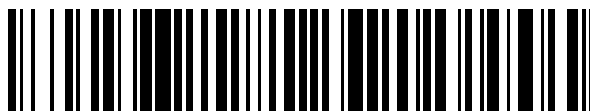


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 714 302**

51 Int. Cl.:

B21B 1/26	(2006.01)
B21B 3/00	(2006.01)
C21D 9/48	(2006.01)
C21D 8/04	(2006.01)
C22C 38/00	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)
C22C 38/12	(2006.01)
C22C 38/14	(2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **27.07.2012 PCT/JP2012/069259**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **31.01.2013 WO13015428**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **27.07.2012 E 12817554 (4)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **19.12.2018 EP 2738274**

54 Título: **Chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión, y un método fabricación de dicha chapa**

30 Prioridad:

27.07.2011 JP 2011164383

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
28.05.2019

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**SHUTO, HIROSHI;
FUJITA, NOBUHIRO;
YOKOI, TATSUO;
OKAMOTO, RIKI;
NAKANO, KAZUAKI y
WATANABE, SHINICHIRO**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 714 302 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

Chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión, y un método fabricación de dicha chapa

Campo técnico

5 La presente invención se refiere a una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión, y un método fabricación de dicha chapa.

Antecedentes de la técnica

10 Para reducir las emisiones de gas dióxido de carbono de los automóviles, se ha promovido una reducción en el peso de la carrocería de los automóviles utilizando chapas de acero de alta resistencia. Además, para mejorar también la seguridad de un pasajero, se ha utilizado cada vez más una chapa de acero de alta resistencia para una carrocería de automóvil, además de una chapa de acero blando. Para promover en mayor medida la reducción en el peso de la carrocería de los automóviles de ahora en adelante, es necesario aumentar el nivel de resistencia al uso de una chapa de acero de alta resistencia más de lo convencional. Sin embargo, cuando se utiliza una chapa de acero de alta resistencia para una pieza de panel externo, a menudo se aplica corte, troquelado y similares. Además, cuando se utiliza una chapa de acero de alta resistencia para una pieza de la carrocería inferior, a menudo se aplican métodos de trabajo acompañados por cizalladura como perforación, lo que tiene como resultado en la necesidad de una chapa de acero que tenga una excelente perforabilidad de precisión. Además, también se realizan cada vez más trabajos como el desbarbado después de la cizalladura, de manera que la abocardabilidad también es una propiedad importante relacionada con el trabajo. Sin embargo, cuando aumenta la resistencia de una chapa de acero en general, la precisión de perforación disminuye y la abocardabilidad también disminuye.

15 Con respecto a la perforabilidad de precisión, como en los Documentos de patente 1 y 2, se describe que la perforación se realiza en un estado blando y se logra alcanzar una alta resistencia mediante el tratamiento térmico y la carburización, pero se prolonga el proceso de fabricación, lo que causa un aumento en el coste. Por otra parte, como en el Documento de patente 3, también se describe un método para mejorar la perforabilidad de precisión mediante la esferoidización de la cementita mediante recocido, pero no se tienen en cuenta en absoluto el logro de la abocardabilidad que es importante para trabajar la carrocería de automóviles y similares ni la perforabilidad de precisión.

20 Con respecto a la abocardabilidad para lograr una alta resistencia, también se describe un método de control de la estructura metálica de la chapa de acero para mejorar la elongación local, y el Documento no de patente 1 describe que controlar las inclusiones, hacer las estructuras uniformes, y disminuir en mayor medida la diferencia de dureza entre estructuras son eficaces para la capacidad de doblado y abocardabilidad. Además, el Documento no de patente 2 describe un método por el cual se controla la temperatura de acabado del laminado en caliente, una tasa de reducción y un intervalo de temperatura de acabado por rodillos, se promueve la recristalización de austenita, se suprime el desarrollo de una textura por rodillos, y se aleatorizan las orientaciones de los cristales, para mejorar entonces la resistencia, ductilidad y abocardabilidad.

25 A partir de los Documentos que no son de patente 1 y 2 se puede concebir que la estructura metálica y la textura por rodillos se uniforman, lo que posibilita la mejora de la abocardabilidad, pero no se tiene en cuenta el logro de la perforabilidad de precisión y la abocardabilidad. Documento de la técnica anterior

Documento de patente

30 Documento de patente 1: Publicación de Patente Japonesa No. H3-2942

Documento de patente 2: Publicación de Patente Japonesa No. H5-14764

Documento de patente 3: Publicación de Patente Japonesa No. H2-19173

Además, la patente europea EP-A-2700728 y JP 2009/263718 describen chapas de acero de alta resistencia y métodos para fabricarlas.

35 Documento no de patente

Documento no de patente 1: K. Sugimoto et al., [ISIJ International] (2000) Vol. 40, p. 920

Documento no de patente 2: Kishida, [Nippon Steel Technical Report] (1999) No. 371, p. 13

Descripción de la invención

Problemas que ha de resolver la invención

5 Por lo tanto, la presente invención se concibe en consideración de los problemas arriba descritos, y tiene por objeto proporcionar una chapa de acero laminado en frío que tenga una alta resistencia y que tenga una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión, y un método de fabricación capaz de fabricar la chapa de acero de manera estable y económica.

Métodos para resolver los problemas

10 Los presentes inventores optimizaron los componentes y las condiciones de fabricación de una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia y controlaron las estructuras de la chapa de acero, para entonces tener éxito en la fabricación de una chapa de acero que tenga excelente resistencia, abocardabilidad y perforabilidad de precisión. La invención se define en las reivindicaciones, y además se describe lo siguiente:

[1]

Una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión contiene:

15 en % de masa,

C: más de 0,01% hasta 0,4% o menos;

Si: no menos de 0,001% ni más de 2,5%;

Mn: no menos de 0,001% ni más de 4%;

P: 0,001 a 0,15% o menos;

20 S: 0,0005 a 0,03% o menos;

Al: no menos de 0,001% ni más de 2%;

N: 0,0005 a 0,01% o menos; y

25 un resto estando compuesto de hierro e impurezas inevitables, en donde un intervalo de 5/8 a 3/8 de espesor de chapa desde la superficie de la chapa de acero, un valor promedio de densidades de polo del grupo de orientación $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ representado por las respectivas orientaciones de cristales de $\{100\}\langle 011 \rangle$, $\{116\}\langle 110 \rangle$, $\{114\}\langle 110 \rangle$, $\{113\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$, $\{335\}\langle 110 \rangle$, y $\{223\}\langle 110 \rangle$ de 6,5 o menos, y una densidad de polo de la orientación de cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ de 5,0 o menos, y una estructura metálica que contiene, en términos de proporción de área, más de 5% de perlita, la suma de bainita y martensita limitada a menos del 5%, y un resto compuesto por ferrita.

30 [2]

La chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según [1], en donde, además, la dureza Vickers de una fase de perlita es no menor que 150 HV y no más de 300 JV.

[3]

35 La chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según [1], en donde, además, un valor r en una dirección perpendicular a una dirección de laminado (rC) es 0,70 o más, un valor r en una dirección a 30° de la dirección de laminado (r30) es 1,10 o menos, un valor r en la dirección de laminado (rL) es 0,70 o más, y un valor r en una dirección a 60° de la dirección de laminado (r60) es 1,10 o menos.

40 [4]

La chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según [1] contiene:

Un tipo o dos tipos o más de

en % de masa,

45 Ti: no menos de 0,001% ni más de 0,2%,

Nb: no menos de 0,001% ni más de 0,2%,

- B: no menos de 0,0001% ni más de 0,005%,
Mg: no menos de 0,0001% ni más de 0,01%,
Rem: no menos de 0,0001% ni más de 0,1%,
Ca: no menos de 0,0001% ni más de 0,01%,
5 Mo: no menos de 0,001% ni más de 1%,
Cr: no menos de 0,001% ni más de 2%,
V: no menos de 0,001% ni más de 1%,
Ni: no menos de 0,001% ni más de 2%,
Cu: no menos de 0,001% ni más de 2%,
10 Zr: no menos de 0,0001% ni más de 0,2%,
W: no menos de 0,001% ni más de 1%,
As: no menos de 0,0001% ni más de 0,5%,
Co: no menos de 0,0001% ni más de 1%,
Sn: no menos de 0,0001% ni más de 0,2%,
15 Pb: no menos de 0,001% ni más de 0,1%,
Y: no menos de 0,001% ni más de 0,1% y Hf: no menos de 0,001% ni más de 0,1%.

[5]

- 20 La chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según [1], en donde, además, cuando la chapa de acero cuyo espesor de chapa se ve reducido a 1,2 mm con una porción central de espesor de chapa establecida como el centro se perfora mediante perforadora circular con Φ 10 mm y un troquel circular con 1% de espacio libre, un porcentaje de superficie de cizalladura de una superficie de borde perforado se convierte en 90% o más.

[6]

- 25 La chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según [1], en donde, en la superficie, se proporciona una capa galvanizada por inmersión en caliente o una capa aleada galvanizada en caliente.

[7]

- 30 Un método de fabricación de una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión incluye:

En una palanquilla de acero que contiene:

en % de masa,

C: más de 0,01% hasta 0,4% o menos;

Si: no menos de 0,001% ni más de 2,5%;

- 35 Mn: no menos de 0,001% ni más de 4%;

P: 0,001 a 0,15% o menos;

S: 0,0005 a 0,03% o menos;

Al: no menos de 0,001% ni más de 2%;

N: 0,0005 a 0,01% o menos; y

- 40 un resto compuesto de hierro e impurezas inevitables,

ES 2 714 302 T3

- 5 realizar un primer laminado en caliente en donde laminar a una tasa de reducción del 40% o más se realiza una vez o más en un intervalo de temperatura de no menos de 1000°C y no más de 1200°C; establecer un diámetro de grano de austenita a 200 µm o menos mediante el primer laminado en caliente; realizar un segundo laminado en caliente en donde se realiza el laminado a una tasa de reducción del 30% o más en una pasada al menos una vez en una región de temperatura no menor que una temperatura T1 determinada por la Expresión (1) a continuación + 30°C y no mayor que T1 + 200°C;
- 10 establecer la tasa total de reducción en el segundo laminado en caliente a 50% o más; realizar la reducción final a una tasa de reducción de 30% o más en el segundo laminado en caliente y luego iniciar un enfriamiento previo al laminado en frío de manera tal que un tiempo de espera t segundos satisfaga la Expresión (2) a continuación; establecer una velocidad media de enfriamiento en el enfriamiento previo al laminado en frío a 50°C/segundo o más y establecer un cambio de temperatura para que caiga dentro de un intervalo no menor que 40°C y no mayor que 140°C; realizar el laminado en frío a una tasa de reducción de no menos del 40% y no más del 80%; realizar calentamiento hasta una región de temperatura de 750 a 900°C y mantener durante no menos de 1 segundo y no más de 300 segundos; realizar el enfriamiento primario posterior al laminado en frío hasta una región de temperatura no menor que 580°C y no mayor que 750°C a una velocidad media de enfriamiento no menor que 1°/s y no mayor que 10°C/s; realizar una retención durante no menos de 1 segundo y no más de 1000 segundos bajo la condición de que una tasa de disminución de temperatura sea de 1°C/s
- 15 o menos; y
- 20 Realizar un enfriamiento secundario posterior al laminado en frío a una velocidad media de enfriamiento de 5°C/s o menos.
- $T1 (^{\circ}C) = 850 + 10 \times (C + N) \times Mn + 350 \times Nb + 250 \times Ti + 40 \times B + 10 \times Cr + 100 \times Mo + 100 \times V$ Expresión (1)
- Donde C, N, Mn, Nb, Ti, B, Cr, Mo, y V representan el contenido del elemento (% de masa).
- $t \leq 2,5 \times t1$ Expresión (2)
- Aquí, t1 se obtiene mediante la Expresión (3) a continuación.
- 25 $t1 = 0,001 \times ((Tf - T1) \times P1/100)^2 - 0,109 \times ((Tf - T1) \times P1/100) + 3.1$ — Expresión (3)
- En la Expresión (3) anterior, Tf representa la temperatura de la palanquilla de acero obtenida tras la reducción final a una tasa de reducción del 30% o más, y P1 representa la tasa de reducción de la reducción final a 30% o más.
- [8]
- 30 El método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según [7], en donde:
- La tasa de reducción total en un intervalo de temperatura de menos de T1 + 30°C es del 30% o menos.
- [9]
- El método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según [7], en donde:
- 35 el tiempo de espera t segundos satisface en mayor medida la Expresión (2a) a continuación.
- $t < t1$... Expresión (2a)
- [10]
- El método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según [7], en donde:
- 40 el tiempo de espera t segundos satisface en mayor medida la Expresión (2b) a continuación.
- $t1 \leq t \leq t1 \times 2,5$... Expresión (2b)
- [11]
- El método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según [7], en donde:
- 45 el enfriamiento previo al laminado en frío se comienza entre cajas de laminador.

[12]

El método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según [7] incluye además:

- 5 realizar el enrollamiento a 650°C o menos para obtener una chapa de acero laminada en caliente después de realizar el enfriamiento previo al laminado en frío y antes de realizar el laminado en frío.

[13]

El método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia

que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según [7], en donde

- 10 cuando se realiza el calentamiento hasta la región de temperaturas de entre 750 y 900°C, después del laminado en frío, se establece una velocidad media de calentamiento de no menos de la temperatura ambiente y no más de 650°C en HR1 (°C/segundo) expresada por la Expresión (5) a continuación, y se establece una velocidad media de calentamiento de más de 650°C a 750 a 900°C en HR2 (°C/segundo) expresada por la Expresión (6) a continuación.

HR1 \geq 0,3 ... Expresión (5)

HR2 \leq 0,5 x HR1 ... Expresión (6)

- 15 [14]

El método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según [7] incluye además:

realizar una galvanización en caliente en la superficie.

[15]

- 20 El método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según [14] incluye además:

realizar un tratamiento aleante a entre 450 y 600°C tras realizar la galvanización en caliente.

Efecto de la invención

- 25 Según la presente invención, es posible proporcionar una chapa de acero de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión. Cuando se utiliza esta chapa de acero, particularmente, mejora la elasticidad cuando la chapa de acero de alta resistencia se trabaja y usa, disminuye el coste, etc., lo que tiene como resultado que la contribución industrial es bastante prominente.

Breve descripción de los dibujos

- 30 [FIG 1] La FIG. 1 es una vista que muestra la relación entre un valor promedio de densidades de polo del grupo de orientación de $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ y resistencia a la tracción x la tasa de expansión de una perforación;

[FIG. 2] La FIG. 2 es una vista que muestra la relación entre una densidad de polo del grupo de orientación de $\{332\}<113>$ y una resistencia a la tracción x la tasa de expansión de una perforación;

[FIG. 3] La FIG 3 es una vista que muestra la relación entre un valor r en una dirección perpendicular a una dirección de laminado (rC) y la resistencia a la tracción x la tasa de expansión de una perforación;

- 35 [FIG. 4] La FIG 4 es una vista que muestra la relación entre un valor r en una dirección a 30° de la dirección de laminado (r30) y la resistencia a la tracción x la tasa de expansión de una perforación;

[FIG. 5] La FIG 5 es una vista que muestra la relación entre un valor r en la dirección de laminado (rL) y la resistencia a la tracción x la tasa de expansión de una perforación;

- 40 [FIG. 6] La FIG 6 es una vista que muestra la relación entre un valor r en una dirección a 60° de la dirección de laminado (r60) y la resistencia a la tracción x la tasa de expansión de una perforación;

[FIG. 7] La FIG. 7 muestra la relación entre una fracción de fase dura y un porcentaje de superficie de cizalladura de la superficie de un borde perforado;

[FIG. 8] La FIG. 8 muestra la relación entre el diámetro de grano de austenita tras el laminado en bruto y el valor r en la dirección perpendicular a la dirección de laminado (rC);

[FIG. 9] La FIG. 9 muestra la relación entre el diámetro de grano de austenita después del laminado en bruto y el valor r en la dirección a 30° de la dirección de laminado (r_{30});

[FIG. 10] La FIG. 10 muestra la relación entre el número de veces de laminado al 40% o más en el laminado en bruto y el diámetro del grano de austenita tras el laminado en bruto;

5 [FIG. 11] La FIG. 11 muestra la relación entre una tasa de reducción en $T1 + 30$ a $T1 + 150^\circ\text{C}$ y el valor promedio de las densidades de polo del grupo de orientación $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$;

[FIG. 12] La FIG 12 es una vista explicativa de una línea de laminado en caliente continuo;

[FIG. 13] La FIG 13 muestra la relación entre la tasa de reducción en $T1 + 30$ a $T1 + 150^\circ\text{C}$ y la densidad de polo de la orientación de cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$;

10 y

[FIG. 14] La FIG. 14 muestra la relación entre un porcentaje de superficie de cizalladura y resistencia x tasa de expansión de una perforación de aceros de la presente invención y aceros comparativos.

[Modo de llevar a cabo la invención]

En adelante, los contenidos de la presente invención se explicarán con detalle.

15 Orientación cristalina

En la presente invención, es particularmente importante que en un intervalo de $5/8$ a $3/8$ de espesor de chapa desde la superficie de una chapa de acero, un valor promedio de las densidades de polo del grupo de orientación $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ sea de 6,5 o menos y una densidad de polo de la orientación de cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ sea de 5,0 o menos. Como se muestra en la FIG. 1, siempre y cuando el valor promedio del grupo de orientación de $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ cuando se realiza difracción de rayos X en el intervalo de espesor de chapa de $5/8$ a $3/8$ en espesor de chapa de la superficie de la chapa de acero para obtener densidades de polo de orientaciones respectivas sea de 6,5 o menos (preferiblemente 4,0 o menos), y se satisfaga la resistencia a la tracción x una tasa de expansión de perforación ≥ 30000 que se requiere para que se requiera inmediatamente una pieza de la carrocería inferior. Cuando el valor promedio es mayor que 6,5, la anisotropía de las propiedades mecánicas de la chapa de acero se vuelve extremadamente resistente, y se mejora la capacidad de expansión de la perforación solamente en cierta dirección, pero un material en una dirección diferente se deteriora significativamente, lo que tiene como resultado que sea imposible satisfacer la resistencia a la tracción x tasa de expansión de perforación ≥ 30000 que se requiere para trabajar una pieza de la carrocería inferior. Por otra parte, cuando el valor promedio cae por debajo de 0,5, lo que es difícil de lograr en un proceso de laminado en caliente continuo general actual, se deteriora la capacidad de expansión de la perforación.

Las orientaciones $\{100\}\langle 011 \rangle$, $\{116\}\langle 110 \rangle$, $\{114\}\langle 110 \rangle$, $\{113\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$, $\{335\}\langle 110 \rangle$, y $\{223\}\langle 110 \rangle$ se incluyen en el grupo de orientación de $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$.

La densidad de polo es sinónima con un índice de intensidad aleatorio de rayos X. La densidad de polo (índice de intensidad aleatorio de rayos X) es un valor numérico que se obtiene midiendo las intensidades de rayos X de un ensayo estándar que no tiene acumulación en una orientación específica y un ensayo de prueba en las mismas condiciones mediante difracción de rayos X o similar y dividiendo la intensidad de rayos X obtenida del ensayo de prueba por la intensidad de rayos X obtenida del ensayo estándar. Esta densidad de polo se mide utilizando un dispositivo de difracción de rayos X, EBSD (difracción de electrones por retrodispersión), o similar. Además, también se puede medir mediante un método de EBSD (patrón de electrones por retrodispersión) o un método de ECP (patrón de canalización de electrones). Se puede obtener de una textura tridimensional calculada por un método de vectores basado en una figura de polo de $\{110\}$, o también se puede obtener de una textura tridimensional calculada mediante un método de expansión en serie utilizando una pluralidad (preferiblemente tres o más) de figuras de polo de entre figuras de polo de $\{110\}$, $\{100\}$, $\{211\}$, y $\{310\}$.

Por ejemplo, para la densidad de polo de cada una de las orientaciones de cristal arriba descritas, cada una de las intensidades de $(001)[1-10]$, $(116)[1-10]$, $(114)[1-10]$, $(113)[1-10]$, $(112)[1-10]$, $(335)[1-10]$, y $(223)[1-10]$ en un corte transversal de $\phi 2 = 45^\circ$ en la textura tridimensional (ODF) se puede usar en el estado en que se encuentra.

El valor promedio de las densidades de polo del grupo de orientación de $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ es un promedio aritmético de las densidades de polo de las respectivas orientaciones arriba descritas. Cuando es imposible obtener las intensidades de todas las orientaciones arriba descritas, también se puede usar el promedio aritmético de las densidades de polo de las respectivas orientaciones de $\{100\}\langle 011 \rangle$, $\{116\}\langle 110 \rangle$, $\{114\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$, y $\{223\}\langle 110 \rangle$ como sustituto.

Además, por razones similares, siempre y cuando la densidad de polo de la orientación de cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ de un plano de chapa en el intervalo de $5/8$ a $3/8$ de espesor de chapa de la superficie de la chapa de acero es 5,0 o menos (preferiblemente 3,0 o menos), como se muestra en la FIG. 2, se satisface la resistencia a la tracción x la tasa

de expansión de perforación ≥ 30000 que se requiere para trabajar una pieza de la carrocería inferior que se requiere inmediatamente. Cuando esto es mayor que 5,0, la anisotropía de las propiedades mecánicas de la chapa de acero se vuelve extremadamente resistente, y se mejora la capacidad de expansión de la perforación solamente en cierta dirección, pero el material en una dirección diferente se deteriora significativamente, lo que tiene como resultado el que sea imposible satisfacer de modo seguro la resistencia a la tracción x tasa de expansión de perforación ≥ 30000 que se requiere para trabajar una pieza de la carrocería inferior. Por otra parte, cuando la densidad de polo cae por debajo de 0,5, lo que es difícil de lograr en un proceso de laminado en caliente continuo general actual, se deteriora la capacidad de expansión de la perforación.

La razón por la cual las densidades de polo de las orientaciones de cristal arriba descritas son importantes para mejorar la capacidad de expansión de perforación no necesariamente es obvia, pero está relacionada por inferencia con el comportamiento de deslizamiento en el momento del trabajo de expansión de la perforación.

Con respecto a la muestra que se debe someter a la difracción de rayos X, se reduce el espesor de la chapa de acero a un espesor de chapa predeterminado desde la superficie mediante pulido mecánico o similar, y después se elimina la deformación mediante pulido químico, pulido electrolítico o similar y, al mismo tiempo, se ajusta la muestra de acuerdo con el método arriba descrito de manera tal que, en el intervalo de espesor de chapa de 3/8 a 5/8, un plano apropiado se convierte en un plano de medición y se mide.

Naturalmente, la limitación de las densidades de polo arriba descritas se satisface no solo cerca de 1/2 del espesor de la chapa, sino además en tantos intervalos de espesor como sea posible, y por ende se mejora más la capacidad de expansión de la perforación. Sin embargo, se mide el intervalo de 3/8 a 5/8 en espesor de chapa desde la superficie de la chapa de acero, para de esa manera posibilitar representar la propiedad material de la chapa de acero completa en general. Por ende, se indica el intervalo de 5/8 a 3/8 de espesor de chapa como intervalo de medición.

Incidentalmente, la orientación de cristal representada por $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ significa que la dirección normal del plano de la chapa de acero es paralela a $\langle hkl \rangle$ y la dirección de laminado es paralela a $\langle uvw \rangle$. Con respecto a la orientación de cristal, normalmente la orientación vertical al plano de chapa se representa mediante $[hkl]$ o $\{hkl\}$ y la orientación paralela a la dirección de laminado se representa mediante (uvw) o $\langle uvw \rangle$. $\{hkl\}$ y $\langle uvw \rangle$ son términos genéricos para planos equivalentes, y $[hkl]$ y (uvw) indican un plano de cristal individual cada uno. Es decir, en la presente invención, se apunta a una estructura cúbica centrada en el cuerpo y entonces, por ejemplo, los planos (111), (-111), (1-11), (11-1), (-1-11), (-11-1), (1-1-1), y (-1-1-1) son equivalentes para que sea imposible hacerlos diferentes. En este caso, nos referimos a estas orientaciones genéricamente como $\{111\}$. En una representación ODF, también se utiliza $[hkl](uvw)$ para representar orientaciones de otras estructuras de cristales simétricas bajas, y por lo tanto es general representar cada orientación como $[hkl](uvw)$, pero en la presente invención, $[hkl](uvw)$ y $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ son sinónimos. La medición de la orientación de cristal mediante rayos X se realiza de acuerdo con el método descrito, por ejemplo, en Cullity, Elements of X-ray Diffraction, nueva edición (publicado en 1986, traducido por MATSUMURA, Gentaro, publicado por AGNE Inc.) en las páginas 274 a 296. (valor r)

Un valor r en una dirección perpendicular a la dirección de laminado (r_C) es importante en la presente invención. Es decir, como resultado de un análisis serio, los presentes inventores hallaron que no siempre se puede obtener una buena capacidad de expansión de la perforación, incluso cuando solamente las densidades de polo de las diversas orientaciones de cristal arriba descritas son adecuadas. Como se muestra en la FIG. 3, en simultáneo con las densidades de polo arriba descritas, en el acero según la invención, r_C es 0,70 o más.

El límite superior de r_C no se determina en particular, pero si (r_C) es 1,10 o menos, se puede obtener una mejor capacidad de expansión de la perforación.

Un valor r en una dirección a 30° de la dirección de laminado (r_{30}) es importante en la presente invención. Es decir, como resultado de un análisis serio, los presentes inventores hallaron que no siempre se puede obtener una buena capacidad de expansión de la perforación, incluso cuando las intensidades de rayos X de las diversas orientaciones de cristal arriba descritas son adecuadas. Como se muestra en la FIG. 4, en simultáneo con las intensidades de rayos X arriba descritas, en el acero según la invención, r_{30} es 1,10 o menos. El límite inferior de r_{30} no se determina en particular, pero si r_{30} es 0,70 o más, se puede obtener una mejor capacidad de expansión de la perforación.

Como resultado de un análisis serio, los presentes inventores hallaron también que si, además de las tasas de intensidad aleatorias de rayos X de las diversas orientaciones de cristal arriba descritas, r_C y r_{30} , como se muestra en la FIG. 5 y la FIG. 6, en el acero según la invención, un valor r en la dirección de laminado (r_L) y un valor r en una dirección a 60° de la dirección de laminado (r_{60}) son $r_L \geq 0,70$ y $r_{60} \leq 1,10$ respectivamente, la resistencia a la tracción x la tasa de expansión de la perforación ≥ 30000 se satisface mejor.

El límite superior del valor r_L arriba descrito y el límite inferior del valor r_{60} no están determinados en particular, pero si r_L es 1,00 o menos y r_{60} es 0,90 o más, se puede obtener una mejor capacidad de expansión de perforación.

Cada uno de los valores r arriba descritos se evalúa mediante un ensayo de tracción que utilice una pieza de ensayo de tracción MS No. 5. El esfuerzo de tracción solamente se debe evaluar en un intervalo de 5 a 15% en el caso de

una chapa de acero de alta resistencia normalmente, y en un intervalo de alargamiento uniforme. Por cierto, es de conocimiento que una textura y los valores r están generalmente mutuamente correlacionados, pero en la presente invención, la limitación ya descrita en las densidades de polo de las orientaciones de cristal y la limitación en los valores r no son sinónimos una de otra, y a menos que ambas limitaciones se satisfagan al mismo tiempo, no se puede obtener una buena capacidad de expansión de la perforación.

Estructura metálica

A continuación se explicará una estructura metálica de la chapa de acero de la presente invención. La estructura metálica de la chapa de acero de la presente invención contiene, en términos de una proporción de área, más del 5% de perlita, una suma de bainita y martensita limitada a menos del 5%, y un resto compuesto por ferrita. En la chapa de acero de alta resistencia, para mejorar su resistencia, a menudo se utiliza una estructura compleja obtenida proporcionando una segunda fase de alta resistencia en una fase de ferrita. Normalmente, la estructura está compuesta por ferrita perlita, ferrita bainita, ferrita martensita, o similar, y siempre y cuando se fije una fracción de segunda fase, dado que hay más fases de transformación de baja temperatura, cada una de las cuales tiene la segunda fase dura cuya dureza es dura, mejora la resistencia de la chapa de acero. Sin embargo, cuanto más dura es la fase de transformación a baja temperatura, más prominente es la diferencia en ductilidad de la ferrita y, durante la perforación, ocurren concentraciones de esfuerzo de ferrita y la fase de transformación a baja temperatura, de manera que aparece una superficie de fractura en una pieza perforada y, por ende, se deteriora la precisión de la perforación.

En particular, cuando la suma de fracciones de bainita y martensita es del 5% o más en términos de proporción de área, como se muestra en la FIG. 7, siendo un porcentaje de cizalladura un estándar general de perforación de precisión de la chapa de acero de alta resistencia cae por debajo del 90%. Además, cuando la fracción de perlita es de 5% o menos, la resistencia disminuye y cae por debajo de 500 MPa, que es un estándar de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia. Por lo tanto, en la presente invención, la suma de las fracciones de bainita y martensita está establecida a menos del 5%, la fracción de perlita está establecida a más del 5% y el resto está establecido a ferrita. La bainita y martensita también pueden ser 05. Por ende, se conciben como estructura metálica de la chapa de acero de la presente invención una forma hecha de perlita y ferrita, una forma que contiene perlita, ferrita y, además, bainita o martensita, y una forma que contiene perlita y ferrita y, además, tanto bainita como martensita.

Incidentalmente, cuando la fracción de perlita es mayor, aumenta la resistencia pero disminuye el porcentaje de la superficie de cizalladura. Preferiblemente, la fracción de perlita es menor que 30%. Si bien la fracción de perlita es del 30%, se puede alcanzar el 90% o más del porcentaje de la superficie de cizalladura, pero siempre y cuando la fracción de perlita sea menor que 30%, se puede alcanzar el 95% o más de superficie de cizalladura y la perforabilidad de precisión mejora incluso más.

Dureza Vickers de la fase de perlita

La dureza de la fase de perlita afecta la propiedad de tracción y la precisión de perforación. A medida que aumenta la dureza Vickers de la fase de perlita, mejora la resistencia, pero cuando la dureza Vickers de la fase de perlita supera los 300 HV, la precisión de perforación se deteriora. Para obtener un buen equilibrio entre la resistencia a la tracción y la capacidad de expansión de la perforación, en el acero según la invención, la dureza Vickers de la fase de perlita está establecida a no menos de 150 HV y no más de 300 HV. Incidentalmente, la dureza Vickers se mide utilizando un aparato de medición micro-Vickers.

Además, en la presente invención, la perforabilidad de precisión de la chapa de acero se evalúa según el porcentaje de superficie de cizalladura de la superficie de un borde perforado [$= \text{longitud de una superficie de cizalladura} / (\text{longitud de una superficie de cizalladura} + \text{longitud de una superficie de fractura})$]. La chapa de acero cuyo espesor de chapa se reduce a 1,2 mm con una parte central de espesor de chapa establecida como el centro se perfora con una perforadora circular con Φ 10 mm y un troquel circular con 1% de espacio libre, y se realizan las mediciones de la longitud de la superficie de cizalladura y la longitud de la superficie de fractura con respecto a la circunferencia total de la superficie del borde perforado. Después se utiliza el valor mínimo de la longitud de la superficie de cizalladura en la circunferencia total de la superficie del borde perforado para definir el porcentaje de superficie de cizalladura.

Incidentalmente, la parte central de espesor de chapa es más propenso a verse afectado por la segregación central. Es concebible que si la chapa de acero tiene una perforabilidad de precisión predeterminada en la parte central de espesor de la plancha, la perforabilidad de precisión predeterminada se puede satisfacer en todo el espesor de la chapa.

Componentes químicos de la chapa de acero

A continuación se explicarán las razones para limitar los componentes químicos de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia de la presente invención. Incidentalmente, el % de un contenido es % de masa.

C: más de 0,01% hasta 0,4%;

C es un elemento que contribuye a mejorar la resistencia de un material base, pero también es un elemento que genera carburos basados en hierro, como la cementita (Fe_3C) para que sea el punto inicial de ruptura en el momento de expandir la perforación. Cuando el contenido de C es 0,01% o menos, no es posible obtener un efecto de mejora de la resistencia fortaleciendo la estructura con una fase de generación de transformación de baja temperatura. Cuando contiene más del 0,4%, la segregación central se vuelve prominente y aumentan los carburos a base de hierro como la cementita (Fe_3C) para que sea el punto inicial de fractura en una superficie de cizalladura secundaria en el momento de realizar la perforación, lo que tiene como resultado un deterioro en la perforabilidad. Por lo tanto, el contenido de C se limita al intervalo de mayor que 0,01% y hasta 0,4% o menos. Además, cuando se tiene en cuenta el equilibrio con la ductilidad junto con la mejora de la resistencia, el contenido de C preferiblemente debe ser de 0,20% o menos.

Si: 0,001 a 2,5%

Si es un elemento que contribuye a aumentar la resistencia del material base y además cumple la función de material desoxidante del acero fundido y, por lo tanto, se agrega según sea necesario. En cuanto al contenido de Si, cuando se agrega 0,001% o más, se exhibe el efecto arriba descrito, pero incluso al agregar más del 2,5%, se satura el efecto que contribuye a mejorar la resistencia. Por lo tanto, el contenido de Si se limita al intervalo de no menos de 0,001% y no más de 2,5%. Además, cuando se agrega más del 0,1% de Si, el Si, con un aumento en contenido, suprime la precipitación de los carburos a base de hierro como la cementita en la estructura del material y contribuye a mejorar la resistencia y a mejorar la capacidad de expansión del agujero. Además, cuando el contenido de Si supera el 1%, se satura el efecto de supresión de la precipitación de carburos a base de hierro. Por lo tanto, el intervalo preferible de contenido de Si es mayor que 0,1 y hasta 1%.

[Mn: 0,01 a 4%

Mn es un elemento que contribuye a mejorar la resistencia mediante el fortalecimiento de solución sólida y fortalecimiento del temple y se agrega según sea necesario. Cuando el contenido de Mn es inferior a 0,01%, este efecto no puede obtenerse, e incluso cuando se agrega más del 4%, el efecto se satura. Por esta razón, el contenido de Mn se limita al intervalo de no menos de 0,01% y no más de 4%. Además, para suprimir la ocurrencia de agrietamiento por calor por S, cuando no se agregan elementos que no sean Mn en cantidad suficiente, se agrega la cantidad de Mn que permite que el contenido de Mn ([Mn]) y el contenido de S ([S]) satisfagan $[\text{Mn}]/[\text{S}] \geq 20$ en % de masa en cantidades preferibles. Además, Mn es un elemento que, con un aumento en contenido, expande la región de temperatura de austenita a un lado de baja temperatura, mejora la capacidad de endurecimiento y facilita la formación de una estructura de transformación de enfriamiento continuo que tiene un desbarbado excelente. Cuando el contenido de Mn es inferior a 1%, este efecto no se exhibe fácilmente y, por lo tanto, lo preferible es agregar 1% o más.

P: 0,001 a 0,15% o menos

P es una impureza presente en el hierro fundido, y es un elemento que se segrega en los límites de grano y disminuye la tenacidad con un aumento de contenido. Por esta razón, cuanto menor el contenido de P, más preferible, y cuando el contenido supera el 0,15%, P afecta de manera adversa la capacidad de trabajo y soldadura. Por lo tanto, el contenido de P está establecido a 0,15% o menos. Particularmente, cuando se consideran la capacidad de expansión de la perforación y la capacidad de soldadura, es preferible que el contenido de P sea de 0,02% o menos. El límite inferior está establecido a 0,001%, aplicable en el refinamiento general actual (lo que incluye el refinamiento secundario).

S: 0,0005 a 0,03% o menos

S es una impureza presente en el hierro fundido, y es un elemento que no solo causa rupturas en el momento del laminado en caliente sino que además genera una inclusión basada en A que deteriora la capacidad de expansión de la perforación cuando sus contenidos son demasiado grandes. Por esta razón, el contenido de S debe disminuirse lo más posible, pero siempre y cuando S sea 0,03% o menos, cae dentro de un intervalo permisible, de modo que S está establecido a 0,03% o menos. Sin embargo, es deseable que el contenido de S sea, preferiblemente, de 0,01% o menos cuando se necesita una capacidad de expansión de la perforación en cierta medida, y es incluso más preferible que sea de 0,005% o menos. El límite inferior está establecido a 0,0005%, aplicable en el refinamiento general actual (lo que incluye el refinamiento secundario).

Al: 0,001 a 2%

Para la desoxidación del acero fundido en un proceso de refinamiento de acero, se debe agregar 0,001% o más de Al, pero el límite superior es de 2% porque cause un aumento de coste. Además, cuando se agrega Al en cantidades muy grandes, aumentan las inclusiones de elementos no metálicos que deterioran la ductilidad y tenacidad, así que es preferible que el contenido de Al sea de 0,06% o menos. Más preferible incluso es que sea de 0,04% o menos. Además, para obtener un efecto de supresión de la precipitación de carburos a base de hierro como la cementita en la estructura del material, de manera similar a Si, es preferible agregar 0,016% o más. Por lo tanto, es más preferible que sea no menos de 0,016% y no más de 0,04%.

N: 0,0005 a 0,01% o menos

5 El contenido de N debe disminuirse lo más posible, pero siempre y cuando S sea 0,01% o menos, cae dentro de un intervalo permisible. Sin embargo, en términos de resistencia al envejecimiento, es más preferible que el contenido de N sea de 0,005% o menos. El límite inferior está establecido a 0,0005%, aplicable en el refinamiento general actual (lo que incluye el refinamiento secundario).

Además, dado que los elementos utilizados hasta ahora para controlar inclusiones y realizar precipitados finos para mejorar la capacidad de expansión de la perforación, se puede contener un tipo o dos tipos o más de Ti, Nb, B, Mg, Rem, Ca, Mo, Cr, V, W, Zr, Cu, Ni, As, Co, Sn, Pb, Y, y Hf.

10 Ti, Nb y B mejoran el material mediante mecanismos de fijación de carbono y nitrógeno, fortalecimiento de la precipitación, control de estructuras, fortalecimiento de grano fino y similares, de modo que, según sea necesario, es preferible agregar 0,001% de Ti, 0,001% de Nb y 0,0001% o más de B. El contenido de Ti es preferiblemente de 0,01% y el de Nb es preferiblemente 0,005% o más. Sin embargo, incluso cuando se agregan en exceso, no se obtiene un efecto significativo para deteriorar la capacidad de trabajo y la capacidad de fabricación, de manera que el límite superior de Ti es de 0,2%, el límite superior de Nb es de 0,2% y el límite superior de B es de 0,005%.
15 Preferiblemente, el contenido de B es de 0,003% o menos.

Mg, Rem, y Ca son elementos aditivos importantes para que las

20 inclusiones sean inofensivas. El límite inferior de cada uno de los elementos es de 0,0001%. Como límites inferiores preferibles, el de Mg es preferiblemente de 0,0005%, el de Rem es preferiblemente de 0,001% y el de Ca es preferiblemente de 0,0005%. Por otra parte, su adición excesiva tiene como resultado un deterioro de la limpieza, de manera que el límite superior de Mg es de 0,01%, el límite superior de Rem es de 0,1% y el límite superior de Ca es de 0,01%. Preferiblemente, el contenido de Ca es de 0,01% o menos.

25 Mo, Cr, Ni, W, Zr, y As tienen cada uno el efecto de aumentar la resistencia mecánica y mejorar el material, así que según sea necesario, es preferible agregar 0,001% o más de Mo, Cr, Ni, y W, cada uno, y 0,0001% o más de Zr y As, cada uno. Como límites inferiores preferibles, el de Mo es preferiblemente de 0,01%, el de Cr es preferiblemente de 0,01%, el de Ni es preferiblemente de 0,05% y el de W es preferiblemente de 0,01%. Sin embargo, cuando se agregan en exceso, la capacidad de trabajo se ve deteriorada por contrarios, y por lo tanto el límite superior de Mo es 1,0%, el límite superior de Cr es de 2,0%, el límite superior de Ni es de 2,0%, el límite superior de W es de 1,0%, el límite superior de Zr es de 0,2% y el límite superior de As es de 0,5%. Preferiblemente, el contenido de Zr es de 0,05% o menos.

30 V y Cu, similar a Nb y Ti, son elementos aditivos que son eficaces para fortalecer la precipitación, tienen un margen de deterioro menor que la ductilidad local que se puede adjudicar al fortalecimiento por la adición de estos elementos, y son más eficaces que Nb y Ti cuando se requiere una alta resistencia y una mejor capacidad de expansión de la perforación. Por lo tanto, los límites inferiores de V y Cu son de 0,001%. Preferiblemente, el contenido de cada uno es de 0,01% o más. Su adición excesiva tiene como resultado un deterioro de la capacidad
35 de trabajo, de manera que el límite superior de V es de 1,0%, y el límite superior de Cu es de 2,0%. Preferiblemente, el contenido de V es de 0,5% o menos.

40 Co aumenta significativamente un punto de transformación γ a α , para que, de esta manera, sea un elemento eficaz al laminar en caliente a un punto Ar_3 o menor dirigido en particular. Para obtener este efecto, el límite inferior es de 0,0001%. Preferiblemente, el contenido es de 0,001% o más. Sin embargo, cuando es demasiado, la capacidad de soldadura se deteriora, de modo que el límite superior es 1,0%. Preferiblemente, el contenido es de 0,1% o menos.

45 Sn y Pb son elementos eficaces para mejorar la capacidad de humedecimiento y capacidad de adhesión de una propiedad de revestimiento, y se puede agregar 0,0001% y 0,001% o más, respectivamente. Preferiblemente, el contenido de Sn es de 0,001% o más. Sin embargo, cuando el contenido es excesivo, es probable que ocurra una falla en el momento de la fabricación y, además, se causa una disminución en la tenacidad, de modo que los límites superiores son de 0,2% y 0,1%, respectivamente. Preferiblemente, el contenido de Sn es de 0,1% o menos.

Y y Hf son elementos eficaces para mejorar la resistencia a la corrosión, y se puede agregar 0,001% y 0,10%. Cuando cada uno es menos de 0,001%, no se confirma ningún efecto, y cuando se agregan en una cantidad que supera el 0,10%, se deteriora la capacidad de expansión de la perforación, y, por lo tanto, los límites superiores son de 0,10%.

50 Tratamiento de la superficie

55 Incidentalmente, la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia de la presente invención también puede incluir, en la superficie de la chapa de acero laminado en frío explicada anteriormente, una capa galvanizada por inmersión en caliente realizada mediante un tratamiento de galvanización en caliente y, además, una capa aleada galvanizada mediante un tratamiento aleante después de la galvanización. Si bien dichas capas galvanizadas se incluyen, la excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión de la presente invención no se ven impedidas. Además, aunque se incluya cualquiera de las capas con tratamiento superficial mediante formado de película de

revestimiento orgánica, laminación de película, tratamiento con sales orgánicas/sales inorgánicas, tratamiento sin cromo, etc., se puede obtener el efecto de la presente invención.

Método de fabricación de la chapa de acero

A continuación se explicará un método de fabricación de la chapa de acero de la presente invención.

- 5 Para lograr una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión, es importante formar una textura aleatoria en cuanto a densidades de polo y fabricar una chapa de acero que satisfaga las condiciones de los valores r en las respectivas direcciones. A continuación, se describen detalles de las condiciones de fabricación para satisfacer estas condiciones de manera simultánea.

10 Un método de fabricación anterior al laminado en caliente no está limitado en particular. Es decir, después de la fundición en un horno de cuba, un horno eléctrico, o similar, solamente es necesario realizar diversamente un refinamiento secundario, así se realiza un ajuste para tener los componentes arriba descritos y luego realizar la fundición mediante colada continua, o mediante un método de lingotes, o bien mediante colada de desbastes planos, o similar. En el caso de la colada continua, es posible que un desbaste plano se enfríe una vez hasta una temperatura baja y luego se vuelva a calentar para someterlo al laminado en caliente, o también es posible que un desbaste plano se someta a laminado en caliente de manera continua. También se puede usar chatarra a modo de materia prima.

Primer laminado en caliente

20 Un desbaste plano extraído de un horno de calentamiento se somete a un proceso de laminado en bruto, que es un primer laminado en caliente, y así se obtiene una barra en bruto. La chapa de acero de la presente invención debe satisfacer los siguientes requisitos. Primero, es importante un diámetro del grano de austenita después del laminado en bruto, particularmente un diámetro del grano de austenita antes del acabado por rodillos. El diámetro del grano de austenita antes del acabado por rodillos es preferiblemente pequeño, y el diámetro del grano de austenita de 200 μm o menos contribuye en gran medida a hacer los granos de cristal finos y a la homogeneización de los granos de cristal, lo que posibilita dispersar de manera fina y uniforme la martensita para formarse en un proceso posterior.

25 Para obtener el diámetro del grano de austenita de 200 μm o menos antes del acabado por rodillos, es necesario realizar un laminado a una tasa de reducción del 40% o más una vez o más en el laminado en bruto en una región de temperatura de entre 1000 y 1200°C.

30 El diámetro del grano de austenita antes del acabado por rodillos es preferiblemente de 100 μm o menos, y para obtener este diámetro de grano se realiza un laminado al 40% o más dos veces o más. Sin embargo, en el laminado en bruto, la reducción es mayor que el 70%, y cuando el laminado se realiza más de 10 veces, existe la cuestión de que la temperatura de laminado disminuya o que se genere una escala excesivamente.

De esta manera, cuando el diámetro del grano de austenita, antes del acabado por rodillos se fije a 200 μm o menos, la recristalización de austenita se promueve en el acabado por rodillos y, particularmente, el valor r_L y el valor r_{30} se controlan, y resulta eficaz para mejorar la expansibilidad de orificio.

35 Se supone que esto es así porque un límite de grano de austenita tras el laminado en bruto (es decir, antes del acabado por rodillos) funciona como un núcleo de recristalización durante el acabado por rodillos. El diámetro del grano de austenita, tras el laminado en bruto, se confirma de manera que una pieza de chapa de acero, antes de ser sometida al acabado por rodillos se enfríe lo más posible (que se enfría a 10°C/segundo o más, por ejemplo), y una sección transversal de la pieza de chapa de acero se graba para hacer aparecer los límites del grano de austenita, y los límites del grano de austenita se observan con un microscopio óptico. En esta ocasión, a 50 o más ampliaciones, el diámetro del grano de austenita de 20 campos visuales o más se mide mediante análisis de imagen o un método de conteo de puntos.

40 Para que r_C y r_{30} cumplan con los valores predeterminados antes descritos, es importante el diámetro del grano de austenita tras el laminado en bruto, es decir, antes del acabado por rodillos. Como se muestra en la FIG. 8 y la FIG. 9, el diámetro del grano de austenita antes del acabado por rodillos es idealmente pequeño, y resultó que siempre que tengan 200 μm o menos, r_C y r_{30} cumplen con los valores antes descritos.

Segundo laminado en caliente

45 Después de finalizar el proceso de laminado en bruto (primer laminado en caliente), se inicia un proceso de acabado por rodillos que es el segundo laminado en caliente. El tiempo entre la finalización del proceso de laminado en bruto y el inicio del proceso de acabado por rodillos se establece idealmente a 150 segundos o menos.

50 En el proceso de acabado por rodillos (segundo laminado en caliente), la temperatura de inicio de acabado por rodillos se establece idealmente a 1000°C o más. Cuando la temperatura de inicio de acabado por rodillos es menor que 1000°C, en cada pasada de acabado por rodillos, la temperatura del laminado a aplicar a la barra en bruto que

se debe laminar se reduce, la reducción se realiza en una región de temperatura de no recristalización, se desarrolla la textura y, por lo tanto, se deteriora la isotropía.

Incidentalmente, el límite más alto de la temperatura de inicio de acabado por rodillos no tiene un límite en particular. Sin embargo, cuando es 1150°C o más, es probable que se produzca una ampolla como el punto de inicio de un defecto de escala con forma de huso escamoso entre una base de chapa de acero y una escala de superficie antes del acabado por rodillos y entre pasadas y, por lo tanto, la temperatura de inicio del acabado por rodillos es idealmente inferior a 1150°C.

En el acabado por rodillos, la temperatura determinada por la composición química de la chapa de acero se establece a T1, y en una región de temperatura no menor que T1 + 30°C ni mayor que T1 + 200°C, el laminado a 30% o más se realiza en una pasada al menos una vez. Además, en el acabado por rodillos, la tasa de reducción total se establece a 50% o más. Al satisfacer esta condición, en el intervalo de 5/8 a 3/8 de espesor de chapa de la superficie de una chapa de acero, el valor promedio de las densidades de polo del grupo de orientación de {100}<011> a {223}<110> se vuelve de 6,5 o menos y la densidad de polo de la orientación de cristal {332}<113> se vuelve de 5,0 o menos. Esto hace posible garantizar una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión.

Aquí, T1 es la temperatura calculada mediante la Expresión (1) a continuación.

$$T1 (^{\circ}\text{C}) = 850 + 10 \times (\text{C} + \text{N}) \times \text{Mn} + 350 \times \text{Nb} + 250 \times \text{Ti} + 40 \times \text{B} + 10 \times \text{Cr} + 100 \times \text{Mo} + 100 \times \text{V} \text{ Expresión (1)}$$

C, N, Mn, Nb, Ti, B, Cr, Mo, y V representan el contenido del elemento (% de masa). Incidentalmente, cuando Ti, B, Cr, Mo y V no están contenidos, el cálculo se realiza de manera que considere Ti, B, Cr, Mo y V como cero.

En la FIG. 10 y la FIG. 11, se muestra la relación entre una tasa de reducción en cada región de temperatura y una densidad de polo en cada orientación. Como se muestra en la FIG. 10 y la FIG. 11, una fuerte reducción en la región de temperatura de no menor que T1 + 30°C ni mayor que T1 + 200°C y una leve reducción en T1 o mayor y menor que T1 + 30°C a partir de allí controlan el valor promedio de las densidades de polo del grupo de orientación de {100}<011> a {223}<110> y la densidad de polo de la orientación de cristal de {332}<113> en el intervalo de 5/8 a 3/8 de espesor de chapa de la superficie de chapa de acero y, por lo tanto, la expansibilidad de orificio de un producto final mejora considerablemente, como se muestra en las Tablas 2 y 3 de los Ejemplos que se describen más adelante.

La temperatura T1 en si misma se obtiene de manera empírica. Los inventores presentes aprendieron empíricamente que la recristalización en una región de austenita de cada acero se promueve sobre la base de la temperatura T1. Para obtener una mejor expansibilidad de orificio, es importante acumular esfuerzo por la fuerte reducción, y la tasa de reducción total de 50% o más es esencial en el acabado por rodillos. Además, es ideal tomar una reducción del 70% o más y, por el otro lado, si se toma una tasa de reducción mayor que 90%, asegurar la temperatura y la adición de laminado excesivo son un resultado agregado.

Cuando la tasa de reducción total en la región de temperatura no menor que T1 + 30°C ni mayor que T1 + 200°C es inferior al 50%, el esfuerzo de laminado acumulado durante el laminado en caliente no es suficiente, y la recristalización de austenita no avanza lo suficiente. Por lo tanto, se desarrolla textura y la isotropía se deteriora. Cuando la tasa de reducción total es 70% o más, se puede obtener suficiente isotropía incluso si se consideran variaciones atribuibles a la fluctuación de la temperatura o similares. Por el otro lado, cuando la tasa de reducción total excede el 90%, se hace difícil obtener la región de temperatura de T1 + 200°C o menos debido a la generación de calor por el trabajo y, además, una carga de laminado aumenta y genera un riesgo de que sea difícil realizar el laminado.

En el acabado por rodillos, para promover la recristalización uniforme causada por la liberación del esfuerzo acumulado, el laminado a 30% o más se realiza en una pasada al menos una vez no menor que T1 + 30°C ni mayor que T1 + 200°C.

Incidentalmente, para promover la recristalización uniforme causada por la liberación del esfuerzo acumulado, es necesario suprimir lo más posible una cantidad de trabajo en una región de temperatura menor que T1 + 30°C. Para lograrlo, la tasa de reducción menor que T1 + 30°C es idealmente 30% o menos. Con respecto a la precisión del espesor de chapa y la forma de la chapa, se desea una tasa de reducción del 10% o menos. Cuando se hace más hincapié en la expansibilidad de orificio, la tasa de reducción en la región de temperatura menor que T1 + 30°C es idealmente 0%.

El acabado por rodillos finaliza idealmente a T1 + 30°C o más. Si la tasa de reducción en la región de temperatura de T1 o mayor o menor que T1 + 30°C es considerable, los granos de austenita recristalizados se alargan, y si el tiempo de retención es corto, la recristalización no avanza lo suficiente para y, por lo tanto, hace que la expansibilidad de orificio se deteriore. Es decir, con respecto a las condiciones de fabricación de la invención de la presente solicitud, al hacer austenita recristalizada de manera uniforme y fina en el acabado por rodillos, se controla la textura del producto y se mejora la expansibilidad de orificio. Se puede obtener una tasa de laminado mediante rendimientos reales o el cálculo a partir de una carga de laminado, medición de espesor de chapa y/o similares. La temperatura se puede medir realmente con un termómetro entre cajas, o se puede obtener mediante una simulación de cálculo

considerando la generación de calor trabajando desde una velocidad de línea, la tasa de reducción y/o similares. Por lo tanto, es posible confirmar fácilmente si se realiza o no el laminado prescrito en la presente invención.

5 Los laminados en caliente realizados como se indica arriba (el primer y el segundo laminado en caliente) finalizan a una temperatura de transformación Ar_3 o más. Cuando finaliza el laminado en caliente a Ar_3 o menos, el laminado se convierte en un laminado de región de dos fases de austenita y ferrita, y se vuelve fuerte la acumulación al grupo de orientación de $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$. Como resultado, la expansibilidad de orificio se deteriora considerablemente.

10 Para obtener una mejor resistencia y para satisfacer la expansión de orificio 30000 estableciendo r_L en la dirección de laminado y r_{60} en una dirección de 60° de la dirección de laminado a r_L 0,70 y r_{60} $^\circ$ 1,10 respectivamente, la cantidad máxima de generación de calor de trabajo en el momento de la reducción menor que $T1 + 30^\circ C$ ni mayor que $T1 + 200^\circ C$, es decir, un mayor margen de temperatura ($^\circ C$) por la reducción idealmente se suprime a $18^\circ C$ o menos. Para lograr esto, idealmente se aplica enfriamiento entre cajas o similar.

Enfriamiento previo al laminado en frío

15 Después de la reducción final a una tasa de reducción de 30% o más que se realiza en el acabado por rodillos, se inicia el enfriamiento previo al laminado en frío de manera tal que el tiempo de espera t segundos cumpla con la Expresión (2) a continuación.

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

Aquí, $t1$ se obtiene mediante la Expresión (3) a continuación.

$$t1 = 0,001 \times ((Tf - T1) \times P1/100)^2 - 0,109 \times ((Tf - T1) \times P1/100) + 3,1 \dots \text{Expresión (3)}$$

20 En la Expresión (3) anterior, Tf representa la temperatura de una palanquilla de acero obtenida tras la reducción final a una tasa de reducción del 30% o más, y $P1$ representa la tasa de reducción de la reducción final a 30% o más.

25 Incidentalmente, la "reducción final a una tasa de reducción de 30% o más" indica el laminado realizado finalmente entre laminados cuya tasa de reducción se vuelve 30% o más debido a los laminados en una pluralidad de pasadas realizadas en el acabado por rodillos. Por ejemplo, cuando entre laminados en una pluralidad de pasadas realizadas en el acabado por rodillos, la tasa de reducción del laminado realizado en la etapa final es 30% o más, el laminado realizado en la etapa final es la "reducción final en una tasa de reducción de 30% o más". Además, cuando entre laminados en una pluralidad de pasadas realizadas en el acabado por rodillos, la tasa de reducción del laminado realizado antes de la etapa final es 30% o más y tras el laminado realizado antes de la etapa final (laminado a una tasa de reducción de 30% o más), no se realiza el laminado cuya tasa de reducción se vuelve 30% o más, el laminado realizado antes de la etapa final (laminado a una tasa de reducción de 30% o más) es la "reducción final a una tasa de reducción de 30% o más".

30 En el acabado por rodillos, el tiempo de espera t segundos hasta que se inicia el enfriamiento previo al laminado en frío después de que se realiza la reducción final a una tasa de reducción del 30% o más afecta considerablemente el diámetro del grano de austenita. Es decir, afecta en gran medida una fracción de grano equiaxial y una tasa de área de grano grueso de la chapa de acero.

35 Cuando el tiempo de espera t excede $t1 \times 2,5$, la recristalización ya está casi terminada, pero los granos de cristal crecen considerablemente y el engrosamiento del grano avanza y, por lo tanto, los valores r y la elongación disminuyen.

40 El tiempo de espera t segundos también satisface la Expresión (2a) a continuación y, por lo tanto, hace posible suprimir preferiblemente el crecimiento de los granos de cristal. En consecuencia, aunque la recristalización no avance lo suficiente, es posible mejorar considerablemente la elongación de la chapa de acero y mejorar la propiedad de fatiga simultáneamente.

$$t < t1 \dots \text{Expresión (2a)}$$

45 Al mismo tiempo, el tiempo de espera t segundos también satisface la Expresión (2b) a continuación y, por lo tanto, la recristalización avanza lo suficiente y las orientaciones del cristal son aleatorias. Por lo tanto, es posible mejorar lo suficiente la elongación de la chapa de acero y mejorar considerablemente la isotropía simultáneamente.

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

50 Aquí, como se muestra en la FIG. 12, en una línea continua de laminado en caliente 1, la palanquilla de acero (desbaste) calentada a una temperatura predeterminada en el horno de calentamiento se lamina en un tren desbastador 2 y en un tren de acabado 3 secuencialmente para ser una chapa de acero laminada en caliente 4 que tiene un espesor predeterminado, y la chapa de acero laminada 4 se lleva a cabo en una mesa de laminado 5. En el método de fabricación de la presente invención, en el proceso de laminado en bruto (primer laminado en caliente)

realizado en el tren desbastador 2, se realiza el laminado a una tasa de reducción del 40% o más en la palanquilla de acero (desbaste) una vez o más en el intervalo de temperatura no inferior a los 1000°C o superior a 1200°C.

5 La barra en bruto laminada a un espesor predeterminado en el tren desbastador 2 de esta manera luego es sometida a acabado por rodillos (al segundo laminado en caliente) a través de una pluralidad de cajas de laminador 6 del tren de acabado 3 para ser la chapa de acero laminada en caliente 4. Luego, en el tren de acabado 3, se realiza el laminado al 30% o más en una pasada al menos una vez en la región de temperatura no inferior a la temperatura $T1 + 30^\circ\text{C}$ ni superior a $T1 + 200^\circ\text{C}$.

Además, en el tren de acabado 3, la tasa de reducción total se vuelve 50% o más.

10 Además, en el proceso de acabado por rodillos, tras la reducción final a una tasa de reducción de 30% o más que se realiza, se inicia el enfriamiento previo al laminado en frío primario de manera tal que el tiempo de espera t segundos cumpla con la Expresión (2) a continuación o la Expresión (2a) o (2b). El inicio de este enfriamiento previo al laminado en frío se realiza mediante boquilla 10 de enfriamiento entre cajas que se encuentran entre las respectivas dos cajas de laminador 6 del tren de acabado 3, o boquillas de enfriamiento 11 que se encuentran en la mesa de laminado 5.

15 Por ejemplo, cuando la reducción final a una tasa de reducción de 30% o más se realiza solo en la caja de laminador 6 que se encuentra en la etapa delantera del tren de acabado 3 (en el lado izquierdo de la FIG. 12, en el lado aguas arriba del laminado) y el laminado cuya tasa de reducción se convierte en 30% o más no se realiza en la caja de laminador 6 que se encuentra en la etapa trasera del tren de acabado 3 (en el lado derecho de la FIG. 12, en el lado aguas abajo del laminado), si el inicio 25 del enfriamiento previo al laminado en frío se realiza mediante las boquillas de enfriamiento 11 que se encuentran en la mesa de laminado 5, se produce, a veces, un caso en que el tiempo de espera t segundos no satisface la Expresión (2) de arriba o las Expresiones (2a) y (2b) de arriba. En ese caso, el enfriamiento previo al laminado en frío se inicia mediante las boquillas de enfriamiento 10 entre cajas que se encuentran entre las respectivas dos cajas de laminador 6 del tren de acabado 3.

25 También, por ejemplo, cuando la reducción final a una tasa de reducción de 30% o más se realiza en la caja de laminador 6 que se encuentra en la etapa trasera del tren de acabado 3 (en el lado derecho de la FIG. 12, en el lado aguas abajo del laminado), aunque el inicio del enfriamiento previo al laminado en frío se realiza mediante las boquillas de enfriamiento 11 que se encuentran en la mesa de laminado 5, a veces, se produce el caso de que el tiempo de espera t segundos puede cumplir con la Expresión (2) de arriba o las Expresiones (2a) y (2b) de arriba. En ese caso, el enfriamiento previo al laminado en frío también se puede iniciar mediante las boquillas de enfriamiento 11 en la mesa de laminado 5. Obviamente, siempre que se complete el rendimiento de la reducción final a una tasa de reducción del 30% o más, el enfriamiento previo al laminado en frío también se puede iniciar mediante las boquillas de enfriamiento 10 entre cajas que se encuentran entre las dos cajas de laminador 6 del tren de acabado 3.

30 Luego, en este enfriamiento previo al laminado en frío, el enfriamiento que a una tasa de enfriamiento de $50^\circ\text{C}/\text{segundo}$ o más, se produce 20 un cambio de temperatura (caída de temperatura) y se vuelve no inferior a 40°C ni superior a 140°C .

35 Cuando el cambio de temperatura es inferior a 40°C , los granos de austenita recristalizados crecen y la dureza de la temperatura baja se deteriora. El cambio de temperatura se establece a 40°C o más, y así es posible suprimir el engrosamiento de los granos de austenita. Cuando el cambio de temperatura es 25 menor que 40°C , no se puede obtener el efecto. Por el otro lado, cuando el cambio de temperatura supera los 140°C , la recristalización se vuelve insuficiente y hace difícil obtener una textura aleatoria objetivo. Además, una fase de ferrita efectiva para la elongación tampoco se obtiene con facilidad, y la dureza de una fase de ferrita se torna alta, y así la expansibilidad de orificio también se deteriora. Además, cuando el cambio de temperatura es superior a 140°C , es probable que se produzca un exceso a/más allá de la temperatura del punto de transformación Ar3. En el caso, incluso por la transformación de austenita recristalizada, como resultado del afilado de la selección de variantes, se forma la 45 textura y la isotropía disminuye en consecuencia.

Cuando la velocidad media de enfriamiento en el enfriamiento previo al laminado en frío es inferior a $50^\circ\text{C}/\text{segundo}$, como se espera, los granos de austenita recristalizados crecen y la dureza de baja temperatura se deteriora. El límite superior de la velocidad media de enfriamiento no se determina en particular, pero en términos de la forma de la chapa de acero, se considera que $200^\circ\text{C}/\text{segundo}$ o menos es apropiado.

50 Asimismo, como se ha explicado previamente, para promover la recristalización uniforme, la cantidad de trabajo en la región de temperatura menor que $T1 + 30^\circ\text{C}$ es idealmente lo más pequeña posible y la tasa de reducción en la región de temperatura menor que $T1 + 30^\circ\text{C}$ es idealmente 30% o menos. Por ejemplo, en el caso de que en el tren de acabado 3 en la línea de laminado en caliente continua 1 que se muestra en la FIG. 12, al pasar a través de una o dos o más de las cajas de laminador 6 que se encuentran en el lado de la etapa frontal (en el lado izquierda en la 55 FIG. 12, en el lado aguas arriba del laminado), la chapa de acero está en la región de temperatura no inferior a $T1 + 30^\circ\text{C}$ ni superior a $T1 + 200^\circ\text{C}$, y al pasar a través de una o dos o más de las cajas de laminador 6 que se encuentran en el lado de la etapa trasera subsiguiente (en el lado derecho en la FIG. 12, en el lado aguas abajo del laminado), la chapa de acero está en la región de temperatura inferior a $T1 + 30^\circ\text{C}$, cuando la chapa de acero pasa a través de una o dos o más de las cajas de laminador 6 que se encuentran en el lado de la etapa trasera subsiguiente

(en el lado derecho en la FIG. 12, en el lado aguas abajo del laminado), aunque se realice o no se realice la reducción, la tasa de reducción a menos de $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ es idealmente 30% o menos en total. Con respecto a la precisión del espesor de chapa y la forma de chapa, la tasa de reducción a menos de $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ es idealmente una tasa de reducción de 10% o menos en total. Cuando también se obtiene isotropía, la tasa de reducción en la región de temperatura menor que $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ es idealmente 0%.

En el método de fabricación de la presente invención, la velocidad de laminado no se limita en particular. Sin embargo, cuando la velocidad de laminado en el lado de la caja final del acabado por rodillos es menor que 400 mpm, crecen granos para ser gruesos, las regiones en las que puede precipitar ferrita para obtener la elongación disminuyen y, por lo tanto, es probable que la elongación se deteriore. Si bien el límite superior de la velocidad de laminado no está limitado en particular, se puede obtener el efecto de la presente invención, pero es real que la velocidad de laminado es 1800 mpm o menos debido a la restricción de facilidad. Por lo tanto, en el proceso de acabado por rodillos, la velocidad de laminado es idealmente no menor que 400 mpm o más que 1800 mpm. Además, en el laminado en caliente, las barras de chapa también se pueden unir tras el laminado en bruto para que estén sujetas al acabado por rodillos continuamente. En esta ocasión, las barras en bruto también se pueden enrollar en forma de bobina una vez, almacenar en una cubierta que tiene una función de aislamiento térmico de acuerdo con la necesidad, y desenrollarse nuevamente para unirlas.

Enrollamiento

Tras ser obtenida de esta manera, la chapa de acero laminada en caliente se puede enrollar a 650°C o menos. Cuando una temperatura de enrollamiento excede los 650°C , la tasa de área de la estructura de ferrita aumenta y la tasa de área de perlita no supera el 5%.

Laminado en frío

Una chapa original laminada en caliente fabricada como se describe arriba es decapada de acuerdo con la necesidad para ser sujeta al laminado en frío a una tasa de reducción no inferior al 40% ni superior al 80%. Cuando la tasa de reducción es 40% o menos, se hace difícil generar la recristalización en el calentamiento y mantenimiento posterior, lo que resulta en que la fracción de grano equiaxial disminuye y que los granos de cristal tras el calentamiento se vuelvan gruesos. Cuando se realiza laminado a más del 80%, se desarrolla la textura en el momento del calentamiento y, por lo tanto, la anisotropía se fortalece. Por ende, la tasa de reducción del laminado en frío se establece a no menos del 40% ni más del 80%.

Calentamiento y mantenimiento

La chapa de acero que ha sido sujeta a laminado en frío (una chapa de acero laminado en frío) luego se calienta a una región de temperatura de 750 a 900°C y se mantiene por no menos de 1 segundo ni más de 300 segundos en la región de temperatura de 750 a 900°C . Cuando la temperatura es menor que esta o el tiempo es más corta que este, la transformación en inversa de ferrita a austenita no avanza lo suficiente, y en el proceso de enfriamiento posterior, no se puede obtener la segunda fase, lo que resulta en que no se puede obtener la resistencia suficiente. Por el otro lado, cuando la temperatura es más alta que esta o el mantenimiento se continúa por 300 segundos o más, los granos de cristal se vuelven gruesos.

Cuando la chapa de acero tras el laminado en frío se calienta hasta una región de temperatura de 750 a 900°C de esta manera, una velocidad media de calentamiento no inferior a la temperatura ambiente ni superior a 650°C se fija a HR1 ($^{\circ}\text{C}/\text{segundo}$) expresado por la Expresión (5) a continuación, y una velocidad media de calentamiento superior a 650°C a la región de temperatura de 750 a 900°C se fija a HR2 ($^{\circ}\text{C}/\text{segundo}$) expresado por la Expresión (6) a continuación.

$HR1 \geq 0,3$... Expresión (5)

$HR2 \leq 0,5 \times HR1$... Expresión (6)

El laminado en caliente se realiza bajo la condición que se describe arriba, y, además, se realiza el enfriamiento previo al laminado en frío, lo que hace que los granos de cristal sean finos y se logre la aleatorización de las orientaciones de cristales. No obstante, mediante el laminado en frío que se realiza después, se desarrolla la textura fuerte y es probable que la textura se mantenga en la chapa de acero. Como resultado, los valores r y la elongación de la chapa de acero disminuyen y la isotropía aumenta. Por lo tanto, es preferible hacer que la textura que se ha desarrollado por el laminado en frío desaparezca lo más posible realizando de manera adecuada el calentamiento tras el laminado en frío. Para lograrlo, es necesario dividir la velocidad media de calentamiento del calentamiento en dos etapas expresadas por las Expresiones (5) y (6) de arriba.

La razón detallada de por qué la textura y las propiedades de la chapa de acero mejoran con este calentamiento de dos etapas no es clara, pero se cree que este efecto está relacionado con la recuperación de la dislocación introducida en el momento del laminado en frío y la recristalización. Es decir, la fuerza impulsora de la recristalización que se produce en la chapa de acero por el calentamiento acumula esfuerzo en la chapa de acero mediante el laminado en frío. Cuando la velocidad media de calentamiento HR1 en el intervalo de temperatura no

inferior a la temperatura ambiente ni superior a 650°C es pequeña, la dislocación introducida por el laminado en frío se recupera y no se produce la recrystalización. Como resultado, la textura que se ha desarrollado en el momento del laminado en frío se mantiene como está y las propiedades tales como la isotropía se deterioran. Cuando la velocidad media de calentamiento HR1 en el intervalo de temperatura no inferior a la temperatura ambiente ni superior a 650°C es menor que 0,3°C/segundo, la dislocación introducida por el laminado en frío se recupera, lo que resulta en que la textura fuerte formada en el momento del laminado en frío se mantiene. Por lo tanto, es necesario establecer la velocidad media de calentamiento HR1 en el intervalo de temperatura inferior a la temperatura ambiente y superior a 650°C a 0,3 (°C/segundo) o más.

Por el otro lado, cuando la velocidad media de calentamiento HR2 superior a 650°C a la región de temperatura de 750 a 900°C es grande, la ferrita que existe en la chapa de acero tras el laminado en frío no se recrystaliza y la ferrita no recrystalizada se mantiene en un estado de trabajo. Cuando el acero que contiene C de más de 0,01% en particular se calienta a una región de dos fases de ferrita y austenita, la austenita formada bloquea el crecimiento de ferrita recrystalizada y, por lo tanto, es más probable que la ferrita no recrystalizada se mantenga. Esta ferrita no recrystalizada tiene una textura fuerte, para así afectar de manera adversa las propiedades tales como los valores r y la isotropía, y esta ferrita no recrystalizada 15 contiene muchas dislocaciones, para así deteriorar considerablemente la elongación. Por lo tanto, en el intervalo de temperatura superior a 650°C al intervalo de temperatura de 750 a 900°C, la velocidad media de calentamiento HR2 necesita ser 0,5 x HR1 (°C/segundo) o menos.

Enfriamiento primario posterior al laminado en frío

Tras llevar a cabo el mantenimiento por un tiempo predeterminado en el intervalo de temperatura descrito arriba, se realiza el enfriamiento primario posterior al laminado en frío a una región de temperatura no inferior a 580°C ni superior a 750°C a una velocidad media de enfriamiento no inferior a 1°C/s ni superior a 10°C/s.

Retención

Tras completar el enfriamiento primario posterior al laminado en frío, se lleva a cabo la retención por no menos de 1 segundo ni más de 1000 segundos bajo la condición de que la tasa de disminución de temperatura sea 1°C/s o menos.

Enfriamiento secundario posterior al laminado en frío

Tras realizar la retención que se describe arriba, se realiza un enfriamiento secundario posterior al laminado en frío a una velocidad media de enfriamiento de 5°C/s o menos. Cuando la velocidad media de enfriamiento del enfriamiento secundario posterior al laminado en frío es mayor que 5°C/s, la suma de bainita y martensita se vuelve 5% o más y la perforabilidad de precisión disminuye, lo que resulta en que no es favorable.

En la chapa de acero laminado en frío fabricada como se describe arriba, un tratamiento de galvanización en caliente y posteriormente al tratamiento de galvanización, también se puede realizar un tratamiento aleante de acuerdo a la necesidad. El tratamiento de galvanización en caliente se puede realizar en el enfriamiento tras el mantenimiento en la región de temperatura no inferior a 750°C ni superior a 900°C como se describe arriba, o también se puede realizar tras el enfriamiento. En esta ocasión, el tratamiento de galvanización en caliente y el tratamiento aleante se pueden realizar mediante métodos ordinarios. Por ejemplo, el tratamiento aleante se realiza en una región de temperatura de 450 a 600°C. Cuando la temperatura de un tratamiento aleante es inferior a 450°C, la aleación no avanza lo suficiente, y cuando excede los 600°C, por el otro lado, la aleación avanza demasiado y la resistencia a la corrosión se deteriora.

Ejemplo

A continuación, se explicarán ejemplos de la presente invención.

Incidentalmente, las condiciones de los ejemplos son ejemplos de condiciones empleados para confirmar la aplicabilidad y los efectos de la presente invención, y la presente invención no está limitada a estos ejemplos de condiciones. La presente invención puede emplear diferentes condiciones siempre que estén dentro del alcance de las reivindicaciones. Los componentes químicos de los aceros respectivos utilizados en los ejemplos se muestran en la Tabla 1. Las condiciones de fabricación respectivas se muestran en la Tabla 2. Además, las constituciones estructurales y las propiedades mecánicas de los tipos de acero respectivos bajo las condiciones de fabricación en la Tabla 2 se muestran en la Tabla 3. Incidentalmente, cada subrayado en cada Tabla indica que un valor numeral se encuentra fuera del intervalo de la presente invención o fuera del intervalo de un intervalo preferido de la presente invención.

Se explicarán los resultados de los exámenes que usan los aceros de Invención "A a U" y los aceros comparativos "a a g", cada uno con una composición química que se muestra en la Tabla 1. Incidentalmente, en la Tabla 1, cada valor numérico de las composiciones químicas significa % de masa. En las Tablas 2 y 3, las letras en inglés A a U y las letras en inglés a a g que se agregan a los tipos de acero indican que son componentes de aceros de Invención A a U y aceros comparativos a a g en la Tabla 1, respectivamente.

ES 2 714 302 T3

Estos aceros (aceros de Invención A a U y aceros comparativos a a g) se moldearon y luego se calentaron como estaban a una región de temperatura de 1000 a 1300°C, o se moldearon para luego ser calentados a una región de temperatura de 1000 a 1300°C tras haber sido enfriados una vez a temperatura ambiente y, a partir de allí fueron sujetos a laminado en caliente, laminado en frío y enfriamiento bajo las condiciones que se muestran en la Tabla 2.

- 5 En el laminado en caliente, primero, en el laminado en bruto que es primero laminado en caliente, se realizó el laminado una vez o más a una tasa de reducción del 40% o más en una región de temperatura no inferior a 1000°C ni superior a 1200°C. Sin embargo, con respecto a los tipos de acero A3, E3 y M2, en el laminado en bruto, no se realizó el laminado a una tasa de reducción del 40% o más en una pasada.

- 10 La Tabla 2 muestra, en el laminado en bruto, la cantidad de veces de reducción a una tasa de reducción del 40% o más, cada tasa de reducción (%) y un diámetro del grano de austenita (pm) tras el laminado en bruto (antes del acabado por rodillos). Incidentalmente, una temperatura T1 (°C) y una temperatura Acl (°C) de los respectivos tipos de acero se muestran en la Tabla 2.

- 15 Tras finalizar el laminado en bruto, se realizó el acabado por rodillos que es el segundo laminado en caliente. En el acabado por rodillos, se realizó el laminado a una tasa de reducción del 30% o más en una pasada al menos una vez en una región de temperatura no inferior a T1 + 30°C ni superior a T1 + 200°C, y en un intervalo de temperatura inferior a T1 + 30°C, la tasa de reducción total se estableció a 30% o menos. Incidentalmente, en el acabado por rodillos, se realizó el laminado a una tasa de reducción del 30% o más en una pasada en una pasada final en la región de temperatura no inferior a T1 + 30°C ni superior a T1 + 200°C.

- 20 Sin embargo, con respecto a los tipos de acero A9 y C3, no se realizó el laminado a una tasa de reducción del 30% o más en la región de temperatura no inferior a T1 + 30°C ni superior a T1 + 200°C. Además, con respecto al tipo de acero A7, la tasa de reducción total en el intervalo de temperatura inferior a T1 + 30°C fue superior al 30%.

Además, en el acabado por rodillos, la tasa de reducción total se estableció a 50% o más. No obstante, con respecto al tipo de acero C3, la tasa de reducción total en la región de temperatura no inferior a T1 + 30°C ni superior a T1 + 200°C fue menor que 50%.

- 25 La Tabla 2 muestra, en el acabado por rodillos, la tasa de reducción (%) en la pasada final en la región de temperatura no inferior a T1 + 30°C ni superior a T1 + 200°C, y la tasa de reducción en una pasada en una etapa anterior que la pasada final (tasa de reducción en una pasada antes del final) (%). Además, la Tabla 2 muestra, en el acabado por rodillos, la tasa de reducción total (%) en la región de temperatura no inferior a T1 + 30°C ni superior a T1 + 200°C, una temperatura (°C) después de la reducción en la pasada final en la región de temperatura no inferior a T1 + 30°C ni superior a T1 + 200°C, una cantidad máxima de generación de calor de trabajo (°C) en el momento de la reducción en la región de temperatura no inferior a T1 + 30°C ni superior a T1 + 200°C, y la tasa de reducción (%) en el momento de la reducción en el intervalo de temperatura no inferior a T1 + 30°C.

- 35 Tras realizar la reducción final en la región de temperatura no inferior a T1 + 30°C ni superior a T1 + 200°C en el acabado por rodillos, se inició el enfriamiento previo al laminado en frío antes de un tiempo de espera t segundos que excedía 2,5 + t1. En el enfriamiento previo al laminado en frío, una velocidad media de enfriamiento se estableció a 50°C/segundo o más. Además, se estableció un cambio de temperatura (una cantidad de temperatura enfriada) en el enfriamiento previo al laminado en frío para que caiga dentro de un intervalo no inferior a 40°C ni superior a 140°C.

- 40 Sin embargo, con respecto a los tipos de acero A9 y J2, se inició el enfriamiento previo al laminado en frío después de que el tiempo de espera t segundos excediera 2,5 x t1 desde la reducción final en la región de temperatura no inferior a T1 + 30°C ni superior a T1 + 200°C en el acabado por rodillos. Con respecto al tipo de acero A3, el cambio de temperatura (cantidad de temperatura enfriada) en el enfriamiento primario previo al laminado en frío fue inferior a 40°C, y con respecto al tipo de acero B3, el cambio de temperatura (cantidad de temperatura enfriada) en el enfriamiento previo al laminado en frío fue superior a 140°C. Con respecto al tipo de acero A8, la velocidad media de enfriamiento en el enfriamiento previo al laminado en frío fue menor que 50°C/segundo.

- 50 La Tabla 2 muestra t1 (segundo) de los respectivos tipos de acero, el tiempo de espera t (segundos) para el inicio del enfriamiento previo al laminado en frío desde la reducción final en la región de temperatura no inferior a T1 + 30°C ni superior a T1 + 200°C en el acabado por rodillos, th1, el cambio de temperatura (cantidad enfriada) (°C) en el enfriamiento previo al laminado en frío y la velocidad media de enfriamiento en el enfriamiento previo al laminado en frío (°C/segundo).

Tras el enfriamiento previo al laminado en frío, se llevó a cabo el enrollamiento a 650°C o menos, y se obtuvieron chapas originales laminadas en caliente que tienen cada una un espesor de 2 a 5 mm.

- 55 Sin embargo, con respecto a los tipos de acero A6 y E3, la temperatura de enrollamiento fue superior a 650°C. La Tabla 2 muestra una temperatura de detención del enfriamiento previo al laminado en frío (la temperatura de enrollamiento) (°C) de los respectivos tipos de acero.

Luego, cada una de las chapas originales laminadas en caliente fueron decapadas y luego sujetas al laminado en frío en una tasa de reducción no inferior al 40% ni superior al 80%. No obstante, con respecto a los tipos de acero A2, E3, I3 y M2, la tasa de reducción del laminado en frío fue inferior al 40%. Además, con respecto al tipo de acero C4, la tasa de reducción del laminado en frío fue superior al 80%. La Tabla 2 muestra la tasa de reducción (%) del laminado en frío de los respectivos tipos de acero.

Tras el laminado en frío, se llevó a cabo el calentamiento hasta una región de temperatura de 750 a 900°C, y el mantenimiento se realizó durante no menos de 1 segundo ni más de 300 segundos. Además, cuando se realizó el calentamiento hasta la región de temperatura de 750 a 900°C, se estableció una velocidad media de calentamiento HR1 no inferior a la temperatura ambiente ni superior a 650°C (°C/segundo) a 0,3 o más ($HR1 \geq 0,3$), y se estableció una velocidad media de calentamiento HR2 superior a 650°C a 750 a 900°C (°C/segundo) a 0,5 x HR1 o menos ($HR2 \leq 0,5 \times HR1$). La Tabla 2 muestra, de los respectivos tipos de acero, una temperatura de calentamiento (una temperatura de recocido), un tiempo de calentamiento y mantenimiento (tiempo de inicio del enfriamiento primario posterior al laminado en frío) (segundo), y las tasas de calentamiento promedio HR1 y HR2 (°C/segundo).

Sin embargo, con respecto al tipo de acero F3, la temperatura de calentamiento fue superior a 900°C. Con respecto al tipo de acero N2, la temperatura de calentamiento fue inferior a 750°C. Con respecto al tipo de acero C5, el tiempo de calentamiento y mantenimiento fue menos de un segundo. Con respecto al tipo de acero F2, el tiempo de calentamiento y mantenimiento fue más que 300 segundos. Además, con respecto al tipo de acero B4, la velocidad media de calentamiento HR1 fue menor que 0,3 (°C/segundo). Con respecto al tipo de acero B5, la velocidad media de calentamiento HR2 (°C/segundo) fue mayor que 0,5 x HR1.

Tras el calentamiento y mantenimiento, se realizó el enfriamiento primario posterior al laminado en frío a una región de temperatura de 580 a 750°C a una velocidad media de enfriamiento no inferior a 1°C/s ni superior a 10°C/s. Sin embargo, con respecto al tipo de acero A2, la velocidad media de enfriamiento en el enfriamiento primario posterior al laminado en frío fue superior a 10°C/segundo. Con respecto al tipo de acero C6, la velocidad media de enfriamiento en el enfriamiento primario posterior al laminado en frío fue inferior a 1°C/segundo. Además, con respecto a los tipos de acero A2 y A5, la temperatura de detención del enfriamiento primario posterior al laminado en frío fue inferior a 580°C, y con respecto a los tipos de acero A3, A4 y M2, la temperatura de detención del enfriamiento primario posterior al laminado en frío fue superior a 750°C. La Tabla 2 muestra, de los respectivos tipos de acero, la velocidad media de enfriamiento (°C/segundo) y la temperatura de detención de enfriamiento (°C) en el enfriamiento primario posterior al laminado en frío.

Después de realizar el enfriamiento primario posterior al laminado en frío, se llevó a cabo la retención por no menos de 1 segundo ni más de 1000 segundos bajo la condición de que la tasa de disminución de temperatura sea 1°C/s o menos. La Tabla 2 muestra un tiempo de retención (tiempo de inicio del enfriamiento primario posterior al laminado en frío) de los respectivos aceros.

Después de la retención, se realizó un enfriamiento secundario posterior al laminado en frío a una velocidad media de enfriamiento de 5°C/s o menos. Sin embargo, con respecto al tipo de acero A5, la velocidad media de enfriamiento del enfriamiento secundario posterior al laminado en frío fue superior a 5°C/segundo. La Tabla 2 muestra la velocidad media de enfriamiento (°C/segundo) en el enfriamiento secundario posterior al laminado en frío de los respectivos tipos de acero.

Posteriormente, se realizó la pasada superficial del laminado a 0,5% y se llevó a cabo una evaluación del material. Incidentalmente, en el tipo de acero T1, se realizó un tratamiento de galvanización en caliente. En el tipo de acero U1, se realizó un tratamiento aleante en una región de temperatura de 450 a 600°C tras la galvanización.

La Tabla 3 muestra tasas de área (fracciones estructurales) (%) de ferrita, perlita y bainita + martensita en una estructura de metal de los respectivos tipos de acero, y un valor promedio de las densidades de polo del grupo de orientación $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ y la densidad de polo de la orientación de cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ en un intervalo de 5/8 a 3/8 en espesor de chapa de la superficie de chapa de acero 20 de los respectivos tipos de acero. Incidentalmente, la fracción estructural fue evaluada por la fracción estructural antes de la pasada superficial del laminado. Además, la Tabla 3 mostró como propiedades mecánicas de los tipos de acero respectivos, donde rC, rL, r30 y r60 son los valores r respectivos, l resistencia a la tracción TS (MPa), un porcentaje de alargamiento El (%), una tasa de expansión de la perforación λ (%) como un índice de ductilidad local, TS x λ , dureza Vickers de la perlita HVp, y un porcentaje de superficie de cizalladura (%). Además, mostró la presencia o ausencia del tratamiento de galvanización.

Incidentalmente, el ensayo de tracción estuvo basado en JIS Z 2241. El ensayo de expansión de la perforación estuvo basado en la norma JFS T1001 de la Japan Iron and Steel Federation [Federación de Hierro y Acero de Japón]. Se midió la densidad de polo de cada orientación de cristal usando el EBSP anteriormente descrito a un ángulo de 0,5 μm en una región de 3/8 a 5/8 a un espesor de chapa de un corte transversal paralelo a la dirección de laminado. Además, el valor r en cada una de las direcciones fue medido mediante el método arriba descrito. Con respecto al porcentaje de superficie de cizalladura, cada una de las chapas de acero cuyo espesor de chapa era de 1,2 mm fue perforada con una perforadora circular con Φ 10 mm y un troquel circular con 1% de espacio libre, y luego se midió la superficie de cada borde perforado. Se midió el $vTrs$ (una temperatura de transición de aparición de

una fractura Charpy) mediante un método de ensayo de impacto de Charpy basado en JIS Z 2241. Se determinó que la abocardabilidad era excelente en el caso de $TS \times \lambda \geq 30000$, y se determinó que la perforabilidad de precisión era excelente en el caso del porcentaje de superficie de cizalladura de 90% o más. Se determinó que la resistencia a baja temperatura es muy mala en el caso de $vTrs = \text{mayor que } -40$.

- 5 Como se muestra en la FIG. 14, se halla que las únicas que satisfacen las condiciones establecidas en la presente invención tienen una excelente perforabilidad de precisión y abocardabilidad.

Tabla 1

Ti/C	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	B	Mg	Rem	Ca	Mo	Cr	Ni	W	Zr	As	V	Cu,Co,Sn, Pb,Y,Hf	NOTA	
A	851	0,070	0,08	1,30	0,015	0,004	0,040	0,0026	0,0032	0,00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA INVENCIÓN	
B	851	0,070	0,08	1,30	0,015	0,004	0,040	0,0026	0,0032	0,00	0,005	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA INVENCIÓN	
C	865	0,080	0,31	1,35	0,012	0,005	0,016	0,0032	0,0023	0,04	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA INVENCIÓN	
D	865	0,080	0,31	1,35	0,012	0,005	0,016	0,0032	0,0023	0,04	0,0000	-	-	0,002	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA INVENCIÓN	
E	858	0,060	0,87	1,20	0,009	0,004	0,038	0,0033	0,0026	0,02	-	-	0,0015	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA INVENCIÓN	
F	858	0,060	0,30	1,20	0,009	0,004	0,500	0,0033	0,0026	0,02	-	-	0,0015	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA INVENCIÓN	
G	865	0,210	0,15	1,62	0,012	0,003	0,026	0,0033	0,0021	0,021	0,00	0,0022	-	-	0,03	0,35	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA INVENCIÓN	
H	865	0,210	0,90	1,62	0,012	0,003	0,026	0,0033	0,0021	0,021	0,00	0,0022	-	-	0,03	0,35	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA INVENCIÓN	
I	861	0,035	0,67	1,88	0,015	0,003	0,045	0,0028	0,0029	0,02	-	0,002	-	0,0015	-	-	-	-	-	-	0,029	-	ACERO DE LA INVENCIÓN	
J	886	0,035	0,67	1,88	0,015	0,003	0,045	0,0028	0,0029	0,1	0,02	0,002	-	0,0015	-	-	-	-	-	-	0,029	-	ACERO DE LA INVENCIÓN	
K	875	0,180	0,48	2,72	0,009	0,003	0,050	0,0036	0,0022	-	-	0,002	-	-	0,1	0	-	-	-	-	0,1	-	ACERO DE LA INVENCIÓN	
L	892	0,180	0,48	2,72	0,009	0,003	0,050	0,0036	0,0022	0,05	0,00	0,002	-	0,002	0,1	0	-	-	-	-	0,1	-	ACERO DE LA INVENCIÓN	
M	892	0,060	0,11	2,12	0,01	0,005	0,033	0,0028	0,0035	0,036	0,089	0,0012	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Y : 0,004	ACERO DE LA INVENCIÓN	
N	886	0,060	0,11	2,12	0,01	0,005	0,033	0,0028	0,0035	0,089	0,036	0,0012	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Hf : 0,003	ACERO DE LA INVENCIÓN	
O	903	0,040	0,13	1,33	0,01	0,005	0,038	0,0032	0,0026	0,042	0,121	0,0009	-	-	-	-	-	-	0,001	-	0,00	-	Sn : 0,002	ACERO DE LA INVENCIÓN
P	903	0,040	0,13	1,33	0,01	0,005	0,038	0,0036	0,0029	0,042	0,121	0,0009	0,004	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Co : 0,003	ACERO DE LA INVENCIÓN
Q	852	0,180	0,50	0,90	0,008	0,003	0,045	0,0028	0,0029	-	-	-	-	-	-	-	0,1	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA INVENCIÓN
R	852	0,180	0,30	1,30	0,08	0,002	0,030	0,0032	0,0022	-	-	-	-	-	-	-	0,1	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA INVENCIÓN
S	852	0,180	2,30	0,90	0,008	0,003	0,045	0,0028	0,0022	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA INVENCIÓN
T	852	0,180	0,21	1,30	0,01	0,002	0,650	0,0032	0,0035	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Pb : 0,003	ACERO DE LA INVENCIÓN
U	880	0,035	0,02	1,30	0,01	0,002	0,035	0,0023	0,0033	0,12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,002	-	-	Cu : 0,2	ACERO DE LA INVENCIÓN
a	856	0,450	0,52	1,33	0,26	0,003	0,045	0,0026	0,0019	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE COMPARACIÓN
b	1376	0,072	0,15	1,42	0,014	0,004	0,036	0,0022	0,0025	1,5	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE COMPARACIÓN
c	851	0,110	0,23	1,12	0,021	0,003	0,026	0,0025	0,0023	-	0,15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE COMPARACIÓN
d	1154	0,250	0,23	1,56	0,024	0,12	0,034	0,0022	0,0023	-	-	-	-	-	-	5,0	-	-	-	-	2,5	-	-	ACERO DE COMPARACIÓN
e	854	0,250	0,23	1,54	0,02	0,002	0,038	0,0026	0,0032	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Co : L2	ACERO DE COMPARACIÓN
f	854	0,250	0,21	1,54	0,02	0,002	0,034	0,0026	0,0023	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Pb : lia	ACERO DE COMPARACIÓN
g	853	0,220	0,2	1,53	0,015	0,004	0,031	0,0028	0,0026	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Y : 0,3	ACERO DE COMPARACIÓN

Tabla 2

Acl	TI/°C	Número de veces de reducción al 40% o más a entre 1000 y 1200 °C	Tasa de reducción del 40% o más a entre 1000 y 1150 °C/mm	Díámetro del grano de austenita/mm	Generación de calor de trabajo máxima a reducción a T1 + 30 a T1 + 200°C/°C	Tf: temperatura tras la reducción final a 30% o más/°C	Tasa de reducción de pasada antes de la final a T1 + 30 a T1 + 200°C/%	Tasa de reducción de pasada a T1 + 30 a T1 + 200°C/%	Tasa de reducción en región de temperatura menos a T1 + 30°C/%	Cantidad de enfriamiento previo al laminado en frío/°C	Cantidad de enfriamiento previo al laminado en frío/°C	T1	T: tiempo de espera/s	T/t1	Temperatura de enrollamiento/°C	Tasa de laminado en frío/%	HR1: tasa de calentamiento promedio no menor a temperatura ambiente y no mayor que 650°C/°C	HR2: tasa de calentamiento promedio a 750°C a 900°C/°C	Temperatura de recido/°C	Tempo de recido y retención/s	Enfriamiento primario posterior al laminado en frío/°C/s	Temperatura de parada del enfriamiento primario posterior al laminado en frío/°C	Tempo para el inicio del enfriamiento secundario posterior al laminado en frío/s	Enfriamiento secundario posterior al laminado en frío/°C/s	Presencia/ausencia de galvanización
A1 711	851	1	50	140	16	932	40	100	0	126	100	0,62	0,74	1,20	426	43	0,35	0,13	860	30,0	5	680	200	5	ausencia
A2 711	851	2	45/40	83	17	893	40	75	0	127	80	1,71	2,05	1,20	420	39	0,4	0,13	752	30,0	15	480	200	5	ausencia
A3 711	851	0		287	10	931	30	80	0	100	30	1,06	1,27	1,20	415	42	0,35	0,13	802	30,0	5	760	200	5	ausencia C
A4 711	851	2	45/45	90	18	926	20	60	0	86	80	1,69	2,03	1,76	379	40	0,35	0,13	834	100,0	5	780	200	5	ausencia
A5 711	851	2	45/40	85	18	930	20	50	0	95	80	1,08	1,95	1,81	328	41	0,35	0,13	780	30,0	5	530	200	10	ausencia
A6 711	851	2	45/40	90	18	928	40	70	35	101	100	1,11	1,99	1,78	698	50	0,35	0,13	768	30,0	5	680	200	5	ausencia
A7 711	851	1	50	132	14	880	40	100	0	42	62	0,40	0,67	1,67	437	46	0,35	0,13	870	30,0	5	681	200	5	ausencia
A8 711	851	1	52	146	11	946	20	60	0	107	89	0,19	0,54	2,90	516	47	0,35	0,13	853	30,0	5	673	200	5	ausencia
A9 711	851	1	50/50	80	7	1086	40	80	0	86	100	0,55	0,66	1,20	300	60	0,35	0,13	780	100,0	5	690	200	5	ausencia
B1 711	851	1	50	145	15	936	35	90	0	87	100	1,86	2,23	1,20	424	60	0,35	0,13	804	30,0	5	703	200	3	ausencia
B2 711	851	2	45/40	85	16	888	20	60	0	105	210	1,72	2,07	1,20	335	41	0,35	0,13	792	30,0	5	671	300	5	ausencia
B3 711	851	2	45/40	85	18	924	35	90	0	130	100	1,50	2,77	1,84	436	60	0,20	0,13	812	30,0	5	700	300	5	ausencia
B4 711	851	2	45/40	87	17	901	35	90	0	105	100	1,21	2,34	1,94	400	60	0,42	0,23	797	30,0	5	677	300	5	ausencia
B5 711	851	2	45/40	90	15	913	37	74	0	102	80	0,82	0,98	1,20	450	48	0,42	0,15	856	30,0	5	675	300	5	ausencia
C1 718	865	2	45/40	83	15	942	40	71	0	97	80	1,54	1,85	1,20	441	40	0,42	0,15	852	30,0	5	691	300	5	ausencia
C2 718	865	2	45/45	82	18	920	10	30	0	95	80	0,25	0,30	1,20	462	62	0,42	0,15	831	30,0	5	714	300	5	ausencia
C3 718	865	2	45/45	85	15	1084	40	70	0	100	80	1,45	1,54	1,06	453	83	0,42	0,15	837	30,0	5	679	300	5	ausencia
C4 718	865	2	45/45	80	14	926	40	70	0	96	80	1,75	2,05	1,17	478	65	0,42	0,15	835	0,5	5	675	300	5	ausencia
C5 718	865	2	45/45	78	17	913	40	70	0	105	80	1,68	2,00	1,20	487	51	0,42	0,15	864	30,0	0,9	670	300	5	ausencia
C6 718	865	2	45/45	76	10	916	40	77	0	72	100	0,67	0,80	1,20	496	41	0,42	0,15	815	30,0	5	712	300	5	ausencia
D1 718	865	2	45/45	81	15	950	31	62	0	130	100	1,47	1,77	1,20	480	40	0,42	0,15	845	30,0	5	669	300	5	ausencia
D2 718	865	2	45/45	81	18	923	40	71	0	104	80	1,43	1,71	1,20	477	43	0,42	0,15	843	30,0	5	654	500	5	ausencia
D3 718	865	3	40/40/40	60	18	925	31	77	0	162	80	0,77	0,93	1,20	477	49	0,42	0,15	846	30,0	5	740	200	5	ausencia
E1 736	858	2	45/45	90	13	952	40	80	0	127	80	0,77	0,93	1,20	518	49	0,42	0,15	820	30,0	5	669	200	5	ausencia
E2 736	858	2	45/45	90	14	931	30	80	0	93	80	1,21	2,31	1,90	667	33	0,35	0,15	756	30,0	5	676	200	5	ausencia
E3 736	858	0		298	13	930	31	62	0	61	80	0,87	1,66	1,90	480	49	0,35	0,15	852	30,0	5	694	300	5	ausencia
F1 736	858	2	45/40	90	13	946	40	80	0	63	80	0,77	1,47	1,90	473	50	0,35	0,15	861	350,0	5	682	300	5	ausencia
F2 736	858	2	45/40	90	14	931	31	62	0	108	80	0,70	1,33	1,90	466	51	0,35	0,15	923	30,0	5	679	300	5	ausencia
F3 736	858	2	45/40	95	13	957																			ausencia

Tabla 2 (continuación)

G1 716 865	2	45/45	95	14	935	40	40	80	0	107 80	0,84 1,59	1,90	470	45	0,35	0,15	800	30,0	5	697	200	5	ausencia	
G2 716 865	2	40/45	95	12	872	30	30	60	0	103 80	2,88 5,48	1,90	463	60	0,35	0,15	787	30,0	5	700	200	5	ausencia	
1-11 738 865	3	40/40/40	53	16	950	30	30	60	0	97 80	0,98 1,85 1,90	434	44	44	0,37	0,15	835	30,0	5	686	200	5	ausencia	
II 723 861	2	45/40	94	16	961	40	30	90	0	104 80	0,73 1,39	1,90	520	40	0,35	0,15	856	30,0	5	657	300	5	ausencia	
12 723 861	1	50	122	18	922	30	30	60	0	93 80	1,44 2,73	1,90	486	40	0,35	0,15	813	30,0	5	643	300	1	ausencia	
13 723 861	1	70	154	40	860	40	40	80	0	102 80	3,14 6,91	2,20	521	38	0,37	0,15	880	30,0	5	630	300	5	ausencia	
J1 722 886	2	45/40	85	17	957	30	30	80	0	98 80	1,23 2,71	2,20	465	41	0,37	0,15	775	30,0	5	640	300	5	ausencia	
J2 722 886	1	50	125	18	915	30	30	60	0	89 80	2,23 10,00	4*49	532	57	0,37	0,15	783	30,0	5	607	300	5	ausencia	
J3 722 886	1	50	123	18	913	30	30	80	0	86 80	2,28 5,02	2,20	486	66	0,42	0,13	846	30,0	5	642	300	5	ausencia	
K1 708 875	3	40/40/40	62	18	987	40	30	70	0	94 160	0,57 1,25	2,20	437	44	0,42	0,13	857	30,0	5	742	500	5	ausencia	
L1 708 892	3	40/40/40	60	18	990	30	30	70	0	105 80	0,77 1,69	2,20	375	52	0,42	0,13	867	30,0	5	738	500	5	ausencia	
M1 704 892	3	40/40/40	65	10	950	35	35	70	0	93 80	1,29 2,83	2,20	450	40	0,35	0,13	780	30,0	5	710	300	5	ausencia	
M2 704 892	0		340	30	938	20	40	60	0	67 80	1,42 3,12	2,20	489	35	0,35	0,13	870	30,0	5	760	300	5	ausencia	
N1 704 886	3	40/40/40	65	10	940	35	35	70	0	120 80	1,40 3,09	2,20	460	40	0,35	0,13	850	30,0	5	730	300	5	ausencia	
N2 704 886	3	40/40/40	60	18	965	40	40	80	0	105 80	0,65 1,03	1,57	490	46	0,35	0,13	730	30,0	5	630	300	5	ausencia	
01 713 903	2	45/45	75	15	982	40	40	100	0	107 80	0,66 1,46	2,20	475	54	0,35	0,13	815	30,0	5	748	300	5	ausencia	
02 713 903	2	45/45	120	12	878	30	30	60	0	96 80	3,99 8,78	2,20	468	47	0,35	0,13	786	30,0	5	736	300	5	ausencia	
P1 713 903	2	45/45	70	13	1012	40	40	80	0	78 80	0,25 0,56	2,20	470	43	0,42	0,13	850	30,0	5	741	300	5	ausencia	
Q1 728 852	2	45/45	80	10	962	40	40	100	0	79 80	0,24 0,53	2,20	482	55	0,37	0,13	862	30,0	5	749	200	5	ausencia	
R1 716 852	2	45/45	82	12	986	40	40	80	0	100 80	0,14 0,31	2,20	451	40	0,35	0,13	883	30,0	5	731	200	5	ausencia	
S1 780 852	2	45/45	81	11	980	40	40	95	0	104 80	0,14 0,31	2,20	468	42	0,35	0,13	871	30	5	748	300	5	ausencia	
T1 715 852	2	45/45	80	12	978	40	40	80	0	93 80	0,15 0,32	2,20	458	50	0,35	0,13	766	30,0	5	730	200	5	Presencia no realizado	
U1 710 846	2	45/45	68	12	972	30	35	65	0	107 80	0,24 0,52	2,20	444	47	0,35	0,13	760	30,0	5	722	200	5	presencia	
ai 724 855																								
bi 712 1376																								Acero de comparación
ci 718 851																								Acero de comparación
di 713 1154																								Acero de comparación
ei 713 854																								Acero de comparación
fi 713 854																								Acero de comparación
gi 712 853																								Acero de comparación

OCURRIERON FRACTURAS DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE

Tipo de acero	Fracción de ferrita %	Fracción de perlita %	Densidad de polo del grupo de orientación de {112} <110> a {113} <110> y orientación del cristal {112} <131>	Densidad de polo de la orientación de cristal {332} <113>	rL	rC	r30	r60	TC(Mpa)	EL(%)	λ(%)	vT ₈₅ (°C)	TSxL	HVP	Porcentaje de superficie de cizalladura de la superficie del borde perforado (%)	Nota
A1	85,7	13,7	0,6	4,8	2,6	0,76	0,78	1,09	1,09	506	17	90,5	-100	45793	163 100	acero de la presente invencion
A2	45,8	38,0	16,2	1,9	2,1	0,69	0,72	1,05	1,05	624	15	40,6	-90	25334	143 40	acero de la presente invencion
A3	79,6	17,3	3,1	5,9	5,3	0,64	0,64	1,11	1,13	523	18	42,3	-30	22123	124 86	acero de la presente invencion
A4	89,1	6,7	4,2	7,8	6,7	0,64	0,55	1,13	1,21	687	19	43,0	-110	29541	201 88	acero de comparacion
A5	40,6	38,7	20,7	8,0	6,5	0,62	0,50	1,19	1,23	517	16	40,2	-100	20783	133 46	acero de comparacion
A6	77,3	19,3	3,4	8,1	6,7	0,61	0,62	1,23	1,19	573	18	36,5	-90	20915	142 76	acero de comparacion
A7	82,7	16,1	1,2	6,9	5,7	0,62	0,60	1,18	1,15	517	16	41,9	-100	21662	170 90	acero de comparacion
A8	83,1	16,1	0,8	6,0	3,9	0,71	0,76	1,09	1,05	521	17	62,0	-30	32302	173 91	acero de comparacion
A9	87,6	11,3	1,1	7,2	6,9	0,64	0,67	1,21	1,21	524	15	35,0	-100	18340	180 90	acero de comparacion
B1	87,2	11,6	1,2	2,4	2,7	0,77	0,77	1,06	1,08	546	16	86,4	-90	50366	190 100	acero de comparacion
B2	89,6	9,5	0,9	2,2	2,0	0,78	0,79	1,04	1,06	621	17	82,6	-120	51024	227 100	acero de comparacion
B3	81,3	14,5	4,2	6,5	5,1	0,68	0,64	1,28	1,22	830	13	34,0	-20	28220	140 84	acero de la presente invencion
B4	90,1	9,2	0,7	8,1	7,0	0,62	0,67	1,23	1,15	634	16	43,0	-100	27262	197 90	acero de la presente invencion
B5	87,6	9,0	3,4	7,5	6,7	0,61	0,67	1,17	1,19	657	10	41,0	-90	26937	208 89	acero de comparacion
C1	78,7	19,5	1,8	3,5	3,4	0,73	0,72	1,08	1,08	913	16	55,0	-60	50215	151 98	acero de comparacion
C2	58,4	37,4	4,2	3,6	3,7	0,75	0,71	1,06	1,06	912	15	57,3	-50	52258	150 97	acero de comparacion
C3	60,1	38,3	1,6	6,1	5,2	0,69	0,67	1,14	1,08	872	15	34,3	-70	29910	150 51	acero de la presente invencion
C4	64,0	33,2	2,8	7,6	6,01	0,69	0,65	1,16	1,16	934	14	31,4	-50	29328	159 86	acero de la presente invencion
C5	67,5	29,4	3,1	7,0	5,2	0,68	0,65	1,12	1,11	905	14	30,2	-60	27331	151 90	acero de comparacion
C2	86,3	5,2	8,5	6,0	3,5	0,78	0,73	1,05	1,04	857	20	42,0	-70	35994	156 76	acero de comparacion
D1	59,3	37,7	3,0	3,2	4,6	0,74	0,71	1,05	1,07	907	15	60,2	-70	54601	152 98	acero de comparacion
D2	67,8	29,5	2,7	4,0	4,8	0,74	0,70	1,06	1,05	855	18	63,1	-80	53923	151 100	acero de comparacion
D3	70,9	25,5	3,6	5,3	4,6	0,75	0,72	1,03	1,04	928	14	63,4	-60	58835	162 94	acero de la presente invencion
E1	93,4	6,2	0,4	4,2	3,9	0,73	0,72	1,05	1,06	824	21	73,2	-80	60317	294 100	acero de la presente invencion
E2	91,4	7,5	1,1	3,6	4,1	0,73	0,71	1,05	1,07	846	19	71,0	-80	60066	232 100	acero de la presente invencion
E3	84,2	11,8	4,0	7,2	5,6	0,57	0,58	1,04	1,03	786	19	36,0	-10	28296	176 75	acero de la presente invencion
F1	87,2	10,7	2,1	4,8	4,1	0,72	0,72	1,05	1,05	724	16	50,7	-90	36707	166 100	acero de la presente invencion
F2	77,8	12,0	10,2	4,8	5,3	0,69	0,67	1,13	1,14	701	17	42,5	-90	29793	154 84	acero de comparacion
F3	64,5	25,8	9,7	6,2	5,4	0,68	0,63	1,22	1,23	678	17	40,1	-100	27188	137 72	acero de la presente invencion
G1	47,5	48,6	3,9	1,9	2,3	0,78	0,73	1,03	1,02	1022	13	61,1	-40	62444	164 90	acero de comparacion
G2	42,1	53,9	4,0	5,8	5,8	0,62	0,65	1,21	1,22	884	16	31,0	-50	27404	157 64	acero de comparacion
H1	63,4	34,2	2,4	2,1	2,5	0,77	0,72	1,02	1,02	1043	12	62,2	-40	64875	201 91	acero de la presente invencion
H2	92,1	7,0	0,9	2,5	2,2	0,75	0,72	1,07	1,05	852	16	50,4	-60	42941	156 100	acero de la presente invencion
I2	90,4	8,8	0,8	3,1	3,1	0,77	0,74	1,07	1,09	750	17	46,0	-80	34500	142 100	acero de la presente invencion
I3	85,5	12,5	2,0	6,5	5,0	0,69	0,68	1,11	1,09	742	16	39,5	-80	29309	142 91	acero de comparacion
J1	90,8	8,9	0,3	2,0	2,7	0,76	0,72	1,07	1,06	894	18	55,1	-60	49259	153 100	acero de la presente invencion
J2	87,1	7,6	5,3	2,1	2,4	0,80	0,74	1,09	1,09	846	13	35,2	-30	29779	151 80	acero de comparacion
J3	87,6	11,0	1,4	4,5	4,3	0,75	0,70	1,09	1,09	902	17	39,0	-60	35178	162 100	acero de la presente invencion
K1	80,1	15,3	4,6	1,8	2,0	0,80	0,74	1,02	1,03	1038	14	61,7	-40	64045	251 90	acero de la presente invencion
L1	83,4	12,7	3,9	2,1	2,2	0,78	0,71	1,05	1,04	1040	14	60,1	-50	62504	291 90	acero de la presente invencion
M1	90,8	6,8	2,4	4,2	4,6	0,73	0,75	1,04	1,02	735	18	50,9	-100	37412	198 100	acero de la presente invencion
M2	78,5	19,7	1,8	4,5	5,0	0,69	0,72	1,02	1,08	750	15	38,0	-20	28500	156 74	acero de comparacion
N1	91,3	6,4	2,3	2,0	2,8	0,73	0,70	1,05	1,04	755	16	59,8	-80	45149	236 100	acero de la presente invencion
N2	90,4	8,1	1,5	7,5	6,4	0,59	0,60	1,38	1,42	783	12	31,2	-70	24430	241 94	acero de comparacion
O1	92,6	6,8	0,6	1,9	2,0	0,76	0,70	1,03	1,02	694	16	48,6	-80	35964	185 100	acero de la presente invencion
O2	93,3	6,3	0,4	5,6	4,4	0,68	0,54	1,46	1,27	746	19	39,9	-70	29765	201 88	acero de comparacion
P1	92,1	7,9	0,0	2,2	3,3	0,76	0,71	1,03	1,03	673	15	52,1	-100	37252	175 100	acero de la presente invencion
Q1	83,4	15,9	0,7	1,9	2,2	0,77	0,71	1,00	1,03	802	16	60,4	-90	48441	353 92	acero de la presente invencion
R1	84,6	14,1	1,3	2,3	3,1	0,72	0,72	1,04	1,03	792	15	65,1	-70	51559	378 93	acero de la presente invencion
Si	57,4	41,4	1,2	1,6	2,1	0,74	0,71	1,05	1,04	868	18	85,8	-90	74455	184 100	acero de la presente invencion
Ti	61,6	36,6	1,8	1,8	1,9	0,72	0,71	1,07	1,05	780	16	92,1	-90	71833	196 100	acero de la presente invencion
U1	87,6	11,1	1,3	1,9	2,1	0,72	0,72	1,08	1,08	742	20	70,6	-110	52385	165 100	acero de la presente invencion

OCURRIERON FRACTURAS DURANTE EL LAMINADO EN CALIENTE

REIVINDICACIONES

1. Una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión que comprende:

en % de masa,

5 C: más de 0,01% a 0,4% o menos;

Si: no menos de 0,001% ni más de 2,5%;

Mn: no menos de 0,001% ni más de 4%; P: 0,001 a 0,15% o menos;

S: 0,0005 a 0,03% o menos;

Al: no menos de 0,001% ni más de 2%;

10 N: 0,0005 a 0,01% o menos; y

opcionalmente un tipo o dos tipos o más de,

en % de masa,

Ti: no menos de 0,001% ni más de 0,2%;

Nb: no menos de 0,001% ni más de 0,2%;

15 B: no menos de 0,0001% ni más de 0,005%;

Mg: no menos de 0,0001% ni más de 0,01%;

Rem: no menos de 0,0001% ni más de 0,1%;

Ca: no menos de 0,0001% ni más de 0,01%;

Mo: no menos de 0,001% ni más de 1%;

20 Cr: no menos de 0,001% ni más de 2%;

no menos de 0,001% ni más de 1%;

Ni: no menos de 0,001% ni más de 2%;

Cu: no menos de 0,001% ni más de 2%;

Zr: no menos de 0,0001% ni más de 0,2%;

25 no menos de 0,001% ni más de 1%;

As: no menos de 0,0001% ni más de 0,5%;

Co: no menos de 0,0001% ni más de 1%;

Sn: no menos de 0,0001% ni más de 0,2%;

Pb: no menos de 0,001% ni más de 0,1%;

30 Y: no menos de 0,001% ni más de 0,1%; y

Hf: no menos de 0,001% ni más de 0,1%; y

el resto compuesto de hierro e impurezas inevitables, en donde

en donde un intervalo de 5/8 a 3/8 de espesor de chapa desde la superficie de la chapa de acero, un valor promedio de densidades de polo del grupo de orientación {100}<011> a {223}<110> representado por las respectivas orientaciones de cristales de {100}<011>, {116}<110>, {114}<110>, {113}<110>, {112}<110>, {335}<110>, y {223}<110> de 6,5 o menos, y una densidad de polo de la orientación de cristal {332}<113> de 5,0 o menos,

35

y una estructura metálica que contiene, en términos de proporción de área, más de 5% de perlita, la suma de bainita y martensita limitada a menos del 5%, y un resto compuesto por ferrita, en donde la dureza Vickers de una fase de perlita es no menor que 150 HV y no más de 300 HV, y en donde

además, un valor r en una dirección perpendicular a una dirección de laminado (rC) es 0,70 o más, un valor r en una dirección a 30° de la dirección de laminado (r30) es 1,10 o menos, un valor r en la dirección de laminado (rL) es 0,70 o más, y un valor r en una dirección a 60° de la dirección de laminado (r60) es 1,10 o menos.

5 2. La chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según la reivindicación 1, que comprende además:

un tipo o dos tipos o más de,

en % de masa,

Ti: no menos de 0,001% ni más de 0,2%;

Nb: no menos de 0,001% ni más de 0,2%;

10 B: no menos de 0,0001% ni más de 0,005%;

Mg: no menos de 0,0001% ni más de 0,01%;

Rem: no menos de 0,0001% ni más de 0,1%;

Ca: no menos de 0,0001% ni más de 0,01%;

Mo: no menos de 0,001% ni más de 1%;

15 Cr: no menos de 0,001% ni más de 2%;

V: no menos de 0,001% ni más de 1%;

Ni: no menos de 0,001% ni más de 2%;

Cu: no menos de 0,001% ni más de 2%;

Zr: no menos de 0,0001% ni más de 0,2%;

20 W: no menos de 0,001% ni más de 1%;

As: no menos de 0,0001% ni más de 0,5%;

Co: no menos de 0,0001% ni más de 1%;

Sn: no menos de 0,0001% ni más de 0,2%;

Pb: no menos de 0,001% ni más de 0,1%;

25 Y: no menos de 0,001% ni más de 0,1%; y

Hf: no menos de 0,001% ni más de 0,1%.

3. La chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según la reivindicación 1, en donde

30 además, cuando la chapa de acero cuyo espesor de chapa se reduce a 1,2 mm con una porción central de espesor de chapa establecida como el centro se perfora mediante un punzón circular con Φ 10 mm y un troquel circular con 1% de espacio libre, un porcentaje de superficie de cizalladura de una superficie de borde perforado se convierte en 90% o más.

4. La chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según la reivindicación 1, en donde

35 sobre la superficie, se proporciona una capa galvanizada por inmersión en caliente o una capa aleada galvanizada por inmersión en caliente.

5. Un método de fabricación de una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según la reivindicación 1, que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión, que comprende:

en una palanquilla de acero que contiene:

en % de masa,

40 C: más de 0,01% hasta 0,4% o menos;

Si: no menos de 0,001% ni más de 2,5%;

Mn: no menos de 0,001% ni más de 4%; **P**: 0,001 a 0,15% o menos;

S: 0,0005 a 0,03% o menos;

Al: no menos de 0,001% ni más de 2%;

N: 0,0005 a 0,01% o menos; y

5 opcionalmente un tipo o dos tipos o más,
en % de masa, de

Ti: no menos de 0,001% ni más de 0,2%;

Nb: no menos de 0,001% ni más de 0,2%;

B: no menos de 0,0001% ni más de 0,005%;

10 Mg: no menos de 0,0001% ni más de 0,01%;

Rem: no menos de 0,0001% ni más de 0,1%;

Ca: no menos de 0,0001% ni más de 0,01%;

Mo: no menos de 0,001% ni más de 1%;

Cr: no menos de 0,001% ni más de 2%;

15 V: no menos de 0,001% ni más de 1%;

Ni: no menos de 0,001% ni más de 2%;

Cu: no menos de 0,001% ni más de 2%;

Zr: no menos de 0,0001% ni más de 0,2%;

W: no menos de 0,001% ni más de 1%;

20 As: no menos de 0,0001% ni más de 0,5%;

Co: no menos de 0,0001% ni más de 1%;

Sn: no menos de 0,0001% ni más de 0,2%;

Pb: no menos de 0,001% ni más de 0,1%;

Y: no menos de 0,001% ni más de 0,1%; y

25 Hf: no menos de 0,001% ni más de 0,1%; y

un resto compuesto de hierro e impurezas inevitables,

realizar un primer laminado en caliente en donde se realiza una laminación a una tasa de reducción del 40% o más una vez o más en un intervalo de temperatura de no menos de 1000°C y no más de 1200°C;

establecer un diámetro de grano de austenita a 200 µm o menos mediante el primer laminado en caliente;

30 realizar un segundo laminado en caliente en donde se realiza el laminado a una tasa de reducción del 30% o más en una pasada al menos una vez en una región de temperatura no menor que una temperatura T1 determinada por la Expresión (1) a continuación + 30°C y no mayor que T1 + 200°C;

establecer la tasa de reducción total en el segundo laminado en caliente a 50% o más;

35 realizar la reducción final a una tasa de reducción de 30% o más en el segundo laminado en caliente y luego iniciar un enfriamiento previo al laminado en frío de manera tal que un tiempo de espera t segundos satisfaga la Expresión (2) a continuación;

establecer una velocidad media de enfriamiento en el enfriamiento previo al laminado en frío a 50°C/segundo o más y establecer un cambio de temperatura para que caiga dentro de un intervalo de no menor que 40°C y no más de 140°C;

realizar el laminado en frío a una tasa de reducción de no menos del 40% y no más del 80%; realizar calentamiento hasta una región de temperatura de 750 a 900°C y mantener durante no menos de 1 segundo y no más de 300 segundos;

5 realizar el enfriamiento primario posterior al laminado en frío hasta una región de temperatura no menor que 580°C y no mayor que 750°C a una velocidad media de enfriamiento no menor que 1°C/s y no mayor que 10°C/s;

mantener durante no menos de 1 segundo y no más de 1000 segundos con la condición de que una tasa de disminución de temperatura sea de 1°C/s; y

realizar un enfriamiento secundario posterior al laminado en frío a una velocidad media de enfriamiento de 5°C/s o menos;

$T1 (^{\circ}\text{C}) = 850 + 10 \times (\text{C} + \text{N}) \times \text{Mn} + 350 \times \text{Nb} + 250 \times \text{Ti} + 40 \times \text{B} + 10 \times \text{Cr} + 100 \times \text{Mo} + 100 \times \text{V} \dots$ Expresión (1)

10 Aquí, C, N, Mn, Nb, Ti, B, Cr, Mo, y V representan cada uno el contenido del elemento (% de masa);

$t \leq 2,5 \times t1 \dots$ Expresión (2)

Aquí, t1 se obtiene mediante la Expresión (3) a continuación,

$t1 = 0,001 \times ((Tf - T1) \times P1/100)^2 - 0,109 \times ((Tf - T1) \times P1/100) + 3,1$ Expresión (3)

15 Aquí, en la Expresión (3) anterior, Tf representa la temperatura de la palanquilla de acero obtenida tras la reducción final a una tasa de reducción del 30% o más, y P1 representa la tasa de reducción de la reducción final a 30% o más.

6. El método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según la reivindicación 5, en donde la tasa de reducción total en un intervalo de temperatura de menos de T1 + 30°C es del 30% o menos.

20 7. El método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según la reivindicación 5, en donde el tiempo de espera t segundo además satisface la Expresión (2a) a continuación,

$t < t1 \dots$ Expresión (2a).

25 8. El método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según la reivindicación 5, en donde el tiempo de espera t segundos también satisface la Expresión (2b) a continuación,

$t1 \leq t \leq t1 \times 2,5 \dots$ Expresión (2b).

9. El método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según la reivindicación 5, en donde el enfriamiento previo al laminado en frío se comienza entre cajas de laminador.

30 10. El método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según la reivindicación 5, que comprende además:

realizar el enrollamiento a 650°C o menos para obtener una chapa de acero laminada en caliente tras realizar el enfriamiento previo al laminado en frío y antes de realizar el laminado en frío.

35 11. El método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según la reivindicación 5, en donde

cuando se realiza el calentamiento hasta la región de temperaturas de entre 750 y 900°C, tras el laminado en frío, se establece una velocidad media de calentamiento de no menos de la temperatura ambiente y no más de 650°C en HR1 (°C/segundo) expresada por la Expresión (5) a continuación, y

40 se establece una velocidad media de calentamiento de más de 650°C a 750 a 900°C en HR2 (°C/segundo) expresada por la Expresión (6) a continuación,

$HR1 \geq 0,3 \dots$ Expresión (5),

$HR2 \leq 0,5 \times HR1 \dots$ Expresión (6).

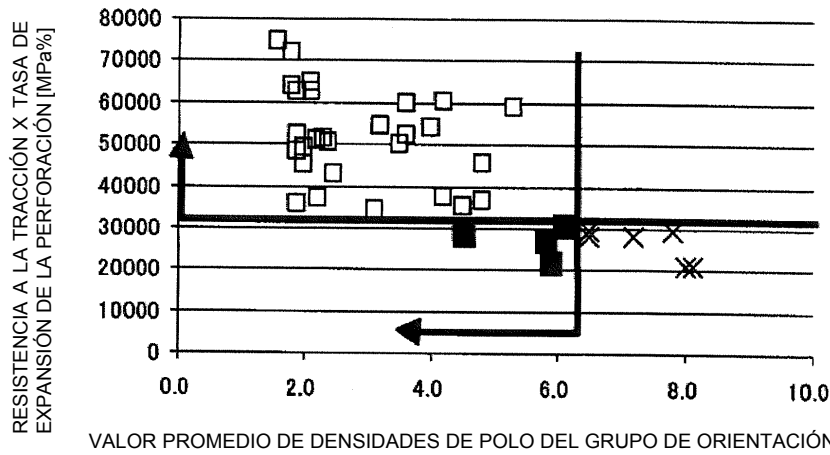
12. El método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según la reivindicación 5, que comprende además:

45 realizar una galvanización por inmersión en caliente en la superficie.

13. El método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente abocardabilidad y perforabilidad de precisión según la reivindicación 12, que comprende además:

realizar un tratamiento aleante a entre 450 y 600°C tras realizar la galvanización por inmersión en caliente.

FIG. 1

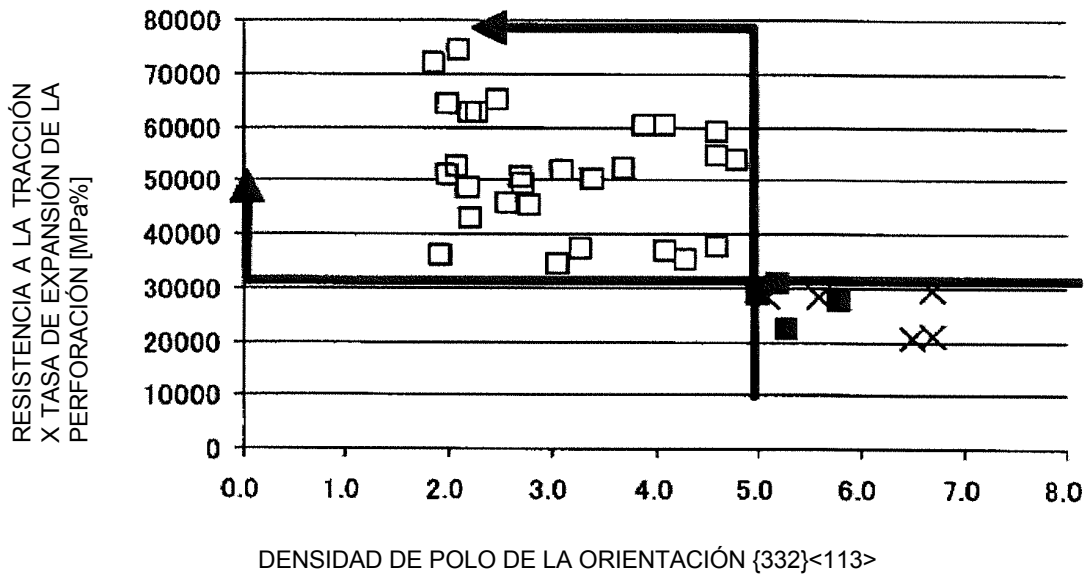


□ : EL VALOR PROMEDIO DE DENSIDADES DE POLO DEL GRUPO DE ORIENTACIÓN {100}<011> A {223}<110> Y LA DENSIDAD DE POLO DE LA ORIENTACIÓN {332}<113> SE ENCUENTRAN DENTRO DEL INTERVALO DE LAS REIVINDICACIONES

■ : SOLAMENTE LAS DENSIDADES DE POLO DEL GRUPO DE ORIENTACIÓN {100}<011> A {223}<110> SE ENCUENTRAN FUERA DEL INTERVALO DE LAS REIVINDICACIONES

x : LAS DENSIDADES DE POLO DE DOS TIPOS DE GRUPOS DE ORIENTACIÓN SE ENCUENTRAN FUERA DEL INTERVALO DE LAS REIVINDICACIONES

FIG. 2

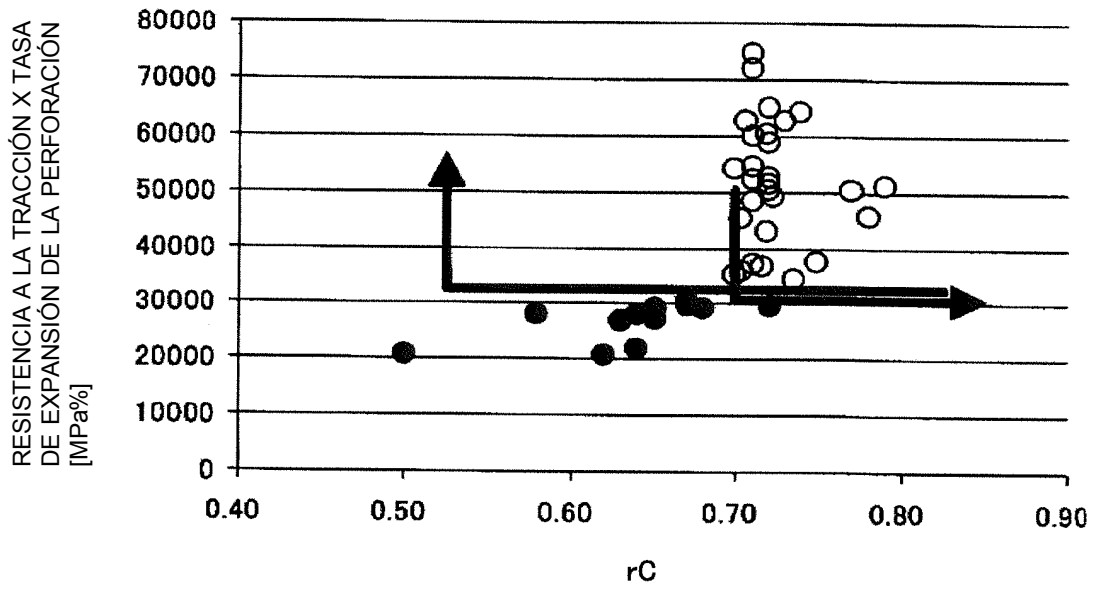


□ : EL VALOR PROMEDIO DE DENSIDADES DE POLO DEL GRUPO DE ORIENTACIÓN {100}<011> A {223}<110> Y LA DENSIDAD DE POLO DE LA ORIENTACIÓN {332}<113> SE ENCUENTRAN DENTRO DEL INTERVALO DE LAS REIVINDICACIONES

■ : SOLAMENTE LAS DENSIDADES DE POLO DEL GRUPO DE ORIENTACIÓN {100}<011> A {223}<110> SE ENCUENTRAN FUERA DEL INTERVALO DE LAS REIVINDICACIONES

x : LAS DENSIDADES DE POLO DE DOS TIPOS DE GRUPOS DE ORIENTACIÓN SE ENCUENTRAN FUERA DEL INTERVALO DE LAS REIVINDICACIONES

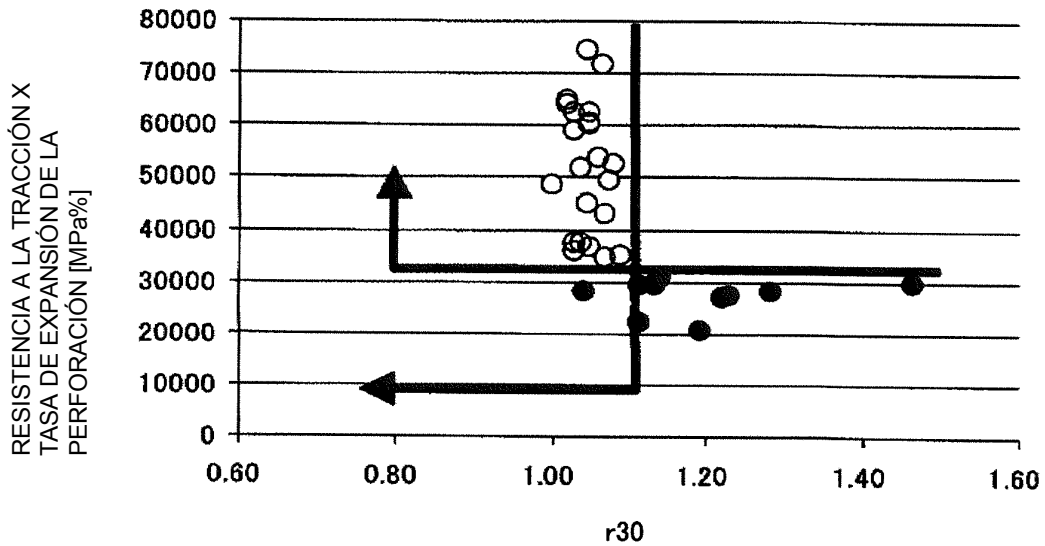
FIG. 3



○ EN LA FIG. 1 Y LA FIG. 2, LAS DENSIDADES DE POLO DE DOS TIPOS DE GRUPOS DE ORIENTACIÓN SE ENCUENTRAN DENTRO DEL INTERVALO DE LAS REINVIDICACIONES Y $rC \geq 0,70$

● $rC < 0,70$

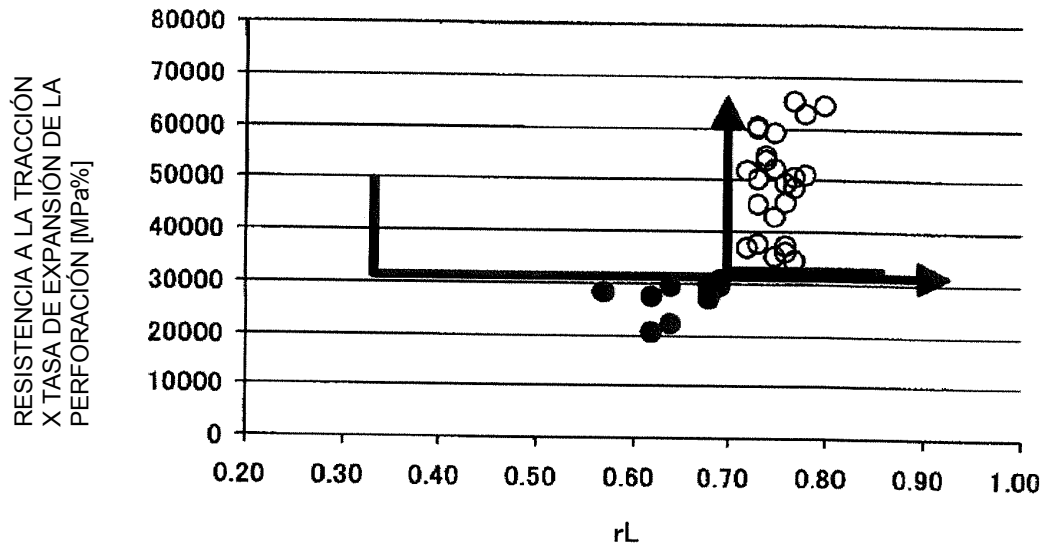
FIG.4



○ EN LA FIG. 1 Y LA FIG. 2, LAS DENSIDADES DE POLO DE DOS TIPOS DE GRUPOS DE ORIENTACIÓN SE ENCUENTRAN DENTRO DEL INTERVALO DE LAS REINVIDICACIONES Y $r30 \leq 1,10$

● $r30 > 1,10$

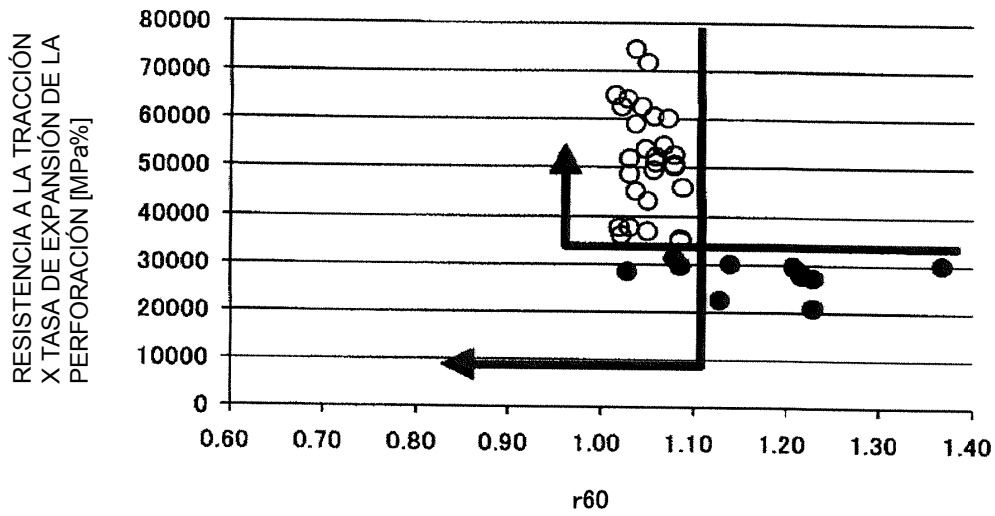
FIG. 5



○ EN LA FIG. 1 Y LA FIG. 2, LAS DENSIDADES DE POLO DE DOS TIPOS DE GRUPOS DE ORIENTACIÓN SE ENCUENTRAN DENTRO DEL INTERVALO DE LAS REINVIDICACIONES Y $rL \geq 0,70$

● $rL < 0,70$

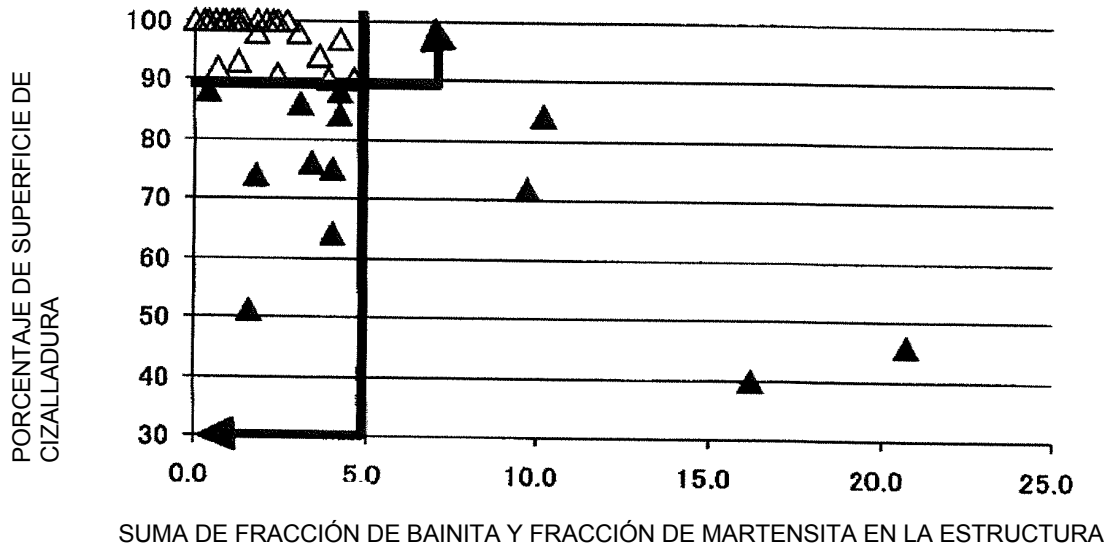
FIG. 6



○ EN LA FIG. 1 Y LA FIG. 2, LAS DENSIDADES DE POLO DE DOS TIPOS DE GRUPOS DE ORIENTACIÓN SE ENCUENTRAN DENTRO DEL INTERVALO DE REINVIDICACIONES Y $r60 \leq 1,10$

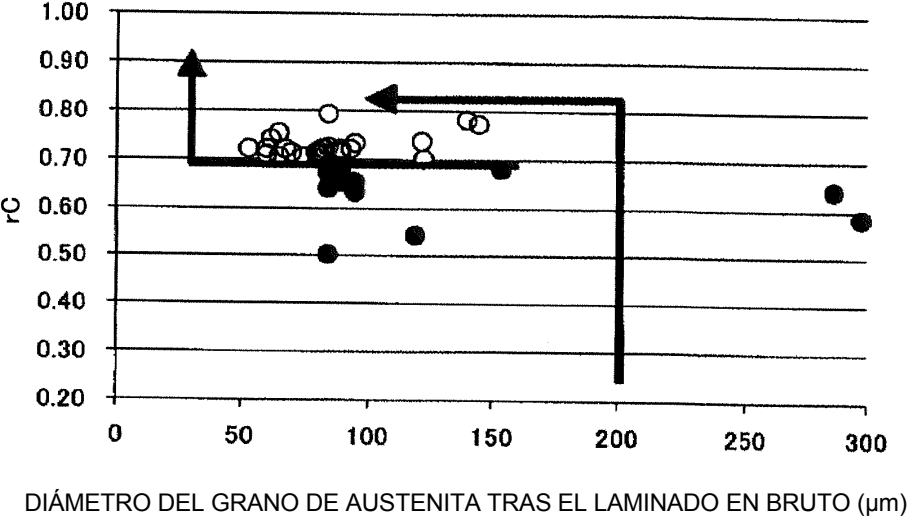
● $r60 \geq 1,10$

FIG. 7



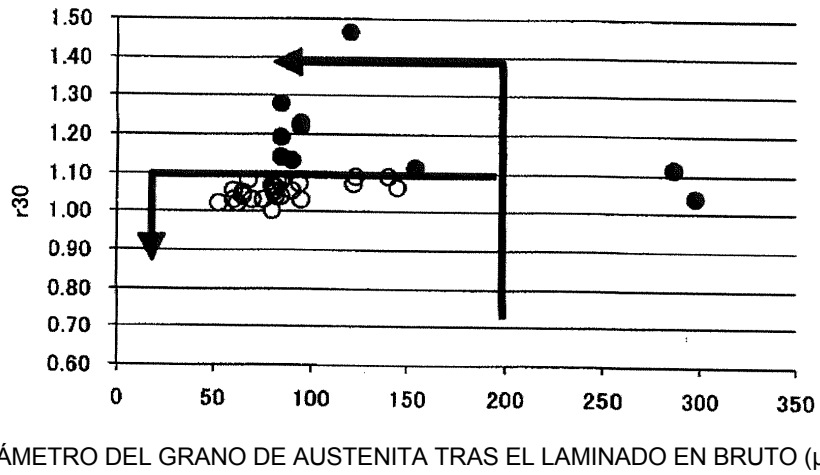
○ EN LA FIG. 1 Y LA FIG. 2, LAS DENSIDADES DE POLO DE DOS TIPOS DE GRUPOS DE ORIENTACIÓN SE ENCUENTRAN DENTRO DEL INTERVALO DE REINVIDICACIONES Y PORCENTAJE DE SUPERFICIE DE CIZALLADURA $\geq 90\%$
 ● PORCENTAJE DE SUPERFICIE DE CIZALLADURA $< 90\%$

FIG. 8



○ EN LA FIG. 1 Y LA FIG. 2, LAS DENSIDADES DE POLO DE DOS TIPOS DE GRUPOS DE ORIENTACIÓN SE ENCUENTRAN DENTRO DEL INTERVALO DE LAS REINVIDICACIONES Y $rC \geq 0,70$
 ● LAS DENSIDADES DE POLO DE DOS TIPOS DE GRUPOS DE ORIENTACIÓN SE ENCUENTRAN FUERA DEL INTERVALO DE LAS REINVIDICACIONES

FIG. 9



○ EN LA FIG. 1 Y LA FIG. 2, LAS DENSIDADES DE POLO DE DOS TIPOS DE GRUPOS DE ORIENTACIÓN SE ENCUENTRAN DENTRO DEL INTERVALO DE REINVIDICACIONES Y $r_{30} \leq 1,10$

● LAS DENSIDADES DE POLO DE DOS TIPOS DE GRUPOS DE ORIENTACIÓN SE ENCUENTRAN FUERA DEL INTERVALO DE LAS REIVINDICACIONES

FIG. 10

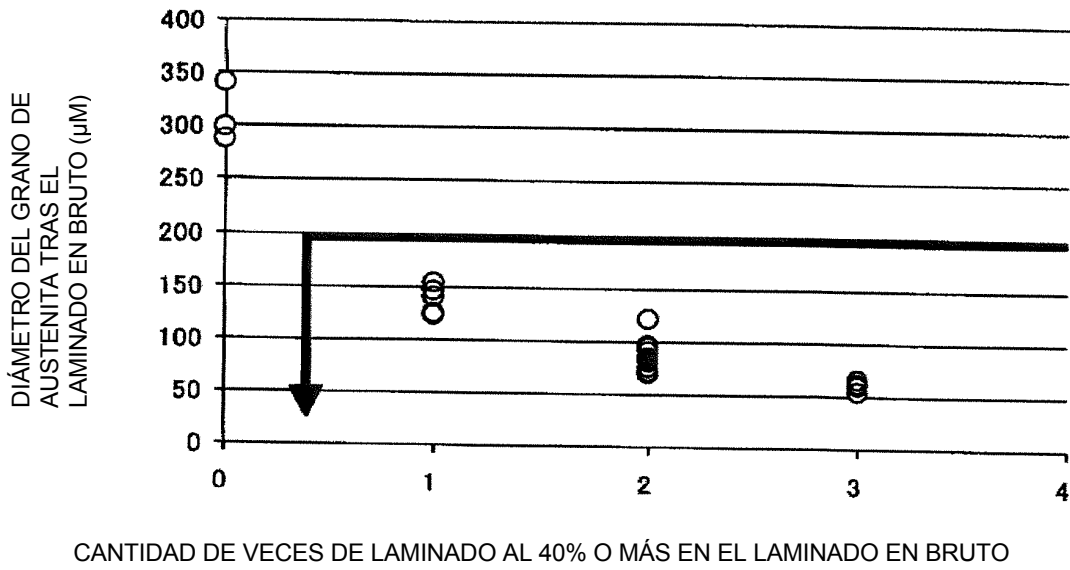


FIG. 11

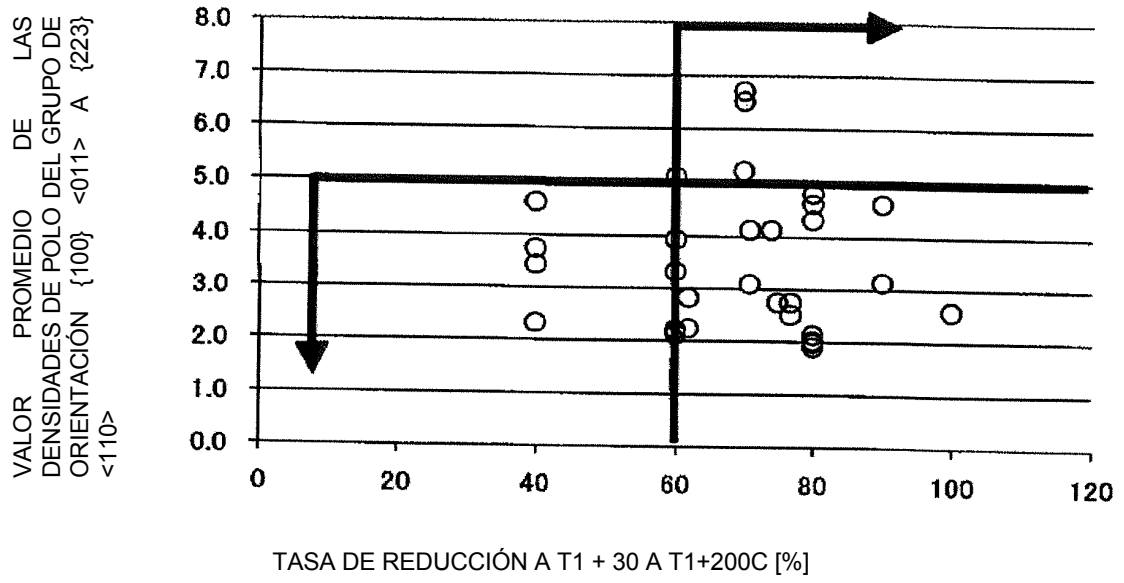


FIG. 12

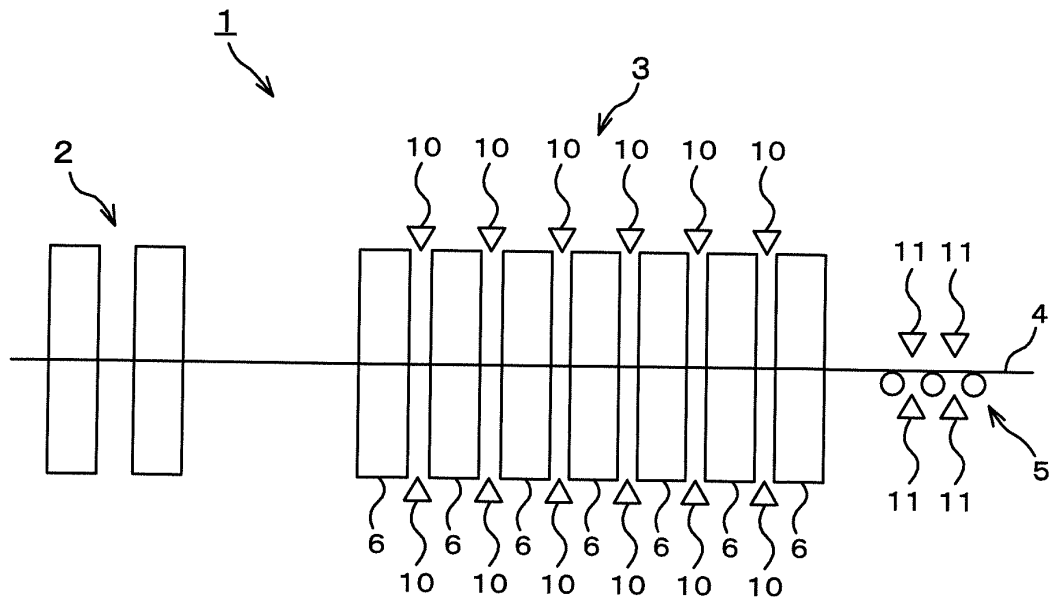


FIG. 13

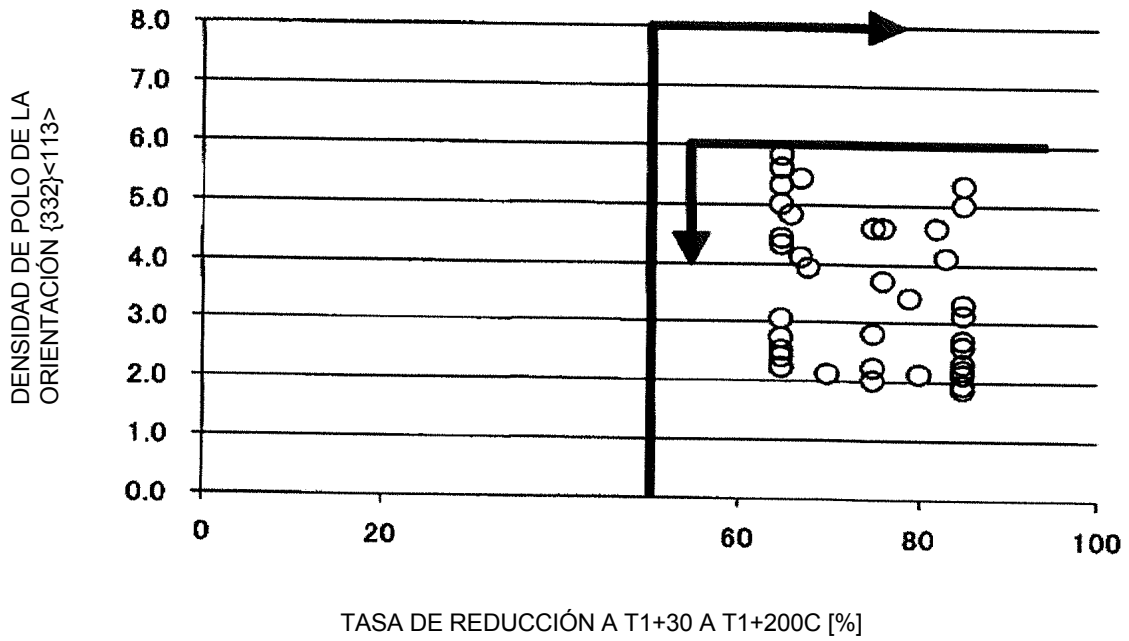


FIG. 14

