

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 663 747**

51 Int. Cl.:

C22C 38/06	(2006.01)	C22C 38/08	(2006.01)
C22C 38/58	(2006.01)	C22C 38/20	(2006.01)
C21D 8/02	(2006.01)	C22C 38/26	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)	C22C 38/28	(2006.01)
C23C 2/02	(2006.01)	B32B 15/01	(2006.01)
C25D 5/36	(2006.01)	C22C 38/12	(2006.01)
C21D 1/25	(2006.01)	C22C 38/14	(2006.01)
C22C 38/00	(2006.01)		
C22C 38/02	(2006.01)		
C22C 38/04	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **27.12.2012 PCT/JP2012/083918**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **11.07.2013 WO13103125**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **27.12.2012 E 12864393 (9)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **07.02.2018 EP 2801637**

54 Título: **Hoja de acero laminado en caliente y su método de fabricación**

30 Prioridad:

05.01.2012 JP 2012000484

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

16.04.2018

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**SHUTO, HIROSHI;
YOKOI, TATSUO;
KANZAWA, YUUKI;
FUJITA, NOBUHIRO;
NIIYA, RYOHTA y
SAITOH, SHINYA**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 663 747 T3

Aviso: En el plazo de nueve meses a contar desde la fecha de publicación en el Boletín Europeo de Patentes, de la mención de concesión de la patente europea, cualquier persona podrá oponerse ante la Oficina Europea de Patentes a la patente concedida. La oposición deberá formularse por escrito y estar motivada; sólo se considerará como formulada una vez que se haya realizado el pago de la tasa de oposición (art. 99.1 del Convenio sobre Concesión de Patentes Europeas).

DESCRIPCIÓN

Hoja de acero laminado en caliente y su método de fabricación

5 [Campo técnico]

La presente invención se refiere a una hoja de acero laminado en caliente y a un método de fabricación de la misma. Más específicamente, la presente invención se refiere a una hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia, con excelente abocardabilidad (*stretch flangeability*) y tenacidad a baja temperatura, y a un método de fabricación del mismo.

10

[Antecedentes de la técnica]

Con el fin de suprimir la emisión de gas dióxido de carbono de un automóvil, se promueve la reducción del peso de la carrocería mediante el uso de una hoja de acero de alta resistencia. Además, con el fin de garantizar la seguridad de los pasajeros, la hoja de acero de alta resistencia ha llegado a ser ampliamente utilizada, además de una hoja de acero dulce, para la carrocería del automóvil. Además, con el fin de promover la reducción del peso de la carrocería del automóvil en el futuro, es necesario incrementar el nivel de resistencia de la hoja de acero de alta resistencia más que antes, pero el incremento en la resistencia de la hoja de acero generalmente se acompaña del deterioro de propiedades del material tales como la conformabilidad (trabajabilidad). Por lo tanto, la forma en que se incrementa la resistencia sin deterioro de las propiedades del material es importante en el desarrollo de la hoja de acero de alta resistencia. Particularmente, es necesario que una hoja de acero usada como material de componentes de automóvil tales como un componente de hoja interna, un componente de estructura y un componente de la parte de abajo de la carrocería, tenga trabajabilidad de abocardamiento, trabajabilidad de desbarbado, ductilidad, durabilidad a la fatiga, resistencia al impacto, resistencia a la corrosión, etc. según su uso. Es importante la forma en que se aseguran estas propiedades de los materiales y propiedades de alta resistencia de una manera de alta dimensión y bien equilibrada.

25

Además, la hoja de acero usada como el material de dichos componentes necesita mejorarse también en tenacidad a baja temperatura para ser resistente a la destrucción incluso cuando está sometida a un impacto causado por colisión o similar después de colocarlos en el automóvil como componentes después del moldeado, particularmente para asegurar la resistencia al impacto en una región fría. Esta tenacidad a baja temperatura es definida por $vTrs$ (temperatura de transición de apariencia de fractura de Charpy) o similar. Por esta razón, también es necesario considerar la resistencia al impacto de la hoja de acero antes descrita.

30

Es decir, es necesario que la hoja de acero utilizada como el material de las piezas, incluyendo a los componentes antes descritos, tenga tenacidad a baja temperatura como una característica muy importante, además de excelente trabajabilidad.

35

En cuanto al método de mejora de la tenacidad a baja temperatura en la hoja de acero de alta resistencia, sus métodos de fabricación se describen, por ejemplo, en los documentos de patente 1, 2, en los que la tenacidad a baja temperatura se mejora por un método que incluye una fase de martensita ajustada en relación de aspecto como fase principal (documento de patente 1) y un método de carburo finamente precipitado en ferrita que tiene un diámetro de grano promedio de 5 a 10 μm (documento de patente 2).

40

Sin embargo, en los documentos de patente 1 y 2, nada se menciona sobre la abocardabilidad y una conformación deficiente puede ser causada cuando se aplica la hoja de acero a un componente que va a ser sometido a desbarbado. Además, también en un campo de tuberías de acero y un campo de placas gruesas, se conoce la mejora de la tenacidad a baja temperatura, pero no es necesaria una conformabilidad tan alta como la de una placa delgada, y hay una preocupación similar.

45

En cuanto al método de mejora de la abocardabilidad en la hoja de acero de alta resistencia, también se describe en el documento de no-patente 1 un método de control de la estructura metálica de una hoja de acero para mejorar la ductilidad local y que controlar inclusiones, hacer una única estructura y reducir la diferencia de dureza entre estructuras son medidas efectivas para la flexibilidad y la abocardabilidad. Además, en el documento de no patente 2, se describe una técnica de mejora de la resistencia, la ductilidad y la abocardabilidad mediante control de la temperatura de acabado del laminado en caliente y la proporción de reducción y el intervalo de temperatura del acabado de laminación, para promover la recristalización de austenita, suprimir el desarrollo de una textura laminada, y asignar al azar las orientaciones del cristal.

50

Es concebible que se pueda mejorar la abocardabilidad uniformizando la estructura del metal y la textura laminada de los documentos de no patente 1, 2 en los que, sin embargo, no se hace ninguna consideración en relación con la compatibilidad entre la tenacidad a baja temperatura y la abocardabilidad.

60

La compatibilidad entre la abocardabilidad y la tenacidad a baja temperatura, se menciona en el documento de patente 3 que describe una tecnología de dispersión de cantidades apropiadas de austenita y bainita retenidas en

una fase de ferrita de dureza y diámetro de grano controlados. Sin embargo, es una estructura que contiene ferrita dulce al 50% o más y, por tanto, es difícil responder a la demanda de mayor resistencia en los últimos años.

[Documentos de la técnica anterior]

5

[Documentos de patente]

Documento de patente 1: Publicación de patente japonesa abierta al público número 2011-52321.

Documento de patente 2: Publicación de patente japonesa abierta al público número 2011-17044.

Documento de patente 3: Publicación de patente japonesa abierta al público número H7-252592

10 Documento de patente 4: Publicación de patente japonesa abierta al público número JP2009263715A, que describe "una placa de acero laminado en caliente con pequeñas anisotropías en el plano y capacidad de expansión superior orificios."

15 Documento de patente 5: Publicación de patente japonesa abierta al público número JPH09202940A, que describe "una hoja de acero laminado en caliente con excelentes propiedades de fatiga de muesca y su producción"

[Documentos de no patente]

Documento de no patente 1: K. Sugimoto et al, «ISIJ internacional» (2000) vol. 40, pág. 920

20 Documento de no patente 2: Kishida, "Shinnittetsu giho" (1999) n° 371, pág. 13

[Descripción de la invención]

[Problemas a resolver por la invención]

25 La presente invención se ha diseñado teniendo en cuenta los problemas anteriormente descritos y su objeto es proporcionar una hoja de acero laminado en caliente, en particular, una hoja de acero laminado en caliente que tiene alta resistencia y tiene excelente en abocardabilidad y tenacidad a baja temperatura, y un método de fabricación capaz de fabricar de forma estable la hoja de acero.

[Medios para resolver los problemas]

30 Los autores de la presente invención tuvieron éxito en la fabricación de una hoja de acero con excelentes abocardabilidad y tenacidad a baja temperatura mediante optimización de la composición química y condiciones de fabricación de una hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia y controlando una textura y una microestructura de la hoja de acero. La esencia de la misma es la siguiente.

35 (1) Una hoja de acero laminado en caliente que incluye:

una composición química que consiste en, en % en masa:

C: 0,01 a 0,2%;

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

Mn: 0,10 a 4,0%;

P: 0,10% o menos;

S: 0,030% o menos;

Al: 0,001 a 2,0%;

45 N: 0,01% o menos;

Ti: $(0,005 + 48/14 [N] + 48/32[S]) \% \leq Ti \leq 0,3\%$;

Nb: 0 a 0,06%;

Cu: 0 a 1,2%;

Ni: 0 a 0,6%;

50 Mo: 0 a 1%;

V: 0 a 0,2%;

Cr: 0 a 2%;

Mg: 0 a 0,01%;

Ca: 0 a 0,01%;

REM: de 0 a 0,1%; y

55 B: 0 a 0,002%,

siendo el resto Fe e impurezas;

una textura en la que, en una porción central del espesor de hoja, que es una porción de la hoja de acero seccionada a una posición de espesor de 3/8 y a una posición de espesor de 5/8 del espesor de la hoja a partir de una superficie de la hoja de acero, un valor promedio de proporciones de intensidad al azar de los rayos X de un grupo de orientaciones de un plano de la hoja {100} <011> a {223} <110> es 6,5 o menos y una proporción de intensidad al azar de los rayos X de una orientación de cristal {332} <113> es 5,0 o menos; y

60 una microestructura en que una proporción del área total de martensita templada, martensita y bainita inferior es más de 85%, y un diámetro de grano de cristal promedio es 12,0 μm o menos.

65

- (2) La hoja de acero laminado en caliente según (1), en donde la composición química contiene uno o dos o más seleccionados de un grupo que consiste en, en % masa:

Nb: 0,005 a 0,06%;
 Cu: 0,02 a 1,2%;
 Ni: 0,01 a 0,6%;
 Mo: 0,01 a 1%;
 V: 0,01 a 0,2%; y
 Cr: 0,01 a 2%.

- (3) La hoja de acero laminado en caliente según (1) o (2), en donde la composición química contiene uno o dos o más seleccionados de un grupo que consiste en, en % en masa: Mg: 0,0005 a 0,01%, Ca: 0,0005 a 0,01% y REM: 0,0005 a 0,1%.

- (4) La hoja de acero laminado en caliente según cualquiera de (1) a (3), en donde la composición química contiene, en % en masa: B: 0,0002 a 0,002%.

- (5) La hoja de acero laminado en caliente según cualquiera de (1) a (4), que incluye la microestructura en la que asumiendo que un valor promedio de dureza es E (HV0,01) y una desviación típica es σ (HV0,01) cuando se mide la dureza de Vickers a 100 puntos o más con una carga de 0,098 N, σ (HV0,01)/E (HV0,01) es 0,08 o menos.

- (6) La hoja de acero laminado en caliente según cualquiera de (1) a (5), que incluye las propiedades mecánicas de que un valor r (rC) en una dirección perpendicular a una dirección de laminación es 0,70 o más, y un valor de r (r30) en una dirección de 30° con respecto a la dirección de laminación es 1,10 o menos.

- (7) La hoja de acero laminado en caliente según cualquiera de (1) a (6), que incluye las propiedades mecánicas de que un valor de r (rL) en una dirección de laminación es 0,70 o más, y un valor de r (r60) en una dirección 60° con respecto a la dirección de laminación es 1,10 o menos.

- (8) La hoja de acero laminado en caliente según cualquiera de (1) a (7), que incluye una capa de revestimiento dispuesta sobre la superficie de la hoja de acero.

- (9) Un método de fabricación de una hoja de acero laminado en caliente que realiza secuencialmente un laminado en caliente rugoso, un laminado en caliente de acabado, una refrigeración primaria y una refrigeración secundaria sobre una plancha que incluye la composición química según cualquiera de (1) a (7), y bobinado de la hoja de acero laminado en caliente resultante, en el que:

el laminado en caliente de acabado es laminado en caliente en el que, con respecto a una temperatura T1 definida en una expresión siguiente (1), una proporción de reducción máxima por paso en una región de primera temperatura de (T1+30)° C o más alta y (T1+200)° C o más baja es del 30% o más, una proporción de reducción total en la región de primera temperatura es 50% o más, una proporción de reducción total en una región de segunda temperatura T1° C o más alta y menor que (T1+30)° C es de 0 a 30%, y el laminado se termina en la región de primera temperatura o en la región de segunda temperatura;

la refrigeración primaria es refrigeración por agua que satisface una expresión siguiente (2) y alcanza una cantidad de refrigeración de 40° C o más y 140° C o menos;

la refrigeración secundaria es refrigeración por agua que se inicia dentro del periodo de tres segundos después de la refrigeración primaria y realiza la refrigeración a un ritmo promedio de refrigeración de 30° C/segundo o más; y

el bobinado es bobinar la hoja de acero laminado en caliente a una temperatura CT que satisface la siguiente expresión (3),

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

$$1 \leq t/t1 \leq 2,5 \quad (2)$$

$$CT (^{\circ} C) \leq \max [Ms, 350] \quad (3)$$

$$t1 = 0,001 \times \{(Tf - T1) \times P1/100\}^2 - 0,109 \times \{(Tf - T1) \times P1/100\} + 3,1 \quad (4)$$

$$Ms (^{\circ} C) = 561 - 474 \times C - 33 \times Mn - 17 \times Ni - 21 \times Mo \quad (5)$$

donde en la expresión (1) y la expresión (5), un símbolo de cada elemento es un contenido (% masa) del elemento en el acero,

en la expresión (2), t es un período de tiempo (s) a partir de una reducción final en la reducción en un solo pase al 30% o más en la región de primera temperatura hasta el inicio de la refrigeración primaria, y t1 es un período de tiempo (s) decidido por la expresión (4),

en la expresión (3), max [] es una función que devuelve un valor máximo entre argumentos, y Ms es una temperatura decidida por la expresión de arriba (5), y

en la expresión (4), Tf y P1 son una temperatura de hoja de acero y una proporción de reducción (%) en la reducción final en la reducción en un paso al 30% o más en la región de primera temperatura respectivamente.

(10) El método de fabricación de la hoja de acero laminado caliente según (9), en donde el laminado caliente rugoso consigue una proporción de reducción máxima por paso en una región de temperatura de 1000° C o superior y 1200° C o inferior de 40% o más y un promedio de diámetro de grano de austenita de 200 μm o menos.

5 (11) El método de fabricación de la hoja de acero laminado en caliente según (9) o (10), en donde una generación máxima de calor debida a la deformación plástica en una región de temperatura (T1+30)° C o superior y (T1+150)° C o inferior del acabado por laminado en caliente es de 18° C o inferior.

10 (12) Un método de fabricación de una hoja de acero laminado en caliente, que incluye: realizar un tratamiento de revestimiento en la superficie de la hoja de acero laminado en caliente obtenida por el método de fabricación de la hoja de acero laminado en caliente según cualquiera de (9) a (11).

[Efecto de la Invención]

15 Según la presente invención, es posible proporcionar una hoja de acero laminado en caliente, en particular, una hoja de acero de alta resistencia con excelente abocardabilidad y tenacidad a baja temperatura. El uso de la hoja de acero hace posible trabajar fácilmente la hoja de acero de alta resistencia y soportar el uso en distritos de frío intenso, proporcionando importantes contribuciones industriales.

[Modo de realización de la Invención]

20 De aquí en adelante, se explicará en detalle el contenido de la presente invención.

Incluyendo una textura en la que, en una porción central de un espesor de hoja que es una porción de hoja de acero seccionada a una posición de espesor de 3/8 y a una posición de espesor de 5/8 del espesor de la hoja a partir de la superficie de la hoja de acero, un valor promedio de la intensidad al azar de los rayos X de un grupo de orientaciones {100}<011> a {223}<110> de un plano de la hoja es 6,5 o menos y una proporción de intensidad al azar de los rayos X de una orientación de cristal {332} <113> es 5,0 o menos:

25 Las proporciones definidas de intensidad al azar de los rayos X son especialmente importantes en la presente invención.

30 La difracción de los rayos X del plano de la hoja se realiza en la porción central del espesor de la hoja que es la porción de hoja de acero seccionada a la posición de espesor de 3/8 y a la posición de espesor de 5/8 del espesor de la hoja a partir de la superficie de la hoja de acero, un valor promedio de proporciones de intensidad al azar de los rayos X del grupo de orientaciones {100}<011> a {223}<110>, cuando se obtienen las proporciones de intensidad de orientaciones de una muestra estándar (muestra aleatoria) que no tiene ninguna orientación de cristal específica pero tiene orientaciones de cristal al azar, se encuentra a 6,5 o menos, lo que permite garantizar excelente abocardabilidad que satisface una proporción de la expansión de los orificios ≥ 140% y una resistencia a la tracción x proporción de expansión de orificios ≥ 100000 MPa · % en un material de una resistencia de un nivel de 590 MPa, una proporción de expansión de orificio ≥ 90% y una resistencia a la tracción x proporción de expansión de orificios ≥ 70000 MPa · % en un material de una resistencia de nivel de 780 MPa, y una proporción de expansión de orificios ≥ 40% y una resistencia a la tracción x proporción de expansión de orificios ≥ 50000 MPa · % en un material de una resistencia de nivel de 980 MPa o más. Téngase en cuenta que el valor promedio de las proporciones de intensidad al azar de los rayos X de un grupo de orientaciones {100}<011> a {223}<110> del plano de la hoja es preferentemente 4,0 o menos.

45 Cuando el valor promedio de las proporciones de intensidad al azar de los rayos X de un grupo de orientaciones {100}<011> a {223}<110> es más de 6,5, la anisotropía de las propiedades mecánicas de la hoja de acero aumenta extremadamente, por lo que mejora la abocardabilidad en una dirección específica, pero de la misma forma la abocardabilidad en direcciones diferentes disminuye, dando como resultado dificultad en la obtención de propiedades mecánicas que satisfacen la capacidad de expansión orificios antes mencionada. Por otra parte, cuando el valor promedio de las proporciones de intensidad al azar de los rayos X del grupo de orientaciones {100}<011> a {223}<110> del plano de la hoja se convierte en menos de 0,5, lo cual es difícil de lograr en un actual proceso general continuo de laminación en caliente, preocupa el deterioro de la capacidad de expansión de orificios. Por consiguiente, es preferible establecer el valor promedio de las proporciones de la intensidad al azar de rayos X del grupo de orientaciones {100}<011> a {223}<110> del plano de la hoja en 0,5 o más.

50 Aquí, el valor promedio de las proporciones de intensidad al azar de rayos X del grupo de orientaciones {100}<011> a {223}<110> del plano de la hoja se obtiene promediando aritméticamente las proporciones de intensidad al azar de rayos X de orientaciones {100}<011>, {116}<110>, {114}<110>, {113}<110>, {112}<110>, {335}<110>, y {223}<011>.

60 Las proporciones de intensidad al azar de los rayos X de las orientaciones se miden mediante un aparato de difracción de rayos X, DRDE (Difracción de retro dispersión de electrones) o similares. Sólo es necesario obtener resultados a partir de una textura tridimensional calculada por un método vectorial sobre la base de una figura polar {110}, o de una textura tridimensional calculada por un método de expansión en serie usando una pluralidad de figuras polares (preferiblemente tres o más) entre {110}, {100}, {211}, {310} figuras polares.

65

Por ejemplo, para la proporción de intensidad al azar de rayos X de cada una de las orientaciones del cristal antes descrita en este último método, cada una de las intensidades de (001)[1-1 0], (116)[1-1 0], (114)[1-1 0], (113)[1-1 0], (112)[1-1 0], (335)[1-1 0], (223)[1-1 0] en un $\alpha_2 = 45^\circ$ sección transversal en la textura tridimensional se puede utilizar como es. (1 con una barra superior que indica "menos 1" es expresado con "-1".)

5 Como se describió anteriormente, el valor promedio de las proporciones de intensidad al azar de rayos X del grupo de orientaciones del plano de la hoja $\{100\}\langle 011 \rangle$ $\{223\}\langle 110 \rangle$ representa la media aritmética de las proporciones de intensidad al azar de rayos X de las orientaciones antes descritas y puede ser reemplazado por la media aritmética de las proporciones de intensidad al azar de rayos X de orientaciones $\{100\}\langle 011 \rangle$, $\{116\}\langle 110 \rangle$, $\{114\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$ y $\{223\}\langle 110 \rangle$ cuando es imposible obtener las proporciones de intensidad al azar de rayos X de todas las orientaciones antes descritas.

15 Además, por la misma razón, cuando la proporción de intensidad al azar de los rayos X de la orientación del cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ del plano de la hoja es 5,0 o menos (deseablemente 3,0 o menos) en la porción central del espesor de la hoja que es la porción de hoja de acero seccionada a una posición de espesor de 3/8 y a una posición de espesor de 5/8 del espesor de la hoja a partir de la superficie de la hoja de acero, se satisface inmediatamente la resistencia a la tracción x proporción de la expansión de orificios ≥ 50000 , lo que se requiere para trabajar la pieza de abajo. Además, la proporción de intensidad al azar de rayos X descrita anteriormente de la orientación del cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ es preferiblemente 3,0 o menos.

20 Cuando la proporción de intensidad al azar de los rayos X anteriormente descrita de la orientación de cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ es más de 5,0, la anisotropía de las propiedades mecánicas de la hoja de acero aumenta extremadamente, por lo que mejora la abocardabilidad en una dirección específica pero la abocardabilidad de direcciones diferentes disminuye significativamente para disminuir la proporción de expansión del orificio. Por el contrario, cuando los anteriormente descritos rayos X de intensidad al azar de orientación del cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ se convierte en menos de 0,5, lo que es difícil de conseguir en el proceso general continuo de laminación en caliente actual, preocupa el deterioro de la capacidad de expansión del orificio. Por consiguiente, es preferible establecer la proporción de intensidad al azar de rayos X antes descrita de la orientación del cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ a 0,5 o más.

30 La razón por la cual la proporción de intensidad al azar de rayos X anteriormente descrita de la orientación cristalina es importante para mejorar la capacidad de expansión del orificio no está exactamente clara, pero se presume que está relacionada con el comportamiento deslizante de cristal en el trabajo de expansión del orificio.

35 Con respecto a la muestra que se somete a difracción de rayos X, sólo es necesario reducir el espesor de la hoja de acero a un espesor de hoja predeterminado a partir de la superficie por pulido mecánico o similar, y a continuación eliminar su tensión por pulido químico, pulido electrolítico o similar y al mismo tiempo, ajustar la muestra de acuerdo con el método descrito anteriormente, de manera que un plano apropiado en el intervalo de 3/8 a 5/8 del espesor de la hoja se convierta en un plano de medición, y luego realizar la medición.

40 Por supuesto, la limitación de la intensidad de rayos X antes descrita se satisface no sólo en la proximidad de 1/2 del espesor de la hoja, sino también en tantos espesores como sea posible, con lo cual se mejora adicionalmente la capacidad de expansión del orificio. Sin embargo, la porción central del espesor de la hoja que es la porción de hoja de acero seccionada en la posición de espesor de 3/8 y la posición de espesor de 5/8 del espesor de hoja a partir de la superficie de la hoja de acero se mide para que sea posible generalmente representar las propiedades del material de la hoja de acero entera y por lo tanto se define.

Incidentalmente, una orientación cristalina representada por $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ significa que la dirección normal al plano de la hoja es paralela a $\langle hkl \rangle$ y la dirección de laminación es paralela a $\langle uvw \rangle$.

50 Un valor r en una dirección perpendicular a la dirección de laminación (r_C) es 0,70 o más, y un valor de r en una dirección 30° a partir de la dirección de laminación (r_{30}) es 1,10 o menos:

Satisfacer las siguientes propiedades mecánicas, además de la textura antes descrita, permite asegurar una abocardabilidad más excelente. Por consiguiente, es preferible satisfacer las siguientes propiedades mecánicas.

55 El valor r en la dirección perpendicular a la dirección de laminación (r_C) :

60 El r_C es preferentemente 0,70 o más. Téngase en cuenta que el límite superior del valor de r no se establece en particular, pero el r_C fijado a 1,10 o menos es preferible ya que se puede obtener una capacidad de expansión de orificios más excelente.

El valor de r en la dirección 30° a partir de la dirección de laminación (r_{30}):

El r30 es preferentemente 1,10 o menos. Téngase en cuenta que el límite inferior del valor de r en la dirección no se establece en particular, pero el r30 ajustado a 0,70 o más es preferible ya que se puede obtener una expansión de orificios más excelente.

5 Un valor de r (rL) en la dirección de laminación es 0,70 o más y un valor de r (r60) en una dirección 60° a partir de la dirección de laminación es 1,10 o menos:

10 Satisfacer las siguientes propiedades mecánicas, además de la textura antes descrita, permite asegurar una abocardabilidad más excelente. Por consiguiente, es preferible satisfacer las siguientes propiedades mecánicas.

El valor r en la dirección de laminación (rL):

15 El rL es preferentemente 0,70 o más. Téngase en cuenta que el límite superior del valor de rL no se establece en particular, pero el rL fijado en 1,10 o menos es preferible ya que se puede obtener expansión de orificios más excelente.

El valor r en la dirección 60° de la dirección de laminación (r60):

20 El r60 es preferentemente 1,10 o menos. Téngase en cuenta que el límite inferior del valor r60 no se establece en particular, pero r60 fijado a 0,70 o más es preferible ya que se puede obtener una capacidad de expansión de orificios más excelente.

25 Los valores de r descritos anteriormente son evaluados cada uno por un ensayo de tracción usando una pieza de ensayo de tracción JIS N.º 5. La deformación por tensión sólo tiene que evaluarse normalmente en un intervalo de 5 a 15% en el caso de una hoja de acero de alta resistencia y en un intervalo de alargamiento uniforme.

Una microestructura de la hoja de acero:

30 En primer lugar, se describirá el diámetro promedio del grano de cristal y el método de identificación de la estructura.

35 En la presente invención, el diámetro promedio de grano de cristal, la ferrita y la austenita retenida son definidos mediante el método DRDE-MIO (Difracción de Retro Dispersión de Electrones - Microscopia de Imagen de Orientación, marca registrada).

40 El método DRDE-MIO está constituido por un dispositivo y software de irradiación de una muestra altamente inclinada con haces de electrones en un microscopio electrónico de barrido (MEB), fotografiando un patrón de Kikuchi formado por retro dispersión por una cámara de alta sensibilidad y sometiéndolo a un equipo de procesamiento de imágenes para medir de tal modo una orientación cristalina en el punto de irradiación en un período corto de tiempo. El método DRDE permite un análisis cuantitativo de una estructura fina y una orientación del cristal de una superficie de la muestra a granel y puede analizarlas en un área de análisis capaz de ser observada por el MEB con una resolución de 20 nm como mínimo, aunque depende de la resolución del MEB. El análisis se realiza durante varias horas trazando un área a ser analizada para decenas de miles de puntos en un estado de rejilla a intervalos regulares.

45 Además de que la fase puede ser identificada a partir de la estructura de la orientación cristalina, es posible ver la distribución de orientación del cristal y el tamaño del grano de cristal dentro de la muestra en un material policristalino. Es posible calcular una desorientación entre puntos de medición adyacentes a partir de la información de medición, y el valor medio del mismo se llama un valor DMN (Desorientación Media del Núcleo).

50 En la presente invención, a partir de una imagen obtenida mediante el mapeo de la desorientación del grano de cristal definido como 15°, que es un valor umbral de un límite del grano de gran ángulo de inclinación, generalmente reconocido como un límite del grano de cristal, se visualiza un grano para encontrar un diámetro promedio de grano de cristal. Además, una estructura en la que un promedio del valor de DMN en un grano de cristal, rodeado por el límite del grano de gran ángulo de inclinación de 15° está dentro de 1° se define como ferrita. Esto es porque la ferrita es una fase de transformación a alta temperatura y tiene deformación de transformación pequeña. Además, una estructura identificada como austenita por el método DRDE se define como austenita retenida.

60 Martensita templada o bainita inferior definida en la presente invención significa una estructura que se transforma a partir de la austenita en un punto Ms o menor cuando el punto Ms es mayor que 350° C, o a 350° C o inferior cuando el punto Ms es de 350° C o inferior, y cuando la estructura se observa bajo TEM, precipita cementita o carburo de hierro metaestable en un estado multivariante en el mismo listón.

Por otro lado, una estructura en la cual precipita cementita o carburo de hierro metaestable en un estado de única variante en el mismo listón se define como bainita superior. Es concebible que esto sea debido a que la fuerza impulsora para la precipitación de cementita es más baja que la de martensita templada o la bainita inferior.

- 5 Asimismo, una estructura, en la que no se observa precipitación de cementita o carburo de hierro metaestable cuando la estructura se observa bajo TEM, se define como martensita.

Téngase en cuenta que esa fracción estructural de los mismos se obtiene tomando fotografías TEM en 10 o más campos visuales en 20000 aumentos y usando el método de conteo de puntos.

- 10 Aunque, en la hoja de acero de alta resistencia, se utiliza una estructura de una sola fase o fase doble tal como ferrita, bainita, martensita y similares consolidadas por precipitación para realzar su fuerza, los inventores encontraron como resultado de un estudio serio que cuando la estructura está hecha para tener una proporción del área total de la martensita templada, martensita y bainita inferior de o más de 85% de área y un diámetro promedio de grano de cristal de 12,0 μm o menos, más preferiblemente, para tener una diferencia de dureza entre las estructuras disminuida hasta un cierto nivel o menos, se disminuye la concentración de tensión en la interfaz de la estructura para mejorar la abocardabilidad y la tenacidad a baja temperatura. Una estructura que tiene una suma de fracciones de la estructura de martensita templada y de la martensita inferior de más del 85% tiene excelente equilibrio entre resistencia y alargamiento, así que es más preferible. Cuando el diámetro promedio de grano de cristal es más de 12,0 μm , es difícil asegurar excelente tenacidad a baja temperatura satisfaciendo $v\text{Trs} \leq -40^\circ \text{C}$.

Téngase en cuenta que, puesto que no se produce ningún deterioro de la abocardabilidad o la tenacidad a baja temperatura incluso si estas estructuras ocupan el 100% de la hoja de acero, no se especifica el límite superior de la tracción estructural.

- 25 En el caso de dar importancia a la mejora de la ductilidad, la ferrita puede contener una proporción de área inferior al 15%.

- 30 En cuanto a la diferencia de dureza entre estructuras, asumiendo que un valor promedio de la dureza al medir la dureza de Vickers a 100 puntos o más, usando un micro Vickers con una carga de 0,098 N (10gf), es E (HV0,01) y una desviación estándar de la dureza es de σ (HV0,01), es preferible fijar σ (HV0,01)/E(HV0,01) en 0,08 o menos y el contenido en ferrita en 5% del área o más, porque se pueden obtener excelentes propiedades mecánicas y obtener tanto una abocardabilidad como un alargamiento total que satisfacen una proporción de resistencia a la tracción x expansión del orificio $\geq 55000 \text{ MPa} \cdot \%$ y una resistencia a la tracción x alargamiento total $\geq 14000 \text{ MPa} \cdot \%$ y $v\text{Trs} \leq -40^\circ \text{C}$ a una resistencia a la tracción al nivel de 980 MPa o más. Además, es preferible fijar el σ (HV0,01)/E(HV0,01) anterior en 0,06 o menos porque pueden obtenerse excelentes propiedades mecánicas con las que lograr la abocardabilidad que satisface una proporción de resistencia a la tracción x expansión del orificio $\geq 60000 \text{ MPa} \cdot \%$ y $v\text{Trs} \leq -40^\circ \text{C}$ a una resistencia a la tracción al nivel de 980 MPa o más. Estableciendo el anterior σ (HV0,01)/E (HV0,01) en 0,08 o menor disminuye el hecho de que la interfaz entre la estructura dura y la estructura blanda cuando se observa la superficie de fractura de Charpy es el punto de partida de una grieta, que se puede presumir que es una causa de la mejora de $v\text{Trs}$.

El límite más bajo de σ (HV0,01)/E (HV0,01) no se establece en particular, pero generalmente es 0,03 o más.

- 45 Una composición química de la hoja de acero:

A continuación, se describe la razón de limitar la composición química de la hoja de acero laminado en caliente en la presente invención. Téngase en cuenta que "%", cuando indica contenido, significa "% masa".

- 50 C: 0,01 a 0,2%

C (carbono) es un elemento con una acción de mejora de la resistencia de la hoja de acero. Cuando el contenido de C es menor que 0,01%, es difícil conseguir el efecto de la acción antes descrita. Por consiguiente, el contenido de C se establece en 0,01% o más. Por otra parte, cuando el contenido de C es mayor que 0,2%, se produce una disminución de la ductilidad, y el carburo basado en hierro tal como cementita (Fe_3C) que va a ser el punto de partida del agrietamiento en una superficie de cizalladura secundaria en el momento del punzonado aumenta para deteriorar la abocardabilidad. Por lo tanto, el contenido de C se fija en 0,2% o menos.

Si: 0,001% a 2,5%

- 60 Si (silicio) es un elemento que tiene una acción de mejora de la resistencia de la hoja de acero y también realiza una función como desoxidante de acero fundido. Cuando el contenido en Si es menor que 0,001%, es difícil obtener el efecto por la acción antes descrita. Por lo tanto, el contenido de Si se establece en 0,001% o más. Además, el Si también tiene una acción de suprimir la precipitación del carburo basado en hierro tal como cementita y de este modo mejora la resistencia y la capacidad de expansión del orificio. Desde este punto de vista, el contenido Si se fija en 0,1% o más. Por otra parte, aunque el contenido de Si se fije en más del 2,5%, el efecto por la acción de aumentar la resistencia de la hoja de acero está saturado. Por lo tanto, el contenido de Si se fija en 2,5% o menos.

Téngase en cuenta que a partir de el punto de vista de mejorar eficazmente la resistencia y la capacidad de expansión del orificio mediante la supresión de la precipitación del carburo basado en hierro tal como cementita, es preferible fijar el contenido de Si en 1,2% o menos.

5 Mn: 0,10 a 4,0%

Mn (manganeso) tiene una acción de mejora de la resistencia de la hoja de acero por reforzamiento de la solución sólida y fortalecimiento de endurecimiento por templado. Cuando el contenido de Mn es menor que 0,10%, es difícil conseguir el efecto de la acción antes descrita. Por lo tanto, se fija el contenido de Mn en 0,10% o más. Además, el Mn tiene una acción de expandir la temperatura de la región de austenita hacia el lado de baja temperatura y mejorar así la templabilidad para facilitar la formación de una estructura de transformación de baja temperatura que tiene una excelente propiedad de rebabas como la martensita o la bainita inferior. Desde este punto de vista, el contenido de Mn se fija preferentemente en 1% o más y más preferiblemente 2% o más. Además, Mn tiene también una acción de supresión de la aparición de agrietamiento en caliente causada por S. Desde este punto de vista, es preferible contener la cantidad de Mn asegurando que el contenido de Mn ([Mn]) y el contenido de S ([S]) satisfacen $[Mn]/[S] \geq 20$. Por otra parte, aunque el contenido de Mn se fije en más de 4,0%, el efecto por la acción de mejora de la resistencia de la hoja de acero está saturado. Por lo tanto, el contenido de Mn se fija en 4,0% o menos.

P: 0,10% o menos

20 P (fósforo) es un elemento generalmente contenido como impureza. Cuando el contenido de P es superior al 0,10%, P causa agrietamiento en la laminación en caliente y se segrega en un límite del grano para disminuir la tenacidad a baja temperatura y también disminuye la trabajabilidad y la soldabilidad. Por lo tanto, el contenido de P se fija en 0,10% o menos. Desde el punto de vista de la soldabilidad y la capacidad de expansibilidad del orificio, el contenido de P se ajusta preferentemente a 0,02% o menos.

25 S: 0,030% o menos

S (azufre) es un elemento generalmente contenido como impureza. Cuando el contenido de S es más del 0,030%, el S causa agrietamiento en la laminación en caliente y genera una inclusión basada basada en A en el acero para deteriorar la capacidad de expansión del orificio. Por lo tanto, el contenido de S se fija en 0,030% o menos. Desde el punto de vista de la capacidad de expansión del orificio, el contenido de S se fija preferiblemente en 0,010% o menos y más preferiblemente se fija en 0,005% o menos.

Al: 0,001 a 2,0%

35 Al (aluminio) tiene una acción desoxidante de acero fundido en un proceso refinando del acero para hacer sonar el acero. Cuando el contenido de Al es menos del 0,001%, es difícil conseguir el efecto mediante la acción antes descrita. Por lo tanto, se fija el contenido de Al en 0,001% o más. Al además tiene, del mismo modo que el Si, una acción de suprimir la precipitación del carburo a base de hierro como cementita mejorando la resistencia y la capacidad de expansión del orificio. Desde este punto de vista, el contenido de Al se fija preferentemente en 0,016% o más. Por otra parte, aunque el contenido de Al se fije en más de 2,0%, el efecto por la acción de desoxidación está saturado, lo que resulta económicamente desventajoso. Además, el Al puede causar agrietamiento en la laminación en caliente. Por lo tanto, se fija el contenido de Al en 2,0% o menos. Desde el punto de vista de la supresión de la generación de una inclusión no metálica en el acero para mejorar la ductilidad y la tenacidad a baja temperatura, el contenido de Al se fija preferiblemente en 0,06% o menos. El contenido de Al más preferiblemente es 0,04% o menos.

45 N: 0,01% o menos

N (nitrógeno) es un elemento generalmente contenido como impureza. Cuando el contenido de N es más de 0,01%, el N causa agrietamiento en la laminación en caliente y deteriora la resistencia al envejecimiento. Por lo tanto, el contenido de N se fija en 0,01% o menos. Desde el punto de vista de la resistencia de envejecimiento, el contenido de N es preferentemente 0,005% o menos.

50 Ti: $(0,005 + 48/14 [N] + 48/32[S]) \% \leq Ti \leq 0,3\%$:
Ti (titanio) es un elemento con una acción de mejora de la resistencia de la hoja de acero por el fortalecimiento de la precipitación o el fortalecimiento de la solución sólida. Cuando el contenido en Ti es menor que $(0,005 + 48/14 [N] + 48/32[S])\%$ que se decide por el contenido de N[N] (unidad:%) y el contenido de S[S] (unidad:%), es difícil conseguir el efecto por la acción antes descrita. Por lo tanto, el contenido de Ti se define como $(0,005 + 48/14 [N] + 48/32[S])\%$ o más. Por otra parte, incluso si el contenido de Ti está establecido en más de 0,3%, el efecto de la acción antes descrita está saturado, lo que resulta económicamente desventajoso. Por lo tanto, el contenido de Ti se fija en 0,3% o menos.

60 Nb, Cu, Ni, Mo, V, Cr:

Nb (niobio), Cu (cobre), Ni (níquel), Mo (molibdeno), V (vanadio) y Cr(cromo) son elementos cada uno con una acción de mejora de la resistencia de la hoja de acero por reforzamiento de la solución sólida y fortalecimiento de endurecimiento por templado. Por lo tanto, uno o dos o más de los elementos pueden estar debidamente contenidos según sea necesario. Sin embargo, incluso si el contenido de Nb se fija en más de 0,06%, el contenido de Cu se fija en más de 1,2%, el contenido Ni se fija en más de 0,6%, el contenido de Mo se fija en más del 1%, el contenido de V

se fija en más de 0,2% y el contenido de Cr se fija en más del 2%, el efecto de la acción antes descrita está saturado, lo que resulta económicamente desventajoso. Por lo tanto, el contenido de Nb se fija en 0 a 0,06%, el contenido de Cu se fija en 0 a 1,2%, el contenido Ni se fija en 0 a 0,6%, el contenido de Mo se fija en 0 a 1%, el contenido de V se fija en 0 a 0,2% y el contenido de Cr se fija en 0 al 2%. Téngase en cuenta que, para obtener seguramente el efecto de la acción antes descrita, es preferible satisfacer alguno de Nb: 0,005% o más, Cu: 0,02% o más, Ni: 0,01% o más, Mo: 0,01% o más, V: 0,01% o más y Cr: 0,01% o más.

Mg, Ca, MTR:

Mg (magnesio), Ca (calcio) y MTR (metales tierras raras) son elementos cada uno con una acción de control de la forma de la inclusión del no metal, que es el punto de partida de fractura para causar deterioro de la trabajabilidad y de este modo mejorar la trabajabilidad. Por lo tanto, uno o dos o más de los elementos pueden estar apropiadamente contenidos según sea necesario. Sin embargo, incluso si el contenido de Mg se fija en más de 0,01%, el contenido de Ca se fija en más de 0,01%, y el contenido de MTR se fija en más de 0,1%, el efecto de la acción antes descrita está saturado, lo que resulta económicamente desventajoso. Por lo tanto, el contenido de Mg se fija en 0 a 0,01%, el contenido de Ca se fija en 0 a 0,01%, y el contenido de MTR se fija en 0 a 0,1%. Téngase en cuenta que, para obtener seguramente el efecto de la acción antes descrita, es preferible fijar el contenido de cualquiera de los elementos Mg, Ca y MTR en 0,0005% o más.

B:

B (boro) es un elemento que se segrega en el límite del grano de forma similar a C y tiene una acción de aumentar la resistencia en el límite del grano. Es decir, B se segrega en el límite del grano como una solución sólida de B de forma similar a la solución sólida de C y de este modo actúa eficazmente para realizar la prevención del agrietamiento superficial de fractura. Además, incluso si C precipita en el grano como carburo para disminuir la solución sólida de C en el límite del grano, B se segrega en el límite del grano y de este modo puede compensar la disminución de C en el límite del grano. Por lo tanto, B puede ser apropiadamente contenido según sea necesario. Sin embargo, cuando el contenido de B se define como más de 0,002%, excesivamente se suprime la recristalización de austenita en la laminación en caliente es excesivamente suprimida y un α a α transformación de la textura de austenita no recristalizada se fortalece para deteriorar la isotropía. Por lo tanto, el contenido de B se define como 0 a 0,002% o menos. B es un elemento que puede causar agrietamiento de la plancha en un proceso de refrigeración después de colada continua y, a partir de este punto de vista, es preferiblemente que se fije en 0,0015% o menos. Téngase en cuenta que, para obtener seguramente el efecto de la acción antes descrita, el contenido de B se fija preferentemente en 0,0002% o más. Además, B también tiene una acción de mejora de la templabilidad y facilitar la formación de una estructura de transformación de refrigeración continua que es una microestructura que es preferible que la propiedad de desbarbado.

El equilibrio se compone de hierro (Fe) e impurezas.

En cuanto a las impurezas, Zr, Sn, Co, Zn, W están contenidos en algunos casos, y no hay ningún problema siempre y cuando el total de los contenidos de estos elementos sea de 1% o menos.

Tratamiento superficial:

Una capa de revestimiento destinada a mejorar la resistencia a la corrosión y así sucesivamente se proporciona en la superficie de la hoja de acero anteriormente descrita para fabricar una hoja de acero tratada en superficie. La capa de revestimiento puede ser una capa de electrodeposición o una capa de revestimiento por inmersión en caliente. Ejemplos de la capa de electrodeposición incluyen electrolgalvanización, electrodeposición de aleación de Zn-Ni y así sucesivamente. Ejemplos de la capa de revestimiento por inmersión en caliente incluyen galvanizado por inmersión en caliente, galvanización aleante por inmersión en caliente, revestimiento en caliente de aluminio, revestimiento de aleación de Zn-Al por inmersión en caliente, revestimiento de aleación de Zn-Al-Mg por inmersión en caliente y revestimiento de aleación de Zn-Al-Mg-Si por inmersión en caliente y así sucesivamente. La cantidad de adherencia de revestimiento no está limitada de modo particular, pero puede ser similar a lo establecido en la técnica anterior. Además, también es posible realizar un tratamiento de conversión apropiado (por ejemplo, aplicación y secado de un líquido de tratamiento de conversión a base de silicato y sin cromo) después del enchapado para aumentar aún más la resistencia a la corrosión. Además, también es posible realizar tratamientos de formación de revestimiento orgánico, laminación de película, y tratamientos con sales orgánicas/sales inorgánicas.

Un método de fabricación de la hoja de acero laminado en caliente:

A continuación, se describirá el método de fabricación de la hoja de acero laminado en caliente de la presente invención.

Para realizar la excelente abocardabilidad y tenacidad a baja temperatura, es importante formar una textura predeterminada y hacer una estructura que contiene principalmente martensita templada, martensita y bainita inferior. Además, es preferible que la diferencia de dureza entre las estructuras sea pequeña y el valor de r en cada

dirección satisfaga una condición predeterminada. Más abajo se enumeran los detalles de las condiciones de fabricación que hay que satisfacer.

5 El método de fabricación antes de la laminación en caliente no está particularmente limitado. Es decir, sólo es necesario efectuar, tras la fusión del acero en un horno de eje, un horno eléctrico o similar, varios tipos de refinación secundaria para ajustar el acero de manera que tenga la composición química antes descrita, colarlo después para formar un lingote de acero o una plancha por un método como colada continua normal, colada por un método de lingotes, otra colada de plancha delgada y así sucesivamente. En el caso de la colada continua, el acero puede ser enfriado una vez a una temperatura baja y después recalentado y sometido a laminación en caliente, o una plancha de fundición puede ser continuamente laminada en caliente. Como materia prima, pueden usarse desperdicios.

10 La hoja de acero de alta resistencia con excelente abocardabilidad y fragilidad a baja temperatura de la presente invención se obtiene en el caso de satisfacer los siguientes requisitos.

15 Para fijar a los valores de los intervalos antes descritos el valor promedio de las proporciones de intensidad al azar de rayos X del grupo de las orientaciones del plano de la hoja {100}<011> a {223}<110> y la proporción de intensidad al azar de rayos X de la orientación del cristal {332}<113> en la parte central del espesor de la hoja situado entre las posiciones de espesor 5/8 y 3/8 del espesor de la hoja a partir de la superficie de la hoja de acero, en la laminación de acabado después de la laminación rugosa, sobre la base de una temperatura T1 decidida a partir de la siguiente expresión (1) de los componentes de la hoja de acero,

$$T1(^{\circ} C) = 850 + 10x(C+N)xMn + 350xNb + 250xTi + 40xB + 10xCr + 100xMo + 100xV... (1)$$

25 el trabajo por laminación de reducción pesada se realiza en una proporción de reducción grande en una región de primera temperatura de (T1+30)° C o superior y (T1+200)° C o inferior, después no se realiza reducción o se realiza trabajo por laminación de reducción suave a una pequeña proporción de reducción en una región de segunda temperatura T1° C o superior e inferior a (T1+30)° C, y la laminación se completa en la región de primera temperatura o en la región de segunda temperatura, garantizando así la deformabilidad local de un producto final.

30 Es decir, por la laminación de alta reducción en la región de primera temperatura de (T1+30)° C o superior y (T1+200)° C o inferior y completando la laminación en la región de primera temperatura, o por la laminación de alta reducción en la región de primera temperatura y la subsecuente laminación de baja reducción en la región de segunda temperatura de T1 o superior e inferior a (T1+30)° C y completando la laminación en la región de segunda temperatura, el valor promedio de las proporciones de intensidad al azar de rayos X del grupo de orientaciones del plano de la hoja {100}<011> a {223}<110> y las proporciones de intensidad al azar de los rayos X de la orientación cristalina {332}<113>, en la porción central del espesor de la hoja seccionada en la posición a 5/8 de espesor y la posición a 3/8 de espesor del espesor de la hoja a partir de la superficie de la hoja de acero, puede controlarse como se encuentra en las tablas 2, 3 descritas más adelante, por lo que la capacidad de expansión del orificio del producto final mejora drásticamente.

40 La temperatura T1 en sí misma puede obtenerse por la expresión empírica indicada en la expresión anterior (1). Los inventores encontraron experimentalmente a partir de experimentos que la recristalización en la región austenita de cada acero se promueve en base a la temperatura T1.

45 Para obtener capacidad más excelente de expansión del orificio, es importante acumular deformación por la reducción pesada en la región de primera temperatura, y es esencial fijar la proporción de reducción máxima por paso en la región de primera temperatura al 30% o más, en otras palabras, lo que significa que la reducción por paso en una proporción de reducción a 30% o más, lo que significa que la reducción en un paso a una proporción de reducción a 30% o más en la región de primera temperatura se realiza al menos una o más veces y el total de proporciones de reducción se fija al 50% o más.

50 Además, es más preferible fijar el total de las proporciones de reducción al 70% o más. Por otro lado, fijar el total de las proporciones de reducción en más del 90% es un aseguramiento de la temperatura pero una carga de laminación excesiva, y, por lo tanto, es preferible fijar el total de las proporciones de reducción en 90% o menos.

55 Además, para promover la cristalización uniforme soltando la deformación acumulada, es necesario suprimir todo lo posible la cantidad de trabajo en la región de segunda temperatura de T1° C o superior e inferior que (T1+30)° C, después de la reducción pesada en la región de primera temperatura de (T1+30)° C o superior y (T1+200)° C o inferior y el total de proporciones de reducción en la región de segunda temperatura de T1° C o mayor y menor que (T1+30)° C se fija en 0 a 30%. Cuando el total de las proporciones de reducción en la región de segunda temperatura es mayor que 30%, el grano de austenita finalmente cristalizado se expande, y cuando el período de tiempo de retención es corto, la recristalización no procede suficientemente, dando como resultado el deterioro de la capacidad de expansión del orificio. Téngase en cuenta que, desde el punto de vista de asegurar una excelente forma de hoja, es deseable fijar la proporción de reducción en 10% o más, pero en el caso de dar más importancia a

la expandibilidad del orificio, es deseable fijar la proporción de reducción a 0%, es decir, no realizar la laminación de baja reducción en la región de segunda temperatura.

5 Como se describió anteriormente, el método de fabricación de la presente invención es un método de controlar la textura de un producto para mejorar su capacidad de expansión del orificio por recristalización uniforme y fina de la austenita en la laminación de acabado.

10 Cuando la laminación se realiza a una temperatura inferior a la de la región de segunda temperatura o la laminación en la proporción de reducción grande se realiza en la región de segunda temperatura, la textura de la austenita crece haciendo difícil obtener la textura predeterminada descrita arriba en la hoja de acero obtenida finalmente. Por otra parte, cuando la laminación se completa a una temperatura superior a la de la región de primera temperatura o la laminación en una proporción de pequeña reducción se realiza en la región de primera temperatura, es más probable que llegue a ocurrir una mezcla de engrosamiento y de grano.

15 Téngase en cuenta que, se realice o no la laminación definida antes descrita, la proporción de reducción puede obtenerse por resultados reales o por cálculos a partir de la carga de laminación, medición de espesor de hoja y similares, y la temperatura puede medirse realmente cuando está instalado un termómetro entre soporte o puede obtenerse por una simulación de cálculo teniendo en cuenta la generación de calor por trabajo a partir de la velocidad de la línea o la proporción de reducción o de ambos.

20 El período de tiempo desde la reducción final en la reducción en un solo paso en 30% o más en la región de primera temperatura hasta el inicio de la refrigeración primaria, que es refrigeración por agua, tiene una gran influencia en la abocardabilidad y la tenacidad a baja temperatura.

25 El período de tiempo t (s) desde el paso de reducción final en un solo paso en 30% o más en la región de primera temperatura hasta el inicio de la refrigeración primaria se fija para satisfacer la siguiente expresión (2) con respecto a una temperatura de la hoja de acero T_f (°C) y una proporción de reducción $P1$ (%) en la reducción final en un solo paso en 30% o más en la región de primera temperatura.

30 Cuando t/t_1 es menor que 1, se suprime la recristalización para no obtener la textura predeterminada, y cuando t/t_1 es mayor que 2,5, el engrosamiento procede a disminuir significativamente el alargamiento y la fragilidad a baja temperatura.

$$1 \leq t/t_1 \leq 2,5... (2)$$

35 En la expresión, t_1 es el período de tiempo (s) decidido por la siguiente expresión (4).

$$T_1 = 0,001 \times \{(T_f - T_1) \times P1 / 100\}^2 - 0,109 \times \{(T_f - T_1) \times P1 / 100\} + 3,1... (4)$$

40 Una cantidad refrigeración primaria que es la diferencia entre la temperatura de la hoja de acero en el inicio de la refrigeración para la refrigeración primaria y la temperatura de la hoja de acero al finalizar la refrigeración (cambio de temperatura de refrigeración) se fija a 40° C o superior y 140° C o inferior. Cuando la cantidad de refrigeración primaria es inferior a 40° C, es difícil reprimir el engrosamiento de los granos de austenita, dando como resultado el deterioro de la tenacidad a baja temperatura. Por el contrario, cuando la cantidad de refrigeración primaria es mayor que 140° C, la recristalización se vuelve insuficiente y se hace difícil obtener la textura predeterminada. Téngase en cuenta que, desde el punto de vista de la supresión del engrosamiento de los granos de austenita, es preferible fijar el promedio de velocidad de refrigeración primaria a 30° C/segundo o superior. No es necesario limitar el límite máximo de la velocidad media de refrigeración, en particular en la refrigeración primaria, pero es preferible fijar el promedio de velocidad de refrigeración a 2000° C/segundo o inferior.

50 La refrigeración se inicia en los primeros tres segundos después de que se realiza la refrigeración primaria, para realizar la refrigeración secundaria de la refrigeración por agua en un promedio de velocidad de 30° C/segundo de refrigeración secundaria o superior. Aquí, la refrigeración secundaria significa refrigeración por agua realizada a partir del inicio de la refrigeración secundaria hasta el comienzo del bobinado y la velocidad de refrigeración promedio de la refrigeración secundaria es la velocidad de refrigeración promedio de la refrigeración por agua y se calcula excluyendo el período de suspensión de la refrigeración con agua en el caso de suspender la refrigeración con agua a mitad de la refrigeración secundaria como se describe más adelante.

60 Desde la finalización de la refrigeración primaria hasta el inicio de la refrigeración secundaria, la hoja de acero es mantenida en la región de alta temperatura porque no se realiza la refrigeración con agua. Si la refrigeración secundaria se inicia más de tres segundos después de realizar la refrigeración primaria o si la refrigeración secundaria se realiza a una tasa promedio de enfriamiento inferior a 30° C/segundo en los primeros tres segundos después de la refrigeración primaria, la fracción estructural de la fase de transformación de alta temperatura tales como ferrita, perlita, bainita superior, se convierte en más del 15% durante la refrigeración secundaria a partir de la finalización del acabado de laminación hasta el inicio del bobinado al fallo para obtener la fracción estructural

65

deseada y la diferencia de dureza entre estructuras, resultando en deterioro de la tenacidad a baja temperatura en particular. El límite superior de la velocidad de refrigeración promedio en la refrigeración secundaria no se fija especialmente, pero una tasa de 300° C/segundo o menor es la velocidad de enfriamiento promedio adecuada en términos de capacidad de la instalación de refrigeración.

En el caso de dar importancia a la mejora de la ductilidad y así contener ferrita al 15% o menos en proporción de área, el enfriamiento con agua puede ser suspendido en un intervalo de 15 segundos o menos en una región de temperatura de 500° C a 800° C (región bifásica de ferrita y austenita) en medio del segundo sistema de refrigeración.

Aquí, la suspensión de la refrigeración por agua se realiza para proceder a la transformación de ferrita en la región bifásica. Cuando el tiempo de suspensión de la refrigeración por agua es más de 15 segundos, la proporción de área de la ferrita se convierte en más del 15% para aumentar la diferencia de dureza entre estructuras, dando como resultado el deterioro de la abocardabilidad y la tenacidad a baja temperatura en algunos casos. Por lo tanto, en el caso de suspender la refrigeración con agua en medio de la refrigeración secundaria, es deseable fijar el período de tiempo a 15 segundos o menos. Además, es deseable fijar la región de temperatura donde la refrigeración con agua es suspendida a 500° C o superior y 800° C o inferior para proceder fácilmente a la transformación de ferrita, y fijar el período de tiempo cuando se suspende el agua de refrigeración en 1 segundo o más. Téngase en cuenta que, a desde el punto de vista de la productividad, es más conveniente fijar el periodo de tiempo para suspender la refrigeración con agua en 10 segundos o menos.

Después de realizar la refrigeración secundaria antes descrita, el bobinado se realiza a una temperatura de bobinado TB (° C) que satisface la siguiente expresión (3). Cuando la hoja de acero es enrollada a una temperatura mayor que la del lado derecho de la siguiente expresión (3), la fracción estructural de la fase de transformación de alta temperatura tal como ferrita, perlita, bainita superior se convierte en 15% o más no se logra obtener la diferencia estructural de fracción y dureza deseada entre estructuras, dando como resultado el deterioro de la abocardabilidad y la tenacidad a la baja temperatura. Es deseable bobinar la hoja de acero a una temperatura inferior a 300° C en el caso de satisfacer $vTrs \leq -40$ y conseguir una proporción de expansión de orificios $\geq 140\%$ y una resistencia a la tracción x proporción de expansión de orificios $\geq 100000 \text{ MPa} \cdot \%$ en un material de una resistencia a nivel de 590 MPa, consiguiendo una proporción de expansión de orificios $\geq 90\%$ y una resistencia a la tracción x proporción de expansión de orificios $\geq 70000 \text{ MPa} \cdot \%$ en un material de una resistencia a nivel de 780 MPa y consiguiendo una proporción de expansión de orificios $\geq 40\%$ y una resistencia a la tracción x proporción de expansión del orificio $\geq 50000 \text{ MPa} \cdot \%$ en un material de una resistencia a nivel de 980 MPa o más.

$$TE (\text{° C}) \leq \max [Ms, 350] \quad (3)$$

En la expresión, Ms se decide a partir de la siguiente expresión (5), y el símbolo de cada elemento en la siguiente expresión (5) indica el contenido del elemento en el acero (% masa).

$$Ms(\text{° C}) = 561 - 474 \times C - 33 \times Mn - 17 \times 21 \text{ Ni} \times Mo \quad (5)$$

Téngase en cuenta que, para satisfacer los valores adecuados antes descritos de rC, r30, el diámetro de grano de austenita después de la laminación en caliente rugosa, es decir, antes de la laminación en caliente de acabado es importante, y el diámetro de grano de austenita antes de la laminación en caliente de acabado es deseablemente pequeño. Concretamente, estableciendo el diámetro promedio de grano (diámetro medio de círculo equivalente) de la austenita a 200 μm o menos, pueden obtenerse los valores adecuados antes descritos.

Entonces, para fijar el diámetro promedio de grano de austenita en 200 μm o menos, antes de la laminación en caliente de acabado, sólo es necesario fijar la proporción de reducción máxima por paso en una región de temperatura de 1000° C o superior y 1200° C o inferior en la laminación en caliente rugosa al 40% o más, en otras palabras, realizar la reducción en un paso en una proporción de reducción del 40% o más al menos una o más veces.

Por lo tanto, la laminación en caliente rugosa preferiblemente alcanza una proporción de reducción máxima por cada paso de 40% o más en la región de temperatura de 1000° C o mayor y 1200° C o menor, y un diámetro promedio de grano de austenita de 200 μm o menos.

Téngase en cuenta que cuando la proporción de reducción es más grande o el número de veces de reducción es mayor, el grano de la austenita puede hacerse más fino. Además, es preferible fijar el diámetro promedio de grano de austenita a 100 μm o más bajo y para ello, es deseable realizar la reducción en un solo paso en una proporción de reducción del 40% o más, dos o más veces. Sin embargo, la laminación en caliente rugosa en más de 10 pasos puede disminuir la temperatura y generar exceso de oxidación, y la reducción en un solo paso en una proporción de reducción superior al 70% puede dibujar la inclusión para causar un deterioro de la capacidad de expansión del orificio. Por lo tanto, es deseable realizar la reducción en un paso en una proporción de reducción del 40% o más 10 pasos o menos y fijar la proporción de reducción máxima en 70% o menos.

Haciendo más pequeño el diámetro de grano de austenita antes del acabado de laminación en caliente, se promueve la recristalización de la austenita en el proceso de laminación en caliente de acabado para obtener la mejora de expansión de orificios logrados fijando el valor de rC y el valor de r30 en los valores adecuados. Se presume que el límite del grano de austenita después de la laminación en caliente rugosa (es decir, antes de la laminación en caliente de acabado) funciona como un núcleo de recristalización en la laminación en caliente de acabado.

Aquí, la confirmación del diámetro de grano de austenita después de la laminación en caliente rugosa se obtiene refrigerando lo más rápidamente posible una pieza de hoja antes de ser sometida a la laminación en caliente de acabado, concretamente, refrigerando la pieza de hoja a una velocidad de refrigeración de 10° C/segundo o superior, grabando después la estructura de la sección transversal de la pieza de hoja para exponer el límite del grano de austenita, y luego realizar medidas con un microscopio óptico. En este caso, la medición se realiza en 20 o más campos visuales a 50 o más ampliaciones por el análisis de la imagen o el método de contar punto.

Además, para satisfacer los intervalos convenientes antes descritos para rL en la dirección de laminación y r60 en la dirección 60° a partir de la dirección de laminación, es deseable suprimir la generación de calor máxima debido a la deformación plástica en una región de temperatura de (T1+30)° C o superior y (T1+150)° C o inferior, siendo la región de primera temperatura, es decir, una temperatura (° C) con mayor margen de la hoja de acero por reducción a 18° C o inferior. Para suprimir la generación de calor máxima debido a la deformación plástica como se describió anteriormente, es conveniente usar una refrigeración intermedia.

Téngase en cuenta que con el fin de mejorar la ductilidad corrigiendo el perfil de la hoja de acero o introduciendo dislocación móvil, es deseable realizar la laminación de paso piel que es reducción suave a una proporción de reducción de 0,1% o más y 2% o menos después de la terminación de todos los procesos. Además, después de la terminación de todos los procesos, con el fin de eliminar los óxidos que se adhieren a la superficie de la hoja acero laminada en caliente obtenida, en caso de que sea necesario puede realizarse una desoxidación para la hoja de acero laminada en caliente obtenida. Después de realizar la desoxidación, puede realizarse el paso de piel o la laminación en frío en una proporción de reducción del 10% o menos en línea o fuera de línea para la hoja de acero laminado en caliente obtenida.

Además, si es necesario hacer una hoja de acero tratada en la superficie, puede proporcionarse una capa de revestimiento en la superficie de la hoja de acero. La capa de revestimiento puede ser una capa de electrodeposición o una capa de deposición en caliente, y el método de tratamiento puede ser realizado por un método normal.

Ejemplos

A continuación, el contenido técnico de la presente invención se explicará tomando ejemplos de la presente invención.

Los ejemplos fueron estudiados utilizando aceros adaptables que satisfacen reivindicaciones de la presente invención que son los aceros "A" a "P" y aceros comparativos que son los aceros "a" a "e", que tienen las composiciones químicas enumeradas en la tabla 1.

Estos aceros se mantuvieron como estaban o se enfriaron una vez a temperatura ambiente después de la colada, luego se recalentaron en un intervalo de temperatura de 900° C a 1300° C, luego se sometieron a la laminación en caliente bajo las condiciones indicadas en la tabla 2-1 y la tabla 2-2, se refrigeraron en las condiciones enumeradas en la tabla 2-1 y tabla 2-2 para formar hojas de acero laminado en caliente con un espesor de 2,3 a 3,4 mm. Las hojas de acero laminado en caliente así obtenidas fueron sometidas a la desoxidación, luego se sometieron a la laminación de paso de piel en una proporción de reducción de 0,5%, se sometieron al tratamiento de galvanización por inmersión en caliente y además al tratamiento aleante con parte de ellas, y se proporcionaron para la evaluación de la calidad de los materiales. Téngase en cuenta que los caracteres del alfabeto adjuntos al encabezamiento de los números de ensayo en la tabla 2-1, tabla 2-2, tabla 3-1 y tabla 3-2 indican los tipos de acero en la tabla 1.

Los componentes químicos de cada acero se enumeran en la tabla 1, y las condiciones de fabricación para cada hoja de acero laminado en caliente se enumeran en la tabla 2-1 y tabla 2-2. Además, la estructura de acero, el diámetro de grano y las propiedades mecánicas (valor de r en cada dirección, resistencia a la tracción TS, alargamiento EL, proporción de expansión del orificio \square , temperatura de transición fragilidad ductilidad vTrs) de cada hoja de acero laminado en caliente se enumeran en la tabla 3-1 y tabla 3-2.

Téngase en cuenta que el ensayo de tracción se hizo conforme a JIS Z 2241, y el ensayo de expansión del orificio se hizo conforme a The Japan Iron and Steel Federation Standard JFS T1001. La relación de intensidad al azar de rayos X se midió con un paso de 0,5 μ m en la porción central del espesor de la hoja entre las posiciones de 3/8 a 5/8 de espesor de hoja desde la superficie de la hoja de acero en las secciones transversales paralelas a la dirección de la laminación y la dirección del espesor hoja utilizando la DRDE antes descrita. Además, el valor de r en cada

ES 2 663 747 T3

dirección se midió por el método arriba descrito. Se midió la dureza Vickers se midió a una carga de 0,098 N (10gf) usando el micro ensayo de Vickers. El ensayo de Charpy se realizó conforme a JIS Z 2242 con la hoja de acero procesada en una probeta de tamaño inferior a 2,5 mm.

- 5 A partir de los resultados de la evaluación indicados en la tabla 3-1 y tabla 3-2, sólo las hojas de acero que satisfacen las condiciones definidas en la presente invención, tienen excelente abocardabilidad y tenacidad de baja temperatura.

[Tabla 1]

ACERO	COMPOSICION QUIMICA (% MASA, BALANCE: Fe Y IMPUREZAS)																	OBSERVACION ES			
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Cu	Ni	Mo	V	Cr	Mg	Ca	REM		B	CANTIDAD TOTAL DE Zr, Sn, Co, Zn, W	0,005+48/14[N]+4 8/32[S]
A	0.019	0.32	0.98	0.015	0.0021	0.022	0.0027	0.110	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.01	0.0174	
B	0.020	0.27	1.01	0.012	0.0026	0.031	0.0022	0.050	0.053	-	-	-	0.11	-	-	-	-	-	0.02	0.0164	
C	0.060	0.18	1.99	0.013	0.0014	0.017	0.0025	0.095	0.041	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.01	0.0157	
D	0.057	0.22	2.04	0.011	0.0045	0.220	0.0030	0.040	0.035	-	0.04	-	-	-	0.0022	-	-	-	0.02	0.0220	
E	0.043	1.10	1.29	0.007	0.0030	0.044	0.0033	0.121	0.018	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.01	0.0208	
F	0.039	1.22	1.10	0.010	0.0021	0.015	0.0040	0.100	0.050	0.06	-	-	-	0.01	-	0.0018	-	-	0.03	0.0219	
G	0.063	1.21	2.55	0.012	0.0033	0.022	0.0031	0.142	0.021	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.01	0.0206	
H	0.059	1.24	2.49	0.011	0.0023	0.024	0.0028	0.030	0.010	-	-	0.51	-	-	-	-	0.0016	-	0.01	0.0181	ACERO ADAPTABLE
I	0.064	1.23	2.48	0.013	0.0040	0.030	0.0027	0.191	0.013	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0005	0.02	0.0203	
J	0.061	1.08	2.35	0.054	0.0032	0.040	0.0040	0.050	0.021	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.02	0.0235	
K	0.055	1.22	2.54	0.011	0.0041	0.026	0.0020	0.110	0.020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.01	0.0180	
L	0.051	1.26	2.45	0.013	0.0038	0.031	0.0040	0.240	0.010	-	-	-	-	-	0.0020	-	-	-	0.01	0.0244	
M	0.142	1.51	2.71	0.020	0.0016	0.033	0.0031	0.020	0.022	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.01	0.0180	
N	0.138	0.80	2.28	0.012	0.0038	0.024	0.0040	0.031	0.014	-	-	-	-	-	-	0.0015	-	-	0.20	0.0244	
O	0.065	1.21	2.53	0.011	0.0035	0.031	0.0030	0.021	0.020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.01	0.0205	
P	0.190	1.51	3.20	0.020	0.0016	0.035	0.0051	0.031	0.020	-	0.55	0.97	-	-	-	-	-	-	0.02	0.0249	
a	0.250	2.13	3.44	0.012	0.0010	0.038	0.0028	0.050	0.005	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.01	0.0161	
b	0.059	1.15	2.38	0.120	0.0040	0.025	0.0044	0.010	0.030	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.03	0.0261	
c	0.031	1.31	2.30	0.021	0.0310	0.027	0.0035	0.180	0.031	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.02	0.0635	
d	0.058	1.24	2.60	0.015	0.0040	2.530	0.0036	0.054	0.020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.01	0.0233	
e	0.138	0.81	2.31	0.011	0.0040	0.025	0.0150	0.010	0.005	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.18	0.0624	
f	0.065	1.21	2.53	0.011	0.0350	0.031	0.0030	0.021	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.18	0.0678	

[NOTA] EL VALOR NUMERICO SUBRAYADO EN LA TABLA INDICA QUE ESTA FUERA DEL RANGO APROPIADA DE LA PRESENTE INVENCIÓN

[Tabla 2-1]

NÚMERO DE ENSAYO	LAMINACIÓN EN CALIENTE RUGOSA		ACABADO DE LAMINACIÓN EN CALIENTE				REGION DE LA PRIMARIA		REFRIGERACIÓN SECUNDARIA		REFRIGERACIÓN DESPUÉS DE LA REFRIGERACIÓN SECUNDARIA		ENROLLAMIENTO		REVESTIMIENTO	PUNTO T1 (°C)	OBSERVACIONES		
	NÚMERO DE VESCES DE REDUCCIÓN EN CADA PASO (%)	DIÁMETRO DE GRANO AUTÉNTO DESPUÉS DE LAMINACIÓN RUGOSA (µm)	REGION DE LA PRIMERA TEMPERATURA		REGION DE LA SEGUNDA TEMPERATURA		REDUCCIÓN EN UN PASO AL 30% O MÁS DE T1 + 30°C O MAYOR Y T1 + 150°C O MENOR	REDUCCIÓN EN UN PASO AL 30% O MÁS DE T1 + 30°C O MAYOR Y T1 + 150°C O MENOR	REDUCCIÓN EN UN PASO AL 30% O MÁS DE T1 + 30°C O MAYOR Y T1 + 150°C O MENOR	REDUCCIÓN EN UN PASO AL 30% O MÁS DE T1 + 30°C O MAYOR Y T1 + 150°C O MENOR	REDUCCIÓN EN UN PASO AL 30% O MÁS DE T1 + 30°C O MAYOR Y T1 + 150°C O MENOR	VELOCIDAD DE REFRIGERACIÓN PROMEDIO	TEMPERATURA (°C)	PRESENCIA/AUSENCIA DE REVESTIMIENTO O				PRESENCIA/AUSENCIA DE ALEACIÓN	
			PROPORCIÓN DE REDUCCIÓN MÁXIMA DE REDUCCIÓN (%)	PROPORCIÓN DE REDUCCIÓN FINAL (%)	PROPORCIÓN DE REDUCCIÓN FINAL (%)	PROPORCIÓN DE REDUCCIÓN FINAL (%)													
A1	2	40/40	48	88	1042	40	6	0.23	0.35	1.54	84	0	0	281	AUSENCIA	AUSENCIA	881	520	TIEMPO INVERSIÓN
A2	3	40/40/45	67	88	1041	40	8	0.22	0.35	1.59	76	9	720	42	AUSENCIA	AUSENCIA	881	520	TIEMPO INVERSIÓN
A3	2	40/40	89	88	1000	40	10	0.18	0.35	1.97	107	0	-	476	AUSENCIA	AUSENCIA	881	520	TIEMPO INVERSIÓN
B1	1	40	143	88	1060	40	12	0.29	0.35	1.2	110	0	710	319	PRESENCIA	PRESENCIA	892	518	TIEMPO INVERSIÓN
C1	2	40/40	79	88	1052	41	12	0.28	0.31	1.1	94	5	-	251	AUSENCIA	AUSENCIA	889	467	TIEMPO INVERSIÓN
D1	1	40	142	88	1012	40	10	0.13	0.3	2.29	76	0	720	413	PRESENCIA	PRESENCIA	873	466	TIEMPO INVERSIÓN
E1	3	40/40/45	55	88	1049	41	10	0.27	0.3	1.1	106	0	-	234	AUSENCIA	AUSENCIA	887	488	TIEMPO INVERSIÓN
E2	2	40/40/45	58	88	1034	41	4	0.16	0.3	1.84	94	8	-	387	AUSENCIA	AUSENCIA	887	488	TIEMPO INVERSIÓN
E3	2	40/40	86	88	1004	41	8	0.17	0.3	1.74	87	0	-	456	PRESENCIA	PRESENCIA	887	488	TIEMPO INVERSIÓN
E4	1	40	133	47	88	980	40	12	0.24	0.3	1.25	76	0	84	PRESENCIA	PRESENCIA	887	488	TIEMPO INVERSIÓN
E5	2	40/40	83	88	973	35	13	0.73	0.3	0.41	120	0	-	180	PRESENCIA	PRESENCIA	887	488	TIEMPO COMPACTIVO
F1	2	40/40	80	88	1051	35	10	0.1	0.3	1.49	76	0	-	351	AUSENCIA	AUSENCIA	871	506	TIEMPO INVERSIÓN
F2	2	40/40	76	40	1067	40	5	0.1	0.3	0.63	89	0	-	34	AUSENCIA	AUSENCIA	871	506	TIEMPO COMPACTIVO
G1	2	40/40	95	48	1053	40	7	0.21	0.34	1.69	132	0	-	462	AUSENCIA	AUSENCIA	885	447	TIEMPO INVERSIÓN
G2	2	40/40	87	48	1024	36	12	0.19	0.34	1.79	104	0	-	109	PRESENCIA	PRESENCIA	885	447	TIEMPO INVERSIÓN
H1	3	40/40/45	41	88	1028	41	13	0.18	0.34	1.79	120	0	-	204	AUSENCIA	AUSENCIA	914	440	TIEMPO INVERSIÓN
H2	1	40	94	45	1029	41	12	0.18	0.34	2.5	101	0	-	246	PRESENCIA	PRESENCIA	914	440	TIEMPO COMPACTIVO
I1	2	40/40	84	47	1034	40	10	0.14	0.34	2.5	104	0	-	401	AUSENCIA	AUSENCIA	904	449	TIEMPO INVERSIÓN
I2	2	40/40	85	51	1066	42	13	0.18	0.34	1.01	80	0	-	98	AUSENCIA	AUSENCIA	904	449	TIEMPO INVERSIÓN
I3	2	40/40	78	48	1031	35	16	0.23	0.34	1.47	87	0	690	264	AUSENCIA	AUSENCIA	904	449	TIEMPO INVERSIÓN
J1	2	40/40	97	48	987	40	20	0.14	0.34	2.37	76	0	-	187	AUSENCIA	AUSENCIA	860	455	TIEMPO INVERSIÓN
J2	2	40/40	96	47	1000	41	12	0.14	0.34	2.46	35	0	-	367	AUSENCIA	AUSENCIA	860	455	TIEMPO INVERSIÓN
J3	3	40/40/45	49	48	1037	35	8	0.15	0.34	1.84	84	0	-	129	AUSENCIA	AUSENCIA	860	455	TIEMPO INVERSIÓN

(NOTE) *1: T1=0.001((T1-T1)P1/100)^0.189/(T1-T1)P1/100+3.1

*2: 115411 x 2.5

TEMBA EN CUENTA QUE EL VALOR NUMÉRICO SUBRAYADO EN LA TABLA INDICA QUE ESTÁ FUERA DEL RANGO APROPIADO DE LA PRESENTE INVENCIÓN

[Tabla 2-2]

NÚMERO DE ENSAYO	LAMINACIÓN EN CALIENTE RUGOSA		ACABADO LAMINACIÓN EN CALIENTE				REGION DE LA SEGUNDA TEMPERATURA			REFRIGERACIÓN PRIMARIA			REFRIGERACIÓN SECUNDARIA			REFRIGERACIÓN DESPUÉS DE LA REFRIGERACIÓN SECUNDARIA		ENROLLAMIENTO	REVESTIMIENTO	TI PUNTO Me (°C)	OBSERVACIONES
	NÚMERO DE VESCES (TIEMPO)	PROPORCIÓN DE REDUCCIÓN EN CADA PASO (%)	DIÁMETRO DE GRANO AUMENTA DESPUÉS DE LAMINACIÓN RUGOSA (µm)	REGION DE LA PRIMERA TEMPERATURA		REDUCCIÓN EN UN PASO AL 30% O MÁS DE (T1 + 30)/C O MAYOR Y (T1 - 200)/C O MENOR	REDUCCIÓN EN UN PASO AL 30% O MÁS ALTA Y MÁS BAJA QUE (T1 + 30)/C	TEMPERATURA A FINAL DEL LAMINACIÓN	k ^{1,2} (sec)	v ^{1,2} (sec)	CANTIDAD DE REFRIGERACIÓN PRIMARIA	TEMPO DESDE LA TERMINACIÓN DE LA REFRIGERACIÓN PRIMARIA AL INICIO DE LA REFRIGERACIÓN SECUNDARIA	PROPORCIÓN DE REFRIGERACIÓN EN MEDIA	PERIODO DE REFRIGERACIÓN POR AIRE (sec)	VELOCIDAD DE REFRIGERACIÓN PROMEDIO	TEMPERATURA (°C)	PRESENCIA/AUSENCIA DE ALEACIÓN				
				PROPORCIÓN DE REDUCCIÓN TOTAL (%)	TEMPERATURA FINAL DE REDUCCIÓN (°C)																
K1	3	40/40/45	53	85	42	13	1031	0,17	0,34	2	120	1,7	105	0	-	231	AUSENCIA	886	451	EMPLIO INVENCION	
K2	3	40/40/45	58	56	48	15	1031	0,27	0,34	1,2	126	1,7	96	8	730	197	AUSENCIA	886	451	EMPLIO INVENCION	
K3	3	40/40/45	86	48	48	8	1030	0,13	0,3	2,3	118	1,5	120	0	-	150	AUSENCIA	886	451	EMPLIO INVENCION	
K4	1	45	139	47	40	10	1021	0,13	0,3	2,3	115	1,5	116	0	-	178	AUSENCIA	886	451	EMPLIO INVENCION	
K5	0	-	211	48	40	11	1036	0,13	0,3	2,3	100	1,5	109	0	-	210	AUSENCIA	886	451	EMPLIO INVENCION	
K6	2	40/40	91	27	41	4	1001	0,17	0,34	1,1	91	1,7	98	0	-	387	AUSENCIA	886	451	EMPLIO COMPACTIVO	
K7	2	40/40	95	41	41	5	1036	0,14	0,3	2,1	94	1,5	111	0	-	114	AUSENCIA	886	451	EMPLIO COMPACTIVO	
K8	2	40/40	81	41	41	9	1036	0,15	0,3	1,5	87	1,5	97	0	-	180	AUSENCIA	886	451	EMPLIO INVENCION	
K9	2	40/40	89	41	35	15	1031	0,14	0,3	2,1	101	1,5	110	0	-	384	AUSENCIA	886	451	EMPLIO INVENCION	
K10	2	40/40	87	48	35	15	951	0,14	0,45	2,2	104	1,3	132	0	-	385	AUSENCIA	886	451	EMPLIO COMPACTIVO	
K11	2	40/40	76	48	40	11	1019	0,13	0,34	2,6	127	1,3	86	0	-	210	AUSENCIA	886	451	EMPLIO COMPACTIVO	
K12	2	40/40	53	48	40	9	1015	0,13	0,3	2,3	20	1,9	110	0	-	239	AUSENCIA	886	451	EMPLIO COMPACTIVO	
K13	2	40/40	78	48	40	11	999	0,22	0,3	1,4	152	1,9	67	0	-	341	AUSENCIA	886	451	EMPLIO COMPACTIVO	
K14	2	40/40	69	48	40	13	1007	0,17	0,3	1,8	111	1,9	28	0	-	177	AUSENCIA	886	451	EMPLIO COMPACTIVO	
K15	2	40/40	81	48	40	12	1000	0,15	0,3	2	94	1,7	78	0	-	560	AUSENCIA	886	451	EMPLIO INVENCION	
K16	2	40/40	87	48	40	14	1020	0,17	0,31	2	87	1,5	71	0	-	406	AUSENCIA	886	451	EMPLIO INVENCION	
K17	1	40	157	52	15	1027	0,13	0,3	2,3	96	1,5	94	0	-	31	59	AUSENCIA	886	451	EMPLIO INVENCION	
K18	2	40/40	86	48	40	15	1004	0,17	0,34	2	51	1,5	98	3,8	750	364	AUSENCIA	886	451	EMPLIO INVENCION	
K19	2	40/40	81	48	40	12	1016	0,13	0,34	1	84	1,4	88	0	-	421	AUSENCIA	915	455	EMPLIO INVENCION	
L1	2	40/40	75	48	40	15	1072	0,18	0,28	1,5	64	1,3	72	0	-	100	AUSENCIA	915	455	EMPLIO INVENCION	
L2	3	40/40/45	52	48	48	6	1040	0,13	0,34	2,2	130	1,9	105	0	-	212	AUSENCIA	915	455	EMPLIO INVENCION	
L3	2	40/40	80	48	30	6	940	0,13	0,34	2,2	113	1,9	105	0	-	40	AUSENCIA	915	455	EMPLIO COMPACTIVO	
L4	2	40/40/45	76	48	48	12	1055	0,14	0,45	2,5	111	1,4	65	13,2	750	196	AUSENCIA	915	455	EMPLIO INVENCION	
M1	2	40/40/45	39	48	48	1019	0,19	0,45	2,4	113	1,9	105	0	-	40	AUSENCIA	867	404	EMPLIO INVENCION		
M2	3	40/40/45	42	48	48	1023	0,22	0,45	2,1	97	1,9	67	6	720	164	AUSENCIA	867	404	EMPLIO INVENCION		
M3	1	45	104	48	48	10	1011	0,37	0,45	1,2	98	1,9	81	0	-	35	AUSENCIA	867	404	EMPLIO INVENCION	
M4	2	40/45	66	48	35	8	978	0,37	0,45	1,2	105	1,9	79	0	-	425	AUSENCIA	867	404	EMPLIO INVENCION	
M5	2	40/40	72	48	48	7	1024	0,2	0,45	2,3	107	1,9	100	10,8	730	58	AUSENCIA	867	404	EMPLIO INVENCION	
N1	2	40/40	95	48	35	11	1029	0,16	0,34	2,1	113	1,9	91	0	-	312	AUSENCIA	863	419	EMPLIO INVENCION	
N2	3	40/40/45	57	48	48	12	1007	0,15	0,34	2,3	104	1,9	69	0	-	237	AUSENCIA	863	419	EMPLIO COMPACTIVO	
OL	2	40/40	112	47	40	10	1034	0,15	0,34	2,3	104	1,3	93	0	-	342	AUSENCIA	859	447	EMPLIO INVENCION	
PI	3	69	30	48	48	10	1054	0,19	0,45	2,4	109	1,9	90	0	-	100	AUSENCIA	966	336	EMPLIO INVENCION	
a1	2	40/40	69	88	41	13	1054	0,52	0,52	1	89	2,3	97	0	-	201	AUSENCIA	873	339	EMPLIO COMPACTIVO	
b1																				EMPLIO COMPACTIVO	
c1																				EMPLIO COMPACTIVO	
d1																				EMPLIO COMPACTIVO	

SE PRODUCE AGRIETAMIENTO EN LAMINACIÓN EN CALIENTE

(NOTE) *1: $t_1 = 0,001(t_1 - t_2) \cdot \ln(t_1 - t_2) / (t_1 - t_2)$
 *2: $t_1 \cdot t_2 \cdot \ln(t_1 - t_2) / (t_1 - t_2)$

[Tabla 3-1]

NÚMERO DE ENSAYO	ESTRUCTURA DEL ACERO										PROPIEDADES MECÁNICAS													
	PROPORCIÓN AREA (%)										DIÁMETRO PROMEDIO DE GRANO DE CRISTAL (1) ² (%AREA)	PROPORCIÓN DE g(HV10)/E(HV10)	PROPORCIÓN DE INTENSIDAD AL AZAR DE UN GRUPO DE ORIENTACIONES [100] < 011 > a DE [332] < 113 > b	r VALUE			RESISTENCIA A LA TRACCIÓN RT (Mpa)	ELONGACIÓN EL (%)	PROPORCIÓN DE EXPANSIÓN DEL ORIFICO λ (%)	RT x λ (MPa%)	TEMPERATURA DE TRANSICIÓN DE APARENCIA DE AGRIETAMIENTO O vtrs (°C)	OBSERVACIONES		
	FERRITA	PERLITA	BAINITA SUPERIOR	AUSTENITA RETENIDA	BAINITA INFERIOR + MARTENSITA TEMPLADA (1)	MARTENSITA (2)	(1), (2)	rC	r30	rL				r60										
A1	6.3	0	1.7	0.9	92.1	0	92.1	0	92.1	9.8	0.059	2.1	1.9	0.94	1.08	0.87	1.09	61.8	28.8	185.5	120695	14708	-90	EJEMPLO INVENCION
A2	12.4	0	0.1	0.4	51.9	35.2	87.1	0.4	10.2	10.2	0.079	2.6	2.8	0.87	1.02	0.83	1.04	61.2	26.4	172.5	105570	16157	-60	EJEMPLO INVENCION
A3	4.3	0	10.1	0.3	85.2	0.1	85.3	10.3	10.3	10.3	0.072	3.1	2.7	0.91	1.04	0.98	1.06	59.1	24.3	181.2	107089	14361	-70	EJEMPLO INVENCION
B1	3.5	0	2.7	1	92.8	0	93.8	10.9	10.9	10.9	0.054	1.7	2.1	0.87	1.05	0.89	1.06	61.3	21.8	186.2	120271	13363	-90	EJEMPLO INVENCION
C1	2.7	0	2.7	0	84.2	10.4	94.6	9.5	9.5	9.5	0.078	4.7	3.4	0.84	1.06	0.86	1.1	78.1	19.2	104.2	81380	14895	-60	EJEMPLO INVENCION
D1	3.9	0	10.1	0.5	85.5	0	85.5	7.2	7.2	7.2	0.067	3.7	2.9	0.81	1.06	0.79	1.08	78.3	20.4	95.7	78933	13973	-50	EJEMPLO INVENCION
E1	1.4	0	2.1	0.4	88.1	8	96.1	8.5	9.1	8.5	0.041	1.2	1.3	0.98	1.04	1.09	0.97	79.6	17.9	137.2	109211	14248	-80	EJEMPLO INVENCION
E2	12.7	0	1.5	0.3	85.3	0.2	85.5	0.2	86	10.2	0.075	1.8	1.7	0.96	1.02	0.84	1.03	80.2	21.3	116	93032	17083	-60	EJEMPLO INVENCION
E3	6.8	0	8	0.2	86	0	86	10.2	10.2	10.2	0.065	2.5	1.9	0.87	1.03	0.91	1.04	77.9	19.8	127.4	99245	15191	-50	EJEMPLO INVENCION
E4	2.3	0	1.7	0.8	44.5	50.7	95.2	11.8	11.8	11.8	0.078	3.4	4.2	0.76	1.09	0.81	1.09	79.0	14.9	142.9	112891	11771	-90	EJEMPLO INVENCION
E5	0.8	0	0.5	0.3	88.4	10	98.4	2.9	9.9	2.9	0.092	7.9	3.8	0.76	1.06	0.83	1.08	78.4	15.2	86	67424	11917	-70	EJEMPLO COMPARATIVO
F1	2.4	0	7.1	0.2	90.2	0.1	90.3	9.5	9.5	9.5	0.051	5	3.1	0.85	1.06	0.87	1.02	80.6	16.1	95.2	76731	12977	-80	EJEMPLO INVENCION
F2	0.5	0	1.6	0.8	47.5	49.5	97.1	6.8	6.8	6.8	0.042	6.2	6.3	0.75	1.1	0.72	1.09	83.6	18.7	75.7	63285	15633	-90	EJEMPLO COMPARATIVO
G1	30.4	0	5.8	9.1	2.5	0	2.5	9.1	9.1	9.1	0.102	3.8	1.7	0.95	1.07	0.96	1.07	97.3	16.3	40.2	39115	15860	-30	EJEMPLO INVENCION
G2	10.7	0	2.9	0.4	86	0	86	10.5	10.5	10.5	0.062	3.4	4.3	0.87	1.02	0.89	1.09	98.9	14.1	51.6	51032	13945	-40	EJEMPLO INVENCION
H1	1.2	0	2.8	0.3	85.2	10.5	95.7	8.4	8.4	8.4	0.042	2.3	2.1	0.98	1	1	1.04	104.2	11.8	78.3	78938	12395	-70	EJEMPLO INVENCION
H2	0.7	0	3.7	0.6	86.7	8.4	95.1	12.1	12.1	12.1	0.054	5.6	5.1	0.75	1.09	0.74	1.06	102.3	10.4	42.1	43068	10639	-30	EJEMPLO COMPARATIVO
I1	3.3	0	10.2	0.6	85.9	0	85.9	11.8	11.8	11.8	0.078	1.2	1.1	0.75	1.05	0.86	1.01	98.6	14.5	56	57188	14297	-40	EJEMPLO INVENCION
I2	0.7	0	1.2	1.3	16.4	80.4	96.8	11.2	11.2	11.2	0.046	2.4	1.8	0.89	0.99	0.7	1.03	106.2	10	76	60712	10620	-60	EJEMPLO INVENCION
I3	11.6	0	3.1	0.1	85.1	0.1	85.2	10.7	10.7	10.7	0.074	2.6	3	0.76	1.04	0.78	1.06	103.2	16.4	54.5	56244	16925	-50	EJEMPLO INVENCION
J1	2	0	1.4	0.9	91.5	1	4.2	95.7	7.9	7.9	0.059	1.7	2.2	0.91	1.04	0.65	1.14	108.7	10.2	44	47828	11087	-40	EJEMPLO INVENCION
J2	5.7	0	0.8	0.2	85	0.3	85.3	12.6	12.6	12.6	0.075	7	5.2	0.82	1.09	0.75	1.09	107.6	10.1	45.1	48528	10868	-20	EJEMPLO COMPARATIVO
J3	0.1	0	0.4	0.7	25.9	72.9	98.8	8.1	8.1	8.1	0.044	2.1	1.9	0.97	1.02	0.98	1	106.1	8.9	75	79575	9443	-60	EJEMPLO INVENCION

(NOTA) EL VALOR NUMÉRICO SUBRAYADO EN LA TABLA INDICA QUE ESTÁ FUERA DE LA GAMA APROPIADA DE LA PRESENTE INVENCION

[Tabla 3-2]

NÚMERO DE ENSAYO	ESTRUCTURA DEL ACERO										PROPIEDADES MECÁNICAS							OBSERVACIONES			
	PROPORCIÓN AREA (%)					DIÁMETRO DE GRANO DE CRISTAL (μm)	PROPORCIÓN DE CHUNDO (HV20)	PROPORCIÓN DE INTENSIDAD DE AZAR DE RAYOS X DE UN GRUPO DE ORIENTACIONES (100<-O11>a<-233><-110>)	PROPORCIÓN DE INTENSIDAD DE AZAR DE RAYOS X DE UNA ORIENTACIÓN DE (332)<-113>	R VALUE			RESISTENCIA A LA TRACCIÓN RT (Mpa)	ELONGACIÓN EL (%)	PROPORCIÓN DE EXPANSIÓN DEL AGUJERO A (%)	RT X EL (Mpa-%)	TEMPERATURA DE TRANSICIÓN DE APARIENCIA DE AGRIETAMIENTO VTIs (°C)				
	FERRITA	BAINITA SUPERIOR	AUSTENITA RETENIDA	BAINITA INFERIOR + MARTENSITA TEMPLADA (1)	MARTENSITA (2)					(1)+(2) (%AREA)	rC	rB							r60		
K1	18	0	1,4	0,8	95	0	96	0,038	1,8	1,7	0,96	1,01	0,33	0,9	10,0	12,8	72,1	728,21	127,26	-60	EJEMPLO INVENCIÓN
K2	8,6	0	2	1	88,4	0	88,4	0,031	1,7	1,7	0,99	1,07	0,91	1	9,97	15,8	56,5	563,31	157,93	-40	EJEMPLO INVENCIÓN
K3	1,1	0	0,7	0,3	97,9	0	97,9	0,031	2	1,6	0,82	1,05	0,84	1	10,91	11	65,4	713,51	121,10	-70	EJEMPLO INVENCIÓN
K4	1,3	0	1,8	0,8	96,1	0	96,1	0,048	2,1	1,7	0,75	1,08	0,72	1,1	10,21	10,5	75	765,75	107,21	-60	EJEMPLO INVENCIÓN
K5	0,8	0	1,1	0,4	97,7	0	97,7	0,042	1,8	1,8	0,68	1,11	0,71	0,9	10,50	10,4	46,2	485,00	109,20	-80	EJEMPLO COMPARATIVO
K6	3,4	0	0,4	1,6	94,6	0	94,6	0,06	2,8	6,8	0,72	1,08	0,75	1,1	9,67	13,7	42,9	423,42	135,22	-10	EJEMPLO COMPARATIVO
K7	2,4	0	1,4	0,8	94,8	0,6	95,4	0,074	5,2	5,3	0,79	1,01	0,83	1,1	10,43	10,3	45,1	470,98	107,43	-50	EJEMPLO COMPARATIVO
K8	1,9	0	2,7	0,5	95,5	1,4	94,9	0,074	5,8	4,7	0,79	1,01	0,83	1,1	10,40	9,7	51,6	536,64	100,88	-60	EJEMPLO INVENCIÓN
K9	3,1	0	1,4	0,7	94,8	0	94,8	0,074	4,9	4,1	0,71	1,04	0,67	1,1	10,31	9,6	48,6	501,07	98,88	-50	EJEMPLO INVENCIÓN
K10	0,8	0	1,7	1,2	95,6	0,7	96,3	0,079	7,1	5,9	0,74	1,07	0,72	1	10,02	10,4	48,9	489,88	104,21	-60	EJEMPLO INVENCIÓN
K11	2,1	0	1,7	0,9	93,5	1,8	95,5	0,076	1,3	1,4	0,87	1,03	0,86	1	10,06	6,8	51,4	527,86	68,77	-20	EJEMPLO COMPARATIVO
K12	1,7	0	6,7	2,9	88	0	88	0,077	2,6	2,7	0,72	1,07	0,81	1,1	10,99	13,7	41	408,77	136,59	-40	EJEMPLO COMPARATIVO
K13	2,4	0	9,8	3,7	69,7	0	69,7	0,13	3,7	3,5	0,84	1,04	0,87	1	9,91	14,5	42,2	418,20	143,70	0	EJEMPLO COMPARATIVO
K14	16,8	0	61,2	10,7	6,4	0	6,4	0,157	2,6	2,1	0,83	1,07	0,88	1	9,68	15,7	41	405,49	155,77	30	EJEMPLO COMPARATIVO
K15	21,7	0	4,1	1,2	89,3	0	89,3	0,157	1,9	2,2	0,91	1	0,97	1	10,00	13,1	57,9	579,00	131,00	-40	EJEMPLO INVENCIÓN
K16	5,4	0	0,6	0,9	15,4	82,4	97,8	0,056	2,9	3	0,71	1,07	0,81	0,9	11,08	9,1	67,5	747,90	100,83	-70	EJEMPLO INVENCIÓN
K17	0,7	0	1,4	0,1	3,9	85,7	89,6	0,075	2,8	2,1	0,88	1,08	0,91	1	10,13	14,7	55,7	564,24	148,91	-40	EJEMPLO INVENCIÓN
K18	8,9	0	5,6	0,8	90,2	0	90,2	0,064	2,5	1,5	0,81	1,06	0,94	1,1	9,97	12,5	69,1	688,89	124,63	-50	EJEMPLO INVENCIÓN
K19	3,4	0	7,2	0	86	0	86	0,072	1,4	1,5	0,92	1,05	0,86	1	10,20	13,7	59,4	505,88	139,74	-40	EJEMPLO INVENCIÓN
L1	6,2	0	0,7	0,1	98,1	0,6	98,7	0,052	1,3	2	1,01	1	0,97	1	10,88	7	89	746,64	76,86	-70	EJEMPLO INVENCIÓN
L2	0,5	0	1,2	0,4	95,2	0,8	96	0,058	2,9	2,2	0,7	1,09	0,69	1,1	10,66	6,3	45	479,70	67,16	-70	EJEMPLO COMPARATIVO
L3	2,4	0	0	0	10,6	0	10,6	0,074	1,4	1,8	0,97	1,02	0,97	1	10,45	14,8	55,4	578,89	154,66	-40	EJEMPLO INVENCIÓN
L4	14,2	0	0	0	75,2	0,8	75,2	0,058	2,1	2	0,94	1,01	0,97	1	12,40	9,7	58,6	726,64	120,28	-50	EJEMPLO INVENCIÓN
M1	0,6	0	1,2	0,8	92	5,4	97,4	0,039	2,1	3	0,92	1,01	0,94	1,1	11,91	12,3	47,5	565,73	146,49	-40	EJEMPLO INVENCIÓN
M2	9,4	0	0	0,4	86	4,2	90,2	0,067	2,4	2,4	0,96	1,02	0,99	1,1	12,38	8,7	56,2	695,76	107,71	-50	EJEMPLO INVENCIÓN
M3	0,8	0	1,3	0,1	2,8	95	97,8	0,031	2,7	2,1	0,96	1,05	0,94	1,1	11,64	13	39,2	456,29	15,32	0	EJEMPLO COMPARATIVO
M4	13,9	0	24,1	0,2	61,8	0	61,8	0,117	1,9	2,1	0,97	1,02	0,89	1	12,04	11,9	42,2	500,69	143,28	-40	EJEMPLO INVENCIÓN
M5	12,3	0	1,8	0,4	85,3	0,2	85,5	0,117	2,4	1,8	0,97	1,02	0,89	1	12,04	10,6	49,9	623,75	132,50	-40	EJEMPLO INVENCIÓN
N1	2,1	0	8,4	0,4	88,7	0,4	89,1	0,057	1,7	2,2	0,78	1,1	0,84	1,1	11,97	10,5	38,1	450,06	123,69	-60	EJEMPLO COMPARATIVO
N2	1,6	0	4,7	0,7	90,9	2,1	93	0,067	2,3	5,6	0,85	0,97	0,71	1,1	10,55	9,8	72,1	760,66	103,99	-50	EJEMPLO INVENCIÓN
O1	0,8	0	0,9	0,8	12	85,5	97,5	0,04	1,8	1,8	0,86	1,02	0,87	1	13,40	10,5	62,3	634,82	87,10	-50	EJEMPLO INVENCIÓN
P1	0,5	0	11,5	0	77,6	10,4	88	0,038	1,9	2,4	0,96	1,02	0,87	1	10,55	6,3	58,6	584,82	87,10	-50	EJEMPLO INVENCIÓN
P2	2,1	0	1,4	1,9	94,8	2,8	94,8	0,038	2,5	3,1	0,82	1,02	0,88	1	14,88	10,5	20,1	295,27	48,07	-20	EJEMPLO COMPARATIVO
dl																					EJEMPLO COMPARATIVO
cl																					EJEMPLO COMPARATIVO
dl																					EJEMPLO COMPARATIVO

SE PRODUCE AGRIETAMIENTO EN LAMINACIÓN CALIENTE

(NOTAR EL VALOR NUMÉRICO SUBRAYADO EN LA TABLA INDICA QUE ESTÁ FUERA DEL RANGO APROPIADO DE LA PRESENTE INVENCIÓN)

REIVINDICACIONES

1. Una hoja de acero laminado en caliente, que comprende:

- 5 una composición química que consiste en: % en masa,
 C: 0,01 a 0,2%;
 Si: 0,001 a 2,5%;
 Mn: 0,10 a 4,0%;
 P: 0,10% o menos;
 10 S: 0,030% o menos;
 Al: 0,001 a 2,0%;
 N: 0,01% o menos;
 Ti: $(0,005 + 48/14 [N] + 48/32[S]) \% \leq Ti \leq 0,3\%$;
 Nb: 0 a 0,06%;
 15 Cu: 0 a 1,2%;
 Ni: 0 a 0,6%;
 Mo: 0 a 1%;
 V: 0 al 0,2%;
 Cr: 0 a 2%;
 20 Mg: 0 a 0,01%;
 Ca: 0 a 0,01%;
 REM: 0 a 0,1%; y
 B: 0 a 0,002%,
 estando compuesta la parte restante por Fe e impurezas;
 25 una textura en la cual, en una parte central de un grosor de hoja que es una porción de hoja de acero
 seccionada en una posición de 3/8 espesor y una posición de 5/8 espesor del espesor de la hoja desde la
 superficie de la hoja de acero, un valor promedio de proporciones de intensidad al azar de rayos X de un
 grupo de orientaciones $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ de un plano de la hoja es 6,5 o menos y una proporción de
 intensidad al azar de rayos X de un orientación cristalina $\{332\}<113>$ es 5,0 o menos; y
 30 una microestructura en la cual una proporción del área total de martensita templada, martensita y bainita
 inferior es más de 85% y un diámetro de grano promedio de cristal es de 12,0 μm o menos.

2. La hoja de acero laminada en caliente según reivindicación 1, en donde

- 35 la composición química contiene uno o dos o más seleccionados de un grupo que consiste en: % en masa,
 Nb: 0,005 a 0,06%;
 Cu: 0,02 a 1,2%;
 Ni: 0,01 a 0,6%;
 Mo: 0,01 a 1%;
 40 V: 0,01 a 0,2%; y
 Cr: 0,01 a 2%.

3. La hoja de acero laminada en caliente según la reivindicación 1 o la reivindicación 2, en donde la composición
 química contiene uno o dos o más seleccionados de un grupo de: % en masa, Mg: 0,0005 a 0,01%, Ca: 0,0005 a
 45 0,01% y REM: 0,0005 a 0,1%.

4. La hoja de acero laminada en caliente según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, en donde la
 composición química contiene, % en masa, B: 0,0002 a 0,002%.

- 50 5. La hoja de acero laminada en caliente según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, que comprende la
 microestructura en la cual σ (HV0,01) /E (HV0,01) es 0,08 o menor, cuando se mide la dureza de Vickers en 100
 puntos o más con una carga de 0,098 N, donde E (HV0,01) es un valor promedio de dureza y σ (HV0,01) es una
 desviación típica.

- 55 6. La hoja de acero laminada en caliente según una de las reivindicaciones 1 a 5, que comprende propiedades
 mecánicas tales que un valor de r (rC) en una dirección perpendicular a una dirección de laminación es 0,70 o más y
 un valor de r (r30) en una dirección de 30° a partir de la dirección de laminación es 1,10 o menos.

- 60 7. La hoja de acero laminada en caliente según una de las reivindicaciones 1 a 6, que comprende propiedades
 mecánicas tales que un valor de r (rL) en una dirección de laminación es 0,70 o más y un valor de r (r60) en una
 dirección de 60° a partir de la dirección de laminación es 1,10 o menos.

8. La hoja de acero laminada en caliente según alguno de las reivindicaciones de 1 a 7, que comprende una capa de
 revestimiento sobre la superficie de la hoja de acero.

65

9. Un método de fabricación de una hoja de acero laminado en caliente realizando secuencialmente laminación en caliente rugosa, laminación en caliente de acabado, refrigeración primaria y refrigeración secundaria sobre una plancha que comprende la composición química según una de las reivindicaciones 1 a 7 y que enrolla la hoja acero laminado en caliente resultante, en el que:

5 la laminación en caliente de acabado es laminación en caliente en la que con respecto a una temperatura T1 definida en una expresión siguiente (1), una proporción de reducción máximo por paso en una región de primera temperatura de (T1+30)° C o superior y (T1+200)° C o inferior es 30% o más, una proporción de reducción total en la región de primera temperatura es 50% o más, lo que significa que la reducción en un solo paso en una proporción de reducción del 30% o más en la región de primera temperatura se realiza al menos una o más veces y el total de las proporciones de reducción se establecen en 50% o más, una proporción de reducción total en una región de segunda temperatura T1° C o superior e inferior a (T1+30)° C es de 0 a 30%, y la laminación se completa en la región de primera temperatura o la región de segunda temperatura;

10 la refrigeración primaria es la refrigeración por agua que satisface la siguiente expresión (2) y consigue una cantidad de refrigeración de 40° C o superior y 140° C o inferior;

15 la refrigeración secundaria es refrigeración con agua que se inicia en los primeros tres segundos después de la refrigeración primaria y realiza refrigeración a una tasa promedio de refrigeración de 30° C/segundo o superior; y

20 el bobinado es bobinar la hoja de acero laminado en caliente a una temperatura TB que satisface la siguiente expresión (3),

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

$$1 \leq t/t1 \leq 2,5 \quad (2)$$

$$TB (^{\circ}C) \leq \max [Ms, 350] \quad (3)$$

$$t1 = 0,001 \times \{(Tf - T1) \times P1 / 100\}^2 - 0,109 \times \{(Tf - T1) \times P1 / 100\} + 3,1 \quad (4)$$

$$Ms (^{\circ}C) = 561 - 474 \times C - 33 \times Mn - 17 \times Ni - 21 \times Mo \quad (5)$$

30 donde en la expresión (1) y la expresión (5), un símbolo de cada elemento es el contenido (% masa) del elemento en el acero,

en la expresión (2), t es un período de tiempo (s) des de una reducción final en la reducción en un solo paso al 30% o más en la región de primera temperatura hasta el inicio de la refrigeración primaria, y t1 es un período de tiempo (s) decidido por la expresión anterior (4),

35 en la expresión (3), max[] es una función que devuelve un valor máximo entre argumentos y Ms es una temperatura decidida por la expresión anterior (5), y

en la expresión (4), Tf y P1 son la temperatura de la hoja de acero y la proporción de reducción (%) en la reducción final en la reducción en un solo paso al 30% o más en la región de primera temperatura respectivamente.

40 10. El método de fabricación de la hoja de acero laminado en caliente según la reivindicación 9, en donde el laminado en caliente rugoso consigue una proporción máxima de reducción por paso de 40% o más en una región de temperatura de 1000° C o superior y 1200° C o inferior, y un diámetro promedio de grano de austenita de 200 μm o menos.

45 11. El método de fabricación de la hoja de acero laminado en caliente según la reivindicación 9 o reivindicación 10, en donde una generación máxima de calor debida a la deformación plástica en una región de temperatura de (T1+30)° C o superior y (T1+150)° C o inferior de la laminación en caliente de acabado se fija a 18° C o menos por enfriamiento intermedio.

50 12. Un método de fabricación de una hoja de acero laminado en caliente que comprende: realizar un tratamiento de revestimiento en la superficie de la hoja de acero laminado en caliente obtenida por el método de fabricación de la hoja de acero laminado en caliente según cualquiera de las reivindicaciones de 9 a 11.