

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 678 918**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/18	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)	C21D 6/00	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01)	C21D 8/02	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)	C21D 9/46	(2006.01)
C22C 38/08	(2006.01)		
C22C 38/12	(2006.01)		
C22C 38/14	(2006.01)		
C22C 38/16	(2006.01)		
C22C 38/28	(2006.01)		
C22C 38/38	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **29.03.2012 PCT/JP2012/058337**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **04.10.2012 WO12133636**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **29.03.2012 E 12763134 (9)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **21.03.2018 EP 2692894**

54 Título: **Hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia del tipo que contiene bainita que tiene una excelente trabajabilidad isotrópica y método de fabricación de la misma**

30 Prioridad:

31.03.2011 JP 2011079658

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
20.08.2018

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**YOKOI, TATSUO;
SHUTO, HIROSHI;
OKAMOTO, RIKI;
FUJITA, NOBUHIRO;
NAKANO, KAZUAKI y
YAMAMOTO, TAKESHI**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 678 918 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

5 Hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia del tipo que contiene bainita que tiene una excelente trabajabilidad isotrópica y método de fabricación de la misma

[Campo Técnico]

La presente invención se refiere a una hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia del tipo que contiene bainita que tiene una excelente trabajabilidad isotrópica y al método de fabricación de la misma.

10 Esta aplicación está basada en y reivindica el beneficio de prioridad de la anterior Solicitud de Patente Japonesa Nº 2011-079658, presentada el 31 de Marzo de 2011.

[Técnica anterior]

15 En los últimos años, para la reducción de peso en diversos miembros con el deseo de mejorar la eficiencia del combustible de un automóvil se ha promovido una reducción del espesor mediante la consecución de una hoja de acero de alta resistencia de una aleación de acero o similar y la aplicación de un metal ligero tal como una aleación de Al. No obstante, en comparación con un metal pesado tal como acero, el metal ligero tal como la aleación de Al tiene la ventaja de que la resistencia específica es alta, pero tiene la desventaja de ser significativamente cara. Por lo tanto, la aplicación de un metal ligero tal como una aleación de Al ha sido limitada a un uso especial. De este modo, con el fin de promover la reducción del peso en diversos miembros de una forma más barata y amplia, ha sido necesaria la reducción del espesor logrando la alta resistencia de una hoja de acero.

20 La consecución de una alta resistencia de una hoja de acero causa el deterioro de las propiedades del material tal como la conformabilidad (trabajabilidad) en general. Por lo tanto, cómo se consigue una alta resistencia sin deteriorar las propiedades del material es importante en el desarrollo de una hoja de acero de alta resistencia. Particularmente, una hoja de acero usada como un miembro del automóvil tal como un miembro de hoja interior, un miembro de la estructura, o un miembro inferior es requerido para tener flexibilidad, trabajabilidad de brida elástica, trabajabilidad de desbarbado, ductilidad, durabilidad de fatiga, resistencia a los impactos, resistencia a la corrosión, y así de acuerdo con su uso. Es importante cómo estas propiedades del material y la propiedad de alta resistencia fueran mostradas de una manera altamente dimensional y bien equilibrada.

25 Particularmente, entre las piezas de un automóvil, una pieza obtenida trabajando una hoja de material como una materia prima y que muestra una función como un rotor, tal como un tambor o un soporte que constituyen una transmisión automática, por ejemplo, es una pieza importante que sirve como un mediador de transmisión de la salida del motor a un eje. Tal pieza que muestra una función como un rotor es requerida que tenga circularidad como una forma y una homogeneidad del espesor de la hoja en una dirección circunferencial con el fin de disminuir la fricción y similar. Además, para formar tal pieza, se usan los métodos de formación tales como desbarbado, estirado, embutición, bombeo, y se da una gran importancia también a la ductilidad última tipificada por la elongación local.

40 Además, con respecto a una hoja de acero usada para tal miembro es necesario mejorar una propiedad de que la hoja de acero esté formada y después sea aplicada a un automóvil como una pieza y después que el miembro no sea fácilmente roto incluso cuando esté sometido a un impacto causado por una colisión o similar. Además, con el fin de asegurar la resistencia a impacto en un distrito frío es también necesario mejorar la tenacidad a baja temperatura. Esta tenacidad a baja temperatura está definida por vTr_s (una temperatura de transición de apariencia de fractura Charpy) o similar. Por este motivo también es necesario considerar la resistencia a impacto propiamente dicha del miembro de acero antes descrito.

50 Esto es, una hoja de acero delgada para una pieza requerida para tener una uniformidad de espesor de la hoja tal como la pieza antes descrita es requerida que tenga, además de una excelente trabajabilidad, una isotropía plástica y una tenacidad como propiedades muy importantes.

55 Con el fin de conseguir la propiedad de alta resistencia y las diversas propiedades del material tales como la conformabilidad en particular, como antes, en el Documento 1 de la Patente, por ejemplo, se ha descrito un método de fabricación de una hoja de acero en el que una estructura de acero está hecha del 90% o más de ferrita y un resto de bainita para de este modo conseguir una alta resistencia, ductilidad, y expansibilidad de los taladros. No obstante, con respecto a una hoja de acero fabricada por la aplicación de la técnica descrita en el Documento 1 de la Patente, la isotropía plástica no está mencionada en absoluto. Con la condición de que la hoja de acero fabricada en el Documento 1 de la Patente se aplique a una pieza a la que se requiera que tenga circularidad y homogeneidad del espesor de la hoja en una dirección circunferencial, se produce una disminución en la producción debida a una falsa vibración y/o pérdida de fricción causada por una excentricidad de la pieza.

60 Además, en los Documentos 2 y 3 de la Patente se ha descrito una técnica de una hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia a tracción a la que se ha proporcionado una alta resistencia y una excelente conformabilidad de brida elástica añadiendo Mo y haciendo precipitados finos. No obstante, una hoja de acero a la cual se han aplicado las técnicas descritas en los Documentos 2 y 3 de la Patente ha de tener un 0,07% o más de Mo que es un elemento de aleación añadido, y por lo tanto existe el problema de que su coste de fabricación es alto.

Además, en la técnica descrita en los Documentos 2 y 3 de la Patente también, la isotropía plástica no se menciona en absoluto. En el caso en que las técnicas en los Documentos 2 y 3 de la Patente sean también aplicadas a una pieza a la que se requiera que tenga circularidad y homogeneidad del espesor de la hoja en una dirección circunferencial, se produce una disminución en la producción debida a una falsa vibración y/o pérdida de fricción causada por una excentricidad de la pieza.

Por otra parte, con respecto a la isotropía plástica de la hoja de acero, es decir una disminución en la anisotropía plástica en el Documento 4 de la Patente, por ejemplo, se ha descrito una técnica en la que están combinados el laminado sinfín y el laminado lubricado, y por lo tanto se regula una textura de austenita en una capa de cizallamiento de una capa de la superficie y disminuye la anisotropía en plano un valor r (valor Lankford). No obstante, con el fin de realizar el laminado lubricado con un pequeño coeficiente de fricción en toda la longitud de una bobina, es necesario el laminado sinfín para impedir el fallo de mordedura causado por un deslizamiento entre una mordedura en el rodillo y un material de hoja laminada durante el laminado. No obstante, con el fin de aplicar esta técnica, es necesaria la inversión en instalaciones tales como un aparato de unión de barra rugosa, una cizalla de despuntes de alta velocidad, y así sucesivamente, y así la carga es grande.

Además, en el Documento 5 de la Patente, por ejemplo, se ha descrito una técnica en la que Zr, Ti, y Mo se añaden de forma completa y el laminado final se termina a una alta temperatura de 950° C o mayor, y de este modo se obtiene una resistencia de 780 MPa o más, la anisotropía de un valor r es pequeña, y se consiguen la conformabilidad de brida elástica y una gran capacidad de estirado. No obstante, el 0,1% o más de Mo que hace la aleación más cara, es necesario que sea añadido, y de este modo existe el problema de que el coste de fabricación es alto.

Además, un estudio de la mejora de la tenacidad a baja temperatura de una hoja de acero ha sido avanzado hasta ahora, pero una hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia de tipo que contiene bainita que tiene una excelente trabajabilidad isotrópica tiene una alta resistencia, muestra una isotropía plástica, mejora la expansibilidad de los agujeros, y además consigue también una tenacidad a baja temperatura no ha sido descrita en los Documentos 1 a 5 de la Patente. También la EP 1.327.695 A1 describe un acero laminado en caliente con una alta resistencia.

[Documento de la técnica anterior]

][Documento de la Patente]

Documento 1 de Patente: Publicación de la Patente Japonesa abierta a la inspección pública N° H6-293910.
 Documento 2 de Patente: Publicación de la Patente Japonesa abierta a la inspección pública N° 2002-322540.
 Documento 3 de Patente: Publicación de la Patente Japonesa abierta a la inspección pública N° 2002-322541.
 Documento 4 de Patente: Publicación de la Patente Japonesa abierta a la inspección pública N° H10-183255.
 Documento 5 de Patente: Publicación de la Patente Japonesa abierta a la inspección pública N° 2006-124789.

[Descripción de la Invención]

[Problemas que resuelve la Invención]

La presente invención ha sido inventada en consideración de los problemas antes descritos, y tiene el objeto de proporcionar una hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia del tipo que contiene bainita que tiene una alta trabajabilidad isotrópica que tiene una alta resistencia, es aplicable a un miembro que debe tener trabajabilidad, expansibilidad, flexibilidad, uniformidad y circularidad del estricto espesor de la hoja después de trabajar, y tenacidad a baja temperatura, y tiene un grado de hoja de acero de clase 540 MPa o más, y un método de fabricación capaz de fabricar la hoja de acero de forma no cara y estable.

[Medios para resolver los problemas]

Con el fin de resolver los problemas antes descritos los presentes inventores proponen una hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia del tipo que contiene bainita que tiene una alta trabajabilidad isotrópica y un método de fabricación definido en las reivindicaciones.

[Efecto de la Invención]

De acuerdo con la presente invención se ha provisto una hoja de acero aplicable a un miembro que tenga trabajabilidad, expansibilidad de los agujeros, flexibilidad, uniformidad y circularidad del estricto espesor de la hoja después de trabajar, y tenacidad a baja temperatura, (un miembro interior de la hoja, un miembro de la estructura, un miembro inferior de la carrocería, un miembro de automóvil tal como una transmisión, y miembros para la construcción naval, construcción, puentes, estructuras en mar abierto, recipientes a presión, tuberías, y piezas de máquinas, y así sucesivamente). Además, de acuerdo con la presente invención, se ha fabricado una hoja de acero de alta resistencia que tiene una excelente tenacidad a baja temperatura y una clase de 540 MPa o más de forma no cara y estable.

[Breve descripción de los dibujos]

- 5 [Figura 1] La Figura 1 es una vista que muestra la relación entre un valor medio de las densidades de polos del grupo de orientación $\{100\}\langle 011\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$ e isotropía ($1/|\Delta|$);
 [Figura 2] La Figura 2 es una vista que muestra la relación entre una densidad de polos $\{332\}\langle 113\rangle$ de la orientación del cristal y un índice isotrópico ($1/|\Delta|$);
 [Figura 3] La Figura 3 es una vista que muestra la relación entre un diámetro de grano de cristal medio (μm) y $v\text{Trs}(\text{° C})$; y
 10 [Figura 4] La Figura 4 es una vista explicativa de una línea continua de laminado en caliente.

[Modo para realizar la invención]

- 15 Como una realización que realiza la presente invención, se explicará en detalle una hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia del tipo que contiene bainita y que tiene una excelente trabajabilidad isotrópica, (que simplemente será llamada una "hoja de acero laminado en caliente" a partir de ahora). Incidentalmente, el % de masa relacionada con una composición química es simplemente descrito como %.

- 20 Los presentes inventores han estudiado formalmente la hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia del tipo que contiene bainita para la aplicación a un miembro que deba tener trabajabilidad, expansibilidad de los agujeros, flexibilidad, uniformidad y circularidad del estricto espesor de la hoja después de trabajar, y tenacidad a baja temperatura, en términos de trabajabilidad y posterior consecución de la isotropía y la tenacidad a baja temperatura. Como resultado, se obtuvieron los nuevos conocimientos siguientes.

- 25 Primeramente, para obtener la isotropía (anisotropía decreciente) se evita la formación de una textura de transformación a partir de la austenita no recristalizada, que es la causa de la anisotropía. Con el fin de conseguirlo es necesario promover la recristalización de la austenita después de la finalización de la laminación. Como sus medios, son efectivos un plan de paso óptimo de laminado en el laminado de terminación y la consecución de una alta temperatura de una temperatura de laminación.

- 30 A continuación, para mejorar la tenacidad a baja temperatura, haciendo granos finos en cada fractura de una fractura frágil, o sea el refinado del grano en cada microestructura es efectivo. Para esto, es efectivo aumentar los sitios de nucleación de α en el momento de transformación de γ a α , y es necesario aumentar los límites del grano de cristal de austenita que pueden ser los sitios de nucleación y la densidad de dislocación.

- 35 Como sus medios, se hace necesario realizar el laminado en una temperatura del punto de transformación γ a α o mayor y a una temperatura lo más baja posible, es decir para hacer que la austenita permanezca no recristalizada y en un estado de una fracción de no recristalización que sea alta, causan la transformación γ a α . Esto es porque los granos de austenita después de la recristalización crecen rápidamente a una temperatura de recristalización, se hacen gruesos durante un tiempo extremadamente corto, y se hacen gruesos incluso en una fase α después de la transformación γ a α para de este modo provocar un deterioro significativo de la tenacidad.

- 40 Los presentes inventores inventaron un método de laminado en caliente totalmente nuevo capaz de, a un nivel más alto, equilibrar la isotropía y la tenacidad a baja temperatura, que fueron consideradas difíciles de conseguir debido a que dieron lugar a unos estados opuestos entre sí por un medio normal de laminación en caliente.

- 45 Primero, en cuanto a la isotropía, los presentes inventores obtuvieron el siguiente conocimiento con respecto a la relación entre isotropía y textura.

- 50 Con el fin de obtener la uniformidad y circularidad del espesor de la hoja que satisfacen una propiedad de la pieza en un estado en el que la hoja de acero permanece trabajada sin estar sometida a procesos de ajuste y corte, al menos es necesario que un índice isotrópico ($=1/|\Delta|$) sea 3,5 o más.

- 55 Aquí, el índice isotrópico se obtiene en una manera en que la hoja de acero es trabajada en una pieza de ensayo N° 5 descrita en JIS Z 2201 y la pieza de ensayo está sometida a un ensayo por el método descrito en JIS Z 2241. Al ser $1/|\Delta|$ el índice isotrópico definido como $\Delta r = (rL-2r45+rC)/2$, en donde las relaciones de tensión plástica (valores r: valores Lankford) en una dirección de laminación, en una dirección de 45° con respecto a la dirección de laminación, y en una dirección de 90° con respecto a la dirección de laminación (dirección de la anchura de la hoja) están definidos como rL, r45, y rC respectivamente.

- 60 (Orientación del cristal)
 Como se muestra en la Figura 1, el índice isotrópico ($=1/|\Delta|$) satisface 3,5 o más en tanto que un valor promedio de densidades de polos del $\{100\}\langle 011\rangle$ al $\{223\}\langle 110\rangle$ grupo de orientación representado por las respectivas orientaciones de cristal de $\{100\}\langle 011\rangle$, $\{116\}\langle 110\rangle$, $\{114\}\langle 110\rangle$, $\{113\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$, $\{335\}\langle 110\rangle$, y $\{223\}\langle 110\rangle$ en una porción del centro del espesor de la hoja, siendo un intervalo de 5/8 a 3/8 en el espesor de la
 65 hoja desde la superficie de la hoja de acero 4,0 o menor. En tanto que el índice isotrópico es 0,6 o más

deseablemente, la uniformidad y circularidad del espesor de la hoja que suficientemente satisfacen la propiedad de la pieza en un estado en el que la hoja de acero permanece trabajada puede ser obtenida aun cuando se consideren las variaciones en una bobina. Por lo tanto, el valor medio de las densidades de polos del grupo de orientación $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ es deseablemente 2,0 o menor.

La densidad de polos es sinónimo con una relación de intensidad aleatoria de rayos X. La densidad de polos (relación de intensidad aleatoria de rayos X) es un valor numérico obtenido midiendo las intensidades de los rayos X de la muestra normal no teniendo concentración en una orientación específica y una muestra de ensayo en las mismas condiciones por difracción de rayos X o similar y dividiendo la intensidad de los rayos X de la muestra de ensayo por la intensidad de los rayos X de la muestra normal. Esta densidad de polos puede ser medida por cualquiera de la difracción de rayos X, un método EBSD (Patrón de Dispersión de Electrones), y un método ECP (Patrón de Canalización de Electrones).

En cuanto a la densidad de polos del grupo de orientación de $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$, por ejemplo, las densidades de polos de las respectivas orientaciones $\{100\}\langle 011 \rangle$, $\{116\}\langle 110 \rangle$, $\{114\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$, y $\{223\}\langle 110 \rangle$ son obtenidas a partir de una textura tridimensional (ODF) calculada por un método de expansión de la serie usando una pluralidad (preferiblemente tres o más) de figuras fuera de las figuras de polos de $\{110\}$, $\{100\}$, $\{211\}$, y $\{310\}$ medidas por el método, y estas densidades de polos están promediadas aritméticamente, y de este modo se obtiene la densidad de polos del grupo de orientación antes descrito. Incidentalmente, cuando es imposible obtener las intensidades de todas las orientaciones antes descritas, la media aritmética de las densidades de polos de las respectivas orientaciones $\{100\}\langle 011 \rangle$, $\{116\}\langle 110 \rangle$, $\{114\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$, y $\{223\}\langle 110 \rangle$ pueden también ser usadas como un sustituto.

Por ejemplo, para la densidad de polos de cada una de las orientaciones del cristal antes descritas, cada una de las intensidades de $(001)[1-10]$, $(116)[1-10]$, $(114)[1-10]$, $(113)[1-10]$, $(112)[1-10]$, $(335)[1-10]$, y $(223)[1-10]$ en una sección recta $\phi = 45^\circ$ en la textura tridimensional puede ser usada como es.

Similarmente, como se muestra en la Figura 2, en tanto que la densidad de polos de la orientación del cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ en la porción del centro del espesor de la hoja siendo el intervalo de $5/8$ a $3/8$ del espesor de la hoja desde la superficie de la hoja de acero es 4,8 o menor, el índice isotrópico satisface 3,5 o más. En tanto que el índice isotrópico sea 6,0 o más deseablemente, la uniformidad y circularidad que el espesor de la hoja satisface suficientemente la propiedad de la pieza en un estado en el que la hoja de acero permanece trabajada puede ser obtenida aunque se consideren las variaciones en una bobina. Por lo tanto, la densidad de polos de la orientación $\{332\}\langle 113 \rangle$ del cristal es deseablemente 3,0 o menor.

Con respecto a la muestra para ser sometida a la difracción de rayos X, el método EBSD, o el método ECP, la hoja de acero es reducida en espesor hasta un espesor de la hoja predeterminado desde la superficie mediante un pulido mecánico o similar. A continuación, la tensión es retirada por pulido químico, pulido electrolítico, o similar, y la muestra es fabricada de tal manera que en el intervalo de $5/8$ a $3/8$ del espesor de la hoja, un plano apropiado se convierte en un plano de medición. Por ejemplo, en una pieza de acero de un tamaño de $30 \text{ mm}\phi$ cortado desde la posición de $1/4W$ o $3/4W$ de la anchura W de la hoja, se realiza el rectificado con un acabado fino (rugosidad media en la línea central R_a : 0,4a a 1,6a). A continuación mediante un pulido químico o electrolítico se elimina la tensión, y es fabricada la muestra para ser sometida a la difracción de rayos X. Con respecto a la dirección de la anchura de la hoja, la pieza de acero es deseablemente cogida desde, de la hoja de acero, la posición de $1/4$ o $3/4$ desde una porción extrema.

Como un caso de rutina la densidad de polos satisface el intervalo limitado de densidad de polos anteriormente descrito no solamente en la porción del centro del espesor de la hoja en donde el intervalo es de $5/8$ a $3/8$ del espesor de la hoja desde la superficie de la hoja de acero, pero también en tantas posiciones de espesor como sea posible, y de este modo el rendimiento dúctil local (elongación local) es además mejorado. No obstante, se mide el intervalo de $5/8$ a $3/8$ desde la superficie de la hoja de acero para de este modo hacer posible representar generalmente la propiedad del material de toda la hoja de acero. De este modo, del $5/8$ al $3/8$ del espesor de la hoja se define como el intervalo de medición.

Incidentalmente, la orientación del cristal representada por $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ significa que la dirección normal del plano de la hoja de acero es paralelo a $\langle hkl \rangle$ y la dirección de laminación es paralela a $\langle uvw \rangle$. Con respecto a la orientación del cristal, normalmente, la orientación vertical al plano de la hoja está representada por $[hkl]$ o $\{hkl\}$ y la orientación paralela a la dirección de laminado está representada por (uvw) o $\langle uvw \rangle$. $\{hkl\}$, $\langle uvw \rangle$, y así sucesivamente son unos términos genéricos para los planos equivalentes, y $[hkl]$, (uvw) cada uno indica un plano individual de cristal. Esto es, en la presente invención una estructura cúbica de cuerpo centrado está en el objetivo, y de este modo, por ejemplo, los planos (111) , $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$, $(1\bar{1}\bar{1})$, $(11\bar{1})$, $(\bar{1}1\bar{1})$, $(\bar{1}\bar{1}1)$, $(1\bar{1}1)$, y $(\bar{1}11)$ son equivalentes a hacer imposible hacerlos diferentes. En tal caso, estas orientaciones se refieren generalmente a $\{111\}$. En una representación ODF, $[hkl](uvw)$ también se usa para representar orientaciones de otras estructuras de cristal de baja simetría, y así es general representar cada orientación como $[hkl](uvw)$, pero en la presente invención $[hkl](uvw)$ y $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ son sinónimos entre sí. La medida de la orientación de cristal por un rayo X es realizada de acuerdo con

el método descrito en, por ejemplo, Cullity, Elementos de difracción de rayos X, nueva edición (publicada en 1986, traducida por MATSUMURA, Gentaro, publicada por AGNE Inc) en las páginas 274 a 296.

(Diámetro medio del grano de cristal)

5 A continuación los presentes inventores examinaron la tenacidad a baja temperatura.

10 La Figura 3 muestra la relación entre el diámetro de un grano de cristal promedio y $vTrs$ (una temperatura de transición de apariencia de fractura de Charpy). A medida que el diámetro medio del grano de cristal es menor, $vTrs$ se hace bajo en temperatura, y la tenacidad a baja temperatura es mejorada. En tanto que el diámetro medio del grano de cristal es 10 μm o menor, $vTrs$ se hace $-20^{\circ} C$ o menor como un objetivo, y así la presente invención es durable lo suficiente para ser usada en un lugar frío.

15 Incidentalmente, la tenacidad a baja temperatura fue evaluada por $vTrs$ (la temperatura de transición de apariencia de fractura Charpy) obtenida por una prueba de impacto Charpy de muesca en V. En el ensayo de impacto de Charpy de muesca en V, una pieza de ensayo fue hecha basada en la JISZ2202 y el ensayo fue realizado de acuerdo con el contenido definido en JISZ2242, y se midió $vTrs$.

20 Además, la tenacidad a baja temperatura está grandemente afectada por el diámetro medio del grano de cristal de la estructura, y de este modo fue también realizada la medición del diámetro medio del grano de cristal en la porción central del espesor de la hoja. Se cortó una micromuestra para tener un diámetro del grano de cristal y su microestructura fue medida usando el EBSP-OIMTM (Microscopia de Imagen de Orientación de Patrón de Difracción de Dispersión de Electrones). La micromuestra fue pulida usando un sílice coloidal abrasivo durante 30 a 60 minutos para ser hecho y fue sometida a una medición EBSP en las condiciones de medición de 400 aumentos, un área de 160 $\mu m \times 256 \mu m$, y un paso de medición de 0,5 μm .

25 El método EBSP-OIMTM está constituido por un dispositivo y soporte lógico en donde una muestra altamente inclinada en un microscopio electrónico de exploración (SEM) es irradiado con haces de electrones, un patrón Kikuchi formado por retrodispersión es fotografiado por una cámara de alta sensibilidad y la imagen es procesada por un computador, y de este modo se mide una orientación del cristal durante un corto período de tiempo.

30 En el método EBSP es posible analizar cuantitativamente una microestructura y una orientación del cristal de una superficie de una muestra a granel. Un área de análisis del método EBSP es un área capaz de ser observada por el SEM. Es posible analizar el área con una resolución mínima de 20 nm por el método EBSP, dependiendo de la resolución del SEM. El análisis se realiza correlacionando un área para ser analizada con decenas de miles de puntos igualmente espaciados en la cuadrícula. Es posible ver las distribuciones y los tamaños de la orientación de los granos de cristal dentro de la muestra en un material policristalino.

35 En la presente invención, a partir de una imagen correlacionada en una manera en la que una diferencia de orientación entre los granos de cristal es definida como siendo 15° un valor umbral de un límite de grano de gran ángulo de inclinación reconocido generalmente como un límite del grano de cristal, los granos de cristal fueron visualizados y se obtuvo el diámetro medio del grano de cristal. Aquí, el "diámetro medio del grano de cristal" es un valor obtenido por el EBSP-OIMTM.

40 Como se ha descrito antes, los presentes inventores revelaron los requerimientos respectivos necesarios para que la hoja de acero obtenga la isotropía y la tenacidad a baja temperatura.

45 El diámetro medio del grano de cristal directamente relacionado con la tenacidad a baja temperatura se hace pequeño cuando una temperatura de terminación de laminado es más baja, y de este modo se mejora la tenacidad a baja temperatura. No obstante, el valor medio de las densidades de polos del grupo de orientación de $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ en la porción central del espesor de la hoja que corresponde a 5/8 a 3/8 desde la superficie de la hoja de acero y la densidad de polos de la orientación del cristal $\{332\}<113>$ que son uno de los factores de control de la isotropía, están inversamente correlacionados con el diámetro medio del grano de cristal. Es decir, es la relación en la que cuando el diámetro medio del grano de cristal es disminuido con el fin de mejorar la tenacidad a baja temperatura, el valor medio de las densidades de polos del grupo de orientación $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ y la densidad de polos de la orientación del cristal $\{332\}<113>$ son incrementados y de este modo se deteriora la isotropía. La técnica que consigue la isotropía y la tenacidad a baja temperatura no se han revelado hasta ahora en absoluto.

50 Los presentes inventores examinaron formalmente la hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia del tipo que contiene bainita para la aplicación a un miembro requerido para tener trabajabilidad, expansibilidad de los agujeros, flexibilidad, estricta uniformidad del espesor del acero y circularidad después de trabajar, y una tenacidad a baja temperatura y permitir que la isotropía y la tenacidad a baja temperatura sean conseguidas y su método de fabricación. Como resultado, los presentes inventores pensaron en una hoja de acero laminado en caliente hecha de las siguientes condiciones y un método de facturación de ella.

65 (Composición química)

ES 2 678 918 T3

Primeramente, se explicarán los motivos para limitar una composición química de la hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia del tipo que contiene vainita de la presente invención, (la cual será a veces llamada en adelante una "hoja de acero laminado en caliente de la presente invención").

5 C: mayor que 0,07 a 0,2%

10 C es un elemento que contribuye a aumentar la resistencia del acero, pero es también un elemento que genera carburo a base de hierro tal como cementita (Fe_3C) para ser el punto de partida de la fisuración en el momento de la expansión de agujeros. Cuando C es 0,07% o menor, no es posible obtener un efecto de mejora de la resistencia mediante una fase de generación de transformación a baja temperatura. Por otra parte, cuando C supera el 0,2%, la segregación en el centro se hace notable y se aumenta el carburo a base de hierro tal como cementita (Fe_3C) para ser el punto de comienzo de la fisuración en una superficie de corte secundaria en el momento del troquelado, resultando en que se deteriora una propiedad de troquelado. Por lo tanto, C se fija para ser mayor que 0,07 a 0,2%. Cuando se considera el equilibrio entre la resistencia y la ductilidad, C es deseablemente el 0,15% o menor.

15 Si: 0,001 a 2,5%

20 Si es un elemento que contribuye a aumentar la resistencia del acero y también tiene una parte como un material desoxidante del acero fundido, y así es añadido de acuerdo con las necesidades. Cuando Si es el 0,001% o más, se muestra el efecto antes descrito, pero cuando Si supera el 2,5% un efecto de aumento de la resistencia está saturado. Por lo tanto, Si se fija en 0,001 a 2,5%.

25 Además, cuando es mayor que el 0,1%, Si, con un aumento en el contenido, suprime la precipitación del carburo basado en hierro tal como la cementita y contribuye a mejorar la resistencia y a mejorar la expansibilidad de los agujeros. No obstante, cuando Si supera el 1,0%, un efecto de supresión de la precipitación del carburo basado en hierro es saturado. Por lo tanto, es preferible que Si sea superior que 0,1 a 1,0%.

Mn: 0,01 a 4%

30 Mn es un elemento que contribuye a mejorar la resistencia mediante un reforzamiento de la resistencia en una solución sólida y se añade un enfriamiento rápido de acuerdo con las necesidades. Cuando Mn es menor del 0,01% su efecto de adición no puede ser obtenido, y cuando Mn excede el 4%, por otra parte, el efecto de adición está saturado, y así Mn se fija del 0,01 al 4%.

35 Con el fin de suprimir la ocurrencia de la fisuración en caliente por S, cuando otros elementos que no son Mn no son suficientemente añadidos, la cantidad de Mn que permite que la cantidad de Mn (% de masa) ([Mn]) y la cantidad de S (% de masa) ([S]) satisfaga $[Mn]/[S] \geq 20$ es deseablemente añadida. Además Mn es un elemento que, con un aumento en el contenido, expande una temperatura en la zona de la austenita a un lado de baja temperatura, mejora la templabilidad, y facilita la formación de una estructura de transformación de enfriamiento continuo que tiene un desbarbado excelente. Cuando Mn es menor del 1%, este efecto no se muestra fácilmente, y así Mn es deseablemente 1% o más.

P: 0,15% o menor

45 P es una impureza contenida en el hierro fundido, y es un elemento que es segregado en los límites de grano y disminuye la tenacidad. Por este motivo es deseable que P sea menor, y cuando excede el 0,15%, P afecta adversamente a la trabajabilidad y la soldabilidad, y por lo tanto P se fija en 0,15% o menos. Particularmente, cuando se consideran la expansibilidad de los agujeros y la soldabilidad es deseable que P sea el 0,02% o menor. Incidentalmente, es difícil fijar P en 0% en términos de operación, y por lo tanto el 0% no está incluido.

50 S: 0,03% o menor

55 S es una impureza contenida en el hierro fundido, y es un elemento que no sólo causa la fisuración en el momento de la laminación en caliente sino que también genera una inclusión basada en A que deteriora la expansibilidad de los agujeros. Por este motivo, S debería ser disminuido todo lo posible, pero en tanto que S sea el 0,03% o menor, cae dentro del intervalo permisible, y de este modo S se fija en 0,03% o menor. No obstante, cuando la expansibilidad de los agujeros en tal medida es necesaria, S es preferiblemente el 0,01% o menor, y es más preferiblemente el 0,005% o menor. Incidentalmente, es difícil fijar S en 0% en términos de operación, y por lo tanto 0% no está incluido.

60 Al: 0,001 a 2%

65 Para la desoxidación del acero fundido en un proceso de refinamiento del acero, se añade el 0,001% o más de Al, pero el límite superior se fija en el 2% debido a un aumento del coste. Cuando Al es añadido en grandes cantidades, se aumenta el contenido de las inclusiones no metálicas y la ductilidad y la tenacidad se deterioran, y por lo tanto Al es deseablemente el 0,06% o menor. Además, deseablemente es el 0,04% o menor.

Al es un elemento que tiene una función de supresión de la precipitación del carburo basado en hierro tal como cementita en la estructura, similarmente a Si. Para obtener este efecto de función, Al es deseablemente el 0,016% o más. Es además deseable del 0,016% al 0,04%.

5

N: 0,01% o menos

N es un elemento que debería ser disminuido lo más posible, pero en tanto que N sea el 0,01% o menor, cae dentro de un intervalo permisible. En términos de resistencia al envejecimiento, no obstante, N es deseablemente el 0,005% o menor. Incidentalmente, es difícil fijar N en 0% en términos de operación, y por lo tanto 0% no se incluye.

10

La hoja de acero laminado en caliente de la presente invención puede también contener un tipo o dos o más tipos de Ti, Nb, Cu, Ni, Mo, V, y Cr de acuerdo con las necesidades. La hoja de acero laminado en caliente de la presente invención puede también contener además un tipo o dos o más tipos de Mg, Ca, y REM.

15

En adelante, se explicarán los motivos para limitar las composiciones químicas de los elementos antes descritos.

Ti, Nb, Cu, Ni, Mo, V, y Cr son cada uno un elemento que mejora la resistencia por fortalecimiento de la precipitación o fortalecimiento de la solución sólida, y pueden ser añadidos un tipo o dos o más tipos de estos elementos.

20

No obstante, cuando Ti es menor de 0,015%, Nb es menor de 0,005%, Cu es menor de 0,02%, Ni es menor de 0,01%, Mo es menor de 0,01%, V es menor de 0,01%, y Cr es menor de 0,01%, sus efectos de adición no pueden ser obtenidos suficientemente.

25

Por otra parte, cuando Ti es mayor de 0,18%, Nb es mayor de 0,06%, Cu es mayor de 1,2%, Ni es mayor de 0,6%, Mo es mayor de 1%, V es mayor de 0,2%, y Cr es mayor de 2%, los efectos de adición están saturados y la eficiencia económica disminuye. Por lo tanto, es deseable que Ti sea del 0,015 al 0,18%, Nb sea del 0,005 al 0,6%, Cu sea del 0,02 al 1,2%, Ni sea del 0,01 al 0,6%, Mo sea del 0,01 al 1%, V sea del 0,01 al 0,2%, y Cr sea del 0,01 al 2%.

30

Mg, Ca, y REM (elemento de tierras raras) es cada uno un elemento que controla la forma de las inclusiones no metálicas para ser el punto de fractura para causar el deterioro de la trabajabilidad y mejora la trabajabilidad, y un tipo o dos o más tipos de estos elementos pueden también ser añadidos. Cuando Mg, Ca, y REM son cada uno menos del 0,0005%, sus efectos de adición no se muestran.

35

Por otra parte, cuando Mg es mayor del 0,01%, Ca es mayor del 0,01%, y REM es mayor del 0,1%, los efectos de adición están saturados y disminuye la eficiencia económica. Por lo tanto, es deseable que Mg sea del 0,0005 al 0,01%, Ca sea del 0,0005 al 0,01%, y REM sea del 0,0005 al 0,1%.

40

Incidentalmente, la hoja de acero laminado en caliente de la presente invención puede también contener el 1% o menos en total de un tipo o dos o más tipos de Zr, Sn, Co, Zn, y W dentro de un intervalo que no perjudique las características de la hoja de acero laminado en caliente de la presente invención. No obstante, Sn es deseablemente el 0,05% o menos con el fin de suprimir la ocurrencia de un fallo en el momento de la laminación en caliente.

45

B: 0,0002 a 0,002%

B es un elemento que aumenta la templabilidad y aumenta una fracción estructural de la fase de generación de la transformación a baja temperatura que es una fase dura y así se añade de acuerdo con las necesidades. Cuando B es menor que 0,0002%, su efecto de adición no puede ser obtenido, y cuando B supera el 0,002%, por otra parte, el efecto de adición es saturado, y además existe un riesgo de que la recristalización de la austenita en el laminado en caliente sea suprimida y la textura de transformación γ a α a partir de la austenita no recristalizada sea reforzada para deteriorar la isotropía. Por lo tanto, B se fija de 0,0002 a 0,002%.

50

Además, B también es un elemento que causa la fisuración de la losa en un proceso de enfriamiento después de una colada continua, y desde este punto de vista, es deseablemente del 0,0015% o menor. Es deseablemente de 0,001 a 0,0015%.

55

(Microestructura)

A continuación se explicarán en detalle los factores metalúrgicos tales como una microestructura de la hoja de acero laminado en caliente de la presente invención.

60

La microestructura de la hoja de acero laminado en caliente de la presente invención está compuesta por un 35% o menos en una fracción estructural de ferrita proeutectoide y un equilibrio de la fase que genera la transformación a baja temperatura. La fase que genera una transformación a baja temperatura significa una estructura de transformación en frío continua, y es una estructura reconocida como bainita en general.

65

- 5 Generalmente, las hojas de acero que tienen la misma resistencia a tracción son comparadas, y entonces en donde una microestructura es una estructura uniforme ocupada por una estructura tal como la estructura de transformación en frío continua, la microestructura muestra una tendencia que es excelente en la elongación local como está tipificado por un valor de expansión de agujeros, por ejemplo. En donde la microestructura es una estructura compuesta formada por ferrita proeutectoide que es una fase suave y una fase de generación de transformación dura a baja temperatura (estructura de transformación en frío continua, que incluye martensita en MA), la microestructura muestra una tendencia a ser excelente en la elongación uniforme que está tipificada por coeficiente de valor n de endurecimiento del trabajo.
- 10 En la hoja de acero laminado en caliente de la presente invención la microestructura está diseñada para ser la estructura compuesta formada por el 35% o menos en una fracción estructural de ferrita proeutectoide y un equilibrio de la fase de generación de transformación a baja temperatura con el fin de equilibrar por último la elongación local como está tipificado por la flexibilidad y la elongación uniforme.
- 15 Cuando la ferrita proeutectoide es mayor del 35% la flexibilidad que es un índice de la elongación local disminuye significativamente, pero la elongación uniforme no está tan mejorada, y de este modo el equilibrio entre la elongación local y la elongación uniforme se deteriora. El límite inferior de la fracción estructural de ferrita proeutectoide no está limitado en particular, pero cuando la fracción es el 5% o menor, una disminución de la elongación uniforme se hace significativa, y de este modo la fracción estructural de ferrita proeutectoide es preferiblemente mayor del 5%.
- 20 La estructura de transformación en frío continua (Zw) (fase de generación de transformación a baja temperatura) de la hoja de acero laminado en caliente de la presente invención es una microestructura definida como una estructura de transformación situada en la mitad de una estructura que contiene ferrita poligonal y perlita para ser generadas por un mecanismo difusivo y martensita para ser generada por un mecanismo de cizallamiento no difusivo, como está descrito en el Instituto del Hierro y el Acero de Japón, la Sociedad de investigación básica, Comité/Edición de Investigación de la Bainita; Investigación Reciente sobre Microestructuras Bainíticas y Comportamiento de la Transformación de Aceros de Bajo Carbón – Informe Final del Comité de Investigación de la Bainita (en 1994, El Instituto del Hierro y el Acero de Japón) (“literatura de referencia”).
- 25 Esto es, la estructura de transformación en frío continua (Zw) (fase de generación de transformación a baja temperatura) es definida como una microestructura principalmente compuesta por ferrita bainítica (α^0_B), Ferrita bainítica granular (α_B), y Ferrita casi poligonal (α_q), y que además contiene una pequeña cantidad de austenita retenida (γ_r) y Martensita-austenita (MA) como está descrito en la literatura de referencia antes descrita en las páginas 125 a 127 como una estructura de observación microscópica óptica.
- 30 Incidentalmente, de forma similar a la ferrita poligonal (PF), una estructura interna de α_q no aparece por decapado, pero una forma de α_q es acicular, y está definitivamente distinguida de PF. Aquí, de un grano de cristal apuntado, se fija una longitud periférica en l_q y el diámetro del círculo equivalente se fija en d_q , y después un grano que tiene una relación (l_q/d_q) que satisface $l_q/d_q \geq 3,5$ es α_q .
- 35 La estructura de transformación en frío continua (Zw) (fase de generación de transformación a baja temperatura) de la hoja de acero laminada en caliente de la presente invención es una microestructura que contiene un tipo o dos o más tipos de α^0_B , α_B , y α_q . Además, la estructura de transformación en frío continua (Zw) (fase de generación de transformación a baja temperatura) de la hoja de acero laminada en caliente de la presente invención puede también además contener una pequeña cantidad de γ_r y MA, o ambas de ellas, además de un tipo o dos o más tipos de α^0_B , α_B , y α_q . Incidentalmente, el contenido total de γ_r y MA se fija en el 3% o menos en una fracción estructural.
- 40 Hay a veces un caso en que la estructura de transformación de enfriamiento continuo (Zw) (fase de generación de transformación a baja temperatura) no es fácilmente discernida por observación por el microscopio óptico en decapante usando un reactivo nital. En tal caso, se ha discernido usando el EBSP-OIMTM. El método EBSP-OIMTM (Microscopía de imagen de orientación de patrón de difracción de dispersión de electrones) está constituido por un dispositivo y soporte lógico en el que una muestra altamente inclinada en un microscopio electrónico de exploración (Microscopio Electrónico de Exploración) es irradiado con haces de electrones, un patrón de Kikuchi formado por retrodispersión es fotografiado por una cámara de alta sensibilidad y la imagen es procesada por un computador, y de este modo se mide una orientación del cristal en un punto de irradiación durante un corto período de tiempo.
- 45 En el método EBSP es posible analizar cuantitativamente una microestructura y una orientación del cristal de una superficie de la muestra a granel. En tanto que un área para ser analizada por el método EBSP está dentro de un área capaz de ser observada por el SEM, es posible analizar el área con una resolución mínima de 20 nm, dependiendo de la resolución del SEM.
- 50 El análisis por el método EBSP-OIMTM es realizado correlacionando un área para ser analizada a decenas de miles de puntos de la malla igualmente espaciados. Es posible ver las distribuciones de la orientación del cristal y los

tamaños de los granos de cristal dentro de la muestra en un material policristalino. En la hoja de acero laminado de la presente invención, un discernible a partir de una imagen correlacionada con una diferencia de orientación entre paquetes definida como 15° puede también ser definido como un gran diámetro de la estructura de transformación en frío continua (Zw) (fase de generación de transformación a baja temperatura) por conveniencia. En este caso, un límite de grano con una inclinación de gran ángulo que tiene una diferencia de orientación del cristal de 15° o más es definido como un límite del grano.

Además, la fracción estructural de ferrita proeutectoide fue obtenida por un método de Desorientación Media de Kernel (KAM) estando equipado con el EBSP-OIM™. El método KAM es el de un cálculo en el que las diferencias de orientación entre píxeles de primeras aproximaciones siendo contiguos seis píxeles de un cierto hexágono regular de datos de medidas, o las segundas aproximaciones siendo 12 píxeles posicionados fuera de los seis píxeles, o las terceras aproximaciones siendo 18 píxeles situados más afuera de los 12 píxeles son promediadas y un valor obtenido se fija en un valor del píxel central, es realizado con respecto a cada píxel.

Este cálculo se realiza para no exceder un límite de grano, haciendo de este modo posible crear un mapa que representa un cambio de orientación dentro de un grano. Esto es, este mapa representa una distribución de tensiones basada en un cambio de orientación local dentro de un grano. Hay que tener en cuenta que en el análisis la condición de que en el EBSP-OIM™ la diferencia de orientación entre píxeles contiguos es calculada se fija en la tercera aproximación y una que tiene esta diferencia de orientación es desplegada 5° o menos.

En los ejemplos de la presente invención, la condición de que en el EBSP-OIM (marca registrada), la diferencia de orientación entre píxeles contiguos es calculada fijada en la tercera aproximación y esta diferencia de orientación se fija en 5° o menos, y la tercera aproximación de la diferencia de orientación antes descrita es mayor de 1° , que es definida como la estructura de transformación en frío continua (Zw) (fase de generación de transformación a baja temperatura), y es 1° o menos, que es definida como ferrita. Esto es debido a que la ferrita proeutectoide poligonal transformada a alta temperatura es generada en una transformación de difusión, y de este modo una densidad de dislocación es pequeña y la tensión dentro del grano es pequeña, así, una diferencia dentro del grano en la orientación del cristal es pequeña, y de acuerdo con los resultados de varios exámenes que han sido realizados hasta ahora por los presentes inventores, una fracción del volumen de la ferrita poligonal obtenida por observación con el microscopio óptico y una fracción de área del área obtenida por 1° o menos de la tercera aproximación de la diferencia de orientación medida por el método KAM sustancialmente están de acuerdo entre sí.

(Método de fabricación)

A continuación, se explicarán las condiciones de un método de fabricación de la hoja de acero laminada en caliente de la presente invención, (que en adelante será llamado un "método de fabricación de la presente invención").

Los presentes inventores exploraron las condiciones del laminado en caliente que hacen que la austenita se recristalice suficientemente después del laminado de acabado o durante el laminado de acabado con el fin de asegurar la isotropía pero suprimiendo el crecimiento del grano de los granos recristalizados lo máximo posible y consiguiendo la isotropía y la tenacidad a baja temperatura.

Primero, en el método de fabricación de la presente invención, un método de fabricación de una pletina de acero para ser realizado antes que un proceso de laminado en caliente no está particularmente limitado. Esto es, en el método de fabricación de la pletina de acero, después de un proceso de fusión por un horno de cuba, un convertidor de acero, un horno eléctrico, o similar, en diversos procesos de refinamiento secundario, se realiza un componente de ajuste para ser una composición química deseada. A continuación, se puede realizar también un proceso de colada mediante una colada continua normal, o colada por un método de lingote, o además un método tal como colada de losa delgada.

Incidentalmente, también se puede usar una chatarra como una materia prima. Además, cuando se obtiene una losa mediante colada continua, la losa puede ser transferida directamente a un tren de laminación en caliente como está en un estado de fundición a alta temperatura, o puede también ser enfriada a una temperatura ambiente y después vuelta a calentar en un horno de calentamiento, y después laminada en caliente.

La losa obtenida por el método de fabricación antes descrito se calienta en un proceso de calentamiento de la losa antes del proceso de laminado en caliente, pero en el método de fabricación de la presente invención, una temperatura de calentamiento no está determinada en particular. No obstante, cuando la temperatura de calentamiento es mayor de 1.260°C , disminuye un rendimiento debido a la reducción de escala, y por lo tanto la temperatura de calentamiento es preferiblemente 1.260°C o inferior. Por otra parte, cuando la temperatura de calentamiento es inferior a 1.150°C , la eficiencia operativa se deteriora significativamente en términos de un programa, y por lo tanto la temperatura de calentamiento es deseablemente 1.150°C o superior.

Además, un período de tiempo de calentamiento en el proceso de calentamiento de la losa no está determinado en particular, pero en términos de evitación de la segregación central y similar, después de que la temperatura alcanza una temperatura de calentamiento predeterminada, la temperatura de calentamiento es deseablemente mantenida durante 30 minutos o más. No obstante, cuando la losa fundida después de ser sometida a colada es directamente

transferida a un tren de laminado en caliente, como está en un estado de losa fundida a alta temperatura para ser laminada, el período de tiempo de calentamiento no está limitado a esto.

(Primer laminado en caliente)

5 Después del proceso de calentamiento de la losa, la losa extraída del horno de calentamiento es sometida a un proceso de laminado en bruto siendo el primer laminado en caliente para ser laminado en bruto sin una espera, y de este modo se obtiene una barra en bruto.

10 El proceso de laminado en bruto (primer laminado en caliente) es realizado a una temperatura no más baja de 1.000° C ni mayor de 1.200° C por razones que se explicarán más adelante. Cuando una temperatura de laminado en bruto es inferior a 1.000° C, la reducción se realiza en un estado en el que la vecindad de la capa superficial de la barra en bruto es a una zona de temperatura de no recristalización, la textura es desarrollada, y la isotropía se deteriora. Además, la resistencia a la deformación en caliente en el laminado en bruto aumenta, para de este modo causar un riesgo de que un impedimento sea causado a la operación de laminado en bruto.

15 Por otra parte, cuando la temperatura de finalización del laminado en bruto es mayor de 1.200° C, el diámetro medio del grano de cristal se aumenta para disminuir la tenacidad. Además, una escala secundaria para ser generada durante el laminado en bruto crece demasiado, para de este modo hacer difícil retirar la capa de óxido en el descascarillado o laminación de acabado para ser realizada más tarde. Cuando la temperatura de acabado de la laminación en bruto es mayor de 1.150° C hay a veces un caso en que las inclusiones son extraídas y se deteriora la expansibilidad de los agujeros, y de este modo deseablemente es 1.150° C o inferior.

20 Además, en el proceso de laminado en bruto (primera laminación en caliente), en un intervalo de temperatura no inferior a 1.000° C ni mayor de 1.200° C, el laminado en una relación de reducción del 40% o más se realiza una vez o más. Cuando la relación de reducción en el proceso de laminación en bruto es menor del 40% el diámetro medio del grano de cristal aumenta y disminuye la tenacidad. Cuando la relación de reducción es el 40% o más, el diámetro del grano de cristal se hace uniforme y pequeño. Por otra parte, cuando la relación de reducción es mayor del 65%, a veces hay un caso en que las inclusiones son extraídas y la expansibilidad de los agujeros se deteriora, y por lo tanto es deseablemente el 65% o menos. Incidentalmente, en la laminación en bruto, cuando la relación de reducción en una etapa final y la relación de reducción en una etapa anterior a la etapa final son menores del 20% aumenta fácilmente el diámetro medio del grano de cristal, y de este modo en la laminación en bruto la relación de reducción en la etapa final y la relación de reducción en la etapa previa a la etapa final son deseablemente el 20% o más.

25 Incidentalmente, en términos de disminución del diámetro medio del grano de cristal de un producto final, un diámetro del grano de austenita después de la laminación en bruto, es decir antes de la laminación final es importante y el diámetro del grano de austenita antes de la laminación de acabado es deseablemente pequeño.

30 En tanto que el diámetro del grano de austenita antes de la laminación de acabado es 200 μm o menor, es imposible promover grandemente el refinamiento y la homogeneización del grano. Para obtener eficientemente este efecto promotor, el diámetro del grano de austenita se fija deseablemente en 100 μm o menos. Con el fin de conseguirlo, la laminación en una relación de reducción del 40% o más es deseablemente realizada dos o más veces en el proceso de laminación en bruto. No obstante, cuando en el proceso de laminación en bruto, la laminación es realizada más de 10 veces, hay una preocupación de que la temperatura disminuya o se genere excesivamente una capa de óxido.

35 De esta manera, el diámetro del grano de austenita es disminuido antes del laminado de acabado, lo cual es efectivo para promover la recristalización de austenita en la laminación de acabado posterior. Se ha supuesto que esto es debido a que un límite del grano de austenita después de la laminación en bruto (o sea, antes de la laminación de acabado) funciona como uno de los núcleos de recristalización durante la laminación de acabado.

40 El diámetro del grano de austenita después del laminado en bruto se mide como sigue. Esto es, la pletina de acero (barra en bruto) después de la laminación en bruto (antes de ser sometida a la laminación de acabado) es amortiguado tanto como sea posible, y es enfriado a una tasa de enfriado de 10° C/segundo o más. La estructura de una sección recta de la pletina de acero enfriado es decapada para hacer que aparezcan los límites del grano de austenita, y los límites del grano de austenita son medidos por un microscopio óptico. En esta ocasión, con 50 aumentos o más, se miden 20 campos visuales o más por análisis de imagen o un método de recuento de puntos.

45 Las barras en bruto obtenidas después de la terminación del proceso de laminación en bruto pueden también ser unidas entre el proceso de laminación en bruto y un proceso de laminación de acabado para luego tener una laminación sin fin de modo que el proceso de laminación de acabado sea realizado continuamente sobre ellas. En esta ocasión las barras en bruto pueden también ser bobinadas en una forma de bobina una vez, almacenadas en una cubierta que tiene una función de aislamiento del calor de acuerdo con las necesidades, y desenrolladas nuevamente para ser unidas.

50 En el caso en que no haya proceso de laminación en caliente, las variaciones de temperatura de la barra en bruto en una dirección de laminación, en una dirección de la anchura de la hoja, y en una dirección del espesor de la hoja son

deseablemente controladas para ser pequeñas. En este caso, de acuerdo con las necesidades, un aparato de calentamiento capaz de controlar las variaciones de temperatura de la barra en bruto en la dirección de laminación, en la dirección de la anchura de la hoja, y en la dirección del espesor de la hoja, puede ser dispuesto entre un tren de desbaste en el proceso de desbastado y un tren de acabado en el proceso de laminación de acabado, o entre los respectivos soportes en el proceso de laminación de acabado y por lo tanto la barra en bruto puede ser calentada.

Como un sistema del aparato de calentamiento, los varios sistemas de calentamiento tal como calentamiento por gas, calentamiento eléctrico, y calentamiento por inducción son concebibles, pero en tanto que el sistema hace posible controlar las variaciones de temperatura de la barra en bruto en la dirección de laminación, en la dirección de la anchura de la hoja, y en la dirección del espesor de la hoja para ser pequeñas, cualquiera de los sistemas bien conocidos puede también ser usado.

Incidentalmente, como sistema del aparato de calentamiento, se prefiere un sistema de calentamiento de inducción que tiene una respuesta de control de temperatura industrialmente buena. Si entre los varios sistemas de calentamiento por inducción, está instalada una pluralidad de aparatos de calentamiento por inducción de tipo transversal capaces de ser desplazados en la anchura de la hoja, una distribución de temperatura en la dirección de la anchura de la hoja puede ser arbitrariamente controlada de acuerdo con la anchura de la hoja, y así los aparatos de calentamiento de inducción de tipo transversal son los más preferidos. Además como sistema del aparato de calentamiento, un aparato de calentamiento constituido por la combinación de un aparato de calentamiento de inducción de tipo transversal y un aparato de calentamiento de inducción de tipo solenoide que supera en calentamiento a lo largo de toda la anchura de la hoja es el más preferido.

Cuando la temperatura es controlada usando estos aparatos de calentamiento, a menudo se hace necesario controlar una cantidad de calentamiento por el aparato de calentamiento. En este caso, la temperatura interna de la barra en bruto no puede ser medida realmente, y así previamente medidos los datos reales previamente medidos tales como una temperatura de una losa cargada, un período de tiempo existente del horno de la losa, una temperatura atmosférica del horno de calentamiento, una temperatura de extracción del horno de calentamiento, y además un período de tiempo de transferencia del laminador de mesa son usados para estimar las distribuciones de temperatura en la dirección de laminación, en la dirección de la anchura de la hoja, y en la dirección del espesor de la hoja cuando la barra en bruto alcanza el aparato de calentamiento, y después es deseablemente controlada la cantidad de calentamiento por el aparato de calentamiento.

Incidentalmente, el control de la cantidad de calentamiento por el aparato de calentamiento por inducción es controlado de la siguiente manera, por ejemplo. Una característica del aparato de calentamiento por inducción (aparato de calentamiento por inducción de tipo transversal) es que cuando se aplica una corriente alterna a una bobina, en su interior se genera un campo magnético. En un conductor eléctrico situado en el campo magnético una corriente parásita que tiene una orientación opuesta a la corriente en la bobina se produce en una dirección circunferencial perpendicular a un flujo magnético por un efecto de inducción electromagnética, y por un calor de Joule de la corriente parásita, el conductor eléctrico es calentado.

La corriente parásita ocurre más fuertemente sobre la superficie interna de la bobina y disminuye exponencialmente hacia el interior (este fenómeno se llama un efecto superficial). De este modo, como la frecuencia es menor, se aumenta una profundidad de penetración de la corriente y se obtiene un patrón uniforme de calentamiento en la dirección del espesor, y por el contrario, cuando una frecuencia es mayor, la profundidad de penetración de la corriente disminuye y un patrón de calentamiento que muestra su pico en una capa de la superficie y tiene un pequeño sobrecalentamiento se obtiene en la dirección del espesor.

Por lo tanto, por medio del aparato de calentamiento por inducción de tipo transversal, el calentamiento de la barra en bruto en la dirección de laminación y en la dirección de la anchura de la hoja puede ser realizado de una manera convencional, y además en términos del calentamiento en la dirección del espesor de la hoja, mediante el cambio de la frecuencia del aparato de calentamiento por inducción de tipo transversal, la profundidad de penetración es variada y se controla el patrón de la temperatura de calentamiento en la dirección del espesor de la hoja, para de este modo hacer posible conseguir una uniformidad de las distribuciones de temperatura. Incidentalmente, para este caso es preferible un aparato de calentamiento por inducción de tipo de frecuencia cambiante, pero la frecuencia puede también ser cambiada ajustando un condensador.

Con respecto al control de la cantidad de calentamiento por el aparato de calentamiento por inducción, una pluralidad de inductores que tienen frecuencias diferentes pueden ser dispuestos y una asignación de una cantidad de calentamiento por cada uno de los inductores puede ser cambiada para obtener el necesario patrón de calentamiento en la dirección del espesor. Con respecto al control de la cantidad de calentamiento por el aparato de calentamiento por inducción, se cambia un espacio de aire a un material para ser calentado y de este modo cambia la frecuencia, y así cambiando el espacio de aire, la frecuencia deseada y el patrón de calentamiento pueden también ser obtenidos.

Una altura máxima R_y de la superficie de la hoja de acero (superficie de la barra en bruto) después de la laminación de acabado es deseablemente $15 \mu\text{m}$ ($15 \mu\text{m Ry}$, $12,5 \text{ mm}$, $\ln 12,5 \text{ mm}$) o menor. Esto es claro debido a que la

resistencia a la fatiga de la hoja laminada en caliente o de acero decapado es correlacionada con la altura máxima Ry de la superficie de la hoja de acero como está también descrito en el Manual de Diseño de Fatiga de Material Metálico, editado por La Sociedad de Ciencia de los Materiales, Japón, en la página 84, por ejemplo.

5 Con el fin de obtener esta rugosidad superficial, una condición de una presión de impacto P x una tasa de flujo $L \geq 0,003$ de un agua a alta presión sobre la superficie de la hoja de acero es deseablemente satisfecha en la descalcificación. Además, el subsiguiente laminado de acabado es deseablemente realizado en cinco segundos con el fin de impedir que sea generada una costra de óxido nuevamente después de la descalcificación.

10 (Segunda laminación en caliente)

Después de terminado el proceso de laminación en bruto (primera laminación en bruto) comienza el proceso de laminación de acabado que es la segunda laminación en caliente. El período de tiempo entre la terminación del proceso de laminación en bruto y el comienzo del proceso de laminación en bruto se fija en 150 segundos o más corto. Cuando el tiempo entre la terminación del proceso de laminación en bruto y el comienzo del proceso de laminación de acabado es mayor de 150 segundos, el diámetro medio del grano de cristal es aumentado para provocar la disminución de vTrs.

20 El proceso de laminación de acabado (segunda laminación en caliente), una temperatura de comienzo de la laminación de acabado se fija en 1.000°C o mayor. Cuando la temperatura de comienzo de la laminación de acabado es inferior a 1.000°C , en cada paso de laminación de acabado la temperatura de la laminación para ser aplicada a la barra en bruto para ser laminada es disminuida, la reducción es realizada en una zona de la temperatura de no recristalización, se desarrolla la textura, y de este modo se deteriora la isotropía.

25 Incidentalmente, el límite superior de la temperatura de comienzo de la laminación no está limitado en particular. No obstante, cuando es 1.150°C o mayor, es fácilmente que se produzca una ampolla para ser el punto de partida de que ocurra un defecto de una escama en forma de husillo escamoso entre un hierro de base de la hoja de acero y una escama superficial antes de la laminación de acabado y entre pasos, y por lo tanto la temperatura del comienzo del laminado de acabado es deseablemente inferior a 1.150°C .

30 En la laminación de acabado una temperatura determinada por la composición química de la hoja de acero se fija en T1, y en una zona de temperatura no inferior a $T1+30^{\circ}\text{C}$ no mayor que $T1+200^{\circ}\text{C}$, la laminación a 30°C o más se realiza en un paso al menos una vez. Además, en la laminación de acabado, el total de las relaciones de reducción se fija en 50°C o más.

35 Aquí, T1 es la temperatura calculada por la Expresión (1) que viene a continuación

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

40 C, N, Mn, Nb, Ti, B, Cr, Mo, y V representa cada uno el contenido del elemento (% de masa).

T1 mismamente se obtiene empíricamente. Los presentes inventores aprendieron empíricamente por experimentos que la recristalización en una zona de austenita de cada acero es promovida sobre la base de T1.

45 Cuando la relación de la reducción total en la zona de temperatura no inferior a $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ no mayor que $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ es menor que el 50%, la tensión de laminación para ser acumulada durante la laminación en caliente no es suficiente y la recristalización de la austenita no avanza suficientemente. Por lo tanto, la textura se desarrolla y la isotropía se deteriora. Cuando la relación de la reducción total es 70% o más, se puede obtener la suficiente isotropía aunque se consideran variaciones atribuibles a la fluctuación de la temperatura o similares. Por otra parte, cuando la relación de reducción total supera el 90%, se hace difícil obtener la zona de temperatura de $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ o inferior debido a la generación de calor por trabajo, y además una carga de laminación aumenta para causar un riesgo de que la laminación sea difícil de ser realizada.

55 En el laminado de acabado, con el fin de promover la recristalización uniforme causada por liberar la tensión acumulada, la laminación en el 30% o más es realizada en un paso al menos una vez a no más baja de $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ ni más alta de $T1 + 200^{\circ}\text{C}$.

60 Incidentalmente, con el fin de promover la recristalización uniforme, es necesario suprimir una cantidad de trabajo en una zona de temperatura inferior a $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ lo más pequeña posible. Con el fin de conseguirlo, la relación de reducción en inferior que $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ es deseablemente el 30% o menos. En términos de precisión del espesor de la hoja y de forma de la hoja, es deseable el 10% o menos de la relación de reducción. Cuando además se obtiene la isotropía, la relación de reducción en la zona de temperatura menor de $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ es deseablemente el 0%.

65 El laminado de acabado es deseablemente acabado a $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ o mayor. En el laminado en caliente a inferior que $T1 + 30^{\circ}\text{C}$, los granos de austenita granulada que son recristalizados una vez son alargados, causando de este modo el riesgo de que la isotropía se deteriore.

(Enfriamiento primario)

En la laminación de acabado, después de realizarse la reducción final en una relación de reducción del 30% o más, comienza un enfriamiento primario de tal manera que un período de tiempo de espera t satisface la Expresión (2) que viene a continuación.

5

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

Aquí, t_1 se obtiene por la Expresión (3) que viene a continuación.

10

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

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

15

Incidentalmente, la "reducción final en una relación de reducción del 30% o más" indica la laminación realizada finalmente entre las laminaciones cuya relación de reducción alcanza el 30% o más de entre las laminaciones en una pluralidad de pases realizados en la laminación de acabado. Por ejemplo, cuando entre las laminaciones en una pluralidad de pases realizados en la laminación de acabado, la relación de reducción de la laminación realizada en la etapa final es el 30% o más, la laminación realizada en la etapa final es "la reducción final en una relación de reducción de 30% o más". Además, cuando entre las laminaciones en una pluralidad de pases realizados en la laminación de acabado, la relación de reducción de la laminación realizada antes de la etapa final es el 30% o más y después de la laminación realizada antes de la etapa final (laminación en una relación de reducción del 30% o más) es realizada, la laminación cuya relación de reducción llega a ser el 30% o más no es realizada, la laminación realizada antes de la etapa final (laminación en una relación de reducción del 30% o más) es la "reducción final en una relación de reducción del 30% o más".

20

25

En la laminación de acabado, el período de tiempo de espera de t segundos hasta que el enfriamiento primario es comenzado después de que la reducción final en una relación de reducción del 30% o más es realizada afecta en gran medida al diámetro del grano de la austenita. Esto es, afecta en gran medida a una fracción de grano de ejes iguales y a una relación de área de grano grueso de la hoja de acero.

30

Cuando el período de tiempo t de espera supera $t_1 \times 2,5$ el área de recristalización está ya casi totalmente terminada, pero los granos de cristal crecen significativamente y avanza el engrosamiento de los granos, y de este modo el valor r y la elongación disminuyen.

35

El período de tiempo de espera t segundos satisface además la Expresión (4) que viene a continuación, haciendo así posible suprimir preferiblemente el crecimiento de los granos de cristal. Consecuentemente, aunque la recristalización no avanza suficientemente, es posible mejorar suficientemente la elongación de la hoja de acero y mejorar simultáneamente la propiedad de la fatiga.

40

$$t < t_1 \dots (4)$$

Al mismo tiempo, el tiempo de espera de t segundos satisface además la Expresión (5) que viene a continuación, y así la recristalización avanza suficientemente y las orientaciones del cristal son aleatorizadas. Por lo tanto, es posible mejorar suficientemente la elongación de la hoja de acero y mejorar grandemente la isotropía simultáneamente.

45

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

50

El tiempo de espera de t segundos satisface la Expresión (5) anterior, y de este modo el valor medio de las densidades de polos del grupo de orientación $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ mostrado en la Figura 1 se hace 2,0 o menor y la densidad de polos de la orientación del cristal $\{332\}<113>$ mostrado en la Figura 2 se hace 3,0 o menor. Consecuentemente, el índice de isotropía se hace 6,0 o mayor y la uniformidad y circularidad del espesor de la hoja que satisface suficientemente la propiedad de la pieza en un estado en el que la hoja de acero permanece trabajada son conseguidas.

55

Aquí, como se muestra en la Figura 4, en una línea 1 de laminación en caliente, la pletina (losa) de acero calentado a una temperatura predeterminada en el horno de calentamiento es laminada en un tren de desbaste 2 y un tren de desbaste 3 secuencialmente para ser una hoja 4 de acero laminado en caliente que tiene un espesor predeterminado, y la hoja 4 de acero laminado en caliente se realiza en una mesa de salida 5. En el presente método de fabricación de la invención, en el proceso de laminación en bruto (primera laminación en caliente) realizada en el tren de desbaste 2, la laminación en una relación de reducción del 40% o más es realizada sobre la pletina (losa) de acero una vez o más en el intervalo de temperatura no inferior a 1.000° C ni superior a 1.200° C.

60

65

- 5 La barra en bruto laminada hasta un espesor predeterminado en el tren de desbaste 2 de esta manera es a continuación laminado de acabado (es sometida a la segunda laminación en caliente) mediante una pluralidad de soportes rodantes 6 del tren de acabado 3 para ser la hoja 4 de acero laminado en caliente. A continuación, en el tren de acabado 3, la laminación al 30% o más es realizada en un paso al menos una vez en la zona de temperatura no inferior a la temperatura $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ ni mayor que $T1 + 200^{\circ}\text{C}$. Además, en el tren de acabado 3 el total de las relaciones de reducción llega a ser el 50% o más.
- 10 Además, en el proceso de laminación de acabado, después de que la reducción final en una relación de reducción del 30% o más es realizada, comienza el calentamiento primario de tal manera que el tiempo de espera de t segundos satisface la Expresión (2) anterior o bien las Expresiones (4) o (5) anteriores. El comienzo de este calentamiento primario es realizado por las boquillas 10 de enfriamiento entre soportes dispuestas entre los respectivos soportes 6 de laminación del tren de acabado 3, o las boquillas de enfriamiento 11 dispuestas en la mesa de salida 5.
- 15 Por ejemplo, cuando la reducción final en una relación de reducción del 30% o más es realizada solamente en el soporte de laminación 6 dispuesto en la plataforma frontal del tren de acabado 3 (en el lado izquierdo en la Figura 4, en el lado de aguas arriba de la laminación) y la laminación cuya relación de reducción se hace el 30% o más no es realizada en el soporte 6 de laminación dispuesto en la plataforma trasera del tren de acabado 3 (en el lado derecho en la Figura 4, en el lado de aguas abajo de la laminación), el comienzo del enfriamiento primario es realizado por las boquillas de enfriamiento 11 dispuestas en la mesa de salida 5, y por lo tanto se produce a veces un caso en que
- 20 el período de tiempo de espera de t segundos no satisface la Expresión (2) anterior o las Expresiones (4) y (5) anteriores. En tal caso el enfriamiento primario es comenzado por las boquillas de enfriamiento 10 entre soportes dispuestas entre los respectivos soportes rodantes 6 del tren de acabado 3.
- 25 Además, por ejemplo, cuando la reducción final en una relación de reducción del 30% o más es realizada en el soporte rodante 6 dispuesto en la plataforma trasera del tren de acabado 3 (en el lado derecho en la Figura 4, en el lado de aguas abajo de la laminación), aunque el comienzo del enfriamiento primario es realizado por las boquillas de enfriamiento 11 dispuestas en la mesa de salida 5, hay a veces un caso en el que el período de t segundos del tiempo de espera puede satisfacer la Expresión (2) anterior o las Expresiones (4) y (5) anteriores. En tal caso, el enfriamiento primario puede también ser comenzado por las boquillas de enfriamiento 11 dispuestas en la mesa de salida 5. No es necesario decir, en tanto que la realización de la reducción final en una relación de reducción del 30% o más esté completada, que el enfriamiento primario puede también ser comenzado por las boquillas de enfriamiento 10 entre soportes dispuestas entre los respectivos soportes rodantes 6 del tren de acabado 3.
- 30 A continuación, en este enfriamiento primario se realiza el enfriamiento que tiene una tasa media de enfriamiento de $50^{\circ}\text{C}/\text{segundo}$ o más, un cambio de temperatura (caída de la temperatura) se hace no inferior a 40°C ni mayor de 140°C .
- 35 Cuando el cambio de temperatura es inferior a 40°C , los granos de austenita recristalizada crecen y se deteriora la tenacidad a baja temperatura. El cambio de temperatura se fija en 40°C o mayor, haciéndolo de este modo posible para suprimir el engrosamiento de los granos de austenita. Cuando el cambio de temperatura es menor de 40°C , el efecto no puede ser obtenido. Por otra parte, cuando el cambio de temperatura supera los 140°C , la recristalización se hace insuficiente para hacerla difícil para obtener una textura aleatoria dirigida. Además, una fase de ferrita efectiva para la elongación tampoco se obtiene fácilmente y la dureza de una fase de ferrita se hace alta, y de este modo también se deterioran la elongación y la ductilidad local. Además, cuando el cambio de temperatura es mayor de 140°C , es probable que se cause un sobreimpulso hasta / más allá de una temperatura del punto de transformación Ar3. En el caso, incluso por la transformación de la austenita recristalizada, como un resultado de la selección de variantes de afilado, la textura está formada y la isotropía decrece en consecuencia.
- 40 Cuando la tasa de enfriamiento media en el enfriamiento primario es menos de $50^{\circ}\text{C}/\text{segundo}$, como se espera, los granos de austenita recristalizados crecen y se deteriora la tenacidad a baja temperatura. El límite superior de la tasa de enfriamiento media no está determinada en particular, pero en términos de la forma de la hoja de acero, se considera apropiado $200^{\circ}\text{C}/\text{segundo}$ o menos.
- 45 Además, con el fin de suprimir el crecimiento del grano y obtener la tenacidad a baja temperatura más excelente, un dispositivo de enfriamiento entre pasos o similar se usa deseablemente para llevar la generación de calor trabajando entre los respectivos soportes de la laminación de acabado a 18°C o inferior.
- 50 Una relación de laminación (la relación de reducción) puede ser obtenida por las actuales realizaciones o cálculo de la carga de laminación, medición del espesor de la hoja, y/o similar. La temperatura de la pletina de acero durante la laminación puede ser obtenida por medición real por un termómetro dispuesto entre los soportes, o puede ser obtenida por simulación considerando la generación de calor trabajando desde una velocidad de línea, la relación de reducción, o/y similar, o puede ser obtenida por ambos métodos.
- 55 Además, como previamente se ha explicado, con el fin de promover la recristalización uniforme, la cantidad de trabajo en la zona de temperatura inferior a $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ es deseablemente lo menor posible, y la relación de

5 reducción en la zona de temperatura de menos de $T1 + 30^{\circ} \text{C}$ es deseablemente el 30% o menor. Por ejemplo, en el caso en que el tren de acabado 3 en la línea 1 de laminación en caliente continua mostrado en la Figura 4, pasando a través de uno o dos o más de los soportes rodantes 6 dispuestos en el lado de la plataforma frontal (en el lado izquierdo de la Figura 4, en el lado de aguas arriba de la laminación), la hoja de acero está en la zona de temperatura no inferior a $T1 + 30^{\circ} \text{C}$ ni superior a $T1 + 200^{\circ} \text{C}$, y pasando a través de uno o dos o más de los soportes rodantes 6 dispuestos en el subsiguiente lado trasero de la plataforma (en el lado derecho en la Figura 4, en el lado de aguas abajo de la laminación), la hoja de acero está en la zona de temperatura inferior a $T1 + 30^{\circ} \text{C}$, cuando la hoja de acero pasa a través de uno o dos o más de los soportes rodantes 6 dispuestos en el subsiguiente lado trasero de la plataforma (en el lado derecho en la Figura 4, en el lado de aguas abajo de la laminación), aunque la reducción no esté realizada o esté realizada, la relación de reducción en inferior a $T1 + 30^{\circ} \text{C}$ es deseablemente una relación de reducción del 10% o menor en total. Cuando posteriormente se obtenga la isotropía, la relación de reducción en la zona de temperatura inferior a $T1 + 30^{\circ} \text{C}$ es deseablemente el 0%.

15 En el método de fabricación de la presente invención, una velocidad de laminación no está limitada en particular. No obstante, cuando la velocidad de laminación en el lado del soporte final de la laminación de acabado es menor de 400 mpm, γ granos crecen para ser gruesos, las zonas en las que la ferrita puede precipitarse para obtener la ductilidad han disminuido, y de este modo la ductilidad es probable que se deteriore. Aunque el límite superior de la velocidad de laminación no está limitado en particular, puede obtenerse el efecto de la presente invención, pero es real que la velocidad de laminación sea 1.800 mpm o menos debido a la restricción de la instalación. Por lo tanto, en el proceso de laminación de acabado la velocidad de laminado es deseablemente no menor de 400 mpm ni mayor de 1.800 mpm.

25 Además, dentro de tres segundos después de la terminación del enfriamiento primario, el enfriamiento secundario en el que se realiza el enfriamiento a una tasa de enfriamiento media de $15^{\circ} \text{C/segundo}$. Cuando el período de tiempo del comienzo del enfriamiento secundario supera los tres segundos, se produce la transformación de la perlita y la microestructura elegida no puede ser obtenida.

30 Cuando la tasa de enfriamiento media del enfriamiento secundario es menor de $15^{\circ} \text{C/segundo}$, como se espera, ocurre la transformación de la perlita y la microestructura elegida no puede ser obtenida. Aunque el límite superior de la tasa de enfriamiento media del enfriamiento secundario no está limitado en particular, puede ser obtenido el efecto de la presente invención, pero cuando se considera el alabeo de la hoja de acero debido a la tensión térmica, la tasa de enfriamiento media es deseablemente de $300^{\circ} \text{C/segundo}$ o menor.

35 La tasa media de enfriamiento no es menor de $15^{\circ} \text{C/segundo}$ ni más de $50^{\circ} \text{C/segundo}$, que es una zona que permite una fabricación estable. Además, como se mostrará en ejemplos, la zona de $30^{\circ} \text{C/segundo}$ es una zona que permite una fabricación más estable.

40 A continuación, el enfriamiento por aire es realizado durante 1 a 20 segundos en una zona de temperatura más baja que el punto de transformación Ar3 y una temperatura del punto de transformación Ar1 o más alta. Este enfriamiento por aire se realiza en la zona de temperatura menor que la temperatura del punto de transformación Ar3 y la temperatura del punto de transformación Ar1 o mayor (una zona de temperatura de las dos fases ferrita-austenita) con el fin de promover la transformación en ferrita. Cuando el enfriamiento del aire se realiza durante menos de un segundo, la transformación en ferrita en la zona de dos fases no es suficiente y de este modo no se puede obtener la elongación uniforme, y cuando el enfriamiento del aire se realiza durante más de 20 segundos, por otra parte, ocurre la transformación en perlita y la microestructura prevista no puede ser obtenida.

50 La zona de temperatura en donde se realiza el enfriamiento por aire durante 1 a 20 segundos es deseablemente no inferior que la temperatura del punto de transformación Ar1 ni mayor de 860°C con el fin de promover fácilmente la transformación en ferrita. Un período de tiempo de mantenimiento (un período de tiempo de enfriamiento por aire) de 1 a 20 segundos es deseable durante 1 a 10 segundos con el fin de no disminuir la productividad extremadamente.

55 La temperatura del punto de transformación Ar3 puede ser fácilmente calculada por la siguiente expresión de cálculo (una expresión relacional con la composición química), por ejemplo. Cuando el contenido de Si (% masa) se fija en [Si], el contenido de Cr (% masa) se fija en [Cr], el contenido de Cu (% masa) se fija en [Cu], el contenido de Mo (% masa) se fija en [Mo], y el contenido de Ni (% masa) se fija en [Ni], la temperatura del punto de transformación Ar3 puede ser definida por la Expresión (6) que viene a continuación.

$$\text{Ar3} = 910 - 310 \times [\text{C}] + 25 \times [\text{Si}] - 80 \times [\text{Mneq}] \quad \dots (6)$$

60 Cuando no se añade B, [Mneq] se define por la Expresión (7) que viene a continuación.

$$[\text{Mneq}] = [\text{Mn}] + [\text{Cr}] + [\text{Cu}] + [\text{Mo}] + ([\text{Ni}]/2) + 10([\text{Nb}] - 0,02) \quad \dots (7)$$

65 Cuando se añade B, [Mneq] se define por la Expresión (8) que viene a continuación.

$$[\text{Mneq}] = [\text{Mn}] + [\text{Cr}] + [\text{Cu}] + [\text{Mo}] + ([\text{Ni}]/2) + 10([\text{Nb}] - 0,02) + 1 \quad \dots (8)$$

- 5 Subsiguientemente, en un proceso de enrollado, una temperatura de enrollado se fija en no inferior a 450° C o mayor que 550° C. Cuando la temperatura de enrollado es mayor de 550° C, después del enrollado, el templado ocurre en una fase dura y disminuye la resistencia. Por otra parte, cuando la temperatura de enrollado es inferior a 450° C, durante el enfriamiento después del enrollado, se estabiliza la austenita no transformada, y en una hoja de acero del producto, la austenita retenida es contenida y la martensita es generada, y de este modo disminuye la expansibilidad de los agujeros.
- 10 Incidentalmente, con el deseo de conseguir la mejora de la ductilidad por la corrección de la forma de la hoja de acero y/o la introducción de dislocación móvil, la laminación de paso de endurecimiento superficial en una relación de reducción de no menos del 0,1% ni más del 2% es deseablemente realizada después de la terminación de todos los procesos.
- 15 Además, después de la terminación de todos los procesos, también puede ser realizado un tratamiento desoxidante con la intención de retirar las escamas que se adhieren a la superficie a la superficie de la hoja de acero laminada en caliente obtenida. Después del tratamiento desoxidante, en la hoja de acero laminado en caliente, la laminación de paso de endurecimiento superficial o laminación en frío en una relación de reducción del 10% o menor puede también ser realizada en línea o fuera de línea.
- 20 En la hoja de acero laminada en caliente de la presente invención, un tratamiento de calor puede también ser realizado en una línea de inmersión en caliente después de la colada, después de la laminación en caliente, o después del enfriamiento, y además en la hoja de acero laminado en caliente tratada en caliente, un tratamiento superficial puede también ser realizado separadamente. En la línea de inmersión en caliente se realiza un recubrimiento electrolítico, y de este modo se mejora la resistencia a la corrosión de la hoja de acero laminado en caliente.
- 25 Cuando se realiza el galvanizado sobre la hoja de acero laminado en caliente desoxidado, después de que la hoja de acero laminado en caliente sea sumergida en un baño de galvanización para ser después ser alzada, se puede realizar también un tratamiento de aleación sobre la hoja de acero laminado en caliente de acuerdo con las necesidades. Realizando el tratamiento de aleación, además de la mejora de la resistencia a la corrosión, se mejora la resistencia a la soldadura contra diversas soldaduras tales como la soldadura por puntos.
- 30
- Ejemplo
- 35 A continuación se explican unos ejemplos de la presente invención, pero las condiciones de los ejemplos son ejemplos de condiciones empleados para confirmar la aplicabilidad y los efectos de la presente invención, y la presente invención no está limitada a estos ejemplos de condiciones. La presente invención puede emplear diversas condiciones en tanto que el objeto de la presente invención sea conseguido sin apartarse del espíritu de la invención.
- 40 (Ejemplo 1)
- 45 Las pletinas fundidas A a P que tienen las composiciones químicas mostradas en la Tabla 1 fueron cada una fundidas en un convertidor de acero en un segundo proceso de refinado para ser sometidas a una colada continua y después fueron directamente transferidas o vueltas a calentar para ser sometidas a una laminación en bruto. En la subsiguiente laminación de acabado, fue cada una reducida a un espesor de hoja de 2,0 a 3,6 mm y fueron sometidas a enfriamiento por enfriamiento entre soportes de un tren de acabado o en una mesa de salida y después fueron enrolladas, y las hojas de acero laminado en caliente fueron fabricadas. Las condiciones de fabricación se muestran en la Tabla 2.
- 50 Incidentalmente, el equilibrio de la composición química mostrada en la Tabla 1 está compuesto de Fe y las inevitables impurezas, y cada subrayado en la Tabla 1 y la Tabla 2 indica que el valor está fuera del alcance de la presente invención o fuera del intervalo preferido de la presente invención.

[Tabla 1]

ACERO	COMPOSICIÓN QUÍMICA (UNIDAD: % MASA)																	NOTA		
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Cu	Ni	Mo	V	Cr	B	Mg	Ca		Rem	OTROS
A	0,070	1,20	2,51	0,016	0,003	0,023	0,144	0,020	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,004	0,002	0,000	0,000	0,000	PRESENTE INVENCIÓN
B	0,071	1,17	2,46	0,012	0,002	0,029	0,179	0,017	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,002	0,000	0,000	PRESENTE INVENCIÓN
C	0,067	1,14	1,98	0,007	0,001	0,011	0,091	0,038	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,001	0,000	0,000	0,000	ACERO COMPARATIVO
D	0,036	0,94	1,34	0,008	0,000	0,020	0,126	0,041	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	ACERO COMPARATIVO
E	0,043	0,98	0,98	0,010	0,001	0,036	0,099	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,002	0,000	0,000	ACERO COMPARATIVO
F	0,042	0,73	1,04	0,011	0,000	0,024	0,035	0,019	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,001	0,000	ACERO COMPARATIVO
G	0,089	0,91	1,20	0,008	0,001	0,033	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,002	0,000	0,000	PRESENTE INVENCIÓN
H	0,180	0,03	0,72	0,017	0,004	0,014	0,025	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	PRESENTE INVENCIÓN
I	0,022	0,05	1,12	0,009	0,004	0,025	0,102	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,001	0,000	0,000	0,020	0,000	ACERO COMPARATIVO
J	0,004	0,12	1,61	0,080	0,002	0,041	0,025	0,025	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,001	0,000	0,000	0,020	0,000	ACERO COMPARATIVO
K	0,230	0,18	0,74	0,017	0,005	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,002	0,000	PRESENTE INVENCIÓN
L	0,091	0,02	1,50	0,007	0,004	0,011	0,026	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	PRESENTE INVENCIÓN
M	0,100	0,03	1,45	0,008	0,002	0,020	0,020	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	PRESENTE INVENCIÓN
N	0,081	0,01	1,50	0,010	0,003	0,036	0,022	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,001	0,000	0,000	0,000	0,000	PRESENTE INVENCIÓN
O	0,090	0,02	1,55	0,011	0,004	0,024	0,024	0,014	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	PRESENTE INVENCIÓN
P	0,087	0,00	1,52	0,008	0,003	0,033	0,023	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	PRESENTE INVENCIÓN
Q	0,084	0,02	1,49	0,007	0,003	0,031	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,001	0,000	0,000	0,000	0,000	PRESENTE INVENCIÓN

[Tabla 2]

ACERO NÚMERO	FACTORES METALÚRGICOS		CONDICIONES DE FABRICACIÓN										CONDICIONES DE ENFRIAMIENTO										
	COMPONENTE	TEMPERATURA A3 (°C) PUNTO TRANSFORMACIÓN	CONDICIONES LAMINADO EN BRUTO					CONDICIONES DE LAMINACIÓN					CONDICIONES DE ENFRIAMIENTO					CONDICIONES DE ENFRIAMIENTO					
			TEMPERATURA CALENTAMIENTO (°C)	PERIODO TIEMPO DE MIENTRO (min)	NÚMERO VECES O MAYOR A 1000° C O MAYOR A 400°C/MS	RELACION REDUCCION DE DIMAS	PERIODO COMBUSTION LAMINACION ACABADO (seg)	RELACION REDUCCION TITANIO (%)	Tf (°C)	P1 (%)	TEMPERATURA DE CALOR DE TITANIO (°C)	11 (x 25) (seg)	PERIODO COMBUSTION MIENTRO (seg)	(%)	TASA BIENEFICIO PRIMARIO (Chgs)	TEMPERATURA ENFRIAMIENTO (°C)	TASA BIENEFICIO SECUNDARIO (Chgs)	PERIODO COMBUSTION MIENTRO (seg)	ZONA TEMPERATURA ENFRIAMIENTO POR AREA (°C)	TEMPORAL TIEMPO ENFRIAMIENTO (seg)	TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO (°C)		
PRESENTE INVENCIÓN	1	A	859	1160	45	2	45/45	60	90	990	40	15	0.40	1.00	1.0	2.5	135	90	1.5	30	660	2	470
PRESENTE INVENCIÓN	2	B	723	1265	45	2	45/45	60	90	990	40	12	0.51	1.28	1.0	2.0	50	90	2.5	30	660	8	470
EJEMPLO COMPARATIVO	3	C	720	1250	45	3	40/40/40	60	93	980	35	15	0.62	1.55	0.8	1.3	65	110	1.0	40	680	5	470
EJEMPLO COMPARATIVO	4	D	798	1200	60	3	40/40/40	90	89	990	32	12	0.73	1.83	0.9	1.2	60	70	1.6	25	680	5	470
EJEMPLO COMPARATIVO	5	E	779	1200	60	3	40/40/40	90	89	970	32	12	0.71	1.79	0.9	1.3	60	70	1.6	25	670	2	470
EJEMPLO COMPARATIVO	6	F	833	1200	60	3	40/40/40	90	89	960	32	12	0.72	1.81	0.9	1.2	60	70	1.6	25	690	2	470
PRESENTE INVENCIÓN	7	G	825	1200	60	3	40/40/40	90	89	930	32	12	0.65	1.63	0.9	1.4	45	70	1.6	25	700	4	500
EJEMPLO COMPARATIVO	8	G	825	1200	60	2	25/25/25	90	89	930	32	12	0.65	1.63	0.9	1.4	60	70	1.6	25	700	4	500
PRESENTE INVENCIÓN	9	G	825	1200	60	3	40/40/40	180	89	930	32	12	0.65	1.63	0.9	1.4	60	70	1.6	25	700	4	500
EJEMPLO COMPARATIVO	10	G	825	1200	60	3	40/40/40	90	45	930	32	12	0.65	1.63	0.9	1.4	60	70	1.6	25	700	4	500
EJEMPLO COMPARATIVO	11	G	825	1200	60	3	40/40/40	90	89	820	32	12	3.14	7.85	0.9	0.3	60	70	1.6	25	700	4	500
EJEMPLO COMPARATIVO	12	G	825	1200	60	3	40/40/40	90	89	1050	32	12	0.21	0.33	0.9	4.2	60	70	1.6	25	700	4	500
EJEMPLO COMPARATIVO	13	G	825	1200	60	3	40/40/40	90	89	950	29	12	-	-	0.9	-	60	70	1.6	25	700	4	500
EJEMPLO COMPARATIVO	14	G	825	1200	60	3	40/40/40	90	89	950	32	25	0.65	1.63	0.9	1.4	60	70	1.6	25	700	4	500
EJEMPLO COMPARATIVO	15	G	825	1200	60	3	40/40/40	90	89	950	32	12	0.65	1.63	2.0	3.1	60	70	1.6	25	700	4	500
EJEMPLO COMPARATIVO	16	G	825	1200	60	3	40/40/40	90	89	950	32	12	0.65	1.63	0.9	1.4	5	70	1.6	25	700	4	500
EJEMPLO COMPARATIVO	17	G	825	1200	60	3	40/40/40	90	89	950	32	12	0.65	1.63	0.9	1.4	60	20	1.6	25	700	4	500
EJEMPLO COMPARATIVO	18	G	825	1200	60	3	40/40/40	90	89	950	32	12	0.65	1.63	0.9	1.4	60	20	1.6	25	700	4	500
EJEMPLO COMPARATIVO	19	G	825	1200	60	3	40/40/40	90	89	950	32	12	0.65	1.63	0.9	1.4	60	20	1.6	25	700	4	500
EJEMPLO COMPARATIVO	20	G	825	1200	60	3	40/40/40	90	89	950	32	12	0.65	1.63	0.9	1.4	60	20	1.6	25	700	4	500
EJEMPLO COMPARATIVO	21	G	825	1200	60	3	40/40/40	90	89	950	32	12	0.65	1.63	0.9	1.4	60	20	1.6	25	700	4	500
EJEMPLO COMPARATIVO	22	G	825	1200	60	3	40/40/40	90	89	950	32	12	0.65	1.63	0.9	1.4	60	20	1.6	25	800	4	500
EJEMPLO COMPARATIVO	23	G	825	1200	60	3	40/40/40	90	89	950	32	12	0.65	1.63	0.9	1.4	60	20	1.6	25	800	4	500
EJEMPLO COMPARATIVO	24	G	825	1200	60	3	40/40/40	90	89	950	32	12	0.65	1.63	0.9	1.4	60	20	1.6	25	-	-	500
EJEMPLO COMPARATIVO	25	G	825	1200	60	3	40/40/40	90	89	950	32	12	0.65	1.63	0.9	1.4	60	20	1.6	25	700	28	500
EJEMPLO COMPARATIVO	26	G	825	1200	60	3	40/40/40	90	89	950	32	12	0.65	1.63	0.9	1.4	60	20	1.6	25	700	4	100
PRESENTE INVENCIÓN	27	H	813	1200	60	1	50	90	89	980	35	15	0.27	0.66	0.6	2.3	65	110	1.0	20	700	2	530
EJEMPLO COMPARATIVO	28	I	751	1200	60	3	40/40/40	90	89	960	32	12	0.89	2.22	0.9	1.0	60	70	1.0	20	670	2	530
EJEMPLO COMPARATIVO	29	J	699	1200	60	3	40/40/40	90	89	950	32	12	0.88	2.19	0.9	1.0	60	70	1.0	20	670	2	530
EJEMPLO COMPARATIVO	30	K	800	1200	60	3	40/40/40	90	89	940	32	12	0.82	2.05	0.9	1.1	60	70	1.0	20	670	2	530
PRESENTE INVENCIÓN	31	L	772	1180	90	3	40/40/40	90	89	960	32	12	0.61	1.52	0.9	1.5	60	70	1.0	20	670	10	470
PRESENTE INVENCIÓN	32	M	779	1180	90	3	40/40/40	90	89	950	32	12	0.73	1.83	0.9	1.2	60	70	1.0	20	670	10	470
PRESENTE INVENCIÓN	33	N	662	1180	90	3	40/40/40	90	89	940	32	12	2.00	5.00	0.9	0.5	60	70	1.0	20	670	10	470
PRESENTE INVENCIÓN	34	O	766	1180	90	3	40/40/40	90	89	950	32	12	0.99	2.47	0.9	0.9	60	70	1.0	20	670	10	470
PRESENTE INVENCIÓN	35	P	705	1180	90	3	40/40/40	90	89	940	32	12	1.08	2.71	0.9	0.8	60	70	1.0	20	670	10	470
PRESENTE INVENCIÓN	36	Q	701	1180	90	3	40/40/40	90	89	940	32	12	0.81	2.03	0.7	0.9	60	70	1.0	20	670	10	470

En la Tabla 2, "COMPONENTE" significa el símbolo de acero mostrado en la Tabla 1. "TEMPERATURA DEL PUNTO DE TRANSFORMACIÓN Ar3" es la temperatura calculada por las Expresiones (6), (7), y (8) anteriores. "T1" indica la temperatura calculada por la Expresión (1) anterior. "t1" indica la temperatura calculada por la Expresión (2) anterior.

"TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO" es la temperatura de calentamiento en el proceso de calentamiento. "PERÍODO DE TIEMPO DE MANTENIMIENTO" es el período de tiempo de mantenimiento a una temperatura de mantenimiento predeterminada en el proceso de calentamiento.

"NÚMERO DE VECES DE REDUCCIÓN A 1.000° C O MAYOR AL 40% O MÁS" es el número de veces de reducción en una relación de reducción del 40% o más en el intervalo de temperaturas no inferior a 1.000° C ni mayor de 1.200° C en la laminación en bruto. "RELACIÓN DE REDUCCIÓN A 1.000° C O MAYOR" es cada relación de reducción (programa de paso de reducción) en el intervalo de temperatura no inferior a 1.000° C ni mayor de 1.200° C en la laminación en bruto. Está indicado que en un ejemplo de la presente invención (Acero número 1), por ejemplo, la reducción en una relación de reducción del 45% fue realizada dos veces. Además, está indicado que en un ejemplo comparativo (Acero número 3), por ejemplo, la reducción en una relación de reducción del 40% fue realizada tres veces. "PERÍODO DE TIEMPO PARA EL COMIENZO DE LA LAMINACIÓN DE ACABADO" es el período de tiempo desde la terminación del proceso de laminación en bruto hasta el comienzo del proceso de laminación de acabado. "RELACIÓN DE REDUCCIÓN TOTAL" es la relación de reducción total en el proceso de laminación de acabado.

"Tf indica la temperatura después de la reducción final al 30% o más en la laminación de acabado. "P1" indica la relación de reducción de la reducción final al 30% o más en la laminación de acabado. No obstante, en el ejemplo comparativo (Acero número 13), el valor mayor entre las relaciones de reducción de los respectivos soportes rodantes 6 en la laminación de acabado era el 29%. En el ejemplo comparativo (Acero número 13) la temperatura después de la reducción en esta relación de reducción del 29% se fijó en "Tf". "GENERACIÓN DE CALOR DE TRABAJO MÁXIMA" es la temperatura máxima aumentada en la generación de calor trabajando entre los respectivos pases de acabado (entre los respectivos soportes rodantes 6).

"PERÍODO DE TIEMPO PARA EL COMIENZO DEL ENFRIAMIENTO PRIMARIO" es el período de tiempo después de la terminación de la reducción final al 30% o más en la laminación de acabado hasta el comienzo del enfriamiento primario. "TASA DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO" es la tasa de enfriamiento media en la que el enfriamiento que corresponde a la cantidad del cambio de temperatura de enfriamiento primario es terminado. "CAMBIO DE TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO" es la diferencia entre del enfriamiento primario, la temperatura de inicio y la temperatura de terminación.

"PERÍODO DE TIEMPO HASTA EL COMIENZO DEL ENFRIAMIENTO SECUNDARIO" es el período de tiempo desde la terminación del enfriamiento primario hasta el comienzo del enfriamiento secundario. "TASA DE ENFRIAMIENTO SECUNDARIO" es la tasa media de enfriamiento desde el comienzo del enfriamiento secundario hasta el enrollado, desde el cual el período de tiempo de mantenimiento (período de tiempo de enfriamiento por aire) es eliminado. "ZONA DE TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO" es la zona de temperatura en la que el mantenimiento (enfriamiento por aire) es realizado desde la terminación del enfriamiento secundario hasta el enrollamiento. "PERÍODO DE TIEMPO DE MANTENIMIENTO DEL ENFRIAMIENTO POR AIRE" es el período de tiempo de mantenimiento cuando el mantenimiento (enfriamiento por aire) es realizado. "TEMPERATURA DE ENROLLAMIENTO" es la temperatura a la que la hoja de acero es enrollada por un enrollador en el proceso de enrollamiento.

Además, con respecto al ejemplo de Acero número 7 de la presente invención y a los ejemplos comparativos de Acero números 13 y 10, la relación entre, la laminación de acabado, la relación de reducción de cada uno de los soportes rodantes F1 a F7 y la zona de temperatura se muestran en la Tabla 4.

[Tabla 3]

	F1	F2	F3	F4	F5	F6	F7	RELACIÓN DE REDUCCIÓN TOTAL EN T1 + 30° C O MAYOR
PRESENTE INVENCION	38,9	37,8	37,4	34,7	31,9	0,0	0,0	89
EJEMPLO COMPARATIVO	29,0	28,8	28,8	27,5	26,6	25,9	25,6	89
EJEMPLO COMPARATIVO	0,0	19,1	32,4	32,3	32,1	34,2	36,0	45

En el ejemplo de Acero número 7 de la presente invención, la hoja de acero fue en la zona de temperatura no menor que $t1 + 30^\circ \text{C}$ ni mayor que $T1 + 200^\circ \text{C}$ en los soportes rodantes F1 a F5, y fue en la zona de temperatura de

5 menos de $T1 + 30^{\circ}C$ y después del soporte rodante F6. En el ejemplo de Acero número 7 de la presente invención, en los soportes rodantes F1 a F5, la reducción a una relación de reducción del 30% o más fue realizada cinco veces en la zona de temperatura no menor que $T1 + 30^{\circ}C$ ni mayor que $T1 + 200^{\circ}C$, y después del soporte rodante F6, no se realizó una reducción prácticamente en la zona de temperatura inferior a $T1 + 30^{\circ}C$. La hoja de acero había pasado a través de los soportes rodantes F6 y F7. Como fue mostrado también en la Tabla 2, en el ejemplo de Acero número 7 de la presente invención, la relación de reducción total en la zona de temperatura no inferior a $T1 + 30^{\circ}C$ ni mayor que $T1 + 200^{\circ}C$ es el 89%.

10 Incidentalmente, la relación de reducción en cada uno de los soportes rodantes F1 a F7 se obtiene por el cambio en el espesor de la hoja entre el lado de entrada y el lado de salida de cada uno de los soportes rodantes F1 a F7. En contraste con esto, la relación de reducción total en la zona de temperatura no inferior a $T1 + 30^{\circ}C$ ni mayor que $T1 + 200^{\circ}C$ se obtiene por el cambio en el espesor de la hoja antes y después de todos los pasos de laminación realizados en la zona de temperatura en la laminación de acabado. Como se muestra en el ejemplo del Acero número 7 de la presente invención, por ejemplo, la relación de reducción total en la zona de temperatura se obtiene por el cambio en el espesor de la hoja antes y después de todos los pasos de laminación realizados en los soportes rodantes F1 a F5. Esto es, se ha obtenido por el cambio entre el espesor de la hoja en el lado de entrada del soporte rodante F1 y el espesor de la hoja en el lado de salida del soporte rodante F5.

20 Por otra parte, en el ejemplo comparativo del Acero número 13, la hoja de acero estaba en la zona de temperatura no inferior a $T1 + 30^{\circ}C$ ni mayor que $T1 + 200^{\circ}C$ en todos los soportes rodantes F1 a F7 en la laminación de acabado. Como también se muestra en la Tabla 2, en el ejemplo comparativo del acero número 13, la relación de reducción total en la zona de temperatura no inferior a $T1 + 30^{\circ}C$ ni mayor que $T1 + 200^{\circ}C$ es el 89%. No obstante, en el ejemplo comparativo del Acero número 13, en cada uno de los soportes rodantes F1 a F7, la reducción a una relación de reducción del 30% o más no se realiza.

25 Además, en el ejemplo comparativo del Acero número 10, la hoja de acero estaba en la zona de temperatura no inferior a $T1 + 30^{\circ}C$ ni mayor que $T1 + 200^{\circ}C$ en los soportes rodantes F1 a F3, y la hoja de acero estaba en la zona de temperatura no menor de $T1 + 30^{\circ}C$ en y después del soporte rodante F4. En el ejemplo comparativo del Acero número 10, en los soportes rodantes F1 a F3, la reducción a una relación de reducción del 30% o más fue realizada tres veces en la zona de temperatura no inferior a $T1 + 30^{\circ}C$ ni mayor que $T1 + 200^{\circ}C$, y además también en la zona de temperatura no inferior a $T1 + 30^{\circ}C$ en y después del soporte rodante F4, la reducción a una relación de reducción del 30% o más fue realizada cuatro veces. Como se ha mostrado también en la Tabla 2, en el ejemplo comparativo del acero número 10, la relación de reducción total en la zona de temperatura no inferior a $T1 + 30^{\circ}C$ ni mayor que $T1 + 200^{\circ}C$ es el 45%.

35 Los métodos de evaluación de la hoja de acero laminado en caliente obtenida son los mismos que los métodos previamente descritos. Los resultados de la evaluación se muestran en la Tabla 3.

40 [Tabla 4]

	ACERO NÚMERO	MICROESTRUCTURA			
		FRACCIÓN ESTRUCTURAL	DIÁMETRO MEDIO GRANO DE CRISTAL (μm)	VALOR MEDIO DE DENSIDAD DE POLOS DEL GRUPO DE ORIENTACIÓN {100}<011> A {223}<110>	DENSIDAD DE POLOS DE ORIENTACIÓN DEL CRISTAL {332}<113>
PRESENTE INVENCION	1	Zw+8%F	7,5	1,7	2,5
PRESENTE INVENCION	2	Zw+6%F	8,0	1,7	2,5
EJEMPLO COMPARATIVO	3	Zw	8,0	1,8	2,6
EJEMPLO COMPARATIVO	4	Zw	7,0	1,7	2,5
EJEMPLO COMPARATIVO	5	Zw	9,0	2,0	2,9
EJEMPLO COMPARATIVO	6	Zw+36%F	8,0	2,0	2,9
PRESENTE INVENCION	7	Zw+32%F	9,5	2,0	2,9
EJEMPLO COMPARATIVO	8	Zw+28%F	10,5	1,7	2,5
PRESENTE INVENCION	9	Zw+30%F	10,0	3,1	4,2

ES 2 678 918 T3

EJEMPLO COMPARATIVO	10	Zw+34%F	7,0	<u>4,2</u>	5,0
EJEMPLO COMPARATIVO	11	Zw+33%F	4,5	<u>5,1</u>	5,5
EJEMPLO COMPARATIVO	12	Zw+26%F	<u>11,0</u>	1,7	2,5
EJEMPLO COMPARATIVO	13	Zw+31%F	6,5	<u>5,3</u>	<u>5,6</u>
EJEMPLO COMPARATIVO	14	Zw+35%F	<u>10,5</u>	1,7	2,5
EJEMPLO COMPARATIVO	15	Zw+34%F	<u>12,0</u>	1,7	2,5
PRESENTE INVENCION	16	Zw+33%F	<u>11,5</u>	1,8	2,6
EJEMPLO COMPARATIVO	17	Zw+34%F	<u>10,5</u>	1,8	2,6
EJEMPLO COMPARATIVO	18	Zw+33%F	6,5	<u>5,4</u>	<u>5,7</u>
EJEMPLO COMPARATIVO	19	<u>P+44%F</u>	8,5	1,9	2,8
EJEMPLO COMPARATIVO	20	<u>P+38%F</u>	8,0	2,0	2,9
EJEMPLO COMPARATIVO	21	<u>P+45%F</u>	8,5	2,0	2,9
EJEMPLO COMPARATIVO	22	Zw	8,5	2,0	2,9
EJEMPLO COMPARATIVO	23	Zw	8,5	2,0	2,9
EJEMPLO COMPARATIVO	24	P+47%F	8,5	2,0	2,9
EJEMPLO COMPARATIVO	25	<u>56%F+M</u>	8,5	2,0	2,9
EJEMPLO COMPARATIVO	26	<u>P+37%F</u>	8,5	2,0	2,9
PRESENTE INVENCION	27	Zw+15%F	8,0	1,8	2,6
EJEMPLO COMPARATIVO	28	<u>67%F+Zw</u>	8,5	2,0	2,9
EJEMPLO COMPARATIVO	29	F	<u>11,0</u>	2,0	2,9
EJEMPLO COMPARATIVO	30	<u>Zw</u>	<u>9,5</u>	2,6	3,7
PRESENTE INVENCION	31	Zw+18%F	6,5	2,2	2,9
PRESENTE INVENCION	32	Zw+11%F	7,5	1,9	2,8
PRESENTE INVENCION	33	Zw+19%F	6,0	3,9	2,8
PRESENTE INVENCION	34	Zw+17%F	4,0	3,6	2,6
PRESENTE INVENCION	35	Zw+14%F	6,5	3,7	2,6
PRESENTE INVENCION	36	Zw+14%F	6,5	3,3	2,8

	PROPIEDADES MECANICAS						
	ENSAYO DE TRACCION			ISOTROPIA	EXPANSION DE AGUJEROS	FLEXIBILIDAD	TENACIDAD
	YP (MPa)	TS (MPa)	E1 (%)	l/[l]d	λ(%)	RADIO DE CURVATURA MÍNIMO	vTrs (° C)
PRESENTE INVENCION	906	998	15	12,5	71	0,6	-58
PRESENTE INVENCION	857	1015	14	12,5	75	0,5	-48
EJEMPLO COMPARATIVO	677	<u>744</u>	<u>11</u>	9,2	71	0,6	-48
EJEMPLO COMPARATIVO	700	<u>761</u>	10	12,5	70	0,8	-68

ES 2 678 918 T3

EJEMPLO COMPARATIVO	716	<u>770</u>	<u>9</u>	6,5	70	0,8	<u>-31</u>
EJEMPLO COMPARATIVO	412	<u>588</u>	28	6,5	68	1,1	-48
PRESENTE INVENCION	475	577	30	6,5	131	0,2	-25
EJEMPLO COMPARATIVO	484	580	28	12,5	125	0,1	<u>-11</u>
PRESENTE INVENCION	490	588	27	3,8	123	0,1	-20
EJEMPLO COMPARATIVO	482	581	28	<u>3,2</u>	88	0,2	-68
EJEMPLO COMPARATIVO	475	575	28	<u>3,1</u>	87	0,2	-125
EJEMPLO COMPARATIVO	458	560	29	12,5	132	0,1	<u>-5</u>
EJEMPLO COMPARATIVO	477	577	28	<u>3,0</u>	85	0,1	-80
EJEMPLO COMPARATIVO	480	571	28	12,5	136	0,2	<u>-17</u>
EJEMPLO COMPARATIVO	478	585	26	12,5	135	0,2	6
PRESENTE INVENCION	481	579	27	9,2	130	0,1	<u>0</u>
EJEMPLO COMPARATIVO	471	577	27	9,2	133	0,2	<u>-17</u>
EJEMPLO COMPARATIVO	468	566	28	<u>3,0</u>	89	0,2	-80
EJEMPLO COMPARATIVO	420	<u>521</u>	24	7,5	67	1,4	-40
EJEMPLO COMPARATIVO	418	<u>520</u>	25	6,5	65	1,7	-48
EJEMPLO COMPARATIVO	409	<u>510</u>	26	6,5	66	1,8	-40
EJEMPLO COMPARATIVO	581	644	15	6,5	76	0,9	-48
EJEMPLO COMPARATIVO	601	650	<u>14</u>	6,5	75	0,8	-40
EJEMPLO COMPARATIVO	390	<u>495</u>	27	6,5	69	1,6	-40
EJEMPLO COMPARATIVO	370	622	28	6,5	41	2,1	-40
EJEMPLO COMPARATIVO	400	<u>503</u>	26	6,5	69	1,8	-40
PRESENTE INVENCION	548	655	26	9,2	141	0,1	-48
EJEMPLO COMPARATIVO	396	<u>522</u>	30	6,5	132	1,1	-40
EJEMPLO COMPARATIVO	355	<u>462</u>	35	6,5	140	0,1	<u>-5</u>
EJEMPLO COMPARATIVO	986	<u>1126</u>	<u>5</u>	4,3	22	0,8	<u>-24</u>
PRESENTE INVENCION	588	711	24	6,5	105	0,1	-80
PRESENTE INVENCION	570	702	25	7,5	97	0,08	-58
PRESENTE INVENCION	592	720	24	4,8	101	0,1	-93
PRESENTE INVENCION	585	700	25	4,6	96	0,07	-127
PRESENTE INVENCION	578	695	25	4,7	93	0,1	-80
PRESENTE INVENCION	603	732	23	4,3	91	0,1	-80

5 “FRACCIÓN ESTRUCTURAL” es la fracción del área de cada estructura medida por un método de recuento de puntos de una estructura microscópica óptica. “DIÁMETRO MEDIO DEL GRANO DE CRISTAL” es el diámetro medio del grano de cristal medido por el EBSP-OIMTM.

10 “VALOR MEDIO DE INTENSIDADES ALEATORIAS DE RAYOS X DEL GRUPO DE ORIENTACIÓN {100}<011>” es la densidad de polos del grupo de orientación {100}<011> a {223}<110> paralelo al plano laminación. “DENSIDAD DE POLOS DE LA ORIENTACIÓN DE CRISTAL {332}<113>” es la densidad de polos de la orientación de cristal de {332}<113> paralela al plano laminado.

15 “ENSAYO DE TRACCIÓN” indica el resultado obtenido después de haber realizado un ensayo de tracción en una pieza de ensayo dirección C JIS N° 5. “YP” indica el límite de elasticidad, “TS” indica la resistencia a tracción, y “EL” indica la elongación.

20 “ISOTROPÍA” indica el número inverso de $|\Delta r|$ como un índice. “EXPANSIÓN DE AGUJEROS λ ” indica el resultado obtenido por el método de ensayo de expansión de agujeros descrito en JFST 1001-1996. “FLEXIBILIDAD (RADIO MÍNIMO DE PLEGABILIDAD (RADIO MÍNIMO DE DOBLEZ))” indica el resultado obtenido realizando un ensayo usando una pieza de ensayo N° 1 (t x 40 mmW x 80 mmL), a una velocidad de plantilla de presión de 0,1 m/segundo, de acuerdo con el método de doblado de presión (método de doblado de rodillo) descrito en JIS Z 2248. YP \geq 320 MPa, Ts \geq 540 MPa, E1 \geq 18%, $\lambda \geq$ 70%, y el radio de doblado mínimo \leq 1 mm fueron aceptados.

25 Incidentalmente, una longitud L entre los puntos de soporte es $L = 2r + 3t$, en donde el espesor de la hoja se fija en t (mm) y el radio interior de un extremo de la plantilla de presión se fija en r (mm).

30 En este método un ángulo de flexión fue fijado en 170°, y después se usó un objeto interpuesto que tiene un espesor dos veces más grande que el radio de la plantilla de presión, la pieza de ensayo fue presionada contra el objeto interpuesto para ser bobinada alrededor, y con un ángulo de flexión de 180°, se observó visualmente el agrietamiento en el exterior de una porción de curvatura.

35 “RADIO MÍNIMO DE FLEXIÓN” es uno en el que el ensayo se realiza disminuyendo el radio interior (mm) hasta que se produce el agrietamiento y el radio interior mínimo r (mm) que no produce agrietamiento es dividido por el espesor de la hoja t (mm) para hacerlo sin dimensión por r/t. El “RADIO MÍNIMO DE FLEXIÓN” se hace el menor en el caso de una flexión de contacto cercano que es realizada sin el objeto interpuesto, y en el caso, el “RADIO MÍNIMO DE FLEXIÓN” es cero. Incidentalmente, una dirección de flexión se fijó en 45° desde la dirección de laminación. La “TENACIDAD” está indicada por la temperatura de transición obtenida por un ensayo de sub tamaño Charpy de muesca en V.

40 Los ejemplos de la invención corresponden a los nueve ejemplos de Acero números 1, 2, 7, 27, y 31 a 35. En estos ejemplos de la invención de los números de Acero, la hoja de acero de alta resistencia en la que se obtiene la textura de la hoja de acero que tiene una composición química requerida, el valor medio de las densidades de polos del grupo de orientación {100}<011> a {223}<110> del plano de la hoja en un espesor de la hoja de 5/8 a 3/8 desde la superficie de la hoja es al menos 4,0 o menor, la densidad de polos de la orientación del cristal {332}<113> es 4,8 o menor, y el diámetro medio del grano de cristal en el centro del espesor de la hoja es 9 μ m o menor, la microestructura está compuesta de ferrita proeutectoide en una fracción estructural del 35% o menor en el centro del espesor de la hoja y la fase de generación de transformación a baja temperatura, y se obtiene que la resistencia a tracción es de clase 540 MPa o más.

50 Los ejemplos comparativos de la hoja de acero distintos de los ejemplos antes descritos cada uno cae fuera del alcance de la presente invención debido a los siguientes motivos.

55 Con respecto a los Aceros números 3 a 5, el contenido de C está fuera del alcance de la presente invención, y por lo tanto la microestructura está fuera del alcance de la presente invención y la elongación es escasa. Con respecto al Acero número 6, el contenido de C está fuera del alcance de la presente invención, y por lo tanto la microestructura está fuera del alcance de la presente invención y la flexibilidad es escasa.

60 Con respecto al Acero número 8, el número de veces de la reducción a 1.000° C o más en 35% o más en el laminado en bruto está fuera del alcance de la presente invención, y por lo tanto el diámetro medio del grano de cristal está fuera del alcance de la presente invención y la tenacidad es escasa. Con respecto al Acero número 9, el período de tiempo hasta el comienzo de la laminación de acabado es largo, el diámetro medio del grano de cristal está fuera del alcance de la presente invención, y la tenacidad es escasa.

65 Con respecto al Acero número 10, el valor medio de las densidades de polos del grupo de orientación {100}<011> a {223}<110> y la densidad de polos de la orientación del cristal {332}<113> están ambas fuera del alcance de la presente invención y la isotropía es baja.

Con respecto al Acero número 11, el valor de Tf está fuera del alcance de la presente invención, y por lo tanto el valor medio de las densidades de polos del grupo de orientación $\{100\}\langle 011\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$ y la densidad de polos de la orientación del cristal $\{332\}\langle 113\rangle$ están ambos fuera del alcance de la presente invención y la isotropía es baja.

5 Con respecto al Acero número 12, el valor de Tf está fuera del alcance de la presente invención, y por lo tanto el diámetro medio del grano de cristal está fuera del alcance de la presente invención y la tenacidad es escasa. Con respecto al Acero número 13, el valor de P1 está fuera del alcance de la presente invención y en cada uno de los soportes rodantes F1 a F7 en la laminación de acabado, la reducción a una relación de reducción del 30% o más no fue realizada, y por lo tanto el valor medio de las densidades de polos del grupo de orientación de $\{100\}\langle 011\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$ y la densidad de polos de la orientación del cristal $\{332\}\langle 113\rangle$ están ambos fuera del alcance de la presente invención y la isotropía es baja.

10
15 Con respecto al Acero número 14, la temperatura máxima de generación de calor de trabajo está fuera del alcance de la presente invención, y por lo tanto el diámetro medio del grano de cristal está fuera del alcance de la presente invención y la tenacidad es escasa. Con respecto al Acero número 15, el período de tiempo hasta el enfriamiento primario está fuera del alcance de la presente invención, y por lo tanto el diámetro medio del grano de cristal está fuera del alcance de la presente invención y la tenacidad es escasa. Con respecto al Acero número 16, la tasa de enfriamiento primario está fuera del alcance de la presente invención, y por lo tanto el diámetro medio del grano de cristal está fuera del alcance de la presente invención y la tenacidad es escasa.

20
25 Con respecto al Acero número 17, el cambio de temperatura de enfriamiento primario está fuera del alcance de la presente invención, y por lo tanto el diámetro medio del grano de cristal está fuera del alcance de la presente invención y la tenacidad es escasa. Con respecto al Acero número 18, el cambio de temperatura de enfriamiento primario está fuera del alcance de la presente invención, y por lo tanto el valor medio de las densidades de polos del grupo de orientación $\{100\}\langle 011\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$ y la densidad de polos de la orientación $\{332\}\langle 113\rangle$ del cristal están ambas fuera del alcance de la presente invención y la isotropía es baja.

30 Con respecto al Acero número 19, el período de tiempo hasta el enfriamiento secundario está fuera del alcance de la presente invención, y por lo tanto la microestructura está fuera del alcance de la presente invención, la resistencia es baja, y la flexibilidad es escasa. Con respecto al Acero número 20, la tasa de enfriamiento secundario está fuera del alcance de la presente invención, y por lo tanto la microestructura está fuera del alcance de la presente invención, la resistencia es baja, y la flexibilidad es escasa.

35 Con respecto al Acero número 21, la zona de temperatura de enfriamiento por aire está fuera del alcance de la presente invención y por lo tanto la microestructura está fuera del alcance de la presente invención, la resistencia es baja, y la flexibilidad es escasa.

40 Con respecto al Acero número 22, la zona de temperatura de enfriamiento por aire está fuera del intervalo del método de fabricación de la hoja de acero laminado en caliente de la presente invención, y por lo tanto la microestructura está fuera del alcance de la presente invención y la elongación es escasa. Con respecto al Acero número 23, el período de tiempo de mantenimiento de la temperatura de enfriamiento por aire está fuera del alcance de la presente invención, y por lo tanto la microestructura está fuera del alcance de la presente invención y la elongación es escasa. Con respecto al Acero número 24, el período de tiempo de mantenimiento de la temperatura de enfriamiento por aire está fuera del alcance de la presente invención, y por lo tanto la microestructura está fuera del alcance de la presente invención, la resistencia es baja, y la flexibilidad es escasa.

45
50 Con respecto al Acero número 25, la temperatura de enrollado está fuera del alcance de la presente invención, y por lo tanto la microestructura está fuera del alcance de la presente invención y la flexibilidad es escasa. Con respecto al Acero número 26, la temperatura de enrollado está fuera del alcance de la presente invención, y por lo tanto la microestructura está fuera del alcance de la presente invención, la resistencia es baja, y la flexibilidad es escasa.

55 Con respecto al Acero número 28, el contenido de C está fuera del alcance de la presente invención, y por lo tanto la microestructura está fuera del alcance de la presente invención, la resistencia es baja, y la flexibilidad es escasa. Con respecto al Acero número 29, el contenido de C está fuera del alcance de la presente invención, y por lo tanto la microestructura está fuera del alcance de la presente invención, la resistencia es baja, y la flexibilidad es escasa. Con respecto al Acero número 30, el contenido de C está fuera del alcance de la presente invención, y por lo tanto la microestructura está fuera del alcance de la presente invención y la elongación es escasa.

[Aplicabilidad industrial]

60 Como se ha descrito previamente, de acuerdo con la presente invención, es posible proporcionar fácilmente una hoja de acero aplicable a un miembro que requiera trabajabilidad, flexibilidad, estricta uniformidad del espesor de la hoja y circularidad después del trabajo, y tenacidad a baja temperatura (un miembro interior de la hoja, un miembro de estructura, un miembro debajo de la carrocería, un miembro del automóvil tal como la transmisión, y miembros para la construcción naval, puentes, estructuras fuera de la costa, recipientes a presión, tuberías, y piezas de máquinas, y así sucesivamente). Además, de acuerdo con la presente invención, es posible fabricar de forma no

65

cara y estable una hoja de acero de alta resistencia que tenga una excelente tenacidad a baja temperatura y de clase 540 MPa o más. De este modo, la presente invención es la invención que tiene un alto valor industrial.

[Explicación de los códigos]

- 5 1 línea continua de laminación en caliente
- 2 tren desbastador
- 3 tren de acabado
- 4 hoja de acero laminado en caliente
- 5 mesa de salida
- 10 6 soporte rodante
- 10 10 boquilla de enfriamiento entre soportes
- 11 11 boquilla de enfriamiento 11

REIVINDICACIONES

1. Una hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia del tipo que contiene bainita con una excelente trabajabilidad isotrópica, que consta de:

5 en % de masa
 C: mayor que de 0,07 a 0,2%;
 Si: 0,001 a 2,5%;
 Mn: 0,01 a 4%;
 10 P: 0,15% o menos (no incluyendo 0%);
 S: 0,03% o menos (no incluyendo 0%);
 N: 0,01% o menos (no incluyendo 0%);
 Al: 0,001 a 2% opcionalmente comprendiendo además:

15 un tipo o dos o más tipos de
 en % de masa,
 Ti: 0,015 a 0,18%,
 Nb: 0,005 a 0,06%,
 20 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%,

25 comprendiendo además opcionalmente:

un tipo o dos o más tipos de
 en % de masa,
 30 Mg: 0,0005 a 0,01%,
 Ca: 0,0005 a 0,01%, y
 REM: 0,0005 a 0,1% y/o
 opcionalmente comprendiendo además:

35 en % de masa,
 B: 0,0002 a 0,002%; y

40 el equilibrio siendo Fe e impurezas inevitables, en donde un valor medio de densidades de polos del grupo de orientación de {100}<011> a {223}<110> representado por las respectivas orientaciones de cristal {100}<011>, {116}<110>, {114}<110>, {113}<110>, {112}<110>, {335}<110>, y {223}<110> en una porción central del espesor de la hoja siendo un intervalo de 5/8 a 3/8 en espesor de la hoja desde la superficie de la hoja de acero es 4,0 o menos, y una densidad de polos de la orientación del cristal {332}<113> es 4,8 o menos, un diámetro medio del grano de cristal es 10 µm o menor y una temperatura de transición de aparición de fractura Charpy vTrs es -20° C o menor, y
 45 una microestructura está compuesta de más del 5% al 35% o menos en una fracción estructural de ferrita proeutectoide y un equilibrio de fase de generación de transformación a baja temperatura.

2. La hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia del tipo que contiene bainita con una excelente trabajabilidad isotrópica de acuerdo con la reivindicación 1, comprendiendo además:

50 un tipo o dos o más tipos de
 en % de masa,
 Ti: 0,015 a 0,18%,
 Nb: 0,005 a 0,06%,
 55 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 0,2%.

3. La hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia del tipo que contiene bainita con una excelente trabajabilidad isotrópica de acuerdo con la reivindicación 1, comprendiendo además:

60 un tipo o dos o más tipos de
 en % de masa,
 65 Mg: 0,0005 a 0,01%

Ca: 0,0005 a 0,01%, y
REM: 0,0005 a 0,1%.

5 4. La hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia del tipo que contiene bainita con una excelente trabajabilidad isotrópica de acuerdo con la reivindicación 1, comprendiendo además:

en % de masa,
B: 0,0002 a 0,002%.

10 5. Un método de fabricación de una hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia del tipo que contiene bainita con una excelente trabajabilidad isotrópica de acuerdo con las reivindicaciones 1 a 4, comprendiendo:

en una pletina de acero que consta de:

15 en % de masa,
C: mayor de 0,07 a 0,2%;
Si: 0,001 a 2,5%;
Mn: 0,01 a 4%;
20 P: 0,15% o menor (no incluyendo 0%);
S: 0,03% o menor (no incluyendo 0%);
N: 0,01 o menor (no incluyendo 0%);
Al: 0,001 a 2% opcionalmente comprendiendo además:

25 un tipo o dos o más tipos de
en % de masa,

30 Ti: 0,015 a 0,18%,
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%,

35 comprendiendo además opcionalmente:

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

40 Mg: 0,0005 a 0,01%,
Ca: 0,0005 a 0,01%, y
REM: 0,0005 a 0,1% y/o

45 comprendiendo además opcionalmente:

en % de masa,

B: 0,0002 a 0,002%; y

50 el equilibrio siendo Fe e impurezas inevitables,
realizando una primera laminación en caliente en la que la laminación a una relación de reducción del 40% o más es
realizada una vez o más en un intervalo de temperatura no inferior a 1.000° C ni mayor de 1.200° C;
realizando una segunda laminación en caliente en la que la laminación a 30% o más se realiza en un paso al menos
55 una vez en una zona de temperatura no inferior a T1 + 30° C ni mayor de T1 + 200° C determinada por la Expresión
(1) posterior; y fijando el total de las relaciones de reducción en la segunda laminación en caliente en el 50% o más;
realizando la reducción final en una relación de reducción del 30% o más en la segunda laminación en caliente y
después comenzando el enfriamiento primario de una manera que un tiempo de espera de t segundos satisface la
Expresión (2) posterior;
60 fijando una tasa media de enfriamiento en el enfriamiento primario en 50° C/segundo o más y realizando el
enfriamiento primario de una manera que un cambio de temperatura esté en un intervalo no inferior a 40° C ni mayor
de 140° C;
en tres segundos después de la terminación del enfriamiento primario, se realiza el segundo enfriamiento secundario
en el que el enfriamiento es realizado a una tasa media de enfriamiento de 15° C/segundo o más; y
después de la terminación del segundo enfriamiento, la realización del enfriamiento del aire durante 1 a 20 segundos
65 en una zona de temperatura inferior a una temperatura del punto de transformación Ar3 y a una temperatura del
punto de transformación Ar1 o mayor y a continuación realizar el enrollado a 450° C o mayor e inferior a 550° C.

ES 2 678 918 T3

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

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

5

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

Aquí, t1 se obtiene por la expresión (3) que sigue,

10

$$t1 = 0,0001 \times ((Tf - T1) \times P1/100)^2 - 0,109 \times ((Tf - T1) \times P1/100) + 3,1 \dots (3)$$

Aquí, en la Expresión (3) anterior, Tf representa la temperatura de la pletina de acero obtenida después de la reducción final en una relación de reducción del 30% o más, y P1 representa la relación de reducción de la reducción final al 30% o más.

15

6. El método de fabricación de una hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia del tipo que contiene bainita con una excelente trabajabilidad isotrópica de acuerdo con la reivindicación 5, en donde el total de las relaciones de reducción en un intervalo de temperatura inferior a $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ es el 30% o menor.

20

7. El método de fabricación de una hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia del tipo que contiene bainita con una excelente trabajabilidad isotrópica de acuerdo con la reivindicación 5, en donde la generación de calor por trabajo entre pasos respectivos en la zona de temperatura no inferior a $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ ni mayor de $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ en la segunda laminación en caliente es 18°C o inferior.

25

8. El método de fabricación de una hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia del tipo que contiene bainita con una excelente trabajabilidad isotrópica de acuerdo con la reivindicación 5, en donde el período del tiempo de espera de t segundos satisface además la Expresión (4) que sigue

30

$$t < t1 \dots (4)$$

9. El método de fabricación de una hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia del tipo que contiene bainita con una excelente trabajabilidad isotrópica de acuerdo con la reivindicación 5, en donde el período del tiempo de espera de t segundos satisface además la Expresión (5) que sigue

35

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

10. El método de fabricación de una hoja de acero laminado en caliente de alta resistencia del tipo que contiene bainita con una excelente trabajabilidad isotrópica de acuerdo con la reivindicación 5, en donde el enfriamiento primario comienza entre los soportes rodantes.

40

FIG.1

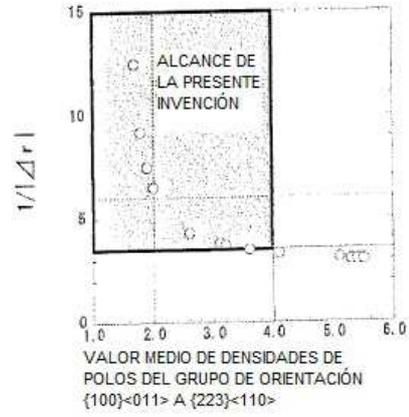


FIG.2

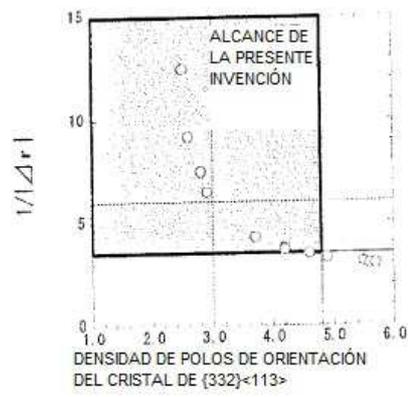


FIG.3

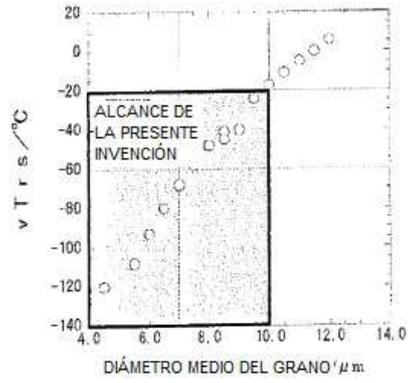


FIG.4

