENITA (µm)	(3)	(4)	(5)	
149	W	851	2	45/45	85	80	2	12	
150	a	855	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE						
151	b	1376	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE						
152	c	851	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE						
153	d	1154	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE						
154	e	851	2	45/45	80	65	2	10	
155	f	854	2	45/45	80	70	2	10	
156	X	850	2	45/45	80	65	3	12	
157	Y	850	2	45/45	80	65	3	12	
158	Z	852	2	45/45	80	65	3	12	
159	AA	852	2	45/45	80	65	3	12	
160	AB	850	2	45/45	80	65	2	12	
161	AC	850	2	45/45	80	65	2	12	

(1) NÚMERO DE REDUCCIONES DE 40% O MAYOR A 1000° C HASTA 1200° C
 (2) REDUCCIÓN POR LAMINADO (%) DE 40% O MAYOR A 1000° C HASTA 1200° C
 (3) REDUCCIÓN POR LAMINADO TOTAL (%) A T1+30° C HASTA T1+200° C
 (4) NÚMERO (%) DE REDUCCIONES DE 30% O MAYOR A T1+30° C HASTA T1+200° C
 (5) INCREMENTO DE TEMPERATURA (° C) DURANTE LA REDUCCIÓN A T1+30° C HASTA T1+200° C

[Tabla 15]

EJEMPLO NO.	(1)	(2)	(3)	(4)	t1	2.5 × t1	(5)
108	0	935	40	45	0,57	1,41	0,5
109	0	892	35	60	1,74	4,35	1,4
110	0	930	30	25	1,08	2,69	0,9
111	0	935	40	45	0,57	1,42	0,1
112	0	891	35	60	1,77	4,44	1,1
113	0	850	30	35	3,14	7,84	2,5
114	0	945	37	38	0,76	1,90	0,5
115	0	920	31	54	1,54	3,86	0,9
116	0	1075	30	25	0,20	0,50	0,2
117	0	950	37	38	0,67	1,67	0,4
118	0	922	31	54	1,50	3,74	0,9
119	0	922	31	54	1,50	3,74	4,0
120	0	955	31	54	0,73	1,82	0,4
121	0	935	40	55	0,69	1,73	0,4
122	0	880	30	20	2,43	6,07	2,5
123	0	955	30	55	0,78	1,95	0,5
124	0	933	40	55	0,73	1,83	0,4
125	0	890	30	55	2,15	5,37	1,3
126	0	970	30	50	0,66	1,66	0,4
127	0	970	30	50	0,66	1,66	2,0
128	0	970	30	50	0,66	1,66	0,4
129	0	961	30	50	0,73	1,82	0,4
130	0	922	30	50	1,44	3,60	0,9
131	0	850	40	40	3,60	8,99	2,2
132	0	960	30	50	1,38	3,44	0,8
133	0	920	30	50	2,37	5,91	1,4
134	0	920	30	50	2,37	5,91	1,4
135	0	990	30	65	0,53	1,32	0,3
136	0	990	30	65	0,77	1,92	0,5
137	0	943	35	60	1,46	3,65	0,9
138	0	910	35	35	2,44	6,09	1,5
139	0	940	35	60	1,40	3,51	0,8
140	0	1012	40	45	0,25	0,63	0,2
141	0	880	30	25	3,92	9,79	2,4
142	0	985	40	45	0,61	1,52	0,4
143	0	957	40	40	0,29	0,72	0,2
144	0	967	35	50	0,33	0,83	0,2

ES 2 637 662 T3

EJEMPLO NO.	(1)	(2)	(3)	(4)	t1	2.5 × t1	(5)
145	0	996	40	45	0,14	0,36	0,1
146	0	958	40	55	0,29	0,72	0,2
147	0	985	35	50	0,44	1,11	0,3
148	0	973	40	40	0,29	0,73	0,2
149	0	956	40	40	0,29	0,73	0,2
150	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE						
151	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE						
152	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE						
153	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE						
154	0	956	35	30	0,44	1,11	0,3
155	0	919	35	35	1,14	2,84	0,7
156	0	950	35	35	0,51	1,28	0,5
157	0	950	35	35	0,52	1,29	0,5
158	0	950	35	35	0,53	1,33	0,5
159	0	950	35	35	0,53	1,33	0,5
160	0	950	35	35	0,51	1,28	0,5
161	0	950	35	35	0,51	1,28	0,5

(1) REDUCCIÓN TOTAL (%) AT T1° C HASTA MENOR QUE T1+30° C
(2) Tf : TEMPERATURA (° C) DESPUÉS DE LA PASADA FINAL. DE LA PASADA DE GRAN REDUCCIÓN
(3) P1: REDUCCIÓN POR LAMINADO (°) DURANTE LA PASADA FINAL DE LA PASADA DE GRAN REDUCCIÓN
(4) REDUCCIÓN POR LAMINADO (%) ONE PASS ANTES DE LA PASADA FINAL DE LA PASADA DE GRAN REDUCCIÓN
(5) t : TIEMPO DE ESPERA (s) DESDE EL FINAL DE LA PASADA DE GRAN REDUCCIÓN HASTA EL INICIO DEL ENFRIAMIENTO PRIMARIO

[Tabla 16]

EJEMPL O NO.	t/t1	(1)	TASA (° C/s) DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO	TEMPERATURA FINAL (° C) DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO	(2)	(° C)	(3)	DENSIDAD DE POLOS ALEATORIA DE RAYOS X DE {332}<113>
108	0,8	110	75	820	1,5	350	5,2	3,2
109	0,8	90	75	797	1,5	300	5,4	4,6
110	0,8	130	80	795	2,0	400	6,8	5,8
111	0,2	80	80	850	2,0	400	4,8	4,1
112	0,6	100	80	786	1,5	450	5,0	3,9
113	0,8	100	85	745	2,0	450	6,9	6,0
114	0,6	90	90	850	1,0	550	4,1	2,3
115	0,6	110	90	805	1,5	550	4,1	2,3
116	0,8	110	90	960	1,0	500	6,6	5,3
117	0,6	120	95	825	1,5	100	4,2	2,8
118	0,6	90	95	827	2,0	100	3,2	2,3
119	2,7	95	100	822	7,0	150	4,1	3,7
120	0,6	100	100	850	1,5	550	3,4	2,7
121	0,6	90	80	840	1,5	550	3,9	2,8
122	0,9	130	80	745	1,5	500	6,4	4,9
123	0,6	80	80	870	2,0	300	4,1	2,3
124	0,6	100	80	828	2,0	100	3,8	3,0
125	0,6	100	75	785	2,0	350	6,6	5,1
126	0,6	90	75	875	1,0	450	3,7	3,2
127	3,0	20	75	945	1,0	450	4,0	3,1
128	0,6	110	85	855	1,5	400	3,8	3,0
129	0,6	110	85	846	2,0	620	4,2	2,8
130	0,6	120	85	797	1,5	620	3,7	3,2
131	0,6	90	85	755	2,0	600	5,9	4,9
132	0,6	95	85	860	1,0	480	5,1	3,2
133	0,6	100	85	815	1,5	470	4,8	3,2
134	0,6	200	85	715	1,5	500	5,9	5,0
135	0,6	90	100	895	1,5	400	4,8	3,2

ES 2 637 662 T3

EJEMPL O NO.	t/t1	(1)	TASA (° C/s) DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO	TEMPERATURA FINAL (° C) DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO	(2)	(° C)	(3)	DENSIDAD DE POLOS ALEATORIA DE RAYOS X DE {332}<113>
136	0,6	90	100	895	1,5	400	3,9	4,2
137	0,6	130	100	808	1,5	500	5,2	3,2
138	0,6	80	100	825	2,0	550	<u>7,0</u>	<u>5,4</u>
139	0,6	100	110	835	1,5	600	4,9	3,5
140	0,6	100	100	907	2,0	600	4,1	2,3
141	0,6	90	80	785	2,0	600	<u>6,6</u>	<u>5,1</u>
142	0,6	110	80	870	1,0	100	3,8	3,0
143	0,6	110	80	842	1,5	650	4,2	2,8
144	0,6	120	90	842	1,5	500	3,7	3,2
145	0,6	90	95	901	1,5	550	4,2	2,8
146	0,6	95	95	858	2,0	500	3,7	3,2
147	0,6	100	95	880	1,0	600	4,2	3,1
148	0,7	100	95	868	1,0	550	5,1	3,2
149	0,7	100	95	851	1,0	550	4,8	3,2
150	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE							
151	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE							
152	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE							
153	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE							
154	0,6	100	90	851	1,5	550	<u>7,0</u>	<u>5,8</u>
155	0,6	100	90	814	1,0	500	<u>6,9</u>	<u>5,6</u>
156	1,0	100	75	845	2,0	500	4,8	3,2
157	1,0	100	75	845	2,0	500	5,1	3,2
158	0,9	100	75	845	2,0	500	4,8	3,2
159	0,9	100	75	845	2,0	500	3,9	4,2
160	1,0	100	75	845	2,0	500	5,2	3,2
161	1,0	100	75	845	2,0	500	5,4	4,6
(1) CAMBIO DE TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO (° C) DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO								
(2) TIEMPO (s) DESDE LA FINALIZACIÓN DEL ENFRIAMIENTO PRIMARIO HASTA EL INICIO DEL ENFRIAMIENTO SECUNDARIO								
(3) VALOR MEDIO DE DENSIDADES DE POLOS DEL GRUPO DE ORIENTACIÓN (1001<011> A (2231<110>								

[Tabla 17]

EJEMPLO NO.	rC	r30	rL	r60	RELACIÓN DE PAREA DE GRANO GRUESO (%)	TAMAÑO DE GRANO MEDIO EN VOLUMEN (µm)	FRACCIÓN DE GRANO EQUIAXIAL (%)	LADO DERECHO DE EXPRESIÓN 1	DUREZA DE FERRITA (Hv)
108	0,70	1,08	0,70	1,09	0,7	6,6	71	234	156
109	0,85	1,07	0,89	1,10	0,7	7,4	75	234	140
110	0,70	1,10	0,72	1,16	0,7	7,5	43	234	171
111	0,72	1,06	0,71	1,08	0,2	5,8	70	234	132
112	0,72	1,10	0,73	1,08	0,6	6,1	73	234	148
113	<u>0,65</u>	<u>1,15</u>	0,63	1,23	0,7	13,8	40	234	148
114	0,75	1,05	0,71	1,00	0,6	6,3	61	257	154
115	0,70	1,10	0,67	1,11	0,6	6,3	69	257	171
116	0,71	1,07	0,56	1,19	0,7	14,6	33	257	171
117	0,85	0,95	0,83	0,98	0,6	5,7	66	257	180
118	0,93	1,01	0,68	1,21	0,6	8,2	74	257	154
119	0,70	<u>1,15</u>	0,52	1,30	1,1	<u>15,7</u>	95	257	158
120	0,75	1,05	0,72	1,08	0,6	7,3	69	265	168
121	0,90	1,10	0,87	1,09	0,6	6,8	73	265	159
122	0,71	1,08	0,71	1,09	0,8	4,9	36	265	184
123	0,85	1,02	0,90	1,03	0,6	9,2	74	248	140
124	0,80	1,00	0,82	1,01	0,6	7,1	78	248	157

ES 2 637 662 T3

EJEMPLO NO.	rC	r30	rL	r60	RELACIÓN DE PAREA DE GRANO GRUESO (%)	TAMAÑO DE GRANO MEDIO EN VOLUMEN (µm)	FRACCIÓN DE GRANO EQUIAXIAL (%)	LADO DERECHO DE EXPRESIÓN 1	DUREZA DE FERRITA (Hv)
125	0,70	1,18	0,71	1,20	0,6	13,3	49	248	157
126	0,88	1,05	0,94	1,00	0,6	7,2	63	257	154
127	0,74	1,20	0,72	1,23	1,1	17,6	63	257	94
128	0,90	1,10	0,87	1,09	0,6	7,1	68	289	193
129	0,92	1,09	0,90	1,00	0,6	7,8	73	275	183
130	0,74	1,07	0,69	1,20	0,6	6,0	68	275	182
131	0,70	1,09	0,71	1,08	0,6	6,5	55	275	165
132	0,72	1,06	0,71	1,08	0,6	6,9	63	315	174
133	0,72	1,10	0,73	1,08	0,6	6,9	68	315	180
134	0,71	1,10	0,68	1,15	0,6	4,9	51	315	335
135	0,92	1,09	0,69	1,14	0,6	8,3	73	274	164
136	0,73	0,99	0,64	1,18	0,6	8,3	73	291	175
137	0,94	1,08	0,96	1,09	0,6	5,3	73	294	186
138	0,65	1,22	0,52	1,30	0,6	14,1	41	294	167
139	0,93	1,10	0,90	1,10	0,6	6,7	73	298	188
140	0,74	0,98	0,73	0,99	0,6	8,2	74	284	180
141	0,70	1,10	0,71	1,19	0,6	7,7	38	284	170
142	0,93	1,10	0,90	1,10	0,6	5,6	64	284	179
143	0,74	0,98	0,73	0,99	0,6	6,1	68	249	166
144	0,92	1,09	0,94	1,09	0,6	6,1	69	273	181
145	0,75	1,05	0,72	1,08	0,6	7,6	69	258	155
146	0,90	1,10	0,87	1,09	0,6	7,7	78	236	146
147	0,92	1,09	0,90	1,00	0,6	6,4	64	268	170
148	0,74	1,07	0,72	1,09	0,7	5,9	63	294	186
149	0,88	1,08	0,92	1,02	0,7	5,7	63	240	152
150	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								
151	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								
152	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								
153	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								
154	0,65	1,25	0,56	1,19	0,6	2,4	68	313	355
155	0,68	1,18	0,65	1,15	0,6	1,4	30	313	199
156	0,72	1,06	0,75	1,10	0,8	6,0	75	291	211
157	0,93	1,10	0,90	1,10	0,8	6,5	70	277	197
158	0,74	0,98	0,73	0,99	0,8	6,9	64	257	177
159	0,92	1,09	0,94	1,09	0,8	6,9	80	280	200
160	0,73	0,99	0,70	1,10	0,8	4,9	66	245	165
161	0,94	1,08	0,96	1,09	0,8	8,3	71	264	184

[Tabla 18]

EJEMPLO NO.	DESVIACIÓN ESTÁNDAR DE DUREZA/ VALOR MEDIO DE DUREZA	TS (Mpa)	EI, (%)	λ (%)	TS × λ (MPA · %)	ESPESOR DE LÁMINA / RADIO DE FLEXIÓN MÍNIMA (FLEXIÓN C)	RELACIÓN DE FLEXIÓN EN DIRECCIÓN DE 45° / FLEXIÓN EN DIRECCIÓN C	RELACIÓN LÍMITE DE FATIGA	NOTA
108	0,11	612	31	136	83149	3,6	1,7	0,472	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
109	0,14	632	30	159	100623	3,6	1,9	0,469	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
110	0,21	602	24	87	52403	0,8	2,3	0,470	ACERO

ES 2 637 662 T3

EJEMPLO NO.	DESVIACIÓN ESTÁNDAR DE DUREZA/ VALOR MEDIO DE DUREZA	TS (Mpa)	EI, (%)	λ (%)	TS \times λ (MPA \cdot %)	ESPESOR DE LÁMINA / RADIO DE FLEXIÓN MÍNIMA (FLEXIÓN C)	RELACIÓN DE FLEXIÓN EN DIRECCIÓN DE 45° / FLEXIÓN EN DIRECCIÓN C	RELACIÓN LÍMITE DE FATIGA	NOTA
									COMPARATIVO
111	0,12	648	29	139	89910	3,5	1,7	0,472	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
112	0,14	638	32	143	91312	3,9	1,8	0,472	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
113	0,24	598	22	98	58636	0,8	1,9	0,462	ACERO COMPARATIVO
114	0,14	575	30	169	97520	4,7	2,0	0,475	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
115	0,17	575	33	149	85757	1,8	1,7	0,475	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
116	0,17	591	18	79	46724	2,0	2,4	0,462	ACERO COMPARATIVO
117	0,14	910	19	89	81029	3,4	2,1	0,463	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
118	0,17	905	16	104	94055	3,5	2,0	0,459	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
119	0,33	890	12	77	68564	1,3	1,1	0,414	ACERO COMPARATIVO
120	0,17	589	29	153	90070	2,9	1,8	0,471	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
121	0,12	588	31	162	95090	4,4	1,7	0,473	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
122	0,25	592	21	95	56225	1,6	1,7	0,478	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
123	0,17	869	20	125	108658	5,8	1,9	0,459	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
124	0,15	1100	15	96	105600	5,8	1,6	0,457	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
125	0,29	899	10	46	41591	0,8	2,1	0,455	ACERO COMPARATIVO
126	0,17	788	22	130	102828	4,7	1,9	0,464	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION

ES 2 637 662 T3

EJEMPLO NO.	DESVIACIÓN ESTÁNDAR DE DUREZA/ VALOR MEDIO DE DUREZA	TS (Mpa)	EI, (%)	λ (%)	TS \times λ (MPA \cdot %)	ESPESOR DE LÁMINA / RADIO DE FLEXIÓN MÍNIMA (FLEXIÓN C)	RELACIÓN DE FLEXIÓN EN DIRECCIÓN DE 45° / FLEXIÓN EN DIRECCIÓN C	RELACIÓN LÍMITE DE FATIGA	NOTA
127	0,23	788	17	99	78011	1,3	1,2	0,415	ACERO COMPARATIVO
128	0,17	973	17	84	81741	3,8	2,0	0,459	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
129	0,17	564	34	152	85552	3,8	2,1	0,472	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
130	0,17	554	34	142	78758	1,7	2,1	0,477	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
131	0,20	576	28	85	48992	1,8	2,0	0,474	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
132	0,17	721	28	129	93227	4,1	1,9	0,466	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
133	0,17	716	28	122	87137	3,8	1,8	0,466	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
134	0,17	711	20	83	58760	1,7	1,9	0,472	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
135	0,17	1286	17	65	83562	1,8	1,8	0,453	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
136	0,18	1104	20	79	87229	1,9	1,7	0,456	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
137	0,15	745	23	114	84918	3,0	2,0	0,469	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
138	0,24	775	17	65	50464	0,7	2,1	0,457	ACERO COMPARATIVO
139	0,15	991	17	87	86246	4,1	1,9	0,459	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
140	0,12	811	21	119	96817	4,6	1,8	0,462	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
141	0,17	791	14	65	51330	1,2	2,1	0,463	ACERO COMPARATIVO
142	0,12	1391	12	58	80652	3,6	2,0	0,455	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE

ES 2 637 662 T3

EJEMPLO NO.	DESVIACIÓN ESTÁNDAR DE DUREZA/ VALOR MEDIO DE DUREZA	TS (Mpa)	EI, (%)	λ (%)	TS \times λ (MPA \cdot %)	ESPESOR DE LÁMINA / RADIO DE FLEXIÓN MÍNIMA (FLEXIÓN C)	RELACIÓN DE FLEXIÓN EN DIRECCIÓN DE 45° / FLEXIÓN EN DIRECCIÓN C	RELACIÓN LÍMITE DE FATIGA	NOTA
									INVENCION
143	0,12	662	33	133	88232	3,7	1,7	0,471	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
144	0,14	767	29	106	81282	3,3	1,6	0,466	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
145	0,12	499	38	189	94496	4,8	1,8	0,476	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
146	0,12	883	25	104	91850	4,5	1,8	0,460	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
147	0,14	657	26	145	94976	4,1	1,7	0,470	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
148	0,12	786	22	116	91176	4,0	1,9	0,466	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
149	0,12	615	28	149	91635	4,0	1,8	0,474	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
150	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								ACERO COMPARATIVO
151	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								ACERO COMPARATIVO
152	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								ACERO COMPARATIVO
153	AGRIETAMIENTO DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE								ACERO COMPARATIVO
154	0,35	806	11	34	27404	1,0	2,1	0,480	ACERO COMPARATIVO
155	0,17	941	7	20	18820	0,6	2,2	0,486	ACERO COMPARATIVO
156	0,12	492	36	180	88560	4,0	2,0	0,482	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
157	0,14	620	28	161	99820	3,5	1,8	0,472	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
158	0,13	845	19	118	99710	2,9	1,8	0,463	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
159	0,12	956	16	88	84128	2,4	1,7	0,460	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION

ES 2 637 662 T3

EJEMPLO NO.	DESVIACIÓN ESTÁNDAR DE DUREZA/ VALOR MEDIO DE DUREZA	TS (Mpa)	EI, (%)	λ (%)	TS \times λ (MPA \cdot %)	ESPEJOR DE LÁMINA / RADIO DE FLEXIÓN MÍNIMA (FLEXIÓN C)	RELACIÓN DE FLEXIÓN EN DIRECCIÓN DE 45° / FLEXIÓN EN DIRECCIÓN C	RELACIÓN LÍMITE DE FATIGA	NOTA
160	0,12	546	30	148	80808	3,8	1,9	0,481	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION
161	0,11	651	29	150	97650	3,4	1,8	0,467	ACERO DE ACUERDO A LA PRESENTE INVENCION

REIVINDICACIONES

1. Una hoja de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene una resistencia a la tracción mayor que o igual a 440 MPa, que consiste en, en % en masa,

- 5 C: un contenido [C] de 0,0001% a 0,40%,
 Si: un contenido [Si] de 0,001% a 2,5%,
 Mn: un contenido [Mn] de 0,001% a 4,0%,
 P: un contenido [P] de 0,001% a 0,15%,
 10 S: un contenido [S] de 0,0005% a 0,10%,
 Al: un contenido [Al] de 0,001% a 2,0%,
 N: un contenido [N] de 0,0005% a 0,01%,
 O: un contenido [O] de 0,0005% a 0,01%, opcionalmente uno o más seleccionados de un grupo que consiste en, en % en masa,
 15 Ti: un contenido [Ti] de 0,001% a 0,20%,
 Nb: un contenido [Nb] de 0,001% a 0,20%,
 V: un contenido [V] de 0,001% a 1,0%,
 W: un contenido [W] de 0,001% a 1,0%,
 B: un contenido [B] de 0,0001% a 0,0050%,
 20 Mo: un contenido [Mo] de 0,001% a 2,0%,
 Cr: un contenido [Cr] de 0,001% a 2,0%,
 Cu: un contenido [Cu] de 0,001% a 2,0%,
 Ni: un contenido [Ni] de 0,001% a 2,0%,
 Co: un contenido [Co] de 0,0001% a 1,0%,
 25 Sn: un contenido [Sn] de 0,0001% a 0,2%,
 Zr: un contenido [Zr] de 0,0001% a 0,2%,
 As: un contenido [As] de 0,0001% a 0,50%,
 Mg: un contenido [Mg] de 0,0001% a 0,010%,
 Ca: un contenido [Ca] de 0,0001% a 0,010%, y
 30 REM: un contenido [REM] de 0,0001% a 0,1%, y

un resto que consiste en hierro e impurezas inevitables,

en la que los granos de cristal están presentes en una estructura metalográfica de la hoja de acero;

- 35 un valor medio de densidades de polos de un grupo de orientación $\{100\}\langle 011\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$, que está representado por una media aritmética de densidades de polos de orientaciones $\{100\}\langle 011\rangle$, $\{116\}\langle 110\rangle$, $\{114\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$, y $\{223\}\langle 110\rangle$ en una porción central de espesor de un intervalo de espesor de 5/8 a 3/8 desde una superficie de la hoja de acero, es 1,0 a 6,5 y una densidad de polos de una orientación de cristal $\{332\}\langle 113\rangle$ es 1,0 a 5,0; y
 40 un valor Lankford rC en una dirección perpendicular a la dirección de laminado es 0,70 a 1,10 y un valor Lankford r30 en una dirección que forma 30Econ. respecto a la dirección de laminado es 0,70 a 1,10.

2. La hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a la reivindicación 1, en la que un tamaño de grano promedio en volumen de los granos de cristal es 2 μm a 15 μm .

- 45 3. La hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a la reivindicación 1, en la que el valor medio de las densidades de polos del grupo de orientación $\{100\}\langle 011\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$ es 1,0 a 5,0 y la densidad de polos de la orientación de cristal $\{332\}\langle 113\rangle$ es 1,0 a 4,0.

- 50 4. La hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a la reivindicación 3, en la que una relación de área de granos de cristal gruesos que tienen un tamaño de grano mayor que 35 μm y los granos de cristal en la estructura metalográfica de la hoja de acero es 0% a 10%.

- 55 5. La hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, en la que un valor Lankford rL en la dirección de laminado es 0,70 a 1,10 y un valor Lankford r60 en una dirección que forma 60° con respecto a la dirección de laminado es 0,70 a 1,10.

- 60 6. La hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, en la que cuando una longitud de los granos de cristal en la dirección de laminado se define como dL y una longitud de los granos de cristal en una dirección de espesor se define como dt, una relación de área de los granos de cristal que tiene un valor de 3,0 o menos, que se obtiene dividiendo la longitud dL en la dirección de laminado por una longitud dt en la dirección de espesor, y los granos de cristal en la estructura metalográfica de la hoja de acero es 50% a 100%.

- 65 7. La hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, en la que una fase de ferrita está presente en la estructura metalográfica de la hoja de acero y una dureza Vickers Hv de la fase de ferrita satisface una siguiente expresión 1.

$$Hv < 200 + 30 \times [Si] + 2 \times [Mn] + 270 \times [P] + 78 \times [Nb]^{1/2} + 108 \times [Ti]^{1/2} \quad \dots \text{(Expresión 1)}$$

8. La hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, en la que, cuando una fase que tiene una fracción de fase más alta en la estructura metalográfica de la hoja de acero se define como una fase primaria y la dureza de la fase primaria se mide en 100 o más puntos, un valor que se obtiene dividiendo una desviación estándar de la dureza por un valor medio de la dureza, es menor que o igual a 0,2.
9. Un procedimiento para producir una hoja de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene una resistencia a la tracción mayor que o igual a 440 MPa de acuerdo a la reivindicación 1, que comprende:

realizar un primer laminado en caliente que reduce un lingote de acero o una chapa que consiste en, en % en masa,

C: un contenido [C] de 0,0001% a 0,40%,
 Si: un contenido [Si] de 0,001% a 2,5%,
 Mn: un contenido [Mn] de 0,001% a 4,0%,
 P: un contenido [P] de 0,001% a 0,15%,
 S: un contenido [S] de 0,0005% a 0,10%,
 Al: un contenido [Al] de 0,001% a 2,0%,
 N: un contenido [N] de 0,0005% a 0,01%,
 O: un contenido [O] de 0,0005% a 0,01%, opcionalmente uno o más seleccionados de, en % en masa,
 Ti: un contenido [Ti] de 0,001% a 0,20%,
 Nb: un contenido [Nb] de 0,001% a 0,20%,
 V: un contenido [V] de 0,001% a 1,0%,
 W: un contenido [W] de 0,001% a 1,0%,
 B: un contenido [B] de 0,0001% a 0,0050%,
 Mo: un contenido [Mo] de 0,001% a 2,0%,
 Cr: un contenido [Cr] de 0,001% a 2,0%,
 Cu: un contenido [Cu] de 0,001% a 2,0%,
 Ni: un contenido [Ni] de 0,001% a 2,0%,
 Co: un contenido [Co] de 0,0001% a 1,0%,
 Sn: un contenido [Sn] de 0,0001% a 0,2%,
 Zr: un contenido [Zr] de 0,0001% a 0,2%,
 As: un contenido [As] de 0,0001% a 0,50%,
 Mg: un contenido [Mg] de 0,0001% a 0,010%,
 Ca: un contenido [Ca] de 0,0001% a 0,010%, y
 REM: un contenido [REM] de 0,0001% a 0,1%, y
 un resto que consiste en hierro e impurezas inevitables,
 y que incluye al menos una pasada a una reducción por laminado de 40% o mayor en un intervalo de temperatura de 1000° C a 1200° C para controlar que un tamaño de grano de austenita sea menor que o igual a 200 µm;
 realizar un segundo laminado en caliente en el que, cuando una temperatura determinada por los componentes de la hoja de acero de acuerdo a una siguiente expresión 2 está representada por T1° C, una reducción por laminado total es mayor que o igual a 50% en un intervalo de temperatura de (T1+30)° C a (T1+200)° C;
 realizar opcionalmente un tercer laminado en caliente en el que una reducción por laminado total es inferior a o igual a 30% en un intervalo de temperatura de T1° C a menos que (T1+30)° C;
 terminar los laminados en caliente a T1° C o mayor; y
 realizar un enfriamiento primario entre los soportes de laminado tal como, cuando una pasada de una reducción de laminado de 30% o más en el intervalo de temperatura de (T1 + 30)° C a (T1 + 200)° C se define como una pasada de reducción grande, un tiempo de espera t (segundo) desde una finalización de la pasada final de una pasada de gran reducción hasta el comienzo del enfriamiento satisface una siguiente expresión 3,
 en la que en el segundo laminado en caliente del intervalo de temperatura de (T1+30)° C a (T1+200)° C, la reducción se realiza al menos una vez en una pasada a una reducción por laminado de 30% o mayor, en la que una temperatura de la hoja de acero en el momento de la finalización del enfriamiento en el enfriamiento primario es menor que o igual a (T1+100)° C, y
 en la que un enfriamiento secundario comienza después de la pasada a través de un soporte de laminado final y dentro de 10 segundos desde la finalización del enfriamiento primario.

$$T1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] + 350 \times [Nb] + 250 \times [Ti] + 40 \times [B] + 10 \times [Cr] + 100 \times [Mo] + 100 \times [V] \quad \dots \text{(Expresión 2)}$$

$$t \leq t_1 \times 2,5 \dots \text{(Expresión 3)}$$

(en la que t1 está representada por una siguiente expresión 4)

$$T1=0,001x((Tf-Tl)x P1/100)^2-0,109x ((Tf-T1)x P1/100)+3,1 \dots \text{(Expresión 4)}$$

(en la que Tf representa la temperatura (° C) de la hoja de acero en el momento de la finalización de la pasada final, y P1 representa la reducción por laminado (%) durante la pasada final)

5 10. El procedimiento para producir una hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a la reivindicación 9, en la que el tiempo de espera t (segundo) además satisface una siguiente expresión 5.

$$t < t1 \dots \text{(Expresión 5)}$$

10 11. El procedimiento para producir una hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a la reivindicación 9, en la que el tiempo de espera t (segundo) además satisface una siguiente expresión 6.

$$t1 \leq t \leq t1 \times 2,5 \dots \text{(Expresión 6)}$$

15 12. El procedimiento para producir una hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a una cualquiera de las reivindicaciones 9 a 11, en la que un cambio de la temperatura de enfriamiento, que es una diferencia entre una temperatura de la hoja de acero en un tiempo de un inicio del enfriamiento y una temperatura de la hoja de acero en el momento de la finalización del enfriamiento en el enfriamiento primario, es 40° C a 140° C.

20 13. El procedimiento para producir una hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a una cualquiera de las reivindicaciones 9 a 11, en la que en el primer laminado en caliente, la reducción se lleva a cabo al menos dos veces a una reducción por laminado de 40% o mayor para controlar que un tamaño de grano de austenita sea menor que o igual a 100 µm.

25 14. El procedimiento para producir una hoja de acero laminada en caliente de acuerdo a una cualquiera de las reivindicaciones 9 a 11, en la que en el segundo laminado en caliente, un incremento en la temperatura de la hoja de acero entre las pasadas es menor que o igual a 18° C.

30

FIG. 1

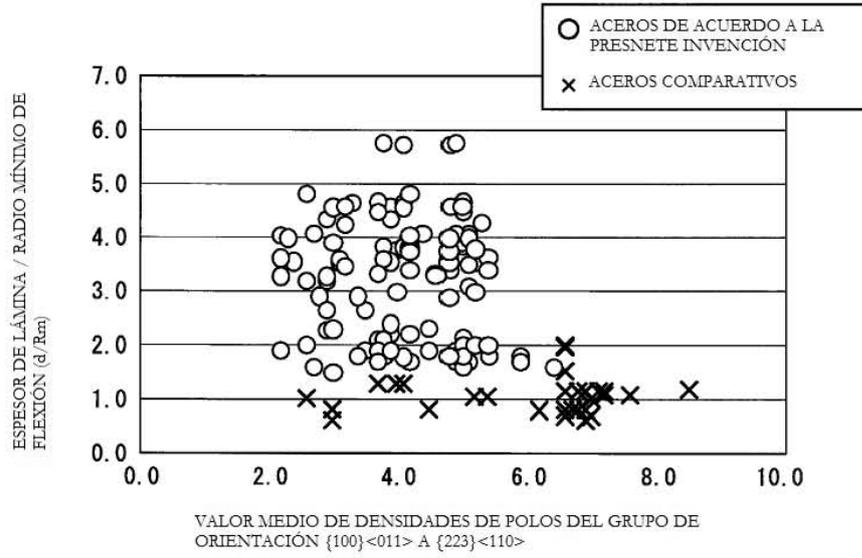


FIG. 2

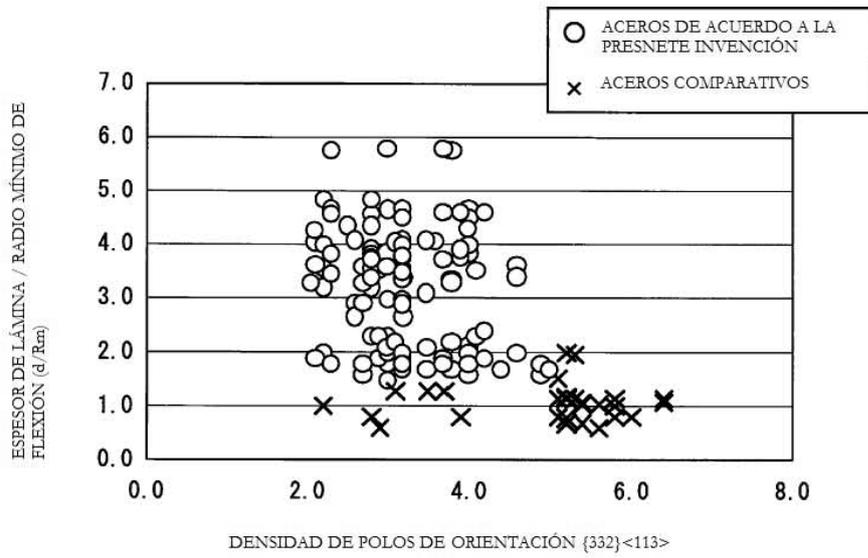


FIG. 3

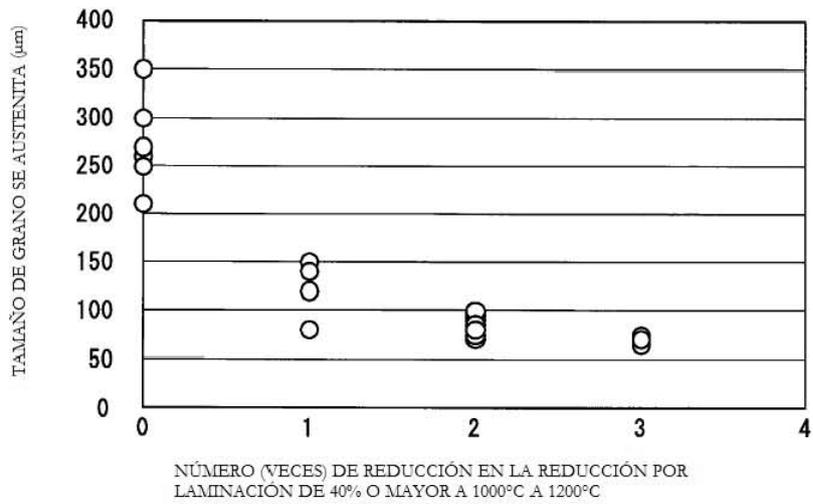


FIG. 4

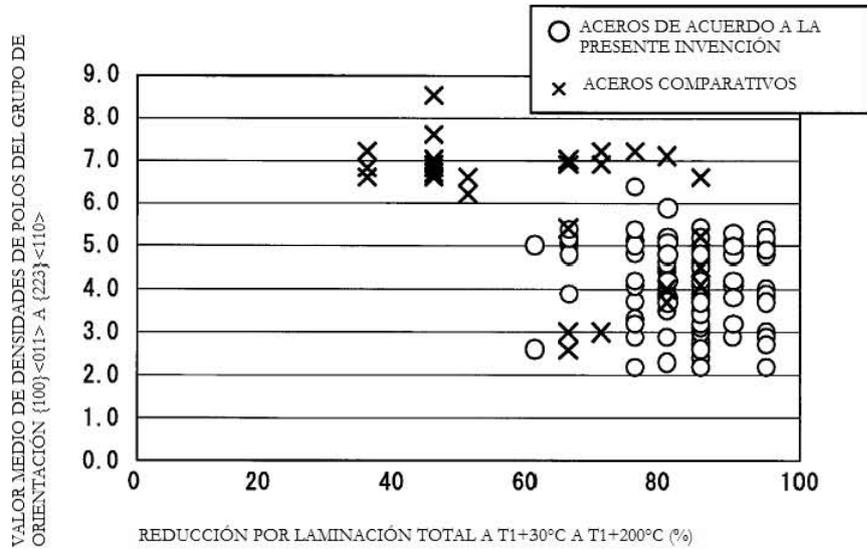


FIG. 5

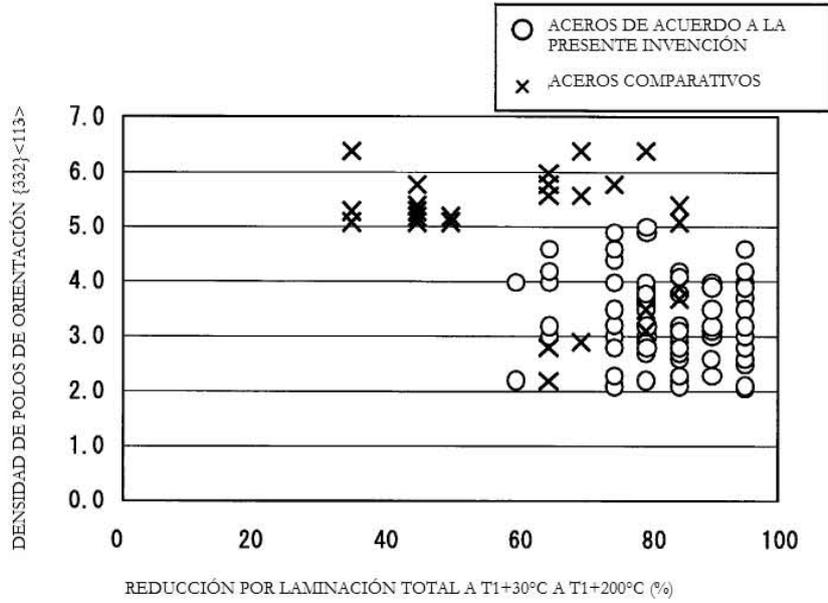


FIG. 6

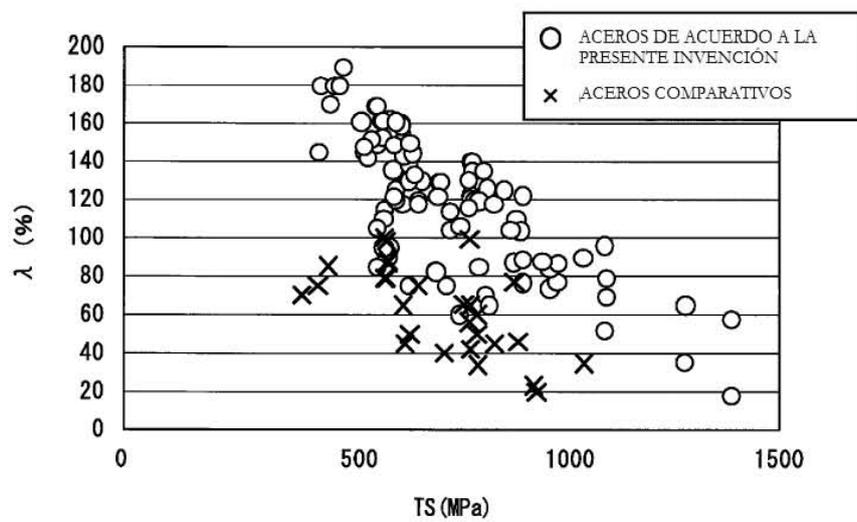


FIG. 7

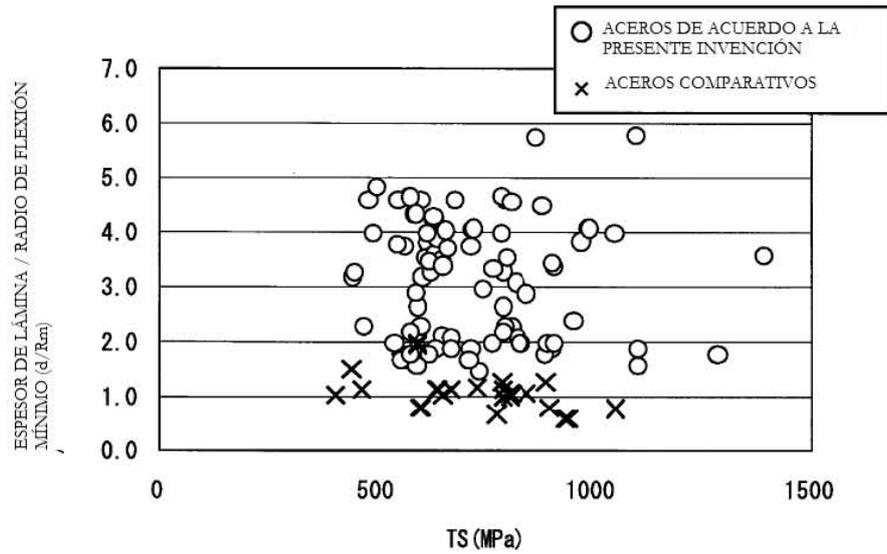


FIG. 8

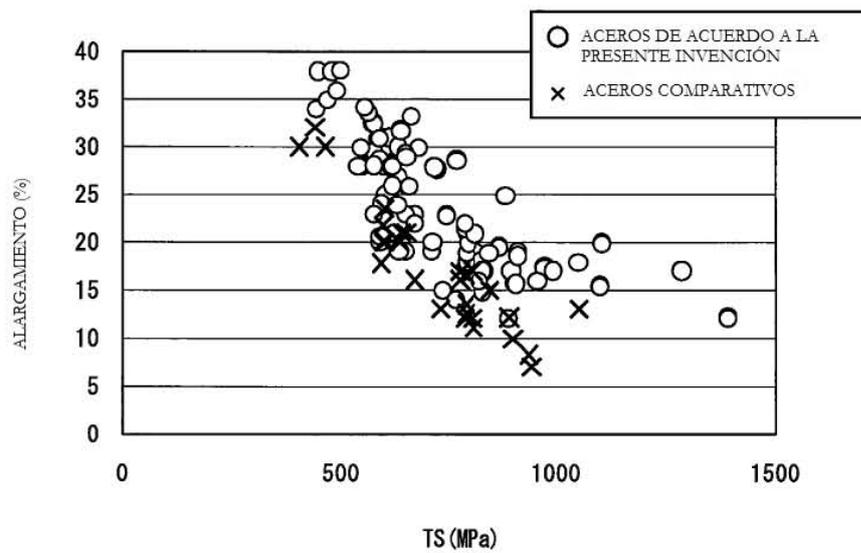


FIG. 9

