

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 654 055**

51 Int. Cl.:

C21D 8/02	(2006.01) C23C 2/28	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01) C22C 38/06	(2006.01)
C22C 38/00	(2006.01) C22C 38/08	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01) C22C 38/12	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01) C22C 38/14	(2006.01)
C22C 38/16	(2006.01) C22C 38/22	(2006.01)
C22C 38/28	(2006.01) C23C 2/40	(2006.01)
C22C 38/38	(2006.01) C22C 38/32	(2006.01)
C23C 2/02	(2006.01)	
C23C 2/06	(2006.01)	

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **19.04.2012** **PCT/JP2012/060634**

87 Fecha y número de publicación internacional: **26.10.2012** **WO12144567**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **19.04.2012** **E 12774097 (5)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **01.11.2017** **EP 2700728**

54 Título: **Chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene una capacidad de alargamiento altamente uniforme y una expansibilidad de agujeros excelente y procedimiento para fabricar la misma**

30 Prioridad:

21.04.2011 JP 2011095254

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
12.02.2018

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**TODA, YURI;
OKAMOTO, RIKI;
FUJITA, NOBUHIRO;
SANO, KOHICHI;
YOSHIDA, HIROSHI y
OGAWA, TOSHIO**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 654 055 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 laminada en frío de alta resistencia que tiene una capacidad de alargamiento altamente uniforme y una expansibilidad de agujeros excelente y procedimiento para fabricar la misma

Campo técnico

- 5 La presente invención se refiere a una chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente, que se utiliza principalmente para piezas de automóviles y similares, y a un procedimiento para fabricar la misma.

Esta solicitud se basa en el beneficio de prioridad de la solicitud de patente japonesa nº 2011-095254 anterior, presentada el 21 de abril de 2011, cuyo contenido total se incorpora a la presente memoria por referencia, y lo reivindica.

Antecedentes de la técnica

- 15 Con el fin de disminuir la emisión de gas carbónico de los automóviles, se ha promovido una reducción de peso de las carrocerías de los vehículos automóviles mediante el uso de chapas de acero de alta resistencia. Además, con el fin también de garantizar la seguridad de un pasajero, se ha utilizado cada vez más una chapa de acero de alta resistencia para una carrocería de un vehículo automóvil adicionalmente a una chapa de acero dulce. Para promover aun más la reducción de peso de las carrocerías de los vehículos automóviles desde ahora, es necesario aumentar la resistencia de la chapa de acero de alta resistencia más allá de lo convencional.

- 20 Con el fin de usar la chapa de acero de alta resistencia para una parte de los bajos de la carrocería, por ejemplo, debe mejorarse en particular la maquinabilidad por desbarbado. Sin embargo, cuando se aumenta la resistencia de una chapa de acero en general, disminuye la formabilidad y disminuye el alargamiento uniforme, importante para el estiraje y la combadura.

- 25 En el documento no relacionado con patentes 1 se describe un procedimiento en el que se hace que quede austenita en una estructura de chapa de acero para asegurar un alargamiento uniforme. Además, en el documento no relacionado con patentes 2 se describe un procedimiento para asegurar un alargamiento uniforme con la misma resistencia haciendo una estructura metálica de un complejo de chapa de acero.

Mientras tanto, también se ha descrito un control de una estructura metálica que mejora la ductilidad local necesaria para el plegado, la expansión de agujeros y el desbarbado. El documento no relacionado con patentes 3 describe que el control de inclusiones, la realización de una estructura uniforme y la disminución adicional de la diferencia de dureza entre estructuras son eficaces a la hora de mejorar la plegabilidad y la expansibilidad de agujeros.

- 30 Este es un procedimiento para mejorar la expansibilidad de agujeros realizando una estructura uniforme mediante un control de la estructura, pero para realizar una estructura uniforme es fundamental un tratamiento térmico desde una sola fase austenítica, según se describe en el documento no relacionado con patentes 4.

- 35 Con el fin de lograr la consecución de resistencia y ductilidad, el documento no relacionado con patentes 4 describe que una estructura de transformación se controla mediante un control del enfriamiento, obteniéndose así fracciones apropiadas de ferrita y bainita. Sin embargo, todos los casos son para mejorar la deformabilidad local dependiendo del control de la estructura, y las propiedades deseadas se ven muy afectadas por el modo en que se forma la estructura.

- 40 Mientras tanto, como procedimiento para mejorar un material de una chapa de acero laminada en caliente, se describe una técnica consistente en aumentar una cantidad de reducción en un laminado en caliente continuo. Esto es lo que se llama una técnica de hacer granos cristalinos finos, en la que se lleva a cabo una reducción considerable a la menor temperatura posible en una zona austenítica y la austenita no recristalizada se transforma en ferrita, para conseguir hacer los granos cristalinos de ferrita, que es la fase principal de un producto, finos.

- 45 El documento no relacionado con patentes 5 describe que los objetivos de este refinado del grano son un aumento de la resistencia y un aumento de la tenacidad. Sin embargo, el documento no relacionado con patentes 5 no presta atención a la mejora de la expansibilidad de agujeros, que se desea resolver mediante la presente invención, y no describe tampoco ningún medio aplicado a una chapa de acero laminada en frío.

Documento de la técnica anterior

Documento no relacionado con patentes

Documento no relacionado con patentes 1: Takahashi, Nippon Steel Technical Report (2003) nº 378, p. 7

- 50 Documento no relacionado con patentes 2: O. Matsumura et al., Trans. ISIJ (1987) vol. 27, p. 570

Documento no relacionado con patentes 3: Kato et al., Steelmaking Research (1984) vol. 312, p. 41

Documento no relacionado con patentes 4: K. Sugimoto et al., (2000) vol. 40, p. 920

Documento no relacionado con patentes 5: Nakayama Steel Works, Ltd. NFG Catalog

Descripción de la invención

Problemas que se han de resolver mediante la invención

- 5 Como se describe anteriormente, la realización de un control de la estructura incluyendo las inclusiones es el procedimiento principal para mejorar el rendimiento de ductilidad local de una chapa de acero de alta resistencia. Sin embargo, dado que se lleva a cabo el control de la estructura, es necesario controlar la forma de los precipitados y las fracciones de ferrita y bainita y es esencial limitar una estructura metálica en calidad de base.

- 10 Así pues, la presente invención se basa en el problema de mejorar el alargamiento uniforme y la maquinabilidad por desbarbado de una chapa de acero de alta resistencia y mejorar también la anisotropía en la chapa de acero controlando las fracciones y la forma de una estructura metálica en calidad de base y controlando una textura. La presente invención tiene el objetivo de proporcionar una chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tenga un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente que permita resolver este problema, y un procedimiento para fabricar la misma.

15 Medios para resolver los problemas

- Los presentes inventores han investigado seriamente un procedimiento para resolver el problema anteriormente descrito. Como resultado de ello, se ha descubierto que, cuando se controlan las condiciones de laminado y las condiciones de enfriamiento dentro de los intervalos requeridos para formar una textura y una estructura de chapa de acero predeterminadas, es posible fabricar así una chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene una excelente maquinabilidad isotrópica.

- 20 La presente invención se ha realizado sobre la base del conocimiento anteriormente descrito y lo esencial de la misma es lo siguiente.

[1]

- 25 Una chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente contiene:

en % en masa,

C: un 0,01 a un 0,4%;

Si: un 0,001 a un 2,5%;

Mn: un 0,001 a un 4,0%;

- 30 P: un 0,001 a un 0,15%;

S: un 0,0005 a un 0,03%;

Al: un 0,001 a un 2,0%;

N: un 0,0005 a un 0,01%; y

- 35 O: un 0,0005 a un 0,01%; estando Si + Al limitado a menos de un 1,0% y estando una cantidad restante compuesta de hierro e impurezas inevitables, estando una parte central de espesor de chapa en un intervalo de 5/8 a 3/8 del espesor de chapa desde la superficie de la chapa de acero, siendo de 5,0 o menos un valor medio de densidades polares del grupo de orientaciones $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ representado por las respectivas orientaciones cristalinas de $\{100\}<011>$, $\{116\}<110>$, $\{114\}<110>$, $\{113\}<110>$, $\{112\}<110>$, $\{335\}<110>$ y $\{223\}<110>$, y siendo de 4,0 o menos una densidad polar de la orientación cristalina $\{332\}<113>$,

- 40 conteniendo una estructura metálica un 5 a un 80% de ferrita, un 5 a un 80% de bainita y un 1% o menos de martensita en términos de una relación de área y siendo de un 5% o menos el total de martensita, perlita y austenita retenida, y

siendo de 0,70 o más un valor r (r_C) en una dirección perpendicular a una dirección de laminado y siendo de 1,10 o menos un valor r (r_{30}) en una dirección de 30° con respecto a la dirección de laminado.

- 45 [2]

La chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según [1], en la que un valor r (r_L) en la dirección de laminado es de 0,70 o

más y un valor r (r_{60}) en una dirección de 60° con respecto a la dirección de laminado es de 1,10 o menos.

[3]

5 La chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según [1], en la que, en la estructura metálica, un diámetro de volumen medio de los granos cristalinos es de $7\text{ }\mu\text{m}$ o menos y un valor medio de una relación de una longitud d_L , de los granos cristalinos, en la dirección de laminado con respecto a una longitud d_t , de los granos cristalinos, en la dirección del espesor de chapa: d_L/d_t es de 3,0 o menos.

[4]

10 La chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según [1] contiene además:

un tipo o dos o más tipos de,

en % en masa,

Ti: un 0,001 a un 0,2%,

Nb: un 0,001 a un 0,2%,

15 B: un 0,0001 a un 0,005%,

Mg: un 0,0001 a un 0,01%,

Rem: un 0,0001 a un 0,1%,

Ca: un 0,0001 a un 0,01%,

Mo: un 0,001 a un 1,0%,

20 Cr: un 0,001 a un 2,0%,

V: un 0,001 a un 1,0%,

Ni: un 0,001 a un 2,0%,

Cu: un 0,001 a un 2,0%,

Zr: un 0,0001 a un 0,2%,

25 W: un 0,001 a un 1,0%,

As: un 0,0001 a un 0,5%,

Co: un 0,0001 a un 1,0%,

Sn: un 0,0001 a un 0,2%,

Pb: un 0,001 a un 0,1%,

30 Y: un 0,001 a un 0,10%, y

Hf: un 0,001 a un 0,10%.

[5]

35 La chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según [1], en la que sobre la superficie se ha llevado a cabo una galvanización por inmersión en baño caliente.

[6]

La chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según [1], en la que, después de la galvanización por inmersión en baño caliente, se lleva a cabo un tratamiento de aleación a una temperatura de 450 a 600 °C.

40 [7]

Un procedimiento de fabricación de una chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un

alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente incluye:

en un lingote de acero que contiene:

en % en masa,

C: un 0,01 a un 0,4%;

5 Si: un 0,001 a un 2,5%;

Mn: un 0,001 a un 4,0%;

P: un 0,001 a un 0,15%;

S: un 0,0005 a un 0,03%;

Al: un 0,001 a un 2,0%;

10 N: un 0,0005 a un 0,01%; y

O: un 0,0005 a un 0,01%; estando Si + Al limitado a menos de un 1,0% y estando una cantidad restante compuesta de hierro e impurezas inevitables,

llevar a cabo un primer laminado en caliente en el que se efectúa un laminado en una relación de reducción de un 40% o más, una o más veces, en un intervalo de temperaturas de no menos de 1.000 °C ni más de 1.200 °C;

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

llevar a cabo un segundo laminado en caliente en el que se efectúa en una pasada un laminado en una relación de reducción de un 30% o más al menos una vez en un rango de temperaturas no inferior a una temperatura $T_1 + 30$ °C ni superior a $T_1 + 200$ °C, determinado mediante la Expresión (1) indicada posteriormente;

ajustar la relación de reducción total en el segundo laminado en caliente a un 50% o más;

20 llevar a cabo una reducción final en una relación de reducción de un 30% o más en el segundo laminado en caliente y a continuación iniciar el enfriamiento primario previo al laminado en frío de tal manera que un tiempo de espera t en segundos cumpla la Expresión (2) indicada posteriormente;

25 ajustar una velocidad media de enfriamiento en el enfriamiento primario a 50 °C/segundo o más y llevar a cabo el enfriamiento primario de manera que un cambio de temperatura esté dentro de un intervalo de no menos de 40 °C ni más de 140 °C;

llevar a cabo un laminado en frío en una relación de reducción no inferior a un 30% ni superior a un 70%;

llevar a cabo un calentamiento hasta un rango de temperaturas de 700 a 900 °C y llevar a cabo una espera de no menos de 1 segundo ni más de 1.000 segundos;

30 llevar a cabo un enfriamiento primario posterior al laminado en frío hasta un rango de temperaturas de 580 a 750 °C a una velocidad media de enfriamiento de 12 °C/segundo o menos;

llevar a cabo un enfriamiento secundario posterior al laminado en frío hasta un rango de temperaturas de 350 a 500 °C a una velocidad media de enfriamiento de 4 a 300 °C/segundo; y

35 llevar a cabo un tratamiento térmico de sobreenviejamiento en el que se lleva a cabo una espera no inferior a t_2 segundos, cumpliendo la Expresión (4) indicada posteriormente, ni superior a 400 segundos en un rango de temperaturas de no menos de 350 °C ni más de 500 °C.

$$T_1 (°C) = 850 + 10 \times (C + N) \times Mn + 350 \times Nb + 250 \times Ti + 40 \times B + 10 \times Cr + 100 \times Mo + 100 \times V \dots (1)$$

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

$$t \leq 2,5 \times t_1 \dots (2)$$

Aquí, t_1 se obtiene mediante la Expresión (3) indicada a continuación.

$$40 \quad t_1 = 0,001 \times ((T_f - T_1) \times P_1/100)^2 - 0,109 \times ((T_f - T_1) \times P_1/100) + 3,1 \dots (3)$$

Aquí, en la Expresión (3) anterior, T_f representa la temperatura del lingote de acero obtenido después de la reducción final en una relación de reducción de un 30% o más y P_1 representa la relación de reducción de la reducción final en un 30% o más.

$$\log(t_2) = 0,0002(T_2 - 425)^2 + 1,18 \dots (4)$$

Aquí, T_2 representa una temperatura de tratamiento de sobreenviejecimiento, y el valor máximo de t_2 está establecido en 400.

[8]

- 5 El procedimiento de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según [7] incluye además:

después de llevar a cabo el enfriamiento primario previo al laminado en frío, llevar a cabo un enfriamiento secundario previo al laminado en frío hasta una temperatura de parada de enfriamiento de 600 °C o menos, a una velocidad media de enfriamiento de 10 a 300 °C/segundo, antes de llevar a cabo el laminado en frío, y llevar a cabo un enfriamiento a 600 °C o menos para obtener una chapa de acero laminada en caliente.

10

[9]

El procedimiento de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según [7], en el que

la relación de reducción total en un intervalo de temperaturas inferior a $T_1 + 30$ °C es de un 30% o menos.

15

[10]

El procedimiento de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según [7], en el que

el tiempo de espera t en segundos cumple además la Expresión (2a) indicada a continuación.

$$t < t_1 \dots (2a)$$

20

[11]

El procedimiento de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según [7], en el que

el tiempo de espera t en segundos cumple además la Expresión (2b) indicada a continuación.

$$t_1 \leq t \leq t_1 \times 2,5 \dots (2b)$$

25

[12]

El procedimiento de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según [7], en el que

el enfriamiento primario posterior al laminado en caliente se inicia entre estaciones de laminado.

[13]

- 30 El procedimiento de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según [7], en el que,

cuando se lleva a cabo el calentamiento hasta el rango de temperaturas de 700 a 900 °C después del laminado en frío, una velocidad media de calentamiento no inferior a la temperatura ambiente ni superior a 650 °C se ajusta a HR_1 (°C/segundo) expresado mediante la Expresión (5) indicada a continuación y

- 35 una velocidad media de calentamiento de más de 650 °C hasta 700 a 900 °C se ajusta a HR_2 (°C/segundo) expresado mediante la Expresión (6) indicada a continuación.

$$HR_1 \geq 0,3 \dots (5)$$

$$HR_2 \leq 0,5 \times HR_1 \dots (6)$$

[14]

- 40 El procedimiento de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según [7] incluye además:

llevar a cabo en la superficie una galvanización por inmersión en baño caliente.

[15]

El procedimiento de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según [14] incluye además:

- 5 llevar a cabo un tratamiento de aleación a una temperatura de 450 a 600 °C después de llevar a cabo la galvanización por inmersión en baño caliente.

Efecto de la invención

Según la presente invención, es posible proporcionar una chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que ya no tiene anisotropía, incluso cuando se añade o se añaden Nb, Ti y/o similares, y que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente.

10 Breve descripción de los dibujos

La FIG. 1 es una vista explicativa de una línea de laminado en caliente continuo.

Modo de llevar a cabo la invención

A continuación se explica la presente invención detalladamente.

- 15 En primer lugar, se explicará una chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente de la presente invención (que en lo que sigue se denominará a veces "chapa de acero de la presente invención").

Orientación cristalina

- 20 En la chapa de acero de la presente invención, un valor medio de densidades polares del grupo de orientaciones $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$, estando una parte central de espesor de chapa en un intervalo de 5/8 a 3/8 del espesor de chapa desde la superficie de la chapa de acero, es un valor característico particularmente importante. Siempre que el valor medio de las densidades polares del grupo de orientaciones $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ sea de 5,0 o menos cuando se lleva a cabo una difracción de rayos X en la parte central de espesor de chapa, que está en un intervalo de 5/8 a 3/8 del espesor de chapa desde la superficie de la chapa de acero, para obtener densidades polares de orientaciones respectivas, es posible satisfacer un espesor de chapa/un radio de plegado $\geq 1,5$ necesario para maquinar una parte de armazón requerida en los últimos años.

25 Cuando el valor anteriormente descrito es mayor de 5,0, la anisotropía de las propiedades mecánicas de la chapa de acero se hace sumamente grande, y además la deformabilidad local se mejora sólo en una determinada dirección, pero un material en una dirección diferente de ésta se deteriora considerablemente, con el resultado de que se hace imposible satisfacer el espesor de chapa/el radio de plegado $\geq 1,5$.

- 30 El valor medio de las densidades polares del grupo de orientaciones $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ es de manera deseable de 4,0 o menos. Cuando se requieran una expansibilidad de agujeros más excelente y una plegabilidad poco limitada, el valor medio anteriormente descrito es de manera deseable de 3,0 o menos.

- 35 Por otra parte, cuando el valor medio anteriormente descrito se hace menor de 0,5, lo que es difícil de lograr en un proceso de laminado en caliente continuo general actual, se ve implicado el deterioro de la deformabilidad local, por lo que el valor medio anteriormente descrito es preferiblemente de 0,5 o más.

Las orientaciones $\{100\}<011>$, $\{116\}<110>$, $\{114\}<110>$, $\{113\}<110>$, $\{112\}<110>$, $\{335\}<110>$ y $\{223\}<110>$ están incluidas en el grupo de orientaciones $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$.

- 40 La densidad polar es sinónimo de una relación de intensidad aleatoria de rayos X. La densidad polar (relación de intensidad aleatoria de rayos X) es un valor numérico obtenido midiendo intensidades de rayos X de una muestra estándar que no tiene acumulación en una orientación específica y una muestra de ensayo en las mismas condiciones mediante difracción de rayos X o similar, y dividiendo la intensidad de rayos X obtenida de la muestra de ensayo por la intensidad de rayos X de la muestra estándar. Esta densidad polar se mide utilizando un dispositivo de difracción de rayos X, EBSD (*Electron Back Scattering Diffraction* = difracción de electrones por retrodispersión) o similar. Además, puede medirse mediante un procedimiento EBSP (*Electron Back Scattering Pattern* = patrón de retrodispersión de electrones) o un procedimiento ECP (*Electron Channeling Pattern* = patrón de canalización de electrones). Puede obtenerse de una textura tridimensional calculada mediante un procedimiento vectorial basado en una figura polar de $\{110\}$; o también puede obtenerse de una textura tridimensional calculada mediante un procedimiento de expansión en serie utilizando una pluralidad de (preferiblemente tres o más) figuras polares entre las figuras polares de $\{110\}$, $\{100\}$, $\{211\}$ y $\{310\}$.

- 50 Por ejemplo, para la densidad polar de cada una de las orientaciones cristalinas anteriormente 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 una sección transversal $\phi 2 = 45^\circ$ en la textura tridimensional (ODF) puede utilizarse tal como está.

El valor medio de las densidades polares del grupo de orientaciones $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ es una media aritmética de las densidades polares de estas orientaciones. Cuando sea imposible obtener todas las intensidades de estas orientaciones, puede utilizarse también como sustituto la media aritmética de las densidades polares de las respectivas orientaciones de $\{100\}\langle 011 \rangle$, $\{116\}\langle 110 \rangle$, $\{114\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$ y $\{223\}\langle 110 \rangle$.

5 Además, por una razón similar, una densidad polar de la orientación cristalina $\{332\}\langle 113 \rangle$ de un plano de chapa en la parte central de espesor de chapa, que está en un intervalo de $5/8$ a $3/8$ del espesor de chapa desde la superficie de la chapa de acero, debe ser de 4,0 o menos. Siempre que sea de 4,0 o menos, es posible satisfacer el espesor de chapa/el radio de plegado $\geq 1,5$ requerido para maquinar una parte de armazón requerida en los últimos años. De manera deseable, es de 3,0 o menos.

10 Cuando la densidad polar de la orientación cristalina $\{332\}\langle 113 \rangle$ es mayor de 4,0, la anisotropía de las propiedades mecánicas de la chapa de acero se hace sumamente grande, y además la deformabilidad local se mejora sólo en una determinada dirección, pero un material en una dirección diferente de ésta se deteriora considerablemente, con el resultado de que se hace imposible satisfacer con seguridad el espesor de chapa/el radio de plegado $\geq 1,5$. Por otra parte, cuando la densidad polar se hace menor de 0,5, lo que es difícil de lograr en un proceso de laminado en caliente continuo general actual, se ve implicado el deterioro de la deformabilidad local, por lo que la densidad polar de la orientación cristalina $\{332\}\langle 113 \rangle$ es preferiblemente de 0,5 o más.

La razón de por qué las densidades polares de las orientaciones cristalinas anteriormente descritas son importantes para dar forma a las propiedades de solidificación en el momento del trabajo de plegado no es necesariamente obvia, pero está relacionada por inferencia con el comportamiento de deslizamiento del cristal en el momento de la deformación por plegado.

La muestra que se ha de someter a la difracción de rayos X se produce reduciendo el espesor de la chapa de acero hasta un espesor de chapa predeterminado mediante un pulido mecánico o similar, y a continuación se elimina la tensión mediante un pulido químico, un pulido electrolítico o similar y, en el intervalo de $5/8$ a $3/8$ del espesor de chapa desde la superficie de la chapa de acero, un plano apropiado se convierte en un plano de medición. Automáticamente, la densidad polar satisface el intervalo de densidades polares limitado anteriormente descrito, no sólo en la parte central de espesor de chapa, que está en un intervalo de $5/8$ a $3/8$ del espesor de chapa desde la superficie de la chapa de acero, sino también en tantas posiciones de espesor como sea posible, y de este modo se mejoran aun más el alargamiento uniforme y la expansibilidad de agujeros. Sin embargo, el intervalo de $5/8$ a $3/8$ desde la superficie de la chapa de acero se mide para, así, hacer posible representar la propiedad del material de toda la chapa de acero en general. Así pues, como intervalo de medición se prescribe un intervalo de $5/8$ a $3/8$ del espesor de chapa.

Incidentalmente, la orientación cristalina 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 cristalina, normalmente la orientación vertical con respecto al plano de la chapa se representa con $[hkl]$ o $\{hkl\}$ y la orientación paralela a la dirección de laminado se representa con (uvw) o $\langle uvw \rangle$. $\{hkl\}$ y $\langle uvw \rangle$ son términos genéricos para planos equivalentes, y $[hkl]$ y (uvw) indican en cada caso un plano cristalino individual. Es decir que, en la presente invención, se fija como objetivo una estructura cúbica centrada en el cuerpo y, así, por ejemplo, los planos (111) , $(\bar{1}\bar{1}1)$, $(1\bar{1}1)$, $(11\bar{1})$, $(\bar{1}1\bar{1})$, $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$, $(1\bar{1}\bar{1})$ y $(\bar{1}11)$ son equivalentes para hacer imposible hacerlos diferentes. En tal caso, estas orientaciones se denominan de manera genérica $\{111\}$. En una representación ODF, $[hkl](uvw)$ se utiliza también para representar orientaciones de otras estructuras cristalinas simétricas bajas y, por lo tanto, es algo generalizado representar cada orientación como $[hkl](uvw)$, pero en la presente invención $[hkl](uvw)$ y $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ son sinónimos entre sí. La medición de la orientación cristalina mediante rayos X se lleva a cabo según el procedimiento descrito en, por ejemplo, Cullity, Elements of X-Ray Diffraction, nueva edición (publicada en 1986, traducida por MATSUMURA, Gentaro, publicada por AGNE Inc.) en las páginas 274 a 296.

45 Valor r

Un valor r (r_C) en una dirección perpendicular a la dirección de laminado es importante en la chapa de acero de la presente invención. Como resultado de la seria investigación, los presentes inventores descubrieron que no siempre es posible obtener una buena expansibilidad de agujeros y una buena plegabilidad, incluso si las densidades polares de las diversas orientaciones cristalinas están dentro de los intervalos apropiados. Para obtener una buena expansibilidad de agujeros y una buena plegabilidad, han de satisfacerse los intervalos de las densidades polares anteriormente descritas y, al mismo tiempo, r_C ha de ser de 0,70 o más. El límite superior de r_C no está determinado en particular, pero si es de 1,10 o menos puede conseguirse una expansibilidad de agujeros más excelente.

Un valor r (r_{30}) en una dirección de 30° con respecto a la dirección de laminado es importante en la chapa de acero de la presente invención. Como resultado de la seria investigación, los presentes inventores descubrieron que no siempre es posible obtener una buena expansibilidad de agujeros y una buena plegabilidad, incluso si las densidades polares de las diversas orientaciones cristalinas están dentro de los intervalos apropiados. Para obtener una buena expansibilidad de agujeros y una buena plegabilidad, han de satisfacerse los intervalos de las densidades polares anteriormente descritas y, al mismo tiempo, r_{30} ha de ser de 1,10 o menos. El límite inferior de r_{30} no está determinado en particular, pero si es de 0,70 o más puede conseguirse una expansibilidad de agujeros más

excelente.

Como resultado de la seria investigación, los presentes inventores descubrieron que, adicionalmente a las densidades polares de las diversas orientaciones cristalinas, r_C y r_{30} , si un valor r (r_L) en la dirección de laminado y un valor r (r_{60}) en una dirección de 60° con respecto a la dirección de laminado son $r_L \geq 0,70$ y $r_{60} \leq 1,10$ respectivamente, puede conseguirse una mejor expansibilidad de agujeros.

Los límites superiores de r_L y r_{60} no están determinados en particular, pero, si r_L es de 1,00 o menos y r_{60} es de 0,90 o más, puede conseguirse una expansibilidad de agujeros más excelente.

Los valores r anteriormente descritos pueden obtenerse mediante un ensayo de tracción utilizando una probeta para ensayos de tracción JIS nº 5. La deformación por tracción que se ha de aplicar es normalmente de un 5 a un 15% en el caso de una chapa de acero de alta resistencia, y los valores r pueden evaluarse en un intervalo del alargamiento uniforme. Incidentalmente, la dirección en la que se lleva a cabo el trabajo de plegado varía dependiendo de las partes que se hayan de trabajar y, por lo tanto, no está limitada en particular, y en el caso de la chapa de acero de la presente invención puede obtenerse una plegabilidad similar incluso si la chapa de acero de la presente invención se pliega en una cualquiera de las direcciones.

En general, una textura y los valores r tienen correlación entre sí, pero, en la chapa de acero de la presente invención, la limitación de las densidades polares de las orientaciones cristalinas y la limitación de los valores r no son sinónimas entre sí y, a no ser que se satisfagan ambas limitaciones al mismo tiempo, no es posible conseguir una buena expansibilidad de agujeros.

Estructura metálica

A continuación se explicarán las razones de limitación relacionadas con una estructura metálica de la chapa de acero de la presente invención.

La estructura de la chapa de acero de la presente invención contiene un 5 a un 80% de ferrita en términos de una relación de área. Debido a la existencia de ferrita con una excelente deformabilidad, mejora el alargamiento uniforme, pero si la relación de área es de menos de un 5% no es posible conseguir un buen alargamiento uniforme, de manera que el límite inferior se establece en un 5%. Por otra parte, cuando existe ferrita en más de un 80% en términos de una relación de área, la expansibilidad de agujeros empeora drásticamente, de modo que el límite superior se establece en un 80%.

Además, la chapa de acero de la presente invención contiene un 5 a un 80% de bainita en términos de una relación de área. Cuando la relación de área es de menos de un 5%, la resistencia disminuye considerablemente, de modo que el límite inferior se establece en un 5%. Por otra parte, cuando existe bainita en más de un 80%, la expansibilidad de agujeros empeora considerablemente, de modo que el límite superior se establece en un 80%.

En la chapa de acero de la presente invención se permite como cantidad restante una relación de área total de un 5% o menos de martensita, perlita y austenita retenida.

Una interfaz entre martensita y ferrita o bainita se convierte en un punto de inicio de fisuración, empeorando así la expansibilidad de agujeros, de modo que la martensita se establece en un 1% o menos.

La austenita retenida se transforma de manera inducida por tensión mecánica en martensita. Una interfaz entre martensita y ferrita o bainita se convierte en un punto de inicio de fisuración, empeorando así la expansibilidad de agujeros. Además, cuando existe mucha perlita a veces se ven reducidas la resistencia y la maquinabilidad. Por lo tanto, la relación de área total de martensita, perlita y austenita retenida se establece en un 5% o menos.

Diámetro de volumen medio de granos cristalinos

En la chapa de acero de la presente invención es necesario ajustar un diámetro de volumen medio de los granos cristalinos en una unidad de grano a $7 \mu\text{m}$ o menos. Cuando existen granos cristalinos con un diámetro de volumen medio mayor de $7 \mu\text{m}$, el alargamiento uniforme es bajo y además la expansibilidad de agujeros es también baja, de manera que el diámetro de volumen medio de los granos cristalinos se establece en $7 \mu\text{m}$ o menos.

En este contexto, convencionalmente, la definición de los granos cristalinos es sumamente imprecisa y resulta difícil cuantificarlos. A diferencia de esto, los presentes inventores descubrieron que es posible resolver el problema de la cuantificación de los granos cristalinos si se determina una "unidad de grano" de los granos cristalinos de la siguiente manera.

La "unidad de grano" de los granos cristalinos determinada en la presente invención se determina de la siguiente manera en un análisis de las orientaciones de la chapa de acero mediante un EBSP (*Electron Back Scattering Pattern* = patrón de retrodispersión de electrones). Es decir que, en un análisis de las orientaciones de la chapa de acero mediante un EBSP, por ejemplo, las orientaciones se miden con 1.500 aumentos, con un paso medido de $0,5 \mu\text{m}$ o menos, y una posición en la que una mala orientación entre puntos medidos adyacentes sobrepasa los 15° se establece como un límite entre granos cristalinos. Entonces, una región rodeada por este límite se determina como

la “unidad de grano” de los granos cristalinos.

Con respecto a los granos cristalinos de la unidad de grano determinada de esta manera, se obtiene un diámetro d de círculo equivalente y el volumen de los granos cristalinos de cada unidad de grano se obtiene mediante $\frac{4}{3}\pi d^3$. A continuación se calcula una media ponderada del volumen y se obtiene el diámetro de volumen medio (*Mean Volume Diameter*).

Cuanto más granos cristalinos grandes haya, aunque el número de éstos sea pequeño, tanto mayor se vuelve el empeoramiento de la ductilidad local. Por lo tanto, el tamaño de los granos cristalinos no es una media de tamaños corriente, y el diámetro de volumen medio definido como media ponderada del volumen está fuertemente correlacionado con la ductilidad local. Para conseguir este efecto, el diámetro de volumen medio de los granos cristalinos ha de ser de 7 μm o menos. Es deseable que sea de 5 μm o menos para asegurar la expansibilidad de agujeros a mayor nivel. Incidentalmente, el procedimiento para medir granos cristalinos se establece como se ha descrito anteriormente.

Propiedad equiaxial de granos cristalinos

Además, como resultado de la seria investigación, los presentes inventores descubrieron que cuando una relación de una longitud d_L , de los granos cristalinos en la unidad de grano, en la dirección de laminado, con respecto a una longitud d_t , de los granos cristalinos en la unidad de grano, en la dirección del espesor de chapa: d_L/d_t es de 3,0 o menos, la expansibilidad de agujeros mejora enormemente. Este significado físico no es obvio, pero es imaginable que la forma de los granos cristalinos en la unidad de grano es similar a una esfera más que a un elipsoide y, por lo tanto, se mitiga la concentración de esfuerzo en los contornos de grano y de este modo mejora la expansibilidad de agujeros.

Además, como resultado de la seria investigación, los presentes inventores descubrieron que, cuando un valor medio de la relación de la longitud d_L , en la dirección de laminado, con respecto a la longitud d_t en la dirección del espesor de chapa: d_L/d_t es de 3,0 o menos, puede conseguirse una buena expansibilidad de agujeros. Cuando el valor medio de la relación de la longitud d_L , en la dirección de laminado, con respecto a la longitud d_t en la dirección del espesor de chapa: d_L/d_t es mayor que 3,0, empeora toda la expansibilidad.

Composición química

A continuación se explicarán razones para limitar una composición química de la chapa de acero de la presente invención. Incidentalmente, el % según la composición química significa % en masa.

C: un 0,01 a un 0,4%

El C es un elemento eficaz para mejorar la resistencia mecánica, de manera que se añade un 0,01% o más. Preferiblemente es de un 0,03% o más, y más preferiblemente es de un 0,05% o más. Por otra parte, cuando sobrepasa un 0,4% empeoran la maquinabilidad y la soldabilidad, de manera que el límite superior se establece en un 0,4%. Preferiblemente es de un 0,3% o menos, y más preferiblemente es de un 0,25% o menos.

Si: un 0,001 a un 2,5%

El Si es un elemento eficaz para mejorar la resistencia mecánica. Sin embargo, si el Si sobrepasa un 2,5% empeora la maquinabilidad y además se producen defectos superficiales, de manera que el límite superior se establece en un 2,5%. Por otra parte, es difícil disminuir el Si a menos de un 0,001% en un acero práctico, de manera que el límite inferior se establece en un 0,001%.

Mn: un 0,001 a un 4,0%

El Mn es también un elemento eficaz para mejorar la resistencia mecánica, pero cuando el Mn sobrepasa un 4,0% empeora la maquinabilidad, de manera que el límite superior se establece en un 4,0%. Preferiblemente, es de un 3,0% o menos. Por otra parte, es difícil disminuir el Mn a menos de un 0,001% en un acero práctico, de manera que el límite inferior se establece en un 0,001%. Cuando, aparte del Mn, no se añaden suficientemente elementos tales como el Ti, que suprime la aparición de fisuración en caliente causada por el S, es deseable añadir Mn de modo que se satisfaga $\text{Mn/S} \geq 20\%$ en masa.

P: un 0,001 a un 0,15%

El límite superior del P se establece en un 0,15% con el fin de evitar el empeoramiento de la maquinabilidad y la fisuración durante el laminado en caliente o el laminado en frío. Preferiblemente, es de un 0,04% o menos. El límite inferior se establece en un 0,001%, aplicable en el refino general actual (incluyendo el refino secundario).

S: un 0,0005 a un 0,03%

El límite superior del S se establece en un 0,03% con el fin de evitar el empeoramiento de la maquinabilidad y la fisuración durante el laminado en caliente o el laminado en frío. Preferiblemente, es de un 0,01% o menos. El límite

inferior se establece en un 0,0005%, aplicable en el refino general actual (incluyendo el refino secundario).

Al: un 0,001 a un 2,0%

5 Para la desoxidación se añade un 0,001% o más de Al. Además, el Al aumenta considerablemente un punto de transformación γ a α , por lo que es un elemento eficaz cuando está previsto en particular un laminado en caliente en un punto A_{r3} o menor, pero cuando es demasiado empeora la soldabilidad, de manera que el límite superior se establece en un 2,0%.

N y O: un 0,0005 a un 0,01%

10 El N y el O son impurezas y ambos elementos se establecen en un 0,01% o menos con el fin de evitar que empeore la maquinabilidad. Los límites inferiores se establecen cada uno en un 0,0005%, aplicable en el refino general actual (incluyendo el refino secundario).

Si + Al: menos de un 1,0%

Cuando el Si y el Al están contenidos excesivamente en la chapa de acero de la presente invención, se suprime la precipitación de cementita durante un tratamiento de sobreenviejamiento y la fracción de austenita retenida se hace demasiado grande, de manera que la cantidad total añadida de Si y Al se establece en menos de un 1%.

15 En la chapa de acero de la presente invención pueden estar contenidos un tipo o dos o más tipos de Ti, Nb, B, Mg, Rem, Ca, Mo, Cr, V, W, Zr, Cu, Ni, As, Co, Sn, Pb, Y y Hf, que son elementos que se han utilizado hasta ahora, para mejorar la expansibilidad de agujeros controlando las inclusiones para hacer los precipitados finos.

20 El Ti, el Nb y el B son elementos para mejorar el material a través de mecanismos de fijación de carbono y nitrógeno, refuerzo de precipitación, control de estructura, refuerzo de grano fino y similares, de manera que, según las necesidades, se añade un 0,001% o más de Ti, se añade un 0,001% o más de Nb y se añade un 0,0001% o más de B. El Ti es preferiblemente un 0,01% o más y el Nb es preferiblemente un 0,005% o más.

25 Sin embargo, cuando se añaden en exceso no se consigue ningún efecto significativo y, en lugar de ello, empeoran la maquinabilidad y la fabricabilidad, de manera que el límite superior del Ti se establece en un 0,2%, el límite superior del Nb se establece en un 0,2% y el límite superior del B se establece en un 0,005%. El B es preferiblemente un 0,003% o menos.

30 El Mg, el Rem y el Ca son elementos para hacer inocuas las inclusiones, de manera que el límite inferior de cada uno de ellos se establece en un 0,0001%. El Mg es preferiblemente un 0,0005% o más, el Rem es preferiblemente un 0,001% o más y el Ca es preferiblemente un 0,0005% o más. Por otra parte, cuando se añaden en exceso empeora la pureza del acero, de manera que el límite superior del Mg se establece en un 0,01%, el límite superior del Rem se establece en un 0,1% y el límite superior del Ca se establece en un 0,01%. El Ca es preferiblemente un 0,01% o menos.

35 El Mo, el Cr, el Ni, el W, el Zr y el As son elementos eficaces para aumentar la resistencia mecánica y mejorar el material, de manera que, según las necesidades, se añade un 0,001% o más de Mo, se añade un 0,001% o más de Cr, se añade un 0,001% o más de Ni, se añade un 0,001% o más de W, se añade un 0,0001% o más de Zr y se añade un 0,0001% o más de As. El Mo es preferiblemente un 0,01% o más, el Cr es preferiblemente un 0,01% o más, el Ni es preferiblemente un 0,05% o más y el W es preferiblemente un 0,01% o más.

40 Sin embargo, cuando se añaden en exceso empeora la maquinabilidad por contrarios, de manera que el límite superior del Mo se establece en un 1,0%, el límite superior del Cr se establece en un 2,0%, el límite superior del Ni se establece en un 2,0%, el límite superior del W se establece en un 1,0%, el límite superior del Zr se establece en un 0,2% y el límite superior del As se establece en un 0,5%. El Zr es preferiblemente un 0,05% o menos.

45 El V y el Cu, de manera similar al Nb y el Ti, son elementos eficaces para reforzar la precipitación y son elementos que causan menos empeoramiento de la deformabilidad local atribuible a un refuerzo por adición que el Nb y el Ti, de manera que el V y el Cu son elementos más eficaces que el Nb y el Ti cuando se requieren una alta resistencia y una mejor expansibilidad de agujeros. Por lo tanto, los límites inferiores del V y el Cu se establecen ambos en un 0,001%. Preferiblemente son cada uno de un 0,01% o más.

Sin embargo, cuando se añaden en exceso empeora la maquinabilidad, de manera que el límite superior del V se establece en un 1,0% y el límite superior del Cu se establece en un 2,0%. El V es preferiblemente un 0,5% o menos.

50 El Co aumenta considerablemente el punto de transformación γ a α , por lo que es un elemento eficaz cuando está previsto en particular un laminado en caliente en el punto A_{r3} o menor. Para obtener un efecto de adición, se añade un 0,0001% o más. Preferiblemente es de un 0,001% o más. Sin embargo, cuando se añade en exceso empeora la soldabilidad, de manera que el límite superior se establece en un 1,0%. Preferiblemente es de un 0,1% o menos.

El Sn y el Pb son elementos eficaces para mejorar la humectabilidad y la adhesividad de la galvanización, de manera que se añade un 0,0001% o más de Sn y se añade un 0,001% o más de Pb. El Sn es preferiblemente un

0,001% o más. Sin embargo, cuando se añaden en exceso es probable que se produzcan defectos durante la fabricación y además disminuye la tenacidad, de manera que el límite superior del Sn se establece en un 0,2% y el límite superior del Pb se establece en un 0,1%. El Sn es preferiblemente un 0,1% o menos.

- 5 El Y y el Hf son elementos eficaces para mejorar la resistencia a la corrosión. Cuando los elementos son en cada caso menos de un 0,001% no se consigue un efecto de adición, de manera que los límites inferiores de los mismos se establecen en un 0,001%. Por otra parte, cuando sobrepasan en cada caso un 0,10% empeora la expansibilidad de agujeros, de manera que el límite superior de cada uno de los elementos se establece en un 0,10%.

Procedimiento de fabricación

- 10 A continuación se explicará un procedimiento para fabricar la chapa de acero de la presente invención (que en lo que sigue se denominará a veces "procedimiento de fabricación de la presente invención"). Con el fin de lograr un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente, es importante formar una textura que sea aleatoria en términos de densidades polares y controlar las condiciones de las fracciones estructurales de ferrita y bainita y la dispersión de forma. A continuación se explicarán los detalles.

- 15 Un procedimiento de fabricación anterior al laminado en caliente no está limitado en particular. Es decir que, posteriormente a la fusión mediante un horno de cuba, un horno eléctrico o similar, puede realizarse un refinado secundario de diversas maneras y a continuación puede llevarse a cabo una colada mediante una colada continua normal, o mediante un procedimiento de lingotado, o además mediante una colada de desbastes planos finos o similar. En el caso de un desbaste plano de colada continua, es posible enfriar un desbaste plano de colada continua una vez hasta una baja temperatura y después calentarlo de nuevo para, a continuación, someterlo a un laminado en caliente, o también es posible someter un desbaste plano de colada continua a un laminado en caliente de manera continua después de la colada. Incidentalmente, también puede utilizarse chatarra como materia prima del acero.

Primer laminado en caliente

- 25 Un desbaste plano extraído de un horno de caldeo se somete a un proceso de laminado en bruto, que es el primer laminado en caliente que se ha de laminar en bruto, y de este modo se obtiene una barra en bruto. La chapa de acero de la presente invención ha de satisfacer los siguientes requisitos. En primer lugar es importante un diámetro de grano de austenita después del laminado en bruto, a saber un diámetro de grano de austenita antes del laminado de acabado. Es deseable que el diámetro de grano de austenita antes del laminado de acabado sea pequeño, y un diámetro de grano de austenita de 200 μm o menos contribuye enormemente a hacer los granos cristalinos finos y a una homogeneización de los granos cristalinos, haciendo así posible dispersar finamente y uniformemente la martensita que se habrá de formar en un proceso posterior.

Para conseguir el diámetro de grano de austenita de 200 μm o menos antes del laminado de acabado, es necesario llevar a cabo un laminado en una relación de reducción de un 40% o más una vez o más en el laminado en bruto en un rango de temperaturas de 1.000 a 1.200 °C.

- 35 Es deseable que el diámetro de grano de austenita antes del laminado de acabado sea de 100 μm o menos, y para conseguir este diámetro de grano se lleva a cabo un laminado a un 40% o más dos veces o más. Sin embargo, cuando en el laminado en bruto la reducción es mayor de un 70% o se lleva a cabo el laminado más de 10 veces, existe la preocupación de que la temperatura de laminado disminuya o se produzca cascarilla excesivamente.

- 40 De este modo, cuando el diámetro de grano de austenita antes del laminado de acabado se ajusta a 200 μm o menos, se promueve la recrystalización de la austenita en el laminado de acabado y, mediante la formación de la textura y la uniformización de la unidad de grano, se mejoran el alargamiento uniforme y la expansibilidad de agujeros de un producto final.

- 45 Se supone que esto es porque un contorno de grano de austenita después del laminado en bruto (a saber antes del laminado de acabado) hace las veces de un núcleo de recrystalización durante el laminado de acabado. El diámetro de grano de austenita después del laminado en bruto se confirma templando lo más posible (se enfría a 10 °C/segundo o más, por ejemplo) un trozo de chapa de acero antes de someterla al laminado de acabado, atacando con ácido una sección transversal del trozo de chapa de acero para hacer que aparezcan los contornos de grano de austenita y observando los contornos de grano de austenita mediante un microscopio óptico. En esta ocasión, con 50 aumentos o más, se mide el diámetro de grano de austenita de 20 campos visuales o más mediante un análisis de imagen o un procedimiento de recuento de puntos.

Segundo laminado en caliente

Una vez completado el proceso de laminado en bruto (primer laminado en caliente), se inicia un proceso de laminado de acabado, que es el segundo laminado en caliente. Es deseable ajustar el tiempo entre la completación del proceso de laminado en bruto y el inicio del proceso de laminado de acabado a 150 segundos o menos.

- 55 En el proceso de laminado de acabado (segundo laminado en caliente), es deseable ajustar una temperatura inicial

de laminado de acabado a 1.000 °C o más. Cuando la temperatura inicial de laminado de acabado es de menos de 1.000 °C, en cada pasada del laminado de acabado, la temperatura del laminado que se ha de aplicar a la barra en bruto por laminar disminuye, la reducción se efectúa en un rango de temperaturas en el que no se produce recristalización, la textura se desarrolla y, por lo tanto, empeora la isotropía.

5 Incidentalmente, el límite superior de la temperatura inicial de laminado de acabado no está limitado en particular. Sin embargo, cuando es de 1.150 °C o más es probable que se produzca una ampolla que sea el punto inicial de un defecto de cascarilla en forma de husillo escamoso entre un hierro de base de la chapa de acero y una cascarilla de superficie antes del laminado de acabado y entre pasadas, y por lo tanto es deseable que la temperatura inicial de laminado de acabado sea de menos de 1.150 °C.

10 En el laminado de acabado, una temperatura determinada mediante la composición química de la chapa de acero se establece como T1 y, en un rango de temperaturas de no menos de T1 + 30 °C ni más de T1 + 200 °C, se lleva a cabo el laminado en un 30% o más en una pasada al menos una vez. Además, en el laminado de acabado, la relación de reducción total se ajusta a un 50% o más. Cumpliendo esta condición, en la parte central de espesor de chapa, que está en un intervalo de 5/8 a 3/8 del espesor de chapa desde la superficie de la chapa de acero, el valor medio de las densidades polares del grupo de orientaciones {100}<011> a {223}<110> se hace igual a 5,0 o menos y la densidad polar de la orientación cristalina {332}<113> se hace igual a 4,0 o menos. Esto hace posible asegurar el alargamiento uniforme y la expansibilidad de agujeros del producto final.

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

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

20 C, N, Mn, Nb, Ti, B, Cr, Mo y V representan cada uno el contenido del elemento (% en masa).

Una reducción fuerte en el rango de temperaturas de no menos de T1 + 30 °C ni más de T1 + 200 °C, y una reducción ligera a menos de T1 + 30 °C después, controlan el valor medio de las densidades polares del grupo de orientaciones {100}<011> a {223}<110> y la densidad polar de la orientación cristalina {332}<113> en la parte central de espesor de chapa, que está en un intervalo de 5/8 a 3/8 del espesor de chapa desde la superficie de la chapa de acero, y de este modo se mejoran drásticamente el alargamiento uniforme y la expansibilidad de agujeros del producto final, como se muestra en los ejemplos que se describirán posteriormente.

25 Esta temperatura T1 misma se obtiene empíricamente. Los presentes inventores han aprendido empíricamente mediante experimentos que la recristalización en una zona austenítica de cada acero se promueve sobre la base de la temperatura T1. Con el fin de conseguir un mejor alargamiento uniforme y una mejor expansibilidad de agujeros, es importante acumular tensión mecánica mediante la reducción fuerte, y la relación de reducción total de un 50% o más es esencial en el laminado de acabado. Además, es deseable realizar una reducción en un 70% o más y, por otra parte, si se realiza una relación de reducción en más de un 90% se añaden como resultado una temperatura de protección y una carga de laminado excesiva.

30 Cuando la relación de reducción total en el rango de temperaturas de no menos de T1 + 30 °C ni más de T1 + 200 °C es inferior a un 50%, la tensión mecánica de laminado por acumular durante el laminado en caliente no es suficiente y la recristalización de la austenita no avanza lo suficiente. Por lo tanto, la textura se desarrolla y la isotropía empeora. Cuando la relación de reducción total es de un 70% o más, es posible obtener la suficiente isotropía, incluso considerando variaciones atribuibles a fluctuaciones de la temperatura o similares. Por otra parte, cuando la relación de reducción total sobrepasa un 90% se hace difícil conseguir el rango de temperaturas de T1 + 200 °C o menos debido a la generación de calor por procesamiento y, además, una carga de laminado aumenta causando un riesgo de que el laminado resulte difícil de llevar a cabo.

En el laminado de acabado, con el fin de promover la recristalización uniforme causada por la liberación de la tensión mecánica acumulada, el laminado en un 30% o más se lleva a cabo en una pasada al menos una vez a una temperatura no inferior a T1 + 30 °C ni superior a T1 + 200 °C.

45 Incidentalmente, con el fin de promover la recristalización uniforme, es necesario contener una cantidad de procesamiento en un rango de temperaturas de menos de T1 + 30 °C, lo más pequeña posible. Para lograrlo es deseable que la relación de reducción en menos de T1 + 30 °C sea de un 30% o menos. En términos de precisión de espesor de chapa y forma de chapa, es deseable que la relación de reducción sea de un 10% o menos. Cuando se obtiene además isotropía, es deseable que la relación de reducción en el rango de temperaturas de menos de T1 + 30 °C sea de un 0%.

Es deseable que el laminado de acabado se termine a T1 + 30 °C o más. En el laminado en caliente a menos de T1 + 30 °C, los granos de austenita granulada que se recristalizan una vez se alargan, causando así un riesgo de que empeore la isotropía.

55 Es decir que, en el procedimiento de fabricación de la presente invención, en el laminado de acabado, recristalizando la austenita de manera fina y uniforme se controla la textura del producto y se mejoran el alargamiento uniforme y la expansibilidad de agujeros.

Puede obtenerse una relación de laminado mediante los rendimientos reales o cálculo a partir de la carga de laminado, medición del espesor de chapa y/o similares. La temperatura puede medirse exactamente mediante un termómetro entre estaciones o puede obtenerse mediante una simulación de cálculo considerando la generación de calor por procesamiento a partir de la velocidad de la línea, la relación de reducción y/o similares. De este modo, es posible confirmar fácilmente si se lleva a cabo o no el laminado prescrito en la presente invención.

Cuando el laminado en caliente se termina en Ar_3 o menos, el laminado en caliente se vuelve un laminado de zona de dos fases de austenita y ferrita y la acumulación en el grupo de orientaciones $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ se hace intensa. Como resultado de ello, el alargamiento uniforme y la expansibilidad de agujeros empeoran considerablemente.

Para hacer los granos cristalinos finos y suprimir los granos alargados, una cantidad máxima de generación de calor de procesamiento durante la reducción a una temperatura no inferior a $T1 + 30^\circ$ ni superior a $T1 + 200^\circ C$, a saber un margen aumentado de temperatura por la reducción, se contiene de manera deseable a $18^\circ C$ o menos. Para lograr esto es deseable aplicar un enfriamiento entre estaciones o similar.

Enfriamiento primario previo al laminado en frío

Después de llevar a cabo una reducción final en una relación de reducción de un 30% o más en el laminado de acabado, se inicia un enfriamiento primario previo al laminado en frío de tal manera que un tiempo de espera t en segundos cumpla la Expresión (2) indicada a continuación.

$$t \leq 2,5 \times t1 \cdots (2)$$

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

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

Aquí, en la Expresión (3) anterior, Tf representa la temperatura de un lingote de acero obtenido después de la reducción final en una relación de reducción de un 30% o más y $P1$ representa la relación de reducción de la reducción final en un 30% o más.

Incidentalmente, la "reducción final en una relación de reducción de un 30% o más" indica el laminado efectuado finalmente entre los laminados cuya relación de reducción se vuelve de un 30% o más, de los laminados en una pluralidad de pasadas realizadas en el laminado de acabado. Por ejemplo, cuando entre los laminados en una pluralidad de pasadas realizadas en el laminado de acabado la relación de reducción del laminado efectuado en la etapa final es de un 30% o más, el laminado efectuado en la etapa final es la "reducción final en una relación de reducción de un 30% o más". Además, cuando entre los laminados en una pluralidad de pasadas realizadas en el laminado de acabado la relación de reducción del laminado efectuado antes de la etapa final es de un 30% o más, y después de llevar a cabo el laminado efectuado antes de la etapa final (laminado en una relación de reducción de un 30% o más) no se lleva a cabo el laminado cuya relación de reducción se vuelve de un 30% o más, el laminado efectuado antes de la etapa final (laminado en una relación de reducción de un 30% o más) es la "reducción final en una relación de reducción de un 30% o más".

En el laminado de acabado, el tiempo de espera t en segundos hasta que se inicia el enfriamiento primario previo al laminado en frío después de llevarse a cabo la reducción final en una relación de reducción de un 30% o más influye enormemente en el diámetro de grano de austenita. Es decir que influye enormemente en una fracción de grano equiáxica y una relación de área de grano grueso de la chapa de acero.

Cuando el tiempo de espera t sobrepasa $t1 \times 2,5$, la recristalización está ya casi completada, pero los granos cristalinos crecen considerablemente y el engrosamiento del tamaño de grano avanza y, por lo tanto, los valores r y el alargamiento disminuyen.

El tiempo de espera t en segundos cumple además la Expresión (2a) indicada a continuación, haciendo así posible suprimir de manera preferencial el crecimiento de los granos cristalinos. Por consiguiente, aunque la recristalización no avance lo suficiente es posible mejorar suficientemente el alargamiento de la chapa de acero y mejorar simultáneamente las características de fatiga.

$$t < t1 \cdots (2a)$$

Al mismo tiempo, el tiempo de espera t en segundos cumple además la Expresión (2b) indicada a continuación y de este modo la recristalización avanza lo suficiente y se aleatorizan las orientaciones cristalinas. Por lo tanto, es posible mejorar suficientemente el alargamiento de la chapa de acero y mejorar enormemente la isotropía de manera simultánea.

$$t1 \leq t \leq t1 \times 2,5 \cdots (2b)$$

Aquí, como se muestra en la FIG. 1, en una línea 1 de laminado en caliente continuo, el lingote de acero (desbaste plano) calentado hasta una temperatura predeterminada en el horno de caldeo se lamina en un tren desbastador 2 y

en un tren acabador 3 secuencialmente para obtener una chapa 4 de acero laminado en caliente con un espesor predeterminado, y la chapa 4 de acero laminado en caliente se transporta fuera sobre una mesa final 5. En el procedimiento de fabricación de la presente invención, en el proceso de laminado en bruto (primer laminado en caliente) efectuado en el tren desbastador 2, el laminado en una relación de reducción de un 20% o más se lleva a cabo en el lingote de acero (desbaste plano) una vez o más en un intervalo de temperaturas de no menos de 1.000 °C ni más de 1.200 °C.

La barra en bruto así laminada hasta un espesor predeterminado en el tren desbastador 2 se somete a continuación a un laminado de acabado (se somete al segundo laminado en caliente) a través de una pluralidad de estaciones 6 de laminado del tren acabador 3, para obtener la chapa 4 de acero laminada en caliente. Entonces, en el tren acabador 3, se lleva a cabo el laminado en un 30% o más en una pasada al menos una vez en el rango de temperaturas no inferior a una temperatura de $T1 + 30\text{ °C}$ ni superior a $T1 + 200\text{ °C}$. Además, en el tren acabador 3, la relación de reducción total se vuelve de un 50% o más.

Posteriormente, en el proceso de laminado de acabado, después de haberse llevado a cabo la reducción final en una relación de reducción de un 30% o más, se inicia el enfriamiento primario previo al laminado en frío de tal manera que el tiempo de espera t en segundos cumpla la Expresión (2) indicada anteriormente o bien las Expresiones (2a) o (2b) indicadas anteriormente. El inicio de este enfriamiento primario previo al laminado en frío se lleva a cabo mediante unas toberas 10 de enfriamiento entre estaciones, dispuestas entre, en cada caso, dos de las estaciones 6 de laminado del tren acabador 3, o unas toberas 11 de enfriamiento dispuestas en la mesa final 5.

Por ejemplo, cuando la reducción final en una relación de reducción de un 30% o más se lleva a cabo sólo en la estación 6 de laminado dispuesta en la etapa delantera del tren acabador 3 (en el lado izquierdo en la FIG. 1, en el lado situado corriente arriba con respecto al laminado) y el laminado cuya relación de reducción se vuelve de un 30% o más no se lleva a cabo en la estación 6 de laminado dispuesta en la etapa trasera del tren acabador 3 (en el lado derecho de la FIG. 1, en el lado situado corriente abajo con respecto al laminado), si el inicio del enfriamiento primario previo al laminado en frío se efectúa mediante las toberas 11 de enfriamiento dispuestas en la mesa final 5, a veces se provoca una situación en la que el tiempo de espera t en segundos no cumple la Expresión (2) indicada anteriormente o las Expresiones (2a) y (2b) indicadas anteriormente. En tal caso, el enfriamiento primario previo al laminado en frío se inicia mediante las toberas 10 de enfriamiento entre estaciones, dispuestas entre, en cada caso, dos de las estaciones 6 de laminado del tren acabador 3.

Además, por ejemplo, cuando la reducción final en una relación de reducción de un 30% o más se lleva a cabo en la estación 6 de laminado dispuesta en la etapa trasera del tren acabador 3 (en el lado derecho en la FIG. 1, en el lado situado corriente abajo con respecto al laminado), aunque el inicio del enfriamiento primario previo al laminado en frío se efectúe mediante las toberas 11 de enfriamiento dispuestas en la mesa final 5, a veces se da el caso de que el tiempo de espera t en segundos puede cumplir la Expresión (2) indicada anteriormente o las Expresiones (2a) y (2b) indicadas anteriormente. En tal caso, el enfriamiento primario previo al laminado en frío puede iniciarse también mediante las toberas 11 de enfriamiento dispuestas en la mesa final 5. Huelga decir que, mientras se complete el rendimiento de la reducción final en una relación de reducción de un 30% o más, el enfriamiento primario previo al laminado en frío puede también iniciarse mediante las toberas 10 de enfriamiento entre estaciones, dispuestas entre, en cada caso, dos de las estaciones 6 de laminado del tren acabador 3.

Entonces, en este enfriamiento primario previo al laminado en frío, se lleva a cabo un enfriamiento en el que, a una velocidad media de enfriamiento de 50 °C/segundo o más, un cambio de temperatura (caída de temperatura) se vuelve no inferior a 40 °C ni superior a 140 °C.

Cuando el cambio de temperatura es de menos de 40 °C, los granos de austenita recristalizados crecen y la tenacidad a baja temperatura empeora. El cambio de temperatura se ajusta a 40 °C o más, haciendo así posible contener el engrosamiento de tamaño de los granos de austenita. Cuando el cambio de temperatura es de menos de 40 °C no es posible conseguir el efecto. Por otra parte, cuando el cambio de temperatura sobrepasa los 140 °C la recristalización se vuelve insuficiente y se hace difícil obtener una textura aleatoria planteada como objetivo. Además, una fase de ferrita eficaz para el alargamiento tampoco se obtiene fácilmente y la dureza de una fase de ferrita se vuelve alta y, de este modo, empeoran también el alargamiento uniforme y la expansibilidad de agujeros. Además, cuando el cambio de temperatura es de más de 140 °C es probable provocar una sobretensión hasta/más allá de una temperatura de punto de transformación Ar3. En este caso, incluso mediante la transformación a partir de austenita recristalizada, como resultado de aguzar la selección de variante, la textura se forma y la isotropía disminuye en consecuencia.

Cuando la velocidad media de enfriamiento en el enfriamiento primario previo al laminado en frío es inferior a 50 °C/segundo, como es de esperar los granos de austenita recristalizada crecen y la tenacidad a baja temperatura empeora. El límite superior de la velocidad media de enfriamiento no está determinado en particular, pero, en términos de forma de chapa de acero, se consideran adecuados 200 °C/segundo o menos.

Además, para suprimir el crecimiento de grano y obtener una tenacidad a baja temperatura más excelente, es deseable utilizar un dispositivo de enfriamiento entre pasadas o similar, para llevar la generación de calor por procesamiento entre las estaciones respectivas del laminado de acabado a 18 °C o menos.

La relación de laminado (relación de reducción) puede obtenerse mediante los rendimientos reales o cálculo a partir de la carga de laminado, medición del espesor de chapa y/o similares. La temperatura del lingote de acero durante el laminado puede medirse exactamente mediante un termómetro dispuesto entre las estaciones o puede obtenerse mediante una simulación considerando la generación de calor por procesamiento a partir de la velocidad de la línea, la relación de reducción y/o similares, o puede obtenerse por ambos métodos.

Además, como se ha explicado anteriormente, para promover la recristalización uniforme, es deseable que la cantidad de procesamiento en el rango de temperaturas de menos de $T1 + 30\text{ }^{\circ}\text{C}$ sea lo más pequeña posible y es deseable que la relación de reducción en el rango de temperaturas de menos de $T1 + 30\text{ }^{\circ}\text{C}$ sea de un 30% o menos. Por ejemplo, en caso de que en el tren acabador 3 de la línea 1 de laminado en caliente continuo mostrada en la FIG. 1, al atravesar una o dos o más de las estaciones 6 de laminado dispuestas en el lado delantero de la etapa (en el lado izquierdo en la FIG. 6, en el lado situado corriente arriba con respecto al laminado), la chapa de acero esté dentro del rango de temperaturas de no menos de $T1 + 30\text{ }^{\circ}\text{C}$ ni más de $T1 + 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ y, al atravesar una o dos o más de las estaciones 6 de laminado dispuestas en el lado trasero subsiguiente de la etapa (en el lado derecho en la FIG. 6, en el lado situado corriente abajo con respecto al laminado), la chapa de acero esté dentro del rango de temperatura de menos de $T1 + 30\text{ }^{\circ}\text{C}$, cuando la chapa de acero atraviesa una o dos o más de las estaciones 6 de laminado dispuestas en el lado trasero subsiguiente de la etapa (en el lado derecho en la FIG. 1, en el lado situado corriente abajo con respecto al laminado), aunque la reducción no se lleve a cabo o se lleve a cabo, es deseable que la relación de reducción a menos de $T1 + 30\text{ }^{\circ}\text{C}$ sea de un 30% o menos en total. En términos de precisión de espesor de chapa y forma de chapa, es deseable que la relación de reducción a menos de $T1 + 30\text{ }^{\circ}\text{C}$ sea una relación de reducción de un 10% o menos en total. Cuando se obtiene además isotropía, es deseable que la relación de reducción en el rango de temperaturas de menos de $T1 + 30\text{ }^{\circ}\text{C}$ sea de un 0%.

En el procedimiento de fabricación de la presente invención, la velocidad de laminado no está limitada en particular. Sin embargo, cuando la velocidad de laminado en el lado de la estación final del laminado de acabado es inferior a 400 mpm, los granos y crecen y se hacen más gruesos, las zonas en las que la ferrita puede precipitarse para conseguir la ductilidad disminuyen y, por lo tanto, es probable que la ductilidad empeore. Aunque el límite superior de la velocidad de laminado no esté limitado en particular es posible conseguir el efecto de la presente invención, pero la realidad es que la velocidad de laminado es de 1.800 mpm o menos debido a restricciones de la instalación. Por lo tanto, en el proceso de laminado de acabado, es deseable que la velocidad de laminado no sea de menos de 400 mpm ni más de 1.800 mpm.

Enfriamiento secundario previo al laminado en frío

En el procedimiento de fabricación de la presente invención se prefiere que, después del enfriamiento primario previo al laminado en frío, se lleve a cabo un enfriamiento secundario previo al laminado en frío para controlar la estructura. El patrón del enfriamiento secundario previo al laminado en frío también es importante.

Es deseable llevar a cabo el enfriamiento secundario previo al laminado en frío en un plazo de tres segundos después del enfriamiento primario previo al laminado en frío. Cuando el momento de inicio del enfriamiento secundario previo al laminado en frío después del enfriamiento primario previo al laminado en frío sobrepasa los tres segundos, los granos de austenita se vuelven gruesos y la resistencia y el alargamiento disminuyen.

En el enfriamiento secundario previo al laminado en frío, el enfriamiento se lleva a cabo hasta una temperatura de parada de enfriamiento de $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ o menos, a una velocidad media de enfriamiento de 10 a $300\text{ }^{\circ}\text{C/segundo}$. Cuando la temperatura de parada de este enfriamiento secundario previo al laminado en frío es superior a $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ y la velocidad media de enfriamiento del enfriamiento secundario previo al laminado en frío es inferior a $10\text{ }^{\circ}\text{C/segundo}$, existe la posibilidad de que la oxidación superficial avance y la superficie de la chapa de acero se deteriore. Cuando la velocidad media de enfriamiento sobrepasa los $300\text{ }^{\circ}\text{C/segundo}$, se promueve la transformación de martensita aumentando drásticamente la resistencia, lo que tiene como resultado que el laminado en frío subsiguiente se vuelva difícil de llevar a cabo.

Enrollamiento

Una vez así obtenida, la chapa de acero laminada en caliente puede enrollarse a $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ o menos. Cuando una temperatura de enrollamiento sobrepasa los $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, la relación de área de la estructura de ferrita aumenta y la relación de área de la bainita no se hace igual a un 5% o más. Para llevar la relación de área de la bainita a un 5% o más, la temperatura de enrollamiento se ajusta preferiblemente a $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ o menos.

Laminado en frío

Una chapa original laminada en caliente fabricada como se ha descrito anteriormente se decapa según sea necesario para someterla a un laminado en frío en una relación de reducción de no menos de un 30% ni más de un 70%. Cuando la relación de reducción es de un 30% o menos, se hace difícil provocar la recristalización en el calentamiento y la espera posterior, lo que tiene como resultado que la fracción de grano equiáxica disminuya y además los granos cristalinos se vuelvan gruesos después del calentamiento. Cuando se lleva a cabo un laminado en más de un 70% se desarrolla una textura durante el calentamiento y, por lo tanto, la anisotropía se intensifica. Por lo tanto, la relación de reducción se establece en un 70% o menos.

Calentamiento y espera

La chapa de acero que se ha sometido al laminado en frío (una chapa de acero laminada en frío) se calienta posteriormente hasta un rango de temperaturas de 700 a 900 °C y se mantiene durante no menos de 1 segundo ni más de 1.000 segundos en el rango de temperaturas de 700 a 900 °C. Mediante este calentamiento y esta espera se elimina en endurecimiento por procesamiento. Cuando la chapa de acero se calienta de esta manera después del laminado en frío hasta el rango de temperaturas de 700 a 900 °C, una velocidad media de calentamiento no inferior a la temperatura ambiente ni superior a 650 °C se ajusta a HR1 (°C/segundo) expresado mediante la Expresión (5) indicada a continuación, y una velocidad media de calentamiento de más de 650 °C hasta el rango de temperaturas de 700 a 900 °C se ajusta a HR2 (°C/segundo) expresado mediante la Expresión (6) indicada a continuación.

$$HR1 \geq 0,3 \dots (5)$$

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

El laminado en caliente se lleva a cabo en las condiciones descritas anteriormente y después se lleva a cabo el enfriamiento primario posterior al laminado en caliente, haciendo así los granos cristalinos finos y lográndose una aleatorización de las orientaciones cristalinas. Sin embargo, mediante el laminado en frío efectuado posteriormente se desarrolla una fuerte textura y es probable que la textura permanezca en la chapa de acero. Como resultado de ello, los valores r y el alargamiento de la chapa de acero disminuyen y la isotropía disminuye. Así, es deseable hacer que la textura que se ha desarrollado con el laminado en frío desaparezca tanto como sea posible efectuando adecuadamente el calentamiento que se ha de llevar a cabo después del laminado en frío. Para lograr esto es necesario dividir la velocidad media del calentamiento en dos etapas expresadas por las Expresiones (5) y (6) indicadas anteriormente.

La razón detallada de por qué la textura y las propiedades de la chapa de acero se mejoran mediante este calentamiento en dos etapas no está clara, pero se piensa que este efecto está relacionado con la recuperación de la dislocación introducida durante el laminado en frío y la recrystalización. Es decir que la fuerza motriz de la recrystalización que se produce en la chapa de acero mediante el calentamiento se acumula en forma de tensión mecánica en la chapa de acero mediante el laminado en frío. Cuando la velocidad media HR1 de calentamiento en el intervalo de temperaturas no inferior a la temperatura ambiente ni superior a 650 °C es pequeña, la dislocación introducida con el laminado en frío se recupera y la recrystalización no se produce. Como resultado de ello, la textura que se ha desarrollado durante el laminado en frío permanece como está y las propiedades tales como la isotropía empeoran. Cuando la velocidad media HR1 de calentamiento en el intervalo de temperaturas no inferior a la temperatura ambiente ni superior a 650 °C es de menos de 0,3 °C/segundo, la dislocación introducida con el laminado en frío se recupera, con el resultado de que la fuerte textura formada durante el laminado en frío permanece. Por lo tanto, es necesario ajustar la velocidad media HR1 de calentamiento en el intervalo de temperaturas no inferior a la temperatura ambiente ni superior a 650 °C a 0,3 (°C/segundo) o más.

Por otra parte, cuando la velocidad media HR2 de calentamiento de más de 650 °C hasta el rango de temperaturas de 700 a 900 °C es grande, no se recrystaliza ferrita existente en la chapa de acero después del laminado en frío y queda ferrita no recrystalizada en un estado de procesamiento en curso. Cuando se calienta acero que contiene C en un 0,01% o más en particular hasta un rango de dos fases de ferrita y austenita, la austenita formada bloquea el crecimiento de la ferrita recrystalizada y, por lo tanto, es más probable que quede ferrita no recrystalizada. Esta ferrita no recrystalizada tiene una fuerte textura y, por lo tanto, influye negativamente en las propiedades tales como los valores r y la isotropía, y esta ferrita no recrystalizada contiene muchas dislocaciones, empeorando así la ductilidad drásticamente. Por lo tanto, en el intervalo de temperaturas de más de 650 °C hasta el rango de temperaturas de 700 a 900 °C, la velocidad media HR2 de calentamiento ha de ser de 0,5 x HR1 (°C/segundo) o menos.

Además, cuando una temperatura de calentamiento es inferior a 700 °C o un tiempo de espera en el rango de temperaturas de 700 a 900 °C es de menos de un segundo, la transformación inversa a partir de la ferrita no avanza lo suficiente y, en un enfriamiento subsiguiente, no es posible obtener una fase de bainita, lo que tiene como resultado que no sea posible conseguir suficiente resistencia. Por otra parte, cuando la temperatura de calentamiento es superior a 900 °C o el tiempo de espera en el rango de temperaturas de 700 a 900 °C es de más de 1.000 segundos, los granos cristalinos se vuelven gruesos y la relación de área de los granos cristalinos que tienen cada uno un diámetro de grano de 200 μm o más aumenta.

Enfriamiento primario posterior al laminado en frío

Después del calentamiento y la espera, se lleva a cabo un enfriamiento primario posterior al laminado en frío hasta un rango de temperaturas de 580 a 750 °C a una velocidad media de enfriamiento de 12 °C/segundo o menos. Cuando una temperatura de terminación del enfriamiento primario posterior al laminado en frío sobrepasa los 750 °C, se promueve la transformación de ferrita y se hace imposible obtener un 5% o más de bainita en términos de una relación de área. Cuando la velocidad media de enfriamiento de este enfriamiento primario posterior al laminado en frío sobrepasa los 12 °C/segundo y la temperatura de terminación del enfriamiento primario posterior al laminado en frío es de menos de 580 °C, el crecimiento de grano de ferrita no avanza lo suficiente y se hace imposible obtener un 5% o más de ferrita en términos de una relación de área.

Enfriamiento secundario posterior al laminado en frío

Después del enfriamiento primario posterior al laminado en frío, se lleva a cabo un enfriamiento secundario posterior al laminado en frío hasta un rango de temperaturas de 350 a 500 °C a una velocidad media de enfriamiento de 4 a 300 °C/segundo. Cuando la velocidad media del enfriamiento secundario posterior al laminado en frío es inferior a 4 °C/segundo o el enfriamiento secundario posterior al laminado en frío se termina a una temperatura superior a 500 °C, la transformación de perlita avanza excesivamente y crea una posibilidad de que no pueda obtenerse finalmente un 5% o más de bainita en términos de una relación de área. Además, cuando la velocidad media del enfriamiento secundario posterior al laminado en frío es superior a 300 °C/segundo o el enfriamiento secundario posterior al laminado en frío se termina a una temperatura inferior a 350 °C, la transformación de martensita avanza y existe el riesgo de que una relación de área de la martensita se haga mayor de un 1%.

Tratamiento térmico de sobreenviejamiento

Posteriormente al enfriamiento secundario posterior al laminado en frío, se lleva a cabo un tratamiento térmico de sobreenviejamiento en un intervalo de temperaturas de no menos de 350 °C ni más de 500 °C. Un tiempo de espera en este intervalo de temperaturas se establece en t_2 segundos cumpliendo la Expresión (4) indicada a continuación, según una temperatura T_2 de tratamiento de sobreenviejamiento, o durante más tiempo. Sin embargo, en consideración a un intervalo de temperaturas aplicable de la Expresión (4), el valor máximo de t_2 se establece en 400 segundos.

$$\log(t_2) = 0,0002(T_2 - 425)^2 + 1,18 \dots (4)$$

Incidentalmente, en este tratamiento térmico de sobreenviejamiento, la espera no significa sólo una espera isotérmica y es suficiente con mantener la chapa de acero en el intervalo de temperaturas de no menos de 350 °C ni más de 500 °C. Por ejemplo, la chapa de acero puede enfriarse una vez hasta los 350 °C para calentarla a continuación hasta los 500 °C, o la chapa de acero puede también enfriarse hasta los 500 °C para enfriarla a continuación hasta los 350 °C.

Incidentalmente, aunque se lleve a cabo un tratamiento de superficie en la chapa de acero de alta resistencia laminada en frío de la presente invención, el efecto de mejorar la expansibilidad de agujeros no desaparece y, por ejemplo, puede formarse sobre la superficie de la chapa de acero una capa galvanizada por inmersión en baño caliente o una capa galvanizada por inmersión en baño caliente aleada. En este caso, el efecto de la presente invención puede conseguirse aunque se lleve a cabo uno cualquiera de los siguientes: electrochapado, inmersión en caliente, recubrimiento electrolítico por deposición, formación de película por revestimiento orgánico, laminado de películas, tratamiento con sales orgánicas/sales inorgánicas, tratamiento no crómico, etc. Además, la chapa de acero según la presente invención puede aplicarse no sólo para una conformación de combadura, sino también una conformación combinada principalmente compuesta de procesamientos de plegado tales como un plegado, una combadura y un estiraje.

Cuando se lleva a cabo una galvanización por inmersión en baño caliente en la chapa de acero de la presente invención, puede efectuarse un tratamiento de aleación después de la galvanización. El tratamiento de aleación se efectúa en un rango de temperaturas de 450 a 600 °C. Cuando una temperatura de tratamiento de aleación es inferior a 450 °C la aleación no avanza lo suficiente, y cuando sobrepasa los 600 °C, por otra parte, la aleación avanza demasiado y la resistencia a la corrosión empeora. Por lo tanto, el tratamiento de aleación se lleva a cabo en el rango de temperaturas de 450 a 600 °C.

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 diversas condiciones, siempre que se logre el objetivo de la presente invención sin apartarse del espíritu de la invención. En la Tabla 1 se muestran las composiciones químicas de los respectivos aceros utilizados en los ejemplos. En las Tablas 2 y 3 se muestran las condiciones de fabricación respectivas. Además, en las Tablas 4 y 5 se muestran las constituciones estructurales y propiedades mecánicas de los tipos de acero respectivos en las condiciones de fabricación de las Tablas 2 y 3. Incidentalmente, cada subrayado en las Tablas indica que un valor numérico está fuera del intervalo de la presente invención o está fuera del intervalo de un intervalo preferido de la presente invención. Además, en las Tablas 2 a 5, las letras inglesas "A" a "T" y las letras inglesas "a" a "i" añadidas a los tipos de acero indican que son componentes de los aceros "A" a "T" y "a" a "i" de la Tabla 1 respectivamente.

Se explicarán resultados de investigaciones utilizando aceros de la invención "A" a "T" y utilizando aceros comparativos "a" a "h", que tienen las composiciones químicas mostradas en la Tabla 1. Incidentalmente, en la Tabla 1, cada valor numérico de las composiciones químicas significa % en masa.

Estos aceros se colaron y a continuación se dejaron como estaban, o se calentaron hasta un rango de temperaturas de 1.000 a 1.300 °C después de haber sido enfriados una vez hasta la temperatura ambiente, y después se sometieron a un laminado en caliente, laminado en frío y enfriamiento en las condiciones mostradas en la Tabla 2 y

la Tabla 3.

En el laminado en caliente, en primer lugar, en el laminado en bruto que es el primer laminado en caliente, se llevó a cabo un laminado una o más veces en una relación de reducción de un 40% o más en un rango de temperaturas de no menos de 1.000 °C ni más de 1.200 °C. Sin embargo, con respecto a los tipos de acero A3, E3 y M2, en el laminado en bruto, no se llevó a cabo el laminado en una relación de reducción de un 40% o más en una pasada. En la Tabla 2 se muestran el número de veces de reducción en una relación de reducción de un 40% o más y cada relación de reducción (%) en el laminado en bruto, y un diámetro de grano de austenita (μm) después del laminado en bruto (antes del laminado de acabado). Incidentalmente, en la Tabla 2 se muestran una temperatura T_1 (°C) y una temperatura Ac_1 (°C) de los respectivos tipos de acero.

Una vez terminado el laminado en bruto se llevó a cabo el laminado de acabado, que es el segundo laminado en caliente. En el laminado de acabado se llevó a cabo un laminado en una relación de reducción de un 30% o más en una pasada al menos una vez en un rango de temperaturas de no menos de $T_1 + 30$ °C ni más de $T_1 + 200$ °C, y en un rango de temperaturas de menos de $T_1 + 30$ °C, y la relación de reducción total se estableció en un 30% o menos. Incidentalmente, en el laminado de acabado, se llevó a cabo en una pasada final un laminado en una relación de reducción de un 30% o más, en una pasada, en el rango de temperaturas de no menos de $T_1 + 30$ °C ni más de $T_1 + 200$ °C.

Sin embargo, con respecto a los tipos de acero A4, A5, A6 y B3, no se llevó a cabo el laminado en una relación de reducción de un 30% o más en el rango de temperaturas de no menos de $T_1 + 30$ °C ni más de $T_1 + 200$ °C. Además, con respecto a los tipos de acero P2 y P3, la relación de reducción total en el intervalo de temperaturas de menos de $T_1 + 30$ °C fue de más de un 30%.

Además, en el laminado de acabado, la relación de reducción total se estableció en un 50% o más. Sin embargo, con respecto a los tipos de acero A4, A5, A6, B3 y C3, la relación de reducción total en el rango de temperaturas de no menos de $T_1 + 30$ °C ni más de $T_1 + 200$ °C fue de menos de un 50%.

La Tabla 2 muestra, en el laminado de acabado, la relación de reducción (%) en la pasada final en el rango de temperaturas de no menos de $T_1 + 30$ °C ni más de $T_1 + 200$ °C y la relación de reducción en una pasada en una etapa anterior a la pasada final (relación de reducción en una pasada antes de la final) (%). Además, la Tabla 2 muestra, en el laminado de acabado, la relación de reducción total (%) en el rango de temperaturas de no menos de $T_1 + 30$ °C ni más de $T_1 + 200$ °C, una temperatura (°C) después de la reducción en la pasada final en el rango de temperaturas de no menos de $T_1 + 30$ °C ni más de $T_1 + 200$ °C, y una cantidad máxima de generación de calor por procesamiento (°C) durante la reducción en el rango de temperaturas de no menos de $T_1 + 30$ °C ni más de $T_1 + 200$ °C.

Después de llevar a cabo la reducción final en el rango de temperaturas de no menos de $T_1 + 30$ °C ni más de $T_1 + 200$ °C en el laminado de acabado, se inició un enfriamiento primario previo al laminado en frío antes de que un tiempo de espera t en segundos sobrepasase $2,5 \times t_1$. En el enfriamiento primario previo al laminado en frío se ajustó una velocidad media de enfriamiento a 50 °C/segundo o más. Además, en el enfriamiento primario previo al laminado en frío se ajustó un cambio de temperatura (una cantidad de temperatura enfriada) de manera que estuviese dentro de un intervalo de no menos de 40 °C ni más de 140 °C.

Sin embargo, con respecto al tipo de acero J2, el enfriamiento primario previo al laminado en frío se inició después de que el tiempo de espera t en segundos sobrepasase $2,5 \times t_1$ desde la reducción final en el rango de temperaturas de no menos de $T_1 + 30$ °C ni más de $T_1 + 200$ °C en el laminado de acabado. Con respecto al tipo de acero T2 el cambio de temperatura (cantidad de temperatura enfriada) en el enfriamiento primario previo al laminado en frío fue de menos de 40 °C, y con respecto al tipo de acero J3 el cambio de temperatura (cantidad de temperatura enfriada) en el enfriamiento primario previo al laminado en frío fue de más de 140 °C. Con respecto al tipo de acero T3, la velocidad media de enfriamiento en el enfriamiento primario previo al laminado en frío fue de menos de 50 °C/segundo.

La Tabla 2 muestra t_1 (segundos) de los respectivos tipos de acero, el tiempo de espera t (segundos) desde la reducción final en el rango de temperaturas de no menos de $T_1 + 30$ °C ni más de $T_1 + 200$ °C hasta el inicio del enfriamiento primario previo al laminado en frío en el laminado de acabado, t/t_1 , el cambio de temperatura (cantidad enfriada) (°C) en el enfriamiento primario previo al laminado en frío, y la velocidad media de enfriamiento (°C/segundo) en el enfriamiento primario previo al laminado en frío.

Después del enfriamiento primario previo al laminado en frío, se llevó a cabo un enfriamiento secundario previo al laminado en frío. Después del enfriamiento primario previo al laminado en frío, el enfriamiento secundario previo al laminado en frío se inició dentro de un plazo de tres segundos. Además, en el enfriamiento secundario previo al laminado en frío, se llevó a cabo el enfriamiento hasta una temperatura de parada de enfriamiento de 600 °C o menos a una velocidad media de enfriamiento de 10 a 300 °C/segundo, se llevó a cabo un enrollamiento a 600 °C o menos y se obtuvieron chapas originales laminadas en caliente que tenían cada una un espesor de 2 a 5 mm.

Sin embargo, con respecto al tipo de acero D3, pasaron tres segundos hasta que se inició el enfriamiento secundario previo al laminado en frío después del enfriamiento primario previo al laminado en frío. Además, con respecto al tipo

de acero D3, la velocidad media del enfriamiento secundario previo al laminado en frío fue superior a 300 °C/segundo. Además, con respecto al tipo de acero E3, la temperatura de parada de enfriamiento del enfriamiento secundario previo al laminado en frío (temperatura de enrollamiento) fue superior a 600 °C. La Tabla 2 muestra, de los respectivos tipos de acero, el tiempo (segundos) hasta el inicio del enfriamiento secundario previo al laminado en frío después del enfriamiento primario previo al laminado en frío, la velocidad media de enfriamiento (°C/segundo) del enfriamiento secundario previo al laminado en frío, y la temperatura de parada de enfriamiento (°C) del enfriamiento secundario previo al laminado en frío (temperatura de enrollamiento).

A continuación, las chapas originales laminadas en caliente se decaparon cada una para, entonces, someterlas a un laminado en frío en una relación de reducción de no menos de un 30% ni más de un 70%. Sin embargo, con respecto al tipo de acero T4, la relación de reducción del laminado en frío fue de menos de un 30%. Además, con respecto al tipo de acero T5, la relación de reducción del laminado en frío fue de más de un 70%. La Tabla 3 muestra la relación de reducción (%) del laminado en frío de los respectivos tipos de acero.

Después del laminado en frío se llevaron a cabo un calentamiento hasta un rango de temperaturas de 700 a 900 °C y una espera de no menos de 1 segundo ni más de 1.000 segundos. Además, cuando se llevó a cabo el calentamiento hasta el rango de temperaturas de 700 a 900 °C, una velocidad media HR1 de calentamiento (°C/segundo) no inferior a la temperatura ambiente ni superior a 650 °C se ajustó a 0,3 o más ($HR1 \geq 0,3$) y una velocidad media HR2 de calentamiento (°C/segundo) de más de 650 °C hasta 700 a 900 °C se ajustó a $0,5 \times HR1$ o menos ($HR2 \leq 0,5 \times HR1$).

Sin embargo, con respecto al tipo de acero A1, una temperatura de calentamiento fue superior a 900 °C. Con respecto al tipo de acero Q2, la temperatura de calentamiento fue inferior a 700 °C. Con respecto al tipo de acero Q3, un tiempo de calentamiento y espera fue de menos de un segundo. Con respecto al tipo de acero Q4, el tiempo de calentamiento y espera fue de más de 1.000 segundos. Además, con respecto al tipo de acero T6, la velocidad media HR1 de calentamiento fue inferior a 0,3 (°C/segundo). Con respecto al tipo de acero T7, la velocidad media HR2 de calentamiento (°C/segundo) fue superior a $0,5 \times HR1$. La Tabla 3 muestra la temperatura de calentamiento (°C) y las velocidades medias HR1 y HR2 de calentamiento (°C/segundo) de los respectivos tipos de acero.

Después del calentamiento y la espera, se llevó a cabo un enfriamiento primario posterior al laminado en frío hasta un rango de temperaturas de 580 a 750 °C a una velocidad media de enfriamiento de 12 °C/segundo o menos. 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 12 °C/segundo. Además, con respecto al tipo de acero A2 una temperatura de parada del enfriamiento primario posterior al laminado en frío fue inferior a 580 °C, y con respecto al tipo de acero K1 la temperatura de parada del enfriamiento primario posterior al laminado en frío fue superior a 740 °C. La Tabla 3 muestra, de los respectivos tipos de acero, la velocidad media de enfriamiento (°C/segundo) y la temperatura de parada de enfriamiento (°C) en el enfriamiento primario posterior al laminado en frío.

Posteriormente al enfriamiento primario posterior al laminado en frío, se llevó a cabo un enfriamiento secundario posterior al laminado en frío hasta un rango de temperaturas de 350 a 500 °C a una velocidad media de enfriamiento de 4 a 300 °C/segundo. Sin embargo, con respecto al tipo de acero A5, la velocidad media de enfriamiento del enfriamiento secundario posterior al laminado en frío fue inferior a 4 °C/segundo. Con respecto al tipo de acero P4, la velocidad media de enfriamiento del enfriamiento secundario posterior al laminado en frío fue superior a 300 °C/segundo. Además, con respecto al tipo de acero A2 una temperatura de parada del enfriamiento secundario posterior al laminado en frío fue superior a 500 °C, y con respecto al tipo de acero G1 la temperatura de parada del enfriamiento secundario posterior al laminado en frío fue inferior a 350 °C. La Tabla 3 muestra la velocidad media de enfriamiento (°C/segundo) en el enfriamiento secundario posterior al laminado en frío de los respectivos tipos de acero.

Posteriormente al enfriamiento secundario posterior al laminado en frío, se llevó a cabo un tratamiento térmico de sobre-envejecimiento (SE) a la temperatura de parada del enfriamiento secundario posterior al laminado en frío. El intervalo de temperaturas de este tratamiento térmico de sobre-envejecimiento (SE) (temperatura de parada del enfriamiento secundario posterior al laminado en frío) se ajustó a no menos de 350 °C ni más de 500 °C. Además, el tiempo del tratamiento térmico de sobre-envejecimiento (SE) se ajustó a no menos de t_2 segundos ni más de 400 segundos. Sin embargo, con respecto al tipo de acero A2 una temperatura de tratamiento térmico de sobre-envejecimiento fue superior a 500 °C, y con respecto al tipo de acero G1 la temperatura de tratamiento térmico de sobre-envejecimiento fue inferior a 350 °C. Además, con respecto al tipo de acero D1 un tiempo de tratamiento de sobre-envejecimiento fue inferior a t_2 segundos, y con respecto a los tipos de acero C2 y G1 el tiempo de tratamiento de sobre-envejecimiento fue superior a 400 segundos. La Tabla 3 muestra la temperatura de tratamiento térmico de sobre-envejecimiento (°C), t_2 (segundos), y el tiempo de tratamiento (segundos) de los respectivos tipos de acero.

Después del tratamiento térmico de sobre-envejecimiento, se llevó a cabo un laminado de endurecimiento a un 0,5% y se efectuó una evaluación del material. Incidentalmente, en el tipo de acero S1 se llevó a cabo un tratamiento de galvanización por inmersión en baño caliente. En el tipo de acero T1 se llevó a cabo un tratamiento de aleación en un rango de temperaturas de 450 a 600 °C después de la galvanización.

La Tabla 4 muestra relaciones de área (fracciones estructurales) (%) de ferrita, bainita, perlita, martensita y austenita

retenida en una estructura metálica de los respectivos tipos de acero y, de los respectivos tipos de acero, un diámetro d_v de volumen medio (valor medio) de los granos cristalinos (μm), y una relación de una longitud d_L , de los granos cristalinos, en la dirección de laminado, con respecto a una longitud d_t , de los granos cristalinos, en la dirección del espesor de chapa: d_L/d_t . La Tabla 5 muestra, de los respectivos tipos de acero, un valor medio de densidades polares del grupo de orientaciones $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ y una densidad polar de la orientación cristalina $\{332\}\langle 113 \rangle$ en una parte central de espesor de chapa, que está en un intervalo de $5/8$ a $3/8$ del espesor de chapa desde la superficie de la chapa de acero. Incidentalmente, la fracción estructural se evaluó mediante la fracción estructural antes del laminado de endurecimiento. Además, la Tabla 5 muestra, como propiedades mecánicas de los respectivos tipos de acero, la resistencia a la tracción RT (MPa), el alargamiento uniforme ALU (%), un porcentaje de alargamiento AL (%) y una relación λ de expansión de agujeros (%) como índice de la deformabilidad local. La Tabla 5 muestra r_C , r_L , r_{30} y r_{60} , siendo cada uno el valor r .

Incidentalmente, un ensayo de tracción se basó en JIS Z 2241. Un ensayo de expansión de agujeros se basó en la norma JFS T1001 de la Japan Iron and Steel Federation. La densidad polar de cada una de las orientaciones cristalinas se midió utilizando el EBSP anteriormente descrito con un paso de $0,5 \mu\text{m}$ en una zona de $3/8$ a $5/8$ del espesor de chapa de una sección transversal paralela a la dirección de laminado. Además, como índices del alargamiento uniforme y de la expansibilidad de agujeros, $RT \times AL$ se estableció en $8.000 \text{ (MPa}\cdot\%)$ o más y de manera deseable se estableció en $9.000 \text{ (MPa}\cdot\%)$ o más, y $RT \times \lambda$ se estableció en $30.000 \text{ (MPa}\cdot\%)$ o más, preferiblemente se estableció en $40.000 \text{ (MPa}\cdot\%)$ o más y aun más preferiblemente se estableció en $50.000 \text{ (MPa}\cdot\%)$ o más.

Tabla 1

Ti/C	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Si+Al	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	0.064	0.0026	0.0032	0.12	-	0.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO INVENCIÓN
B	851	0.070	0.08	1.30	0.015	0.064	0.0026	0.0032	0.12	-	0.00	0.005	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO INVENCIÓN
C	865	0.080	0.31	1.35	0.012	0.005	0.016	0.0032	0.33	-	0.04	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO INVENCIÓN
D	865	0.080	0.31	1.35	0.012	0.005	0.016	0.0032	0.33	-	0.04	-	-	-	0.002	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO INVENCIÓN
E	858	0.060	0.87	1.20	0.009	0.004	0.038	0.0026	0.91	-	0.02	-	-	0.002	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO INVENCIÓN
F	858	0.060	0.30	1.20	0.009	0.004	0.500	0.0026	0.80	-	0.02	-	-	0.002	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO INVENCIÓN
G	865	0.210	0.15	1.62	0.012	0.003	0.026	0.0033	0.0021	0.021	0.00	0.002	-	-	-	0.03	0.35	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO INVENCIÓN
H	865	0.210	0.90	1.62	0.012	0.003	0.026	0.0033	0.0021	0.021	0.00	0.002	-	-	-	0.03	0.35	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO INVENCIÓN
I	861	0.035	0.67	1.88	0.015	0.003	0.045	0.0028	0.0029	0.02	0.02	-	0	-	0.0015	-	-	-	-	-	-	0.03	-	-	-	-	-	-	ACERO INVENCIÓN
J	886	0.035	0.67	1.88	0.015	0.003	0.045	0.0028	0.0029	0.02	0.02	-	0	-	0.0015	-	-	-	-	-	-	0.03	-	-	-	-	-	-	ACERO INVENCIÓN
K	875	0.180	0.48	2.72	0.009	0.003	0.050	0.0036	0.0022	0.53	-	-	0	-	-	0.1	-	-	-	-	-	0.1	-	-	-	-	-	-	ACERO INVENCIÓN
L	892	0.180	0.48	2.72	0.009	0.003	0.050	0.0036	0.0022	0.53	-	0.05	0	-	0.002	0.1	-	-	-	-	-	0.1	-	-	-	-	-	-	ACERO INVENCIÓN
M	892	0.060	0.11	2.12	0.01	0.005	0.033	0.0028	0.0035	0.036	0.089	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0	-	-	ACERO INVENCIÓN
N	886	0.060	0.11	2.12	0.01	0.005	0.033	0.0028	0.0035	0.14	0.089	0.036	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO INVENCIÓN
O	903	0.040	0.13	1.33	0.01	0.005	0.038	0.0032	0.0026	0.17	0.042	0.121	9E-04	-	-	-	-	-	0	-	-	-	-	0	-	-	-	-	ACERO INVENCIÓN
P	903	0.040	0.13	1.33	0.01	0.005	0.038	0.0036	0.0029	0.17	0.042	0.121	9E-04	-	0.004	-	-	-	-	-	-	-	0	-	-	-	-	-	ACERO INVENCIÓN
Q	852	0.180	0.50	0.90	0.008	0.003	0.045	0.0028	0.0029	0.55	-	-	-	-	-	-	-	-	0.1	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO INVENCIÓN
R	852	0.180	0.30	1.30	0.08	0.002	0.030	0.0032	0.0022	0.33	-	-	-	-	-	-	-	0.1	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO INVENCIÓN
S	852	0.180	0.21	1.30	0.01	0.002	0.650	0.0032	0.0035	0.86	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0	-	-	-	ACERO INVENCIÓN
T	880	0.035	0.02	1.30	0.01	0.002	0.035	0.0023	0.0033	0.66	0.12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.002	-	0.2	-	-	-	-	-	ACERO INVENCIÓN
a	856	0.450	0.52	1.33	0.26	0.003	0.045	0.0026	0.0019	0.57	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO COMPARATIVO
b	1376	0.072	0.15	1.42	0.014	0.004	0.036	0.0022	0.0025	0.19	1.5	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO COMPARATIVO
c	851	0.110	0.23	1.12	0.021	0.003	0.026	0.0025	0.0023	0.26	-	-	0.15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO COMPARATIVO
d	1154	0.250	0.23	1.56	0.024	0.12	0.034	0.0022	0.0023	0.26	-	-	-	-	-	-	5.0	-	-	-	2.5	-	-	-	-	-	-	-	ACERO COMPARATIVO
e	854	0.250	0.23	1.54	0.02	0.002	0.038	0.0026	0.0032	0.27	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.2	-	-	-	-	ACERO COMPARATIVO
f	854	0.250	0.21	1.54	0.02	0.002	0.034	0.0026	0.0023	0.24	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.1	-	-	-	ACERO COMPARATIVO
g	853	0.220	0.2	1.53	0.015	0.004	0.031	0.0028	0.0026	0.23	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.1	-	-	ACERO COMPARATIVO
h	852	0.180	2.30	0.90	0.008	0.003	0.045	0.0028	0.0022	2.35	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO COMPARATIVO

Tabla 3

TIPO DE ACERO	RELACION DE LAMINADO EN FRIJO %	HR1 /°C	HR2 /°C	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO /°C	TIEMPO DE ESPERA A TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO /s	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO POSTERIOR A LAMINADO EN FRIJO /°C/s	TEMPERATURA DE PARADA DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO POSTERIOR A LAMINADO EN FRIJO /°C	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO SECUNDARIO POSTERIOR A LAMINADO EN FRIJO /°C/s	TEMPERATURA EN SE /°C	TIEMPO DE ESPERA EN SE /s	t2 /s	PRESENCIA/AUSENCIA DE GALVANIZACIÓN	TEMPERATURA DE ALEACIÓN /°C
A1	34	7.0	2.5	956	168	11	650	50	480	226	61	AUSENCIA	—
A2	38	2.6	0.9	750	131	44	510	50	480	226	61	AUSENCIA	—
A3	42	0.9	0.3	800	142	10	740	50	370	226	61	AUSENCIA	—
A4	39	5.3	1.8	834	104	12	655	50	370	226	61	AUSENCIA	—
A5	41	7.9	2.8	778	121	11	639	1	570	230	400	AUSENCIA	—
A6	52	1.8	0.6	770	128	11	700	50	372	220	55	AUSENCIA	—
B1	60	8.8	3.1	776	149	11	689	50	450	185	20	AUSENCIA	—
B2	60	8.8	3.1	820	113	10	688	49	450	185	20	AUSENCIA	—
B3	41	8.8	3.1	792	91	12	632	50	440	182	17	AUSENCIA	—
C1	47	4.4	1.5	840	157	11	727	49	450	185	20	AUSENCIA	—
C2	32	8.8	3.1	830	146	11	682	48	317	550	400	AUSENCIA	—
C3	60	8.8	3.1	808	174	12	681	49	480	226	61	AUSENCIA	—
D1	32	7.0	2.5	780	46	10	673	49	480	26	61	AUSENCIA	—
D2	31	1.8	0.6	886	176	11	659	49	326	276	400	AUSENCIA	—
D3	38	3.5	1.2	843	145	9	588	50	405	183	18	AUSENCIA	—
E1	48	0.9	0.3	867	111	10	694	49	406	183	18	AUSENCIA	—
E2	50	7.0	1.7	774	114	9	737	49	380	203	38	AUSENCIA	—
E3	33	7.9	1.9	756	150	12	700	49	415	181	16	AUSENCIA	—
F1	48	1.8	0.4	867	163	10	694	48	406	183	18	AUSENCIA	—
F2	50	0.9	0.2	780	66	9	737	48	444	183	18	AUSENCIA	—
F3	53	8.8	2.1	760	118	10	666	48	410	182	17	AUSENCIA	—
G1	43	8.8	2.1	808	123	12	598	49	265	575	400	AUSENCIA	—
G2	60	6.2	1.5	768	99	11	679	50	458	190	25	AUSENCIA	—
H1	44	3.5	0.8	794	117	10	702	48	363	254	89	AUSENCIA	—
I1	34	7.0	1.7	895	158	10	636	50	456	189	24	AUSENCIA	—
I2	40	4.4	1.1	856	68	12	707	48	356	301	136	AUSENCIA	—
I3	38	1.8	0.4	880	168	12	591	49	365	244	79	AUSENCIA	—
J1	35	5.3	1.3	775	127	9	733	48	373	218	53	AUSENCIA	—
J2	57	6.2	1.5	783	111	10	725	50	459	191	26	AUSENCIA	—
J3	66	6.2	1.5	846	180	9	737	49	370	226	61	AUSENCIA	—
K1	44	6.2	1.5	770	103	9	760	49	434	181	16	AUSENCIA	—
L1	52	8.8	2.1	775	136	9	657	50	416	181	16	AUSENCIA	—
M1	40	7.0	2.5	780	152	11	730	48	441	182	17	AUSENCIA	—
M2	35	0.9	0.3	870	110	11	612	49	385	197	32	AUSENCIA	—
N1	31	7.9	2.9	850	142	12	588	49	476	215	50	AUSENCIA	—
O1	54	1.8	0.6	756	131	11	660	50	477	218	53	AUSENCIA	—
O2	47	7.9	2.9	790	166	12	647	49	406	183	18	AUSENCIA	—
P1	33	8.8	3.2	850	124	12	593	49	459	191	26	AUSENCIA	—
P2	46	4.3	1.5	842	158	11	726	49	452	185	20	AUSENCIA	—
P3	30	1.7	0.6	888	175	11	660	49	325	276	400	AUSENCIA	—
P4	51	2.1	1.7	775	113	9	740	358	379	203	38	AUSENCIA	—
Q1	55	7.0	2.7	899	157	10	746	49	450	185	20	AUSENCIA	—
Q2	35	7.0	1.7	588	159	10	635	50	455	189	24	AUSENCIA	—
Q3	62	8.9	3.1	778	0.4	11	690	50	449	185	20	AUSENCIA	—
Q4	41	4.4	1.1	857	1360	12	705	48	357	301	136	AUSENCIA	—
R1	37	5.3	2.0	883	158	11	719	50	466	198	33	AUSENCIA	—
R2	44	6.2	2.3	873	67	11	725	49	477	218	53	AUSENCIA	—
R3	37	0.9	0.3	870	99	10	718	50	476	215	50	AUSENCIA	—
R4	36	0.9	0.3	854	111	11	719	48	420	180	15	AUSENCIA	—
S1	50	1.8	0.7	766	101	11	652	50	450	185	20	PRESENCIA	NO ALEACIÓN
S2	48	8.8	3.3	770	119	12	662	47	449	185	20	AUSENCIA	—
S3	49	7.0	2.7	780	87	11	670	50	458	190	25	AUSENCIA	—
S4	50	0.9	0.3	765	95	9	668	48	452	186	21	AUSENCIA	—
T1	47	1.8	0.7	760	121	12	642	49	422	180	15	PRESENCIA	585
T2	47	6.2	2.3	880	54	12	670	49	378	207	42	AUSENCIA	—
T3	44	0.9	0.3	776	74	11	655	50	376	211	46	AUSENCIA	—
T4	14	1.8	0.7	890	91	12	657	50	446	184	19	AUSENCIA	—
T5	82	8.8	3.3	774	130	9	660	49	389	192	27	AUSENCIA	—
T6	47	0.2	0.1	768	138	10	735	48	467	199	34	AUSENCIA	—
T7	43	1.8	1.6	761	85	12	732	49	389	192	27	AUSENCIA	—
a1	FISURACIÓN PRODUCIDA DURANTE LAMINADO EN CALIENTE												
b1													
c1													
d1													
e1													
f1													
g1													
h1													

Tabla 4

TIPO DE ACERO	FRACCIÓN DE FERRITA /%	FRACCIÓN DE BAINITA /%	FRACCIÓN DE PERLITA /%	FRACCIÓN DE MARTENSITA fm/%	FRACCIÓN Y RETENIDA /%	día (µm)	dL (µm)	dT (µm)	EXPRESIÓN 3 dL/dt	NOTA
A1	57.2	39.5	3.1	0.1	0.1	<u>230.0</u>	235.9	213.8	1.1	ACERO COMPARATIVO
A2	<u>2.0</u>	<u>97.4</u>	0.2	0.3	0.1	5.8	5.4	3.2	1.7	ACERO COMPARATIVO
A3	59.2	40.0	0.1	0.4	0.3	<u>10.0</u>	9.6	9.6	1.0	ACERO COMPARATIVO
A4	62.9	36.0	0.2	0.6	0.3	<u>8.0</u>	7.6	2.3	<u>3.3</u>	ACERO COMPARATIVO
A5	56.2	33.4	0.1	<u>10.1</u>	0.2	<u>8.0</u>	7.6	1.9	<u>4.0</u>	ACERO COMPARATIVO
A6	61.6	38.0	0.1	0.1	0.2	<u>7.2</u>	7.5	0.8	<u>9.0</u>	ACERO COMPARATIVO
B1	60.6	39.0	0.1	0.1	0.2	5.3	4.9	2.7	1.8	ACERO PRESENTE INVENCION
B2	55.0	44.0	0.1	0.7	0.2	5.8	5.4	2.5	2.1	ACERO PRESENTE INVENCION
B3	60.7	37.0	0.1	0.9	1.3	<u>8.0</u>	7.6	1.8	<u>4.1</u>	ACERO COMPARATIVO
C1	64.0	35.0	0.1	0.6	0.3	5.5	5.1	2.6	1.9	ACERO PRESENTE INVENCION
C2	60.0	<u>4.3</u>	0.1	0.8	<u>34.8</u>	6.1	5.7	2.4	2.3	ACERO COMPARATIVO
C3	65.4	<u>33.0</u>	0.4	0.9	0.3	5.7	5.3	2.5	2.1	ACERO COMPARATIVO
D1	53.8	6.0	0.1	<u>39.8</u>	0.3	5.4	5.0	2.0	2.6	ACERO COMPARATIVO
D2	58.0	38.0	3.1	0.8	0.1	6.1	6.9	4.6	1.5	ACERO PRESENTE INVENCION
D3	42.3	57.0	0.1	0.5	0.1	<u>11.0</u>	11.8	7.8	1.5	ACERO COMPARATIVO
E1	55.5	41.9	2.1	0.4	0.1	6.0	6.8	3.3	2.1	ACERO PRESENTE INVENCION
E2	53.1	42.7	4.0	0.0	0.2	5.3	6.1	3.3	1.8	ACERO PRESENTE INVENCION
E3	67.2	28.0	3.7	0.9	0.2	<u>10.9</u>	11.7	7.8	1.5	ACERO COMPARATIVO
F1	55.5	41.9	1.5	0.9	0.2	6.0	6.8	5.6	1.2	ACERO PRESENTE INVENCION
F2	53.1	43.0	3.1	0.5	0.3	5.3	6.1	3.2	1.9	ACERO PRESENTE INVENCION
F3	53.3	44.7	1.5	0.3	0.2	6.0	6.8	3.9	1.7	ACERO PRESENTE INVENCION
G1	57.4	<u>2.0</u>	0.2	<u>40.2</u>	0.2	5.3	6.1	3.2	1.9	ACERO COMPARATIVO
G2	59.8	36.0	3.7	0.3	0.2	6.4	7.2	7.0	1.0	ACERO COMPARATIVO
H1	56.2	40.0	3.2	0.5	0.1	6.0	6.8	3.0	2.2	ACERO PRESENTE INVENCION
I1	50.9	46.0	2.7	0.2	0.2	6.1	6.9	3.3	2.1	ACERO PRESENTE INVENCION
I2	67.9	30.0	1.3	0.5	0.3	6.2	7.0	2.5	2.8	ACERO PRESENTE INVENCION
I3	56.7	40.0	2.4	0.6	0.3	<u>8.3</u>	9.1	4.5	2.0	ACERO COMPARATIVO
J1	52.8	45.0	1.5	0.5	0.2	6.1	6.0	2.7	2.2	ACERO PRESENTE INVENCION
J2	58.0	40.0	1.7	0.1	0.2	<u>9.0</u>	8.9	4.1	2.2	ACERO COMPARATIVO
J3	53.1	43.0	3.5	0.2	0.2	6.2	6.1	5.0	1.2	ACERO COMPARATIVO
K1	<u>90.7</u>	<u>2.0</u>	<u>7.1</u>	0.1	0.1	6.0	5.9	3.4	1.7	ACERO COMPARATIVO
L1	47.3	52.1	0.2	0.3	0.1	6.0	6.3	3.6	1.7	ACERO PRESENTE INVENCION
M1	64.2	35.0	0.3	0.4	0.1	5.6	5.9	2.0	2.9	ACERO PRESENTE INVENCION
M2	53.9	43.0	2.8	0.2	0.2	<u>8.3</u>	8.6	5.7	1.5	ACERO COMPARATIVO
N1	56.4	39.0	4.1	0.3	0.2	5.6	5.9	2.9	2.0	ACERO PRESENTE INVENCION
O1	58.1	38.0	3.3	0.4	0.2	5.1	5.4	3.2	1.7	ACERO PRESENTE INVENCION
O2	62.1	33.0	4.3	0.4	0.2	<u>8.3</u>	8.6	2.4	<u>3.6</u>	ACERO COMPARATIVO
P1	56.9	40.0	2.7	0.3	0.1	5.1	5.4	2.1	2.5	ACERO PRESENTE INVENCION
P2	64.0	35.0	0.1	0.6	0.3	2.5	2.8	0.6	<u>4.7</u>	ACERO COMPARATIVO
P3	58.0	38.0	3.1	0.8	0.1	2.8	2.9	0.7	<u>4.1</u>	ACERO COMPARATIVO
P4	43.2	<u>1.0</u>	0.1	<u>55.4</u>	0.3	5.3	6.1	3.3	1.8	ACERO COMPARATIVO
Q1	59.7	38.0	2.1	0.1	0.1	5.2	5.5	2.4	2.3	ACERO PRESENTE INVENCION
Q2	<u>86.0</u>	<u>2.2</u>	<u>11.4</u>	0.2	0.2	6.1	6.9	3.3	2.1	ACERO COMPARATIVO
Q3	78.9	<u>1.5</u>	0.1	<u>19.3</u>	0.2	5.3	4.9	2.7	1.8	ACERO COMPARATIVO
Q4	67.9	30.0	1.3	0.5	0.3	<u>220.5</u>	221.0	220.0	2.8	ACERO COMPARATIVO
R1	63.3	34.5	2.0	0.1	0.1	5.1	5.4	2.1	2.6	ACERO PRESENTE INVENCION
R2	63.1	35.2	1.3	0.2	0.2	4.1	4.4	1.8	2.5	ACERO PRESENTE INVENCION
R3	61.8	35.7	2.1	0.2	0.2	4.2	4.5	1.9	2.4	ACERO PRESENTE INVENCION
R4	58.9	38.9	1.9	0.1	0.2	4.0	4.3	1.9	2.3	ACERO PRESENTE INVENCION
S1	57.4	40.0	2.4	0.1	0.1	5.2	5.5	3.3	1.7	ACERO PRESENTE INVENCION
S2	59.4	39.2	1.1	0.2	0.1	4.0	4.3	1.7	2.5	ACERO PRESENTE INVENCION
S3	58.8	39.0	1.9	0.1	0.2	4.0	4.3	2.0	2.2	ACERO PRESENTE INVENCION
S4	52.9	45.2	1.6	0.1	0.2	4.1	4.4	1.6	2.8	ACERO PRESENTE INVENCION
T1	61.6	36.0	2.2	0.1	0.1	5.5	5.8	3.5	1.7	ACERO PRESENTE INVENCION
T2	61.5	36.5	1.8	0.1	0.1	<u>8.6</u>	8.9	2.4	<u>3.7</u>	ACERO COMPARATIVO
T3	61.0	38.0	0.8	0.1	0.1	<u>8.5</u>	8.8	2.5	<u>3.5</u>	ACERO COMPARATIVO
T4	56.9	40.3	2.1	0.4	0.3	<u>9.0</u>	9.3	0.9	<u>10.0</u>	ACERO COMPARATIVO
T5	61.4	37.9	0.4	0.2	0.1	4.0	4.3	1.9	2.3	ACERO COMPARATIVO
T6	60.6	38.6	0.5	0.2	0.1	3.8	4.1	1.8	2.3	ACERO COMPARATIVO
T7	59.0	39.8	0.5	0.4	0.3	4.4	4.7	2.8	1.7	ACERO COMPARATIVO
a1	FISURACIÓN PRODUCIDA DURANTE LAMINADO EN CALIENTE									ACERO COMPARATIVO
b1										ACERO COMPARATIVO
c1										ACERO COMPARATIVO
d1										ACERO COMPARATIVO
e1										ACERO COMPARATIVO
f1										ACERO COMPARATIVO
g1										ACERO COMPARATIVO
h1										ACERO COMPARATIVO

Tabla 5

TIPO DE ACERO	RT (Mpa)	ALU (%)	AL (%)	λ (%)	VALOR MEDIO DE DENSIDADES POLARES DE GRUPO DE ORIENTACIONES {100}<011> A {223}<110>	DENSIDAD POLAR DE ORIENTACIÓN CRISTALINA {332}<113>	rC	rL	r30	r60	NOTA
A1	645	10	12	44.0	2.9	2.6	0.79	0.84	1.10	1.10	ACERO COMPARATIVO
A2	560	6	9	36.0	1.7	2.0	0.74	0.79	1.06	1.04	ACERO COMPARATIVO
A3	830	11	15	86.6	2.9	2.4	0.74	0.79	0.97	0.98	ACERO COMPARATIVO
A4	751	12	18	44.0	1.8	2.4	0.58	0.63	1.21	1.31	ACERO COMPARATIVO
A5	886	14	20	43.0	2.9	2.4	0.74	0.79	0.97	0.98	ACERO COMPARATIVO
A6	779	13	18	39.0	2.9	2.4	0.74	0.79	0.97	0.98	ACERO COMPARATIVO
B1	804	13	18	91.7	1.5	1.7	0.71	0.76	1.03	1.02	ACERO PRESENTE INVENCION
B2	914	14	19	82.8	2.1	2.6	0.71	0.76	1.07	1.05	ACERO PRESENTE INVENCION
B3	797	13	18	45.0	3.7	1.6	0.54	0.59	1.27	1.22	ACERO COMPARATIVO
C1	737	12	18	95.4	1.7	2.5	0.71	0.76	1.03	1.02	ACERO PRESENTE INVENCION
C2	814	13	22	65.2	2.4	2.8	0.71	0.76	1.05	1.04	ACERO COMPARATIVO
C3	708	12	17	96.6	1.9	2.7	0.54	0.59	1.22	1.01	ACERO COMPARATIVO
D1	1083	11	15	48.0	2.7	3.0	0.71	0.76	1.03	1.02	ACERO COMPARATIVO
D2	855	13	19	85.4	1.7	1.6	0.71	0.76	1.05	1.04	ACERO PRESENTE INVENCION
D3	1168	15	22	55.0	1.9	1.9	0.71	0.76	1.05	1.04	ACERO COMPARATIVO
E1	904	14	19	82.6	2.1	2.5	0.72	0.77	1.07	1.06	ACERO PRESENTE INVENCION
E2	956	14	20	78.5	1.8	2.2	0.72	0.77	1.09	1.07	ACERO PRESENTE INVENCION
E3	668	12	17	90.0	3.3	3.4	0.72	0.77	1.06	1.04	ACERO COMPARATIVO
F1	900	14	19	83.4	1.4	1.3	0.72	0.77	1.07	1.05	ACERO PRESENTE INVENCION
F2	954	14	20	78.4	2.1	2.1	0.72	0.77	1.08	1.07	ACERO PRESENTE INVENCION
F3	947	14	20	80.4	4.3	2.0	0.85	0.90	1.44	1.35	ACERO PRESENTE INVENCION
G1	1073	9	13	62.6	1.6	2.6	0.71	0.76	1.03	1.02	ACERO COMPARATIVO
G2	817	13	19	39.0	5.2	4.5	0.69	0.74	1.23	1.18	ACERO COMPARATIVO
H1	891	14	19	82.4	2.2	2.7	0.70	0.75	1.02	1.02	ACERO PRESENTE INVENCION
H	997	14	20	75.9	2.5	2.2	0.72	0.77	1.07	1.05	ACERO PRESENTE INVENCION
I2	657	12	17	99.5	3.1	3.1	0.74	0.79	1.11	1.09	ACERO PRESENTE INVENCION
I3	881	14	19	46.0	2.3	1.6	0.74	0.79	1.09	1.09	ACERO COMPARATIVO
J1	959	14	20	78.9	2.0	2.7	0.72	0.77	1.07	1.06	ACERO PRESENTE INVENCION
J2	854	13	19	44.0	2.5	2.4	0.74	0.79	1.09	1.09	ACERO COMPARATIVO
J3	953	14	20	39.0	4.8	4.3	0.55	0.60	1.09	1.09	ACERO COMPARATIVO
K1	365	16	22	32.0	1.5	2.2	0.70	0.75	1.05	1.04	ACERO COMPARATIVO
L1	853	12	17	85.9	1.5	2.2	0.71	0.76	1.06	1.04	ACERO PRESENTE INVENCION
M1	727	12	17	95.5	2.9	3.6	0.70	0.75	1.04	1.03	ACERO PRESENTE INVENCION
M2	936	14	20	38.0	4.1	0.9	0.88	0.93	1.04	1.03	ACERO COMPARATIVO
N1	883	14	19	82.9	1.9	2.6	0.70	0.75	1.05	1.04	ACERO PRESENTE INVENCION
O1	852	13	19	85.8	1.8	2.0	0.70	0.75	1.03	1.02	ACERO PRESENTE INVENCION
O2	764	13	18	41.0	5.6	4.4	0.55	0.60	1.46	1.37	ACERO COMPARATIVO
P1	873	13	19	84.1	2.2	3.3	0.71	0.76	1.04	1.03	ACERO PRESENTE INVENCION
P2	1051	9	10	26.1	6.1	5.8	0.42	0.54	1.51	1.21	ACERO COMPARATIVO
P3	1042	9	10	25.8	6.0	5.8	0.48	0.55	1.49	1.25	ACERO COMPARATIVO
P4	1113	6	7	23.1	1.8	2.2	0.72	0.77	1.09	1.07	ACERO COMPARATIVO
Q1	818	13	19	88.9	2.3	2.7	0.71	0.76	1.04	1.03	ACERO PRESENTE INVENCION
Q2	485	12	13	55.0	2.5	2.2	0.72	0.77	1.07	1.05	ACERO COMPARATIVO
Q3	868	10	11	51.2	1.5	1.7	0.71	0.76	1.03	1.02	ACERO COMPARATIVO
Q4	657	11	12	34.0	3.1	3.1	0.74	0.79	1.11	1.09	ACERO COMPARATIVO
R1	752	13	18	93.3	2.6	3.1	0.71	0.76	1.04	1.03	ACERO PRESENTE INVENCION
R2	1080	17	24	74.0	2.6	3.0	0.69	0.74	1.03	1.04	ACERO PRESENTE INVENCION
R3	1073	17	24	73.7	2.5	2.9	0.77	0.82	1.02	1.02	ACERO PRESENTE INVENCION
R4	1060	16	23	74.3	2.3	2.6	0.72	0.77	1.04	1.03	ACERO PRESENTE INVENCION
S1	868	13	19	85.8	1.6	2.1	0.71	0.76	1.05	1.04	ACERO PRESENTE INVENCION
S2	1020	16	22	77.0	2.0	2.4	0.72	0.77	1.05	1.03	ACERO PRESENTE INVENCION
S3	1050	16	23	74.9	1.9	2.3	0.71	0.76	1.02	1.03	ACERO PRESENTE INVENCION
S4	1020	15	21	75.2	1.5	1.8	0.78	0.83	1.08	1.04	ACERO PRESENTE INVENCION
T1	780	13	18	92.1	1.8	1.9	0.71	0.76	1.07	1.05	ACERO PRESENTE INVENCION
T2	720	12	17	39	5.7	4.6	0.52	0.57	1.47	1.39	ACERO COMPARATIVO
T3	735	12	17	41	5.5	4.3	0.53	0.58	1.45	1.37	ACERO COMPARATIVO
T4	986	15	21	36	5.5	4.4	0.55	0.60	1.44	1.40	ACERO COMPARATIVO
T5	998	16	22	35	6.2	5.1	0.58	0.63	1.57	1.42	ACERO COMPARATIVO
T6	898	14	20	32	6.1	4.6	0.55	0.60	1.62	1.41	ACERO COMPARATIVO
T7	880	6	9	33	6.2	4.7	0.57	0.62	1.59	1.44	ACERO COMPARATIVO
a1	FISURACIÓN PRODUCIDA DURANTE LAMINADO EN CALIENTE										ACERO COMPARATIVO
b1											ACERO COMPARATIVO
c1											ACERO COMPARATIVO
d1											ACERO COMPARATIVO
e1											ACERO COMPARATIVO
f1											ACERO COMPARATIVO
g1											ACERO COMPARATIVO
h1											ACERO COMPARATIVO

Aplicabilidad industrial

5 Como se ha descrito anteriormente, según la presente invención, es posible proporcionar una chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que no tenga una gran anisotropía, incluso si se añade o se añaden Nb, Ti y/o similares, y tenga un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente. Así pues, la presente invención es una invención que tiene una gran aplicabilidad industrial.

Explicación de códigos

- | | | |
|----|----|---|
| | 1 | Línea de laminado en caliente continuo |
| | 2 | Tren desbastador |
| | 3 | Tren acabador |
| 10 | 4 | Chapa de acero laminada en caliente |
| | 5 | Mesa final |
| | 6 | Estación de laminado |
| | 10 | Tobera de enfriamiento entre estaciones |
| | 11 | Tobera de enfriamiento |

15

REIVINDICACIONES

1. Chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente, que comprende:

en % en masa,

5 C: un 0,01 a un 0,4%;

Si: un 0,001 a un 2,5%;

Mn: un 0,001 a un 4,0%;

P: un 0,001 a un 0,15%;

S: un 0,0005 a un 0,03%;

10 Al: un 0,001 a un 2,0%;

N: un 0,0005 a un 0,01%; y

O: un 0,0005 a un 0,01%;

en la que Si + Al está limitado a menos de un 1,0%, y

opcionalmente un tipo o dos o más tipos de,

15 en % en masa,

Ti: un 0,001 a un 0,2%,

Nb: un 0,001 a un 0,2%,

B: un 0,0001 a un 0,005%,

Mg: un 0,0001 a un 0,01%,

20 REM: un 0,0001 a un 0,1%,

Ca: un 0,0001 a un 0,01%,

Mo: un 0,001 a un 1,0%,

Cr: un 0,001 a un 2,0%,

V: un 0,001 a un 1,0%,

25 Ni: un 0,001 a un 2,0%,

Cu: un 0,001 a un 2,0%,

Zr: un 0,0001 a un 0,2%,

W: un 0,001 a un 1,0%,

As: un 0,0001 a un 0,5%,

30 Co: un 0,0001 a un 1,0%,

Sn: un 0,0001 a un 0,2%,

Pb: un 0,001 a un 0,1%,

Y: un 0,001 a un 0,10%,

Hf: un 0,001 a un 0,10%, y

35 una cantidad restante compuesta de hierro e impurezas inevitables, en donde

una parte central de espesor de chapa está en un intervalo de 5/8 a 3/8 del espesor de chapa desde la superficie de la chapa de acero, un valor medio de densidades polares del grupo de orientaciones {100}<011> a {223}<110> representado por las respectivas orientaciones cristalinas de {100}<011>, {116}<110>, {114}<110>, {113}<110>,

$\{112\}<110>$, $\{335\}<110>$ y $\{223\}<110>$ es de 5,0 o menos, y una densidad polar de la orientación cristalina $\{332\}<113>$ es de 4,0 o menos,

una estructura metálica contiene un 5 a un 80% de ferrita, un 5 a un 80% de bainita y un 1% o menos de martensita en términos de una relación de área y el total de martensita, perlita y austenita retenida es de un 5% o menos, y

- 5 un valor r (r_C) en una dirección perpendicular a una dirección de laminado es de 0,70 o más y un valor r (r_{30}) en una dirección de 30° con respecto a la dirección de laminado es de 1,10 o menos.

2. La chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según la reivindicación 1, en donde

- 10 un valor r (r_L) en la dirección de laminado es de 0,70 o más y un valor r (r_{60}) en una dirección de 60° con respecto a la dirección de laminado es de 1,10 o menos.

3. La chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según la reivindicación 1, en donde,

- 15 en la estructura metálica, un diámetro de volumen medio de los granos cristalinos es de $7\ \mu\text{m}$ o menos y un valor medio de una relación de una longitud d_L , de los granos cristalinos, en la dirección de laminado, con respecto a una longitud d_t , de los granos cristalinos, en la dirección del espesor de chapa: d_L/d_t es de 3,0 o menos.

4. La chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según la reivindicación 1, que además comprende:

un tipo o dos o más tipos de,

en % en masa,

- 20 Ti: un 0,001 a un 0,2%,

Nb: un 0,001 a un 0,2%,

B: un 0,0001 a un 0,005%,

Mg: un 0,0001 a un 0,01%,

REM: un 0,0001 a un 0,1%,

- 25 Ca: un 0,0001 a un 0,01%,

Mo: un 0,001 a un 1,0%,

Cr: un 0,001 a un 2,0%,

V: un 0,001 a un 1,0%,

Ni: un 0,001 a un 2,0%,

- 30 Cu: un 0,001 a un 2,0%,

Zr: un 0,0001 a un 0,2%,

W: un 0,001 a un 1,0%,

As: un 0,0001 a un 0,5%,

Co: un 0,0001 a un 1,0%,

- 35 Sn: un 0,0001 a un 0,2%,

Pb: un 0,001 a un 0,1%,

Y: un 0,001 a un 0,10%, y

Hf: un 0,001 a un 0,10%.

- 40 5. La chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según la reivindicación 1, en donde

en la superficie se lleva a cabo una galvanización por inmersión en baño caliente.

6. La chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según la reivindicación 5, en donde,

después de la galvanización por inmersión en baño caliente, se lleva a cabo un tratamiento de aleación a una temperatura de 450 a 600 °C.

5 7. Un procedimiento de fabricación de una chapa de acero de alta resistencia laminada en frío según la reivindicación 1 que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente, que comprende:

en un lingote de acero que contiene:

en % en masa,

10 C: un 0,01 a un 0,4%;

Si: un 0,001 a un 2,5%;

Mn: un 0,001 a un 4,0%;

P: un 0,001 a un 0,15%;

S: un 0,0005 a un 0,03%;

15 Al: un 0,001 a un 2,0%;

N: un 0,0005 a un 0,01%; y

O: un 0,0005 a un 0,01%;

en el que Si + Al está limitado a menos de un 1,0%, y

opcionalmente un tipo o dos o más tipos de,

20 en % en masa,

Ti: un 0,001 a un 0,2%,

Nb: un 0,001 a un 0,2%,

B: un 0,0001 a un 0,005%,

Mg: un 0,0001 a un 0,01%,

25 REM: un 0,0001 a un 0,1%,

Ca: un 0,0001 a un 0,01%,

Mo: un 0,001 a un 1,0%,

Cr: un 0,001 a un 2,0%,

V: un 0,001 a un 1,0%,

30 Ni: un 0,001 a un 2,0%,

Cu: un 0,001 a un 2,0%,

Zr: un 0,0001 a un 0,2%,

W: un 0,001 a un 1,0%,

As: un 0,0001 a un 0,5%,

35 Co: un 0,0001 a un 1,0%,

Sn: un 0,0001 a un 0,2%,

Pb: un 0,001 a un 0,1%,

Y: un 0,001 a un 0,10%,

Hf: un 0,001 a un 0,10%, y

una cantidad restante compuesta de hierro e impurezas inevitables,

llevar a cabo un primer laminado en caliente en el que se efectúa un laminado en una relación de reducción de un 40% o más, una o más veces, en un intervalo de temperaturas de no menos de 1.000 °C ni más de 1.200 °C;

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

llevar a cabo un segundo laminado en caliente en el que se efectúa en una pasada un laminado en una relación de reducción de un 30% o más al menos una vez en un rango de temperaturas no inferior a una temperatura T1 + 30 °C ni superior a T1 + 200 °C, determinado mediante la Expresión (1) indicada posteriormente;

ajustar la relación de reducción total en el segundo laminado en caliente a un 50% o más;

- 10 llevar a cabo una reducción final en una relación de reducción de un 30% o más en el segundo laminado en caliente y a continuación iniciar el enfriamiento primario previo al laminado en frío de tal manera que un tiempo de espera t en segundos cumple la Expresión (2) indicada posteriormente;

- 15 ajustar una velocidad media de enfriamiento en el enfriamiento primario a 50 °C/segundo o más y llevar a cabo el enfriamiento primario de manera que un cambio de temperatura está dentro de un intervalo de no menos de 40 °C ni más de 140 °C;

llevar a cabo un laminado en frío en una relación de reducción no inferior a un 30% ni superior a un 70%;

llevar a cabo un calentamiento hasta un rango de temperaturas de 700 a 900 °C y llevar a cabo una espera de no menos de 1 segundo ni más de 1.000 segundos;

- 20 llevar a cabo un enfriamiento primario posterior al laminado en frío hasta un rango de temperaturas de 580 a 750 °C a una velocidad media de enfriamiento de 12 °C/segundo o menos;

llevar a cabo un enfriamiento secundario posterior al laminado en frío hasta un rango de temperaturas de 350 a 500 °C a una velocidad media de enfriamiento de 4 a 300 °C/segundo; y

- 25 llevar a cabo un tratamiento térmico de sobre-envejecimiento en el que se lleva a cabo una espera no inferior a t2 segundos, cumpliendo la Expresión (4) indicada posteriormente, ni superior a 400 segundos en un rango de temperaturas de no menos de 350 °C ni más de 500 °C,

$$T1 (°C) = 850 + 10 \times (C + N) \times Mn + 350 \times Nb + 250 \times Ti + 40 \times B + 10 \times Cr + 100 \times Mo + 100 \times V \dots (1)$$

en donde C, N, Mn, Nb, Ti, B, Cr, Mo y V representan cada uno el contenido del elemento (% en masa),

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

en donde t1 se obtiene mediante la Expresión (3) indicada a continuación,

- 30 $t1 = 0,001 \times ((Tf - T1) \times P1/100)^2 - 0,109 \times ((Tf - T1) \times P1/100) + 3,1 \dots (3)$

en donde, en la Expresión (3) anterior, Tf representa la temperatura del lingote de acero obtenido después de la reducción final en una relación de reducción de un 30% o más y P1 representa la relación de reducción de la reducción final en un 30% o más,

$$\log(t2) = 0,0002(T2 - 425)^2 + 1,18 \dots (4)$$

- 35 en donde T2 representa una temperatura de tratamiento de sobre-envejecimiento, y el valor máximo de t2 está establecido en 400.

8. El procedimiento de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según la reivindicación 7, que además comprende:

- 40 después de llevar a cabo el enfriamiento primario previo al laminado en frío, llevar a cabo un enfriamiento secundario previo al laminado en frío hasta una temperatura de parada de enfriamiento de 600 °C o menos, a una velocidad media de enfriamiento de 10 a 300 °C/segundo, antes de llevar a cabo el laminado en frío, y llevar a cabo un enfriamiento a 600 °C o menos para obtener una chapa de acero laminada en caliente.

- 45 9. El procedimiento de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según la reivindicación 7, en donde

la relación de reducción total en un intervalo de temperaturas de menos de T1 + 30 °C es de un 30% o

menos.

10. El procedimiento de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según la reivindicación 7, en donde

el tiempo de espera t en segundos cumple además la Expresión (2a) indicada a continuación

$$5 \quad t < t_1 \dots (2a).$$

11. El procedimiento de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según la reivindicación 7, en donde

el tiempo de espera t en segundos cumple además la Expresión (2b) indicada a continuación

$$t_1 \leq t \leq t_1 \times 2,5 \dots (2b).$$

10 12. El procedimiento de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según la reivindicación 7, en donde

el enfriamiento primario posterior al laminado en caliente se inicia entre estaciones de laminado.

13. El procedimiento de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según la reivindicación 7, en donde,

15 cuando se lleva a cabo el calentamiento hasta el rango de temperaturas de 700 a 900 °C después del laminado en frío, una velocidad media de calentamiento no inferior a la temperatura ambiente ni superior a 650 °C se ajusta a HR1 (°C/segundo) expresado mediante la Expresión (5) indicada a continuación y

una velocidad media de calentamiento de más de 650 °C hasta el rango de temperaturas de 700 a 900 °C se ajusta a HR2 (°C/segundo) expresado mediante la Expresión (6) indicada a continuación

$$20 \quad HR1 \geq 0,3 \dots (5)$$

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

14. El procedimiento de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según la reivindicación 7, que además comprende:

25 llevar a cabo una galvanización por inmersión en baño caliente en la superficie.

15. El procedimiento de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un alargamiento uniforme excelente y una expansibilidad de agujeros excelente según la reivindicación 14, que además comprende:

30 llevar a cabo un tratamiento de aleación a una temperatura de 450 a 600 °C después de llevar a cabo la galvanización por inmersión en baño caliente.

Fig. 1

