

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 632 439**

51 Int. Cl.:

C21D 8/02	(2006.01)	C22C 38/34	(2006.01)
C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/38	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)		
C22C 38/04	(2006.01)		
C22C 38/06	(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)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **13.04.2012 PCT/JP2012/060132**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **18.10.2012 WO12141290**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **13.04.2012 E 12771475 (6)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **31.05.2017 EP 2698444**

54 Título: **Chapa de acero laminada en caliente y método de fabricación de la misma**

30 Prioridad:

13.04.2011 JP 2011089520

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

13.09.2017

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

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

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 632 439 T3

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

DESCRIPCIÓN

Chapa de acero laminada en caliente y método de fabricación de la misma

Campo técnico

5 La presente invención se refiere a una chapa de acero de alta resistencia laminada en caliente, del tipo de endurecimiento por precipitación, que tiene trabajabilidad isotrópica superior, y a un método de fabricación de la misma.

Se reivindica prioridad respecto a la Solicitud de Patente Japonesa Nº 2011-089520, presentada el 13 de abril de 2011, cuyo contenido se incorpora en la presente memoria como referencia.

Técnica anterior

10 Recientemente, para reducir el peso de diversos componentes para mejorar la eficiencia de consumo de combustible de un vehículo, se ha desarrollado una aplicación de reducción del espesor mediante el endurecimiento de una chapa de acero, tal como una aleación de hierro; y se ha desarrollado un metal ligero, tal como una aleación de Al. Sin embargo, en comparación con un metal pesado tal como el acero, un metal ligero tal como una aleación de Al tiene como ventaja una alta resistencia específica y como desventaja que tiene un coste significativamente mayor. Por lo tanto, la aplicación está limitada a usos específicos. Por lo tanto, para reducir el peso de diversos componentes a un menor coste sobre una gama más amplia, es necesaria una reducción en el espesor con el endurecimiento de una chapa de acero.

20 Generalmente, el endurecimiento de una chapa de acero ocasiona un deterioro en las propiedades del material tales como la conformabilidad (trabajabilidad). Por lo tanto, en el desarrollo de una chapa de acero de alta resistencia, es importante aumentar la resistencia sin afectar a las propiedades del material, en particular, para una chapa de acero que se usa para componentes de vehículo tales como componentes de placa interna, componentes estructurales, y componentes de la suspensión, se requiere plegabilidad, capacidad de enfaldillado elástico, trabajabilidad de rebabas, ductilidad, resistencia a la fatiga, resistencia al impacto (tenacidad), resistencia a la corrosión y similares, de acuerdo con su uso. Por lo tanto, es importante conseguir un alto nivel de equilibrio entre estas propiedades del material y una alta resistencia.

25 En particular, entre los componentes de automóvil, los componentes que se procesan usando un material de chapa como un metal base y funcionan como un rotor, tal como un tambor o un soporte que constituye una transmisión automática, son componentes importantes para transmitir la salida del motor al cuerpo de los ejes. Para reducir la fricción y similares, se requiere una forma circular y homogeneidad en el espesor en una dirección circunferencial para estos componentes. Adicionalmente, puesto que se usan procesos de formación tales como desbarbado, estirado, planchado, y estirado para estos componentes, la deformabilidad final, que está representada por el alargamiento local, es significativamente importante.

30 En una chapa de acero usada para estos componentes, es preferible mejorar la resistencia al impacto (tenacidad), que es la propiedad de un componente de ser difícil de fracturarse cuando se fija a un vehículo después de su formación y después de impactar con ella por colisión o similares. En particular, cuando se tiene en cuenta el uso en una zona fría, para asegurar una resistencia al impacto a baja temperatura, es preferible mejorar la tenacidad a una baja temperatura (tenacidad a baja temperatura). Esta tenacidad se define por $\sqrt{Tr_s}$ (temperatura de transición de aparición de fractura Charpy). Por lo tanto, es importante aumentar la resistencia al impacto descrita anteriormente de un material de acero.

40 Esto es, en una chapa de acero fina para componentes que requieren homogeneidad en el espesor, y que incluyen los componentes descritos anteriormente, además de una trabajabilidad superior, se requiere que mejoren simultáneamente tanto la isotropía plástica como la tenacidad.

45 Las técnicas para mejorar tanto la alta resistencia como diversas propiedades del material tales como conformabilidad son las siguientes. Por ejemplo, el Documento de Patente 1 describe un método de producción de una chapa de acero en que una estructura de acero contiene 90% o más de ferrita, consistiendo el resto en bainita; y, de esta manera, mejoran simultáneamente la alta resistencia, la ductilidad y extensibilidad de agujeros. Sin embargo, considerando una chapa de acero que se produce de acuerdo con la técnica descrita en el Documento de Patente 1, el Documento de Patente 1 no describe la isotropía plástica en absoluto. Por lo tanto, por ejemplo, suponiendo que esta chapa de acero se aplica a un componente, tal como una rueda dentada, que requiere circularidad y homogeneidad de espesor en una dirección circunferencial, existe una preocupación sobre la reducción de potencia por una vibración inapropiada o pérdida de fricción debido a un componente desalineado.

50 Además, los Documentos de Patente 2 y 3 describen una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia a tracción que tiene una alta resistencia y capacidad de enfaldillado elástico superior a la que se añade Mo para refinar los precipitados. Sin embargo, en una chapa de acero que se produce de acuerdo con las técnicas descritas en los Documentos de Patente 2 y 3, puesto que es necesario añadir 0,07% o más de Mo, que es un elemento de aleación caro, hay un problema de altos costes de producción. Adicionalmente, las técnicas descritas en los

Documentos de Patente 2 y 3 no describen isotropía plástica. Por lo tanto, suponiendo que esta chapa de acero se aplica a un componente que requiere circularidad y homogeneidad en el espesor en una dirección circunferencial, existe una preocupación sobre la reducción de potencia por vibración inapropiada o pérdida de fricción debida a un componente desalineado.

5 Mientras tanto, considerando la mejora de isotropía plástica de una chapa de acero, es decir, la reducción de anisotropía plástica, por ejemplo, el Documento de Patente 4 describe una técnica en la que se combinan laminado sin fin y laminado con lubricación para controlar una textura de austenita de una capa de cizalladura superficial y, de esta manera, reducir la anisotropía en el plano de los valores r (valores de Lankford). Sin embargo, para realizar tal laminado con lubricación que tiene un bajo coeficiente de fricción sobre toda la bobina, es necesario un laminado sin fin para evitar un fallo de conexión causado por un deslizamiento entre una herramienta de calibrado del rollo y un material laminado durante la laminación. Por lo tanto, hay una gran carga para aplicar esta técnica, porque hace que se requieran un aparato de unión de barra rugosa o una descabezadora de alta velocidad.

10 Además, por ejemplo, el Documento de Patente 5 describe una técnica en la que se añade una combinación de Zr, Ti, y Mo; y un laminado de acabado se acaba a una alta temperatura de 950°C o mayor para reducir la anisotropía de los valores r a una resistencia con un valor de 780 MPa o mayor y, de esta manera, mejorar tanto la capacidad de enfaldillado elástico como la embutición profunda. Sin embargo, puesto que es necesario añadir 0,1% o más de Mo, que es un elemento de aleación caro, hay un problema de altos costes de producción.

15 Adicionalmente, aunque la tecnología para mejorar la tenacidad de una chapa de acero ha progresado en la técnica relacionada, en los Documentos de Patente 1 a 5 no se describe una chapa de acero laminada en caliente que tiene una alta resistencia e isotropía plástica superior, expansibilidad de agujeros y tenacidad.

20 El Documento de Patente 6 describe una chapa de acero laminada en caliente de tipo de alta razón de límite elástico con altas propiedades de desbarbado que comprende; en % en masa. C: de 0,03 a 0,07%, Si: de 0,005 a 1,8%, Mn: de 0,1 a 1,9%, $P \leq 0,05\%$, $S \leq 0,005\%$, Al: de 0,001 a 0,1%, $N \leq 0,005\%$, Nb: de 0,002 a 0,008%, en donde la cantidad de Ti basado en las cantidades de S y N, la cantidad total de Si y Mn depende de la cantidad de Ti, y siendo el resto Fe con impurezas inevitables, que tiene una microestructura en la que la ferrita pro-eutectoide ocupa 90% o más por tasa de área, y un tamaño promedio de grano del cristal es 5-12 μm ; tiene una tasa de alargamiento de 1,2-3; incluye precipitados de TiC o NbC en los granos de cristal de la microestructura, cuyo diámetro promedio de partícula es 1,5-3 nm y cuya densidad es de 1×10^{16} a 5×10^{17} granos/ cm^3 .

Documentos de la técnica anterior

30 Documentos de Patente

[Documento de Patente 1] Solicitud de Patente No Examinada Japonesa, Primera Publicación N° H06-293910

[Documento de Patente 2] Solicitud de Patente No Examinada Japonesa, Primera Publicación N° 2002-322540

[Documento de Patente 3] Solicitud de Patente No Examinada Japonesa, Primera Publicación N° 2002-322541

[Documento de Patente 4] Solicitud de Patente No Examinada Japonesa, Primera Publicación N° H10-183255

35 [Documento de Patente 5] Solicitud de Patente No Examinada Japonesa, Primera Publicación N° 2006-124789

[Documento de Patente 6] Solicitud de Patente No Examinada Japonesa, Primera Publicación N° 2011-012308

Descripción de la invención

Problema que debe resolver la invención

40 La presente invención se ha realizado en consideración de los problemas descritos anteriormente. Esto es, un objeto de la misma es proporcionar una chapa de acero de alta resistencia laminada en caliente, del tipo de endurecimiento por precipitación, que tiene una alta resistencia a tracción con un valor de 540 MPa o mayor, puede aplicarse a componentes que requieren trabajabilidad tal como expansibilidad de agujeros, homogeneidad estricta en el espesor y circularidad después del procesado, y tenacidad, y que tenga trabajabilidad superior isotrópica (isotropía); y un método capaz de producir de forma estable la chapa de acero a un bajo coste.

Medios para resolver los problemas

45 Para resolver los problemas descritos anteriormente y conseguir el objeto, la presente invención adopta las medidas que se definen en las reivindicaciones adjuntas.

Ventaja de la invención

50 De acuerdo con los aspectos anteriores de la presente invención, para una chapa de acero que puede aplicarse a componentes (componentes de automóvil tales como componentes de placa interna, componentes estructurales,

componentes de la suspensión, y transmisiones; y otros componentes tales como materiales de construcción naval, materiales de construcción, materiales para puentes, estructuras marinas, vasijas a presión, conducciones, y componentes mecánicos) que requieren trabajabilidad, tal como expansibilidad de agujeros o plegabilidad, homogeneidad estricta en el espesor y circularidad después del procesado, y tenacidad, puede producirse una chapa de acero de alta resistencia que tiene una tenacidad superior y una resistencia a tracción con un valor de 540 MPa o mayor, de forma estable y a un bajo coste.

Breve descripción de los dibujos

La FIG. 1 es un diagrama que ilustra una relación entre una densidad promedio de polo de un grupo de orientación $\{100\}\langle 011\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$ y la isotropía ($1/|\Delta r|$).

10 La FIG. 2 es un diagrama que ilustra una relación entre una densidad de polo de una orientación de cristal $\{332\}\langle 113\rangle$ y la isotropía ($1/|\Delta r|$).

La FIG. 3 es un diagrama de flujo que ilustra un método de producción de una chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con una realización de la presente invención.

Realizaciones de la invención

15 Se describirán en detalle las realizaciones de la presente invención.

A continuación en la presente memoria, "% en masa" en relación con la composición del componente se denominará simplemente como "%".

20 Para mejorar simultáneamente la isotropía y la tenacidad a baja temperatura así como la trabajabilidad, los presentes inventores han investigado minuciosamente una chapa de acero de alta resistencia laminada en caliente, del tipo de endurecimiento por precipitación, que puede aplicarse adecuadamente a componentes que requieren trabajabilidad, tal como expansibilidad de agujeros, homogeneidad estricta en el espesor y circularidad después del procesado, y tenacidad a una baja temperatura. Como resultado, se obtuvieron los siguientes nuevos hallazgos. La "alta resistencia" descrita en una realización de la presente invención representa que la resistencia a tracción es mayor que o igual a 540 MPa.

25 Para mejorar la isotropía (para reducir la anisotropía), es efectivo evitar la formación de una textura de transformación a partir de austenita no recristalizada, que es la causa de la anisotropía. Para ello, es necesario promover la recristalización de la austenita después del laminado de acabado. Como medidas para dicha promoción, es efectivo optimizar un programa de pasadas de laminado y aumentar la temperatura de laminado durante el laminado de acabado.

30 Mientras tanto, para mejorar la tenacidad, es efectivo el refinado de una unidad de superficie de fractura de una superficie de fractura quebradiza, es decir, el refinado de una unidad de microestructura. Para ello, es efectivo aumentar los sitios de nucleación α que actúan durante la transformación γ (austenita) \rightarrow α (ferrita). Por lo tanto, es preferible aumentar un límite de grano y una densidad de dislocación de austenita capaz de ser el sitio de nucleación.

35 Para aumentar el límite de grano y la densidad de dislocación, es preferible que el laminado se realice a una temperatura que sea tan baja como sea posible y que sea mayor que o igual a una temperatura de transformación $\gamma \rightarrow \alpha$. En otras palabras, es preferible que la austenita se recristalice para realizar la transformación de γ a α en un estado donde la austenita se mantiene como estado no cristalizado y la razón de no recristalización es alta. El motivo es que los granos de austenita recristalizados crecen rápidamente a una temperatura de recristalización y, de esta manera, se engrosan en un periodo de tiempo extremadamente corto; y los granos de austenita engrosados se engrosan en la fase α después de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$.

40 Como se ha descrito anteriormente, con medidas normales de laminado en caliente, las condiciones preferibles son contradictorias entre sí. Por lo tanto, se considera que es difícil la mejora simultánea de isotropía y tenacidad. Por otro lado, los presentes inventores pudieron satisfacer un alto nivel de equilibrio entre isotropía y tenacidad, y han completado un método novedoso de laminado en caliente.

Los presentes inventores han obtenido los siguientes hallazgos en cuanto a la relación entre isotropía y textura.

45 Cuando se procesa una chapa de acero en un componente que requiere circularidad y homogeneidad en el espesor en una dirección circunferencial, para obtener circularidad y homogeneidad que satisfagan las propiedades del componente tal cual se procesa y sin procesos de desbarbado y corte, se requiere que un índice de isotropía $1/|\Delta r|$ sea mayor que o igual a 3,5. Como se ilustra en la FIG. 1, para controlar el índice de isotropía para que sea mayor que o igual a 3,5, en una textura de una chapa de acero, es necesario que una densidad promedio de polo de un grupo de orientación $\{100\}\langle 011\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$ en una parte central del espesor, que tiene un intervalo de espesor de 5/8 a 3/8 desde la superficie de la chapa de acero, sea de 1,0 a 4,0. Cuando esta densidad promedio de polo es mayor que 4,0, la anisotropía aumenta significativamente. Por otro lado, cuando la densidad promedio de polo es

menor que 1,0, existe una preocupación sobre el deterioro de la expansibilidad de agujeros, debido al deterioro en la deformabilidad local. Para obtener un índice de isotropía superior de 6,0 o mayor, es más preferible que la densidad promedio de polo del grupo de orientación $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ sea de 2,0 o menor. El grupo de orientación de $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ está representado por una media aritmética de orientaciones $\{100\}\langle 011 \rangle$, $\{116\}\langle 110 \rangle$, $\{114\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$ y $\{223\}\langle 110 \rangle$. Por lo tanto, la densidad promedio de polo del grupo de orientación $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ puede obtenerse obteniendo una media aritmética de densidades de polo de las orientaciones $\{100\}\langle 011 \rangle$, $\{116\}\langle 110 \rangle$, $\{114\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$ y $\{223\}\langle 110 \rangle$. Cuando el índice de isotropía es mayor que o igual a 6,0, puede obtenerse circularidad y homogeneidad que satisfacen las propiedades del componente tal cual se procesa, incluso en consideración de la variación en una bobina.

El índice de isotropía descrito anteriormente se obtuvo procesando una chapa de acero en una pieza de ensayo del n° 5 de acuerdo con JIS Z 2201 y realizando un ensayo con un método de ensayo de acuerdo con JIS Z 2241. Cuando las razones de deformación plástica (los valores r) en una dirección de laminado, en una dirección que forma 45° con respecto a la dirección de laminado, y en una dirección (dirección transversal) que forma 90° con respecto a la dirección de laminado se definen como r0, r45, y r90, respectivamente, Δr del índice de isotropía $1/|\Delta r|$ se define como $\Delta r = (r_0 - 2r_{45} + r_{90})/2$. $|\Delta r|$ se refiere al valor absoluto de Δr .

Estas densidades de polo de las orientaciones se miden usando un método EBSP (Patrón de Difracción de Electrones Retrodispersados) o similares. Específicamente, las densidades de polo se obtienen a partir de una textura tridimensional calculada basándose en una figura de polo $\{110\}$ de acuerdo con un método de vector; o a partir de una textura tridimensional calculada usando múltiples figuras de polo (preferiblemente, tres o más) de las figuras de polo $\{110\}$, $\{100\}$, $\{211\}$, y $\{310\}$ de acuerdo con un método de expansión en serie.

Análogamente, como se ilustra en la FIG. 2, para controlar que el índice de isotropía sea mayor que o igual a 3,5, en una textura de una chapa de acero, es necesario que una densidad de polo de una orientación de cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ en una parte central del espesor, que es un intervalo de espesor de 5/8 a 3/8 desde la superficie de la chapa de acero, sea de 1,0 a 4,8. Cuando esta densidad de polo es mayor que 4,8, la anisotropía aumenta significativamente. Por otro lado, cuando la densidad de polo es menor que 1,0, existe una preocupación sobre el deterioro en la expansibilidad de agujeros, debido al deterioro en la deformabilidad local. Para obtener un índice de isotropía superior de 6,0 o más, es más preferible que la densidad de polo de la orientación de cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ sea menor que o igual a 3,0. Cuando el índice de isotropía es mayor que o igual a 6,0, pueden obtenerse una circularidad y una homogeneidad que satisfacen las propiedades del componente tal cual se procesa, incluso considerando la variación en una bobina.

La densidad promedio de polo descrita anteriormente del grupo de orientación $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ y la densidad de polo de la orientación del cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ tienen un valor más alto cuando se aumenta una relación de los granos orientados intencionadamente en una orientación de cristal con respecto a aquellos orientados en las otras orientaciones. Además, cuanto menores sean las densidades de polo, mayor será la expansibilidad de agujeros.

La densidad de polo es sinónimo de razón de intensidad aleatoria de rayos X. La razón de intensidad aleatoria de rayos X son los valores obtenidos midiendo las intensidades de rayos X de una muestra de referencia que no tiene acumulación en una orientación específica y una muestra de ensayo con un método de difracción de rayos X y similares en las mismas condiciones; y dividir la intensidad de rayos X de la muestra de ensayo por la intensidad de rayos X de la muestra de referencia. La densidad de polo puede medirse por un método de difracción de rayos X, EBSP o ECP (Patrón de Canalización de Electrones). Por ejemplo, se obtiene la densidad promedio de polo del grupo de orientación $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ obteniendo las densidades de polo de las orientaciones $\{100\}\langle 011 \rangle$, $\{116\}\langle 110 \rangle$, $\{114\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$ y $\{223\}\langle 110 \rangle$ a partir de una textura tridimensional (ODF) que se calcula usando una pluralidad de figuras de polo de las figuras de polo $\{110\}$, $\{100\}$, $\{211\}$ y $\{310\}$, medidas por los métodos descritos anteriormente de acuerdo con un método de expansión en serie; y obteniendo una media aritmética de estas densidades de polo. En la medición, puede prepararse una muestra, que se proporciona para el método de difracción de rayos X, EBSP o ECP, de tal manera que el espesor de la chapa de acero se reduce a un espesor predeterminado por pulido mecánico o similares; la deformación se retira por pulido químico, pulido electrolítico, o similares; y la muestra se ajusta de manera que se obtiene una superficie apropiada en un intervalo de espesor de 3/8 a 5/8 como la superficie de medición. Considerando una dirección transversal, es preferible que la muestra se obtenga en una posición 1/4 o una posición 3/4 desde una parte final de la chapa de acero.

Por supuesto, cuando se satisface la limitación relacionada con la densidad de polo descrita anteriormente no sólo en la parte central del espesor sino en tantas partes como sea posible que tengan una diversidad de espesores, mejora adicionalmente la deformabilidad local. Sin embargo, puesto que la acumulación de orientación en la parte central del espesor en un intervalo de espesor de 3/8 a 5/8 desde la superficie de la chapa de acero afecta en mayor medida a la anisotropía de un producto, pueden representarse las propiedades del material de aproximadamente toda la chapa de acero midiendo la parte central del espesor, que es un intervalo de espesor de 5/8 a 3/8 desde la superficie de la chapa de acero. Por lo tanto, se definen la densidad promedio de polo del grupo de orientación $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$; y la densidad de polo de la orientación de cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$, en la parte central del espesor, que es un intervalo de espesor de 5/8 a 3/8 desde la superficie de la chapa de acero.

En estas circunstancias, $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ representa que, cuando se prepara una muestra de acuerdo con el método descrito anteriormente, la dirección normal de un plano de una chapa es paralela a $\{hkl\}$; y la dirección de laminado es paralela a $\langle uvw \rangle$. Considerando las orientaciones del cristal, generalmente, las orientaciones perpendiculares al plano de una chapa están representadas por $[hkl]$ o $\{hkl\}$; y las orientaciones paralelas a la dirección de laminado están representadas por (uvw) o $\langle uvw \rangle$. Las expresiones $\{hkl\}$ y $\langle uvw \rangle$ representan los términos colectivos para planos equivalentes, y $[hkl]$ y (uvw) representan planos individuales del cristal. Esto es, puesto que en la realización se busca una estructura centrada en el cuerpo, por ejemplo, los planos (111), (-111), (1-11), (11-1), (-1-11), (-11-1), (1-1-1), y (-1-1-1) son equivalentes y no pueden distinguirse entre sí. En tal caso, estas orientaciones se denominan colectivamente $\{111\}$. Puesto que se usa también ODF para representar las orientaciones de las otras estructuras cristalinas de baja simetría, las orientaciones individuales generalmente se representan mediante $[hkl](uvw)$. Sin embargo, en la realización, $[hkl](uvw)$ y $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ tienen la misma definición.

Después, los presentes inventores investigaron sobre la tenacidad.

Cuando se reduce un tamaño promedio de grano, la $vTrs$ es menor, es decir, mejora la tenacidad. En una chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con una realización de la presente invención, para reducir la $vTrs$ en la parte central del espesor a menor que o igual a $-20^{\circ}C$, a la que la plancha de acero puede usarse en una zona fría, se controla el tamaño promedio de grano en la parte central del espesor para que sea menor que o igual a $10 \mu m$. Adicionalmente, cuando se controla la $vTrs$ para que sea menor que o igual a $-60^{\circ}C$, suponiendo un uso en un entorno severo, es más preferible que se controle el tamaño promedio de grano en la parte central del espesor para que sea menor que o igual a $7 \mu m$.

Se evalúa la tenacidad basándose en la $vTrs$ (temperatura de transición de aparición de fractura Charpy) obtenida en un ensayo de impacto Charpy con muesca en V. En el ensayo de impacto Charpy con muesca en V, se prepara una pieza de ensayo de acuerdo con JIS Z 2202, y los detalles de la misma satisfacen JIS Z 2242.

Como se ha descrito anteriormente, la tenacidad se ve enormemente afectada por el tamaño promedio de grano en la parte central del espesor de una microestructura. El tamaño promedio de grano en la parte central del espesor se mide de la siguiente manera. Se corta una micromuestra de la cercanía de la parte central de la chapa de acero en una dirección a través del espesor; y se miden un tamaño de grano y una microestructura de la micromuestra usando EBSP-OIM (marca comercial registrada; Patrón de Difracción de Retrodispersión de Electrones-Microscopía de Imágenes de Orientación). La micromuestra se prepara puliéndola con un abrasivo de sílice coloidal durante 30 minutos a 60 minutos y se mide de acuerdo con EBSP en condiciones de medición de un aumento de 400 veces, un área de $160 \mu m \times 256 \mu m$, y una etapa de medición de $0,5 \mu m$.

En el método EBSP-OIM (marca comercial registrada), se irradia una muestra altamente inclinada con haces de electrones en un microscopio electrónico de barrido (SEM); se forman imágenes del patrón Kikuchi formado por retrodispersión mediante una cámara de alta sensibilidad; y se procesa una imagen de la misma mediante un ordenador, midiendo así una orientación del cristal del punto de irradiación en un corto periodo de tiempo.

En el método EBSP, puede analizarse cuantitativamente una microestructura y una orientación de cristal de una superficie de muestra a granel. En el método EBSP, puede analizarse un área de análisis en un área que puede observarse con un SEM a una resolución de al menos 20 nm , aunque la resolución depende también de la resolución del SEM. El análisis se realiza mapeando un área de análisis con varias decenas de miles de puntos en una forma de cuadrícula a intervalos regulares, en el caso de un material policristalino, puede observarse una distribución de la orientación del cristal y un tamaño de grano en una muestra.

En la realización, entre las diferencias de orientación de los granos, se define un valor de 15° , que es un umbral de un límite de grano de alto ángulo, generalmente reconocido como un límite de grano, como una diferencia de orientación de un límite de grano para el mapeo; y se visualizan los granos basándose en la imagen de mapeo, obteniendo de esta manera el tamaño promedio de grano. Esto es, "tamaño promedio de grano" se refiere al valor obtenido por EBSP-OIM (marca comercial registrada).

Como se ha descrito anteriormente, los presentes inventores han aclarado los requisitos necesarios de una chapa de acero para mejorar su isotropía y su tenacidad.

El tamaño promedio de grano, que está relacionado directamente con la tenacidad, se refina a medida que se reduce la temperatura final del laminado de acabado. Sin embargo, como factores controlantes de la isotropía, la densidad promedio de polo del grupo de orientación $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$, que está representado por una media aritmética de densidades de polo de las orientaciones $\{100\}\langle 011 \rangle$, $\{116\}\langle 110 \rangle$, $\{114\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$, y $\{223\}\langle 110 \rangle$; y la densidad de polo de la orientación de cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$, en la parte central del espesor, que es un intervalo de espesor de $5/8$ a $3/8$ desde la superficie de la chapa de acero, tienen la relación opuesta al tamaño promedio de grano con respecto a la temperatura del laminado de acabado. Por lo tanto, no se han descrito aún técnicas para mejorar simultáneamente tanto la isotropía como la tenacidad a baja temperatura.

Para asegurar la isotropía, los presentes inventores han investigado un método de laminado en caliente y las condiciones para mejorar simultáneamente la isotropía y la tenacidad recristalizando suficientemente la austenita

después del laminado de acabado y suprimiendo el crecimiento de los granos recristalizados al mínimo.

5 Para recristalizar los granos de austenita que tienen una textura de deformación debido al laminado, el laminado de acabado se realiza en un intervalo de temperatura óptimo y a una reducción de laminado total de 50% o mayor. Por otro lado, para refinar una microestructura de un producto final, el enfriamiento comienza dentro de un tiempo predeterminado después de que acabe el laminado de acabado para suprimir el crecimiento de los granos de austenita recristalizados al mínimo.

10 Por lo tanto, cuando una temperatura representada por la expresión (e) descrita anteriormente está representada por T_1 , se realiza el laminado en caliente a una reducción de laminado total R en un intervalo de temperatura de $(T_1+30)^\circ\text{C}$ a $(T_1+200)^\circ\text{C}$. Después, se investiga cómo cambia cada uno de la densidad promedio de polo del grupo de orientación $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ en la parte central del espesor, que es un intervalo de espesor de 5/8 a 3/8 desde la superficie de la chapa de acero; y el tamaño promedio de grano en la parte central del espesor, dependiendo de una relación entre un tiempo de espera t desde que acaba el laminado en caliente hasta que se inicia el enfriamiento y un cambio en la temperatura de enfriamiento, en el caso de que el enfriamiento se realice en condiciones de una velocidad de enfriamiento de 50°C/s o mayor, un cambio de temperatura de 40°C a 140°C , y una temperatura de fin del enfriamiento de $(T_1+100)^\circ\text{C}$ o menor. R es mayor que o igual a 50%. La reducción de laminado total (suma de las reducciones de laminado) descrita en la realización tiene la misma definición que la denominada reducción de laminado acumulativa; y se refiere al porcentaje de, en el laminado descrito anteriormente de cada intervalo de temperatura, una cantidad de laminado acumulativa (una diferencia entre un espesor del lado de la entrada antes de una pasada inicial y un espesor del lado de la salida después de una pasada final en el laminado descrito anteriormente de cada intervalo de temperatura) a un espesor del lado de la entrada antes de una pasada inicial.

15 Como resultado, cuando el tiempo de espera t desde que acaba el laminado en caliente, que se realiza a la reducción de laminado total R en el intervalo de temperatura de $(T_1+30)^\circ\text{C}$ a $(T_1+200)^\circ\text{C}$, hasta que se inicia el enfriamiento, que se realiza en condiciones de una velocidad de enfriamiento de 50°C/s o mayor, un cambio de temperatura de 40°C a 140°C , y una temperatura de fin del enfriamiento de $(T_1+100)^\circ\text{C}$ o menor, está dentro de $t_1 \times 2,5$ segundos, expresado por la expresión (g). La densidad promedio de polo del grupo de orientación $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ y la densidad de polo de la orientación de cristal $\{332\}<113>$ es de 1,0 a 4,8; en la parte central del espesor, que es un intervalo de espesor de 5/8 a 3/8 desde la superficie de la chapa de acero, es de 1,0 a 4,0, y el tamaño promedio de grano en la parte central del espesor es menor que o igual a $10 \mu\text{m}$. Esto es, se supone que se satisfacen la isotropía y la resistencia al impacto, que son el objeto de la realización.

20 Los resultados descritos anteriormente muestran que puede conseguirse un intervalo capaz de mejorar tanto la isotropía como la tenacidad, es decir, un intervalo en el que se consigue simultáneamente una recristalización y refinado de austenita suficientes con un método de laminado en caliente de acuerdo con una realización de la presente invención que se describirá en detalle a continuación.

25 Adicionalmente, se encontró que, cuando el tamaño promedio de grano es menor que o igual a $7 \mu\text{m}$, el tiempo de espera t es preferiblemente más corto que t_1 . Además, se encontró que, cuando la densidad promedio de polo del grupo de orientación $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ es menor que o igual a 2,0, el tiempo de espera t es preferiblemente más largo que o igual a t_1 .

30 Basándose en los hallazgos obtenidos por la investigación fundamental descrita anteriormente, los presentes inventores han investigado también minuciosamente una chapa de acero de alta resistencia laminada en caliente del tipo de endurecimiento por precipitación que puede aplicarse adecuadamente a componentes que requieren trabajabilidad, tal como expansibilidad de agujeros, homogeneidad estricta en el espesor y circularidad después del procesado, y tenacidad a una baja temperatura. Como resultado, los presentes inventores han concebido una chapa de acero laminada en caliente que satisface las siguientes condiciones; y un método de producción de la misma.

35 Se describirá la razón para limitar las composiciones químicas de la chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la realización.

C: un contenido [C] de 0,02% a 0,07%

40 El C se segrega en un límite de grano y suprime el agrietamiento de la superficie de fractura en una superficie final que se forma por cizalladura y punzonado. Además, el C se une a Nb, Ti, o similares para formar una precipitación, y contribuye a la mejora de la resistencia por endurecimiento por precipitación. Además, el C produce carburos de hierro tales como cementita (Fe_3C) que provoca agrietamiento durante la expansión de agujeros.

45 Cuando el contenido [C] de C es menor que 0,02%, la resistencia mejora por endurecimiento por precipitación y no puede obtenerse el efecto de suprimir el agrietamiento de la superficie de fractura. Por otro lado, cuando el contenido [C] de C es mayor que 0,07%, aumentan los carburos de hierro, tales como cementita (Fe_3C), lo que provoca agrietamiento durante la expansión de agujeros y, de esta manera, se deterioran el valor de expansión de agujeros y la tenacidad. Por lo tanto, el contenido [C] de C se ajusta a de 0,02% a 0,07%. En consideración de la mejora de la resistencia y la mejora de la ductilidad, el contenido [C] es preferiblemente de 0,03% a 0,05%.

Si: un contenido [Si] de 0,001% a 2,5%

5 El Si contribuye a un aumento en la resistencia de un metal base. Además, el Si funciona también como un agente desoxidante. Cuando se añade 0,001% o más de Si, pueden mostrarse los efectos de la adición, y cuando la cantidad de adición es mayor que 2,5%, se satura el efecto de aumentar la resistencia. Por lo tanto, el contenido [Si] de Si se ajusta a de 0,001% a 2,5%.

10 Desde los puntos de vista de mejora de la resistencia y expansibilidad de agujeros, cuando el contenido [Si] de Si es mayor que 0,1%, se suprime la precipitación de carburos de hierro, tales como cementita, en una estructura de material; y se promueve la precipitación de precipitados de carbonato fino de Nb o Ti, y contribuye a la mejora de la resistencia y expansibilidad de agujeros. Por otro lado, cuando el contenido [Si] de Si es mayor que 1%, se satura el efecto de suprimir la precipitación de carburos de hierro. Por lo tanto, un intervalo preferible del contenido [Si] de Si es mayor que 0,1% y menor que o igual a 1%.

Mn: un contenido [Mn] de 0,01% a 4%

15 El Mn contribuye a la mejora de la resistencia por endurecimiento por solubilización de la fase sólida y reforzamiento por endurecimiento. Sin embargo, cuando el contenido [Mn] de Mn es menor que 0,01%, no pueden obtenerse los efectos de la adición. Por otro lado, cuando el contenido [Mn] de Mn es mayor que 4%, se saturan los efectos de la adición. Por lo tanto, el contenido [Mn] de Mn se ajusta a de 0,01% a 4%. Cuando no se añaden suficientemente elementos distintos de Mn para suprimir el agrietamiento del laminado en caliente causado por el S, es preferible añadir el Mn (% en masa) de tal modo que el contenido [Mn] de Mn y el contenido [S] de S satisfagan una expresión de $[Mn]/[S] \geq 20$.

20 Junto con un aumento en el contenido, el Mn ensancha una temperatura de la región de austenita a un lado de temperatura baja, mejora la capacidad de endurecimiento, y promueve la formación de una estructura de transformación de enfriamiento continuo que es superior en desbarbado (trabajabilidad de rebabas). Puesto que es difícil obtener este efecto con la adición de 1% o menor de Mn, es preferible que se añada 1% o más de Mn. Por otro lado, cuando se añade más de 3,0% de Mn, la temperatura de la región de austenita baja excesivamente y, de esta manera, es difícil producir carburos de Nb o Ti que precipiten finamente durante la transformación de ferrita. Por consiguiente, cuando se forma una estructura de transformación de enfriamiento continuo, es preferible que el contenido [Mn] de Mn se ajuste a de 1,0% a 3,0%. Es más preferible que el contenido [Mn] de Mn se ajuste a de 1,0% a 2,5%.

P: un contenido [P] mayor que 0% y 0,15% o menor

30 El P es una impureza incorporada en el hierro fundido, se segrega en el límite de grano, y reduce la tenacidad al aumentar su contenido. Por lo tanto, es preferible que el contenido [P] de P sea bajo. Cuando el contenido [P] de P es mayor que 0,15%, se producen efectos adversos sobre la trabajabilidad y la soldabilidad. Por lo tanto, el contenido [P] de P está limitado a ser menor que o igual a 0,15%. En particular, el [P] de P es preferiblemente menor que o igual a 0,02% en consideración de la expansibilidad de agujeros y la soldabilidad.

35 Puesto que es difícil que el contenido de P sea de 0% debido a problemas operativos, el contenido [P] de P no incluye 0%.

S: un contenido [S] mayor que 0% y 0,03% o menor

40 El S es una impureza incorporada en el hierro fundido, y provoca agrietamiento durante el laminado en caliente y produce inclusiones de tipo A que afectan a la expansibilidad de agujeros. Por lo tanto, es preferible que el S se reduzca al mínimo. Sin embargo, puesto que un contenido [S] de S de 0,03% o menor está en un intervalo permisible, el contenido [S] de S está limitado a ser menor que o igual a 0,03%. Cuando es necesaria una mayor expansibilidad de agujeros, el contenido [S] de S es preferiblemente menor que o igual a 0,01% y más preferiblemente menor que o igual a 0,005%. Puesto que es difícil que el contenido de S sea de 0% debido a problemas operativos, el contenido [S] de S no incluye 0%.

45 N: un contenido [N] mayor que 0% y 0,01% o menor

50 El N forma un precipitado con Ti y Nb, y fija C y reduce Ti y Nb efectivos para endurecimiento por precipitación. Como resultado, se reduce la resistencia a tracción. Por lo tanto, es preferible que el N se reduzca al mínimo, pero un contenido [N] de N de 0,01% o menor está en un intervalo permisible. Sin embargo, los nitruros de Ti o Nb que precipitan a alta temperatura se engrosan fácilmente, causando fractura quebradiza, y reducen la tenacidad a baja temperatura. Por lo tanto, para mejorar adicionalmente la tenacidad, el contenido [N] es preferiblemente menor que o igual a 0,006%. Desde el punto de vista de la resistencia al envejecimiento, el contenido [N] es más preferiblemente menor que o igual a 0,005%. Puesto que es difícil que el contenido de N sea de 0% debido a problemas operativos, el contenido [N] de S no incluye 0%.

Al: un contenido [Al] de 0,001% a 2%

Se añade 0,001% o más de Al para la desoxidación del acero fundido en un proceso de refinado de acero. Sin embargo, una gran cantidad de adición provoca un aumento en el coste, por lo que el límite superior se ajusta a 2%. Cuando se añade una gran cantidad de Al, aumenta la cantidad de inclusiones no metálicas y se deterioran la ductilidad y la tenacidad. Por lo tanto, desde los puntos de vista de ductilidad y tenacidad, el contenido [Al] es preferiblemente menor que o igual a 0,06%. El contenido [Al] es más preferiblemente menor que o igual a 0,04%.

Al igual que el Si, el Al suprime la precipitación de carburos de hierro, tales como cementita, en una estructura. Para obtener este efecto, es preferible añadir 0,016% o más de Al. Por lo tanto, un contenido [Al] de Al es más preferiblemente de 0,016% a 0,04%.

Ti: un contenido [Ti] de 0,015% a 0,2%

El Ti es uno de los elementos más importantes en la realización. Durante el enfriamiento después de acabar el laminado, o durante la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ después del bobinado, el Ti precipita finamente y mejora la resistencia por endurecimiento por precipitación. Además, el Ti fija el C como un carburo para formar TiC y, de esta manera, suprime la formación de cementita, que es desventajosa para la trabajabilidad de rebabas.

Adicionalmente, el Ti precipita como TiS cuando se calienta un tocho durante un proceso de laminado en caliente, suprime la precipitación de MnS que forma una inclusión de embutición, y reduce la suma total M de la longitud de inclusión en una dirección de laminado. Para obtener estos efectos de adición, es necesario añadir al menos 0,015% de Ti. Es preferible añadir 0,1% o más de Ti.

Por otro lado, cuanto más Ti se añada por encima de 0,2%, se saturan los efectos de la adición, se exhibe excesivamente el efecto de suprimir la recristalización y, de esta manera, se deteriora la isotropía. Por lo tanto, el contenido [Ti] de Ti se ajusta a de 0,015% a 0,2%. El contenido [Ti] es más preferiblemente de 0,1% a 0,16%.

$$0\% \leq [\text{Ti}] - [\text{N}] \times 48/14 - [\text{S}] \times 48/32 \quad \dots \quad (\text{a})$$

El S y el N forman precipitados tales como TiN o TiS con Ti en un intervalo de temperatura más alta que el del C. Por lo tanto, para fijar el C, que es el elemento base de los carburos tales como cementita, que afectan a la expansibilidad de agujeros, y asegurar el TiC que contribuye al endurecimiento por precipitación, una relación entre el contenido [S] de S, un contenido [N] de N y el contenido [Ti] de Ti satisface la expresión (a).

$$0\% \leq [\text{C}] - 12/48 \times ([\text{Ti}] - [\text{N}] \times 48/14 - [\text{S}] \times 48/32) \quad \dots \quad (\text{b})$$

En la expresión (b), [C], [Ti], [N], y [S] representan el contenido de C, el contenido de Ti, el contenido de N, y el contenido de S, respectivamente. Cuando la chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la realización no contiene Nb, el lado derecho de la expresión (b) es la expresión que expresa el contenido de C que puede permanecer en forma de C como disolución sólida después de la precipitación de TiC. Si el lado derecho de la expresión (b) es menor que o igual a 0% representa que el C como disolución sólida no está presente en un límite de grano. Cuando el C como disolución sólida no está presente, la resistencia intergranular se deteriora respecto a una resistencia intragranular y, de esta manera, ocurre el agrietamiento de la superficie de fractura. Por lo tanto, el lado derecho de la expresión (b) se ajusta para que sea mayor que 0%.

El límite superior de la expresión (b) no está limitado particularmente, aunque es preferiblemente menor que o igual a 0,045%, de modo que quede una cantidad apropiada de C y para controlar que el tamaño de grano de la cementita sea menor que o igual a 2 μm . Cuando el tamaño de grano de la cementita es menor que o igual a 1,6 μm , el límite superior de la expresión (b) es más preferiblemente menor que o igual a 0,012%. Por otro lado, cuando el límite superior de la expresión (b) es mayor que 0,045%, aumenta el tamaño de grano de la cementita y, de esta manera, existe una preocupación sobre el deterioro de la expansibilidad de agujeros. Por lo tanto, el límite superior de la expresión (b) es preferiblemente menor que o igual a 0,045%.

Los elementos químicos descritos anteriormente son componentes base (elementos base) del acero de acuerdo con la realización. Una composición química en la que los componentes base están controlados (contenidos o limitados); y el resto de la misma es hierro e impurezas inevitables, es una composición básica de acuerdo con la realización. Sin embargo, además de esta composición básica (en lugar de una parte de Fe del resto), el acero de acuerdo con la realización puede contener además, opcionalmente, los siguientes elementos químicos (elementos opcionales). Incluso cuando estos elementos opcionales se incorporan de forma inevitable (por ejemplo, el contenido de cada elemento opcional es menor que el límite inferior) en el acero, no se deterioran los efectos de la realización.

Nb: un contenido [Nb] de 0,005% a 0,06%

Durante el enfriamiento después de que acaba el laminado, o después del bobinado, el Nb precipita finamente y mejora la resistencia por endurecimiento por precipitación. Además, el Nb fija el C como un carburo y, de esta manera, suprime la formación de cementita, que es desventajosa para la trabajabilidad de rebabas.

Adicionalmente, el Nb tiene una función de reducir el tamaño promedio de grano de la chapa de acero y contribuye a la mejora en la tenacidad a baja temperatura. Para obtener estos efectos de adición, es necesario que el contenido [Nb] de Nb sea mayor que o igual a 0,005%. Es preferible que el contenido [Nb] de Nb sea mayor que 0,01%. Ajustando el límite inferior del contenido [Nb] de Nb a 0,005%, puede reducirse el tamaño de grano. Como resultado, no hay efectos adversos sobre la tenacidad a baja temperatura y puede mejorarse el grado de libertad en el ajuste de la temperatura de laminado.

Por otro lado, cuando el contenido [Nb] de Nb es mayor que 0,06%, se ensancha un intervalo de temperatura de una región de no recristalización durante un proceso de laminado en caliente, permanece una gran cantidad de textura de laminado en el estado de no recristalización después de acabar el laminado en caliente y, de esta manera, se deteriora la isotropía. Por lo tanto, el contenido [Nb] de Nb se ajusta a de 0,005% a 0,06%. El contenido [Nb] de Nb es preferiblemente de 0,01% a 0,02%.

$$0\% \leq [C] - 12/48x([Ti] + [Nb]x48/93 - [N]x48/14 - [S]x48/32) \quad \dots \quad (c)$$

Cuando la chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la realización contiene Nb, es necesario que [C], [Ti], [Nb] (contenido de Nb), [N], y [S] satisfagan la expresión (c) en lugar de la expresión (b). En la expresión (c), se añade una expresión de $[Nb]x48/93$ al paréntesis de la expresión (b). La implicación técnica de la expresión (c) es la misma que la de la expresión (b).

Opcionalmente, la chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la realización puede contener adicionalmente uno o dos elementos más seleccionados del grupo que consiste en Cu, Ni, Mo, V, Cr, Mg, Ca, MTR (Metal de Tierras Raras), y B.

A continuación en la presente memoria, se describirá la razón para limitar la composición de cada elemento.

Cu, Ni, Mo, V, y Cr son elementos que mejoran la resistencia de la chapa de acero laminada en caliente por endurecimiento por precipitación o endurecimiento por solubilización de la fase sólida.

Cuando un contenido [Cu] de Cu es menor que 0,02%; un contenido [Ni] de Ni es menor que 0,01%; un contenido [Mo] de Mo es menor que 0,01%; un contenido [V] de V es menor que 0,01%; o un contenido [Cr] de Cr es menor que 0,01%, no puede obtenerse suficientemente el efecto de adición. Por otro lado, cuando el contenido [Cu] de Cu es mayor que 1,2%; el contenido [Ni] de Ni es mayor que 0,6%; el contenido [Mo] de Mo es mayor que 1%; el contenido [V] de V es mayor que 0,2%; o el contenido [Cr] de Cr es mayor que 2%, se satura el efecto de adición y se deteriora la rentabilidad.

Por lo tanto, cuando se añaden uno o dos elementos más seleccionados del grupo que consiste en Cu, Ni, Mo, V, y Cr, es preferible que el contenido [Cu] de Cu sea de 0,02% a 1,2%; el contenido [Ni] de Ni sea de 0,01% a 0,6%; el contenido [Mo] de Mo sea de 0,01% a 1%; el contenido [V] de V sea de 0,01% a 0,2%; y el contenido [Cr] de Cr sea de 0,01% a 2%.

Mg, Ca, y MTR (Metal de Tierras Raras) controlan las inclusiones no metálicas, que son el origen de la fractura y el deterioro de la trabajabilidad, y mejoran la trabajabilidad. Cuando un contenido [Mg] de Mg, un contenido [Ca] de Ca, o un contenido [MTR] de MTR es menor que 0,0005%, no se obtiene el efecto de adición. Por otro lado, cuando el contenido [Mg] de Mg es mayor que 0,01%, el contenido [Ca] de Ca es mayor que 0,01%, o el contenido [MTR] de MTR es mayor que 0,1%, se satura el efecto de adición y se deteriora la rentabilidad. Por lo tanto, es preferible que el contenido [Mg] de Mg sea de 0,0005% a 0,01%; el contenido [Ca] de Ca sea de 0,0005% a 0,01%; y el contenido [MTR] de MTR sea de 0,0005% a 0,1%.

B: un contenido [B] de 0,0002% a 0,002%

Al igual que el C, el B se segrega en un límite de grano y es efectivo para aumentar la resistencia intergranular. Esto es, además del C como disolución sólida, se segrega B como disolución sólida en un límite de grano y actúa efectivamente para prevenir el agrietamiento de la superficie de fractura. Incluso cuando C precipita en granos como TiC, el B puede compensar una reducción de C en un límite de grano segregando el límite de grano.

Para compensar la reducción de C en un límite de grano, es necesario añadir al menos 0,0002% de B. 0,0002% o más de B y el C como disolución sólida sirve para prevenir el agrietamiento de la superficie de fractura. Cuando el contenido [B] de B es mayor que 0,002%, al igual que el Nb, existe una preocupación de que puede suprimirse la recristalización de la austenita durante el laminado en caliente; puede promoverse la formación de una textura de transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ a partir de austenita no recristalizada; y puede deteriorarse la isotropía. Por lo tanto, el contenido [B] de B se ajusta a de 0,0002% a 0,002%.

Además, el B mejora la capacidad de endurecimiento y promueve la formación de una estructura de transformación de enfriamiento continuo como una microestructura que es preferible para la trabajabilidad de rebabas. Para obtener el efecto, el contenido [B] de B es preferiblemente mayor que o igual a 0,001%. Por otro lado, en un proceso de enfriamiento después de una colada continua, el B provoca el agrietamiento de la plancha. Desde el punto de vista de lo anterior, el contenido [B] de B es preferiblemente menor que o igual a 0,0015%. El contenido [B] de B es

preferiblemente de 0,001% a 0,0015%.

5 La chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la realización puede contener adicionalmente uno o dos o más, para un contenido total de 1% o menor, seleccionado del grupo que consiste en Zr, Sn, Co, Zn, y W en un intervalo que no afecta a las propiedades como impurezas inevitables. Sin embargo, puesto que existe una preocupación sobre la aparición de defectos durante el laminado en caliente, un contenido de Sn es menor que o igual a 0,05%.

A continuación, se describirán factores metalúrgicos relacionados con una microestructura y similares de la chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la realización.

10 Se describirá la cementita en el límite de grano que afecta a la expansibilidad de agujeros. La expansibilidad de agujeros se ve afectada por los huecos, que provocan agrietamiento durante el punzonado o la cizalladura. Se forman huecos cuando una fase de cementita, que precipita en un límite de grano de una fase precursora, tiene un nivel dado de tamaño de grano respecto a los granos de la fase precursora; y se concentra una cantidad excesiva de tensión en los granos de la fase precursora en las proximidades de los límites de grano.

15 Cuando el tamaño de grano de la cementita es menor que o igual a 2 μm , los granos de cementita son pequeños respecto a los granos de la fase precursora y, dinámicamente, no ocurre concentración de tensión. Por lo tanto, la formación de huecos es difícil. Como resultado, mejoran la expansibilidad de agujeros y la tenacidad. Por lo tanto, se controla un tamaño de grano de la cementita del límite de grano (tamaño promedio de grano de la cementita que precipita en un límite de grano) para que sea menor que o igual a 2 μm . El tamaño de grano de la cementita del límite de grano es preferiblemente menor que o igual a 1,6 μm .

20 En la realización, se obtiene el tamaño promedio de grano de la cementita del límite de grano que precipita en un límite de grano preparando una muestra para el microscopio electrónico de transmisión en una parte de 1/4 del espesor de una muestra que se corta desde una posición de 1/4 de la anchura o 3/4 de la anchura de un acero de muestra; y observando la muestra para el microscopio electrónico de transmisión con un microscopio electrónico de transmisión en el que se ha montado una pistola de emisión de campo (FEG) que tiene una tensión de aceleración de 200 kV. Analizando un patrón de difracción, se confirma que un precipitado observado en el límite de grano es cementita. En esta investigación, se define el tamaño de grano de la cementita del límite de grano como el valor promedio de los valores medidos obtenidos midiendo todos los tamaños de grano de la cementita de límite de grano observada en un campo visual único.

30 En general, el tamaño de grano de la cementita del límite de grano aumenta según aumenta la temperatura de bobinado de la chapa de acero. Sin embargo, cuando la temperatura de bobinado es mayor que o igual a una temperatura predeterminada, hay una tendencia de que el tamaño de grano de la cementita del límite de grano se haga rápidamente más pequeño. En particular, en una chapa de acero que contiene al menos uno de Ti y Nb, la reducción del tamaño de grano de la cementita del límite de grano es significativa en el intervalo de temperatura. Para controlar que el tamaño de grano de la cementita del límite de grano sea menor que o igual a 2 μm , es necesario que la temperatura de bobinado sea mayor que o igual a 550°C. Se considera que la razón por la que el tamaño de grano de la cementita se reduce por un aumento en la temperatura de bobinado es la siguiente.

Una temperatura de precipitación de cementita en la fase α (fase ferrita) tiene una región de punta. La región de punta puede explicarse como un equilibrio entre la nucleación que usa supersaturación de C en la fase α como una fuerza impulsora y el crecimiento del grano de Fe_3C en el que la velocidad está controlada por la difusión de C y Fe.

40 Cuando la temperatura de bobinado es menor que una temperatura de la región de punta, la supersaturación de C es grande y la fuerza impulsora de la nucleación es alta. Sin embargo, puesto que la temperatura de bobinado es baja, apenas se realiza la difusión. Por lo tanto, se suprime la precipitación de cementita tanto en los límites de grano como en los granos. Además, incluso si precipita cementita, el tamaño de grano de la misma es pequeño.

45 Por otro lado, cuando la temperatura de bobinado es mayor que la temperatura de la región de punta, aumenta la solubilidad de C y se reduce la fuerza impulsora de la nucleación. Sin embargo, una longitud de difusión es larga. Por lo tanto, la densidad se reduce, pero el tamaño de grano de cementita aumenta.

50 Cuando está contenido un elemento formador de carburo tal como Ti o Nb, está presente una región de punta de precipitación de Ti o Nb en la fase α en un lado de mayor temperatura que la de una región de punta de precipitación de cementita. Por lo tanto, el C se pierde por la precipitación de carburos tales como Ti o Nb y se reduce tanto la cantidad de precipitación como el tamaño de grano de cementita.

A continuación, se describirá el endurecimiento por precipitación. En la realización, el Ti se usa principalmente como un elemento de endurecimiento por precipitación. Los presentes inventores investigaron un acero que contiene Ti sobre una relación entre el tamaño promedio de grano y la densidad de los precipitados (en lo sucesivo en la presente memoria, denominados "precipitados de TiC") que contienen TiC y una resistencia a tracción.

55 El tamaño de grano y la densidad de los precipitados de TiC se miden usando un método de sonda atómica tridimensional. Se prepara una muestra acicular a partir de una muestra de una diana de medición por corte y

electropulido y, opcionalmente, por una combinación de electropulido y haz de iones enfocado de fresado. En la medición con la sonda atómica tridimensional, pueden reconstruirse datos acumulativos para obtener una imagen de distribución actual de átomos en un espacio real. Esto es, se obtiene una densidad numérica de los precipitados de TiC a partir del volumen de la imagen de distribución tridimensional de los precipitados de TiC y el número de precipitados de TiC.

Puede obtenerse el tamaño de grano de los precipitados de TiC calculando un diámetro a partir del número de átomos que constituyen los precipitados de TiC observados y una constante de red de TiC, suponiendo que la forma de los precipitados es esférica. Arbitrariamente, se miden diámetros de 30 o más precipitados de TiC y se obtiene el valor promedio de los mismos.

Se procesa una muestra en una pieza de ensayo del nº 5 de acuerdo con JIS Z 2201 y se realiza un ensayo de tracción para una chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con JIS Z 2241.

Si la composición química es constante, el tamaño promedio de grano y la densidad de los precipitados que contienen TiC tienen una relación casi inversa entre sí. Para obtener un aumento en la resistencia a tracción de 100 MPa por endurecimiento por precipitación, es necesario que el tamaño promedio de grano de los precipitados que contienen TiC sea menor que o igual a 3 nm; y la densidad de los mismos sea mayor que o igual a 1×10^{16} granos/cm³. Cuando los precipitados que contienen TiC son gruesos, puede deteriorarse la tenacidad o es probable que ocurra el agrietamiento de la superficie de fractura.

Una microestructura de una fase precursora de la chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la realización no está limitada particularmente. Sin embargo, cuando la resistencia a tracción es mayor que o igual a una cifra de 780 MPa, es preferible una estructura de transformación de enfriamiento continuo (Zw). Incluso en este caso, la microestructura de la fase precursora de la chapa de acero laminada en caliente puede contener ferrita poligonal (PF) que tiene una fracción en volumen de 20% o menor para mejorar simultáneamente tanto la trabajabilidad como la ductilidad, representadas por un alargamiento uniforme. Incidentalmente, la fracción en volumen de la microestructura se refiere a la fracción de área en un campo visual de medición.

La estructura de transformación de enfriamiento continuo (Zw) descrita en la realización se refiere a, como se describe en "Recent Study relating to Bainite structure and Transformation Action of Low-Carbon Steel -the Final Report of Bainite Research Committee-" (Comité de Investigación sobre Bainita, Sociedad de Investigación Básica, El Instituto del Hierro y el Acero de Japón; 1994), una microestructura definida como una estructura de transformación en el estado intermedio entre una microestructura que contiene ferrita poligonal y perlita producida por un mecanismo de difusión; y martensita producida por un mecanismo de cizalladura sin difusión.

Esto es, como se describe como una estructura microscópica óptica en las pág. 125 a 127 del documento de referencia descrito anteriormente, se define la estructura de transformación de enfriamiento continuo (Zw) como una microestructura que contiene principalmente Ferrita Bainítica ($\alpha^{\circ}B$), Ferrita Bainítica Granular (αB), y Ferrita Casi-poligonal (αq) y puede contener adicionalmente una pequeña cantidad de austenita retenida (γr) y Martensita-Austenita (MA).

Al igual que la ferrita poligonal (PF), no aparece por ataque químico una estructura interna de αq , sino que la forma de la misma es acicular. Por lo tanto, αq se distingue claramente de PF. La expresión αq se refiere a un grano en el cual, cuando la longitud periférica de un grano diana está representada por lq y el diámetro de círculo equivalente del mismo está representado por dq , la razón (lq/dq) del mismo satisface la expresión $lq/dq \geq 3,5$.

La estructura de transformación de enfriamiento continuo (Zw) de la chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la realización se define como una microestructura que contiene uno o dos o más seleccionados de $\alpha^{\circ}B$, αB , αq , γr y MA. Una cantidad total de γr y/o MA es menor que o igual a 3%.

La estructura puede determinarse por ataque químico usando un reactivo de nital y observación usando un microscopio óptico. Sin embargo, se da un caso donde puede ser difícil de determinar la estructura de transformación de enfriamiento continuo (Zw) por ataque químico usando un reactivo de nital y observación usando un microscopio óptico. En este caso, se usa EBSP-OIM (marca comercial registrada) para la determinación. Por ejemplo, pueden identificarse ferrita, bainita y martensita, que tienen una estructura de abeja, usando un método KAM (distribución de desorientaciones promedio) equipado con EBSP-OIM (marca comercial registrada). En el método KAM, se realiza un cálculo para cada píxel en el que las diferencias en la orientación entre píxeles se promedian usando, entre datos de medición, una primera aproximación de seis píxeles adyacentes, de píxeles de un hexágono regular, una segunda aproximación de 12 píxeles del mismo que están más hacia fuera, o una tercera aproximación de 18 píxeles del mismo que está aún más fuera; y el valor promedio se ajusta a un valor de píxel central. Realizando este cálculo tal y como para no sobrepasar un límite de grano, puede crearse un mapa que representa los cambios de orientación en los granos. Este mapa muestra la distribución de deformación basándose en los cambios de orientación local en los granos.

Adicionalmente, se ajusta una condición para calcular las diferencias en la orientación entre píxeles adyacentes en EBSP-OIM (marca comercial registrada) a la tercera aproximación y estas diferencias en la orientación se ajustan

- para que sean menores que o iguales a 5°. En la tercera aproximación descrita anteriormente de las diferencias en la orientación, cuando el valor calculado es mayor que 1°, el píxel se define como la estructura de transformación de enfriamiento continuo (Zw); y cuando el valor calculado es menor que o igual a 1°, el píxel se define como ferrita. La razón es la siguiente: puesto que se produce la ferrita pro-eutectoide poligonal transformada a una alta temperatura mediante transformación por difusión, una densidad de dislocación es baja, una deformación en los granos es pequeña, y las diferencias entre las orientaciones del cristal en los granos son pequeñas; y, como resultado de diversas investigaciones que han realizado los presentes inventores, se encontró que la fracción ferrita en volumen obtenida por observación usando un microscopio óptico, coincidía aproximadamente con la fracción de área obtenida mediante la tercera aproximación de diferencias en la orientación de 1° en el método KAM.
- En el método EBSP-OIM (marca comercial registrada), se irradia una muestra altamente inclinada con haces de electrones en un microscopio electrónico de barrido (SEM); y una cámara de alta sensibilidad graba un patrón Kikuchi formado por retrodispersión. Después, se procesa una imagen del mismo con un ordenador y, de esta manera, puede medirse una orientación de cristal del punto de irradiación en un corto periodo de tiempo.
- En el método EBSP, puede analizarse cuantitativamente una microestructura y una orientación de cristal de una superficie de muestra a granel. Puede analizarse un área de análisis en un área capaz de ser observada con un SEM a una resolución de al menos 20 nm, aunque la resolución depende también de la resolución del SEM.
- El análisis usando el método EBSP-OIM (marca comercial registrada) se realiza mapeando un área de análisis con varias decenas de miles de puntos en una forma de cuadrícula a intervalos regulares. En el caso de un material policristalino, puede observarse una distribución de la orientación del cristal y un tamaño de grano en una muestra.
- En la chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la realización, se ajusta una diferencia de orientación de cada paquete a 15° para el mapeo; y puede definirse una estructura que puede determinarse basándose en una imagen de mapeo como la estructura de transformación de enfriamiento continuo (Zw) por conveniencia.
- A continuación, se describirá la razón para limitar las condiciones para un método de producción de una chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con una realización de la presente invención (en lo sucesivo en la presente memoria, denominado como "método de producción de acuerdo con la realización").
- En el método de producción de acuerdo con la realización, no está limitado particularmente un método de producción de una pieza de acero que se realiza antes de un proceso de laminado en caliente. Esto es, en el método de producción de una pieza de acero, se realiza un proceso de preparación de un lingote usando un alto horno, un horno convertidor, un horno eléctrico, o similares; pueden realizarse diversas clases de procesos de fundición secundaria para ajustar los componentes y, de esta manera, obtener la composición química deseada; y puede realizarse un proceso de colada con un método tal como colada continua normal, colada de lingotes, o colada de planchas finas.
- Cuando se obtiene una plancha por colada continua, la plancha a alta temperatura puede alimentarse directamente a un tren de laminado en caliente; o puede enfriarse a una temperatura ambiente una vez y calentarse de nuevo en un horno de calentamiento para laminado en caliente. Puede usarse chatarra como material de partida.
- La plancha obtenida de acuerdo con el método de producción descrito anteriormente se calienta en un proceso de calentamiento de plancha antes del proceso de laminado en caliente. En este momento, se realiza el calentamiento en un horno de calentamiento a una temperatura mayor que o igual a una temperatura mínima de recalentamiento de plancha $SRT_{min}^{\circ C}$ calculada según la siguiente expresión (d).
- $$SRT_{min} = 7000 / \{2,75 - \log([Ti] \times [C])\} - 273 \quad \dots \quad (d)$$
- la expresión (d) es la expresión para obtener la temperatura de la disolución de un carbonitruro de Ti a partir de un producto del (%) del contenido [Ti] de Ti y el (%) del contenido [C] de C. Se determinan las condiciones para obtener un precipitado compuesto de TiNbCN de acuerdo con el contenido de Ti. Esto es, cuando el contenido de Ti es pequeño, no precipita TiN en solitario.
- Cuando la temperatura de calentamiento de la plancha es mayor que o igual a la temperatura $SRT_{min}^{\circ C}$ que satisface la expresión (d), la resistencia a tracción de la chapa de acero mejora significativamente. Se considera que la razón es la siguiente.
- Para obtener la resistencia a tracción deseada, es efectivo usar endurecimiento por precipitación con Ti y/o Nb. En una plancha antes del calentamiento, precipitan carbonitruros gruesos tales como TiN, NbC, TiC y NbTi (CN). Para obtener eficazmente el efecto de endurecimiento por precipitación con Nb y/o Ti, es necesario que estos carbonitruros gruesos se disuelvan temporal y suficientemente en un metal base durante el proceso de calentamiento de la plancha.
- La mayoría de carbonitruros de Nb y/o Ti se disuelven a una temperatura de la disolución de Ti. Los presentes inventores encontraron que, para obtener la resistencia a tracción deseada, es necesario que una plancha se caliente a la temperatura de la disolución $SRT_{min}^{\circ C}$ de Ti en el proceso de calentamiento de la plancha.

TiN, TiC, y NbN-NbC tienen valores bibliográficos para el producto de solubilidad. En particular, puesto que el TiN precipita a alta temperatura, se supone que TiN es difícil de disolver por calentamiento a baja temperatura de acuerdo con la realización. Sin embargo, los presentes inventores encontraron que, aunque el TiN no se disolviera completamente, la mayoría de TiC se disolvió sustancialmente sólo con la solubilización del mismo.

5 Cuando se observa un precipitado, que se considera que es un precipitado compuesto de TiNb(CN), por observación repetida en un microscopio electrónico de transmisión, se cambian las concentraciones de Ti, Nb, C, y N en una parte central en la que ocurre la precipitación a una alta temperatura y una parte periférica en la que ocurre precipitación a una temperatura relativamente baja. Esto es, las concentraciones de Ti y N son altas en la parte central, mientras que las concentraciones de Nb y C son altas en la parte periférica.

10 La razón es la siguiente: TiNb(CN) es un precipitado de tipo MC que tiene una estructura de NaCl, y en el TiC, el Ti está coordinado a un sitio M y el C está coordinado a un sitio C; sin embargo, dependiendo de las temperaturas, el Ti puede estar sustituido con Nb y el C puede estar sustituido con N.

15 Se aplicará esto mismo a TiN. Incluso a una temperatura a la que el TiC se disuelve completamente, el TiN contiene Ti a una fracción de sitio de 10% a 30%. Por lo tanto, técnicamente, el TiN se disuelve completamente a una temperatura que es mayor que o igual a una temperatura a la que se disuelve completamente el TiN. Sin embargo, en un sistema de componentes que tiene una cantidad relativamente pequeña de Ti, sustancialmente, puede ajustarse la temperatura de la disolución al límite inferior de la temperatura de disolución de los precipitados de TiC.

20 Cuando la temperatura de calentamiento es menor que $SRT_{min}^{\circ}C$, los carbonitruros de Nb y/o Ti no se disuelve suficientemente en un metal base. En este caso, durante el enfriamiento después de acabar el laminado, o después del bobinado, no puede usarse el endurecimiento por precipitación en el que se obtiene el efecto de aumentar la resistencia mediante la precipitación fina de Nb y/o Ti como carburos. Por lo tanto, la temperatura de calentamiento en el proceso de calentamiento de plancha se ajusta para que sea mayor que o igual a la $SRT_{min}^{\circ}C$ calculada de acuerdo con la expresión (d).

25 Cuando la temperatura de calentamiento en el proceso de calentamiento de plancha es mayor que 1260° , se deteriora el límite elástico debido al desconchado. Por lo tanto, se ajusta la temperatura de calentamiento para que sea menor que o igual a $1260^{\circ}C$. Por lo tanto, se ajusta la temperatura de calentamiento en el proceso de calentamiento de plancha a la temperatura mínima de recalentamiento de plancha $SRT_{min}^{\circ}C$, calculada de acuerdo con la expresión (d), a $1260^{\circ}C$. Cuando la temperatura de calentamiento es menor que $1150^{\circ}C$, se deteriora significativamente la eficiencia de la operación debido a problemas de programación. Por lo tanto, la temperatura de calentamiento es preferiblemente mayor que o igual a $1150^{\circ}C$.

30 El tiempo de calentamiento en el proceso de calentamiento de plancha no está limitado particularmente. Sin embargo, para que la disolución de carbonitruros de Nb y/o Ti progrese suficientemente, es preferible que el calentamiento continúe durante 30 minutos o más después de alcanzar la temperatura de calentamiento. Sin embargo, un caso donde una plancha después de la colada se alimenta directamente para laminado a una alta temperatura no está limitado a esto.

35 Se inicia un proceso de laminado de desbaste para realizar un laminado de desbaste (primer laminado en caliente) sobre una plancha, que se extrae de un horno de calentamiento en un corto periodo de tiempo (por ejemplo, en 5 minutos, preferiblemente, en 1 minuto) después del proceso de calentamiento de plancha, para obtener una barra de hierro crudo.

40 El laminado de desbaste (primer laminado en caliente) acaba a una temperatura de $1000^{\circ}C$ a $1200^{\circ}C$. Cuando la temperatura final del laminado de desbaste es menor que $1000^{\circ}C$, aumenta la resistencia a la deformación en caliente durante el laminado de desbaste, lo que ocasiona problemas operacionales durante el laminado de desbaste.

45 Cuando la temperatura final del laminado de desbaste es mayor que $1200^{\circ}C$, aumenta el tamaño promedio de grano, lo que provoca un deterioro en la tenacidad. Adicionalmente, puesto que las cascarillas secundarias producidas durante el laminado de desbaste crecen excesivamente, puede haber problemas durante el descascarillado que se realiza posteriormente o durante la retirada de cascarillas en el laminado de acabado. Cuando la temperatura final del laminado de desbaste es mayor que $1150^{\circ}C$, se embuten inclusiones, lo que puede provocar el deterioro en la expansibilidad de agujeros. Por lo tanto, la temperatura final del laminado de desbaste es preferiblemente menor que o igual a $1150^{\circ}C$.

50 Cuando una reducción de laminado de laminado de desbaste es baja, el tamaño promedio de grano es grande y se deteriora la tenacidad. Cuando la reducción de laminado es mayor que o igual a 40%, el tamaño de grano es uniforme y pequeño. Por otro lado, cuando la reducción de laminado es mayor que 65%, se embuten inclusiones, que pueden provocar el deterioro en la expansibilidad de agujeros. Por lo tanto, la reducción de laminado es menor que o igual a 65%.

55 Para refinar el tamaño promedio de grano de la chapa de acero laminada en caliente, es importante un tamaño de grano de austenita después del laminado de desbaste, es decir, antes del laminado de acabado (segundo laminado

en caliente). Es preferible que el tamaño de grano de austenita antes del laminado de acabado sea más pequeño. Desde el punto de vista del refinado y homogeneización del grano, el tamaño de grano de austenita es preferiblemente menor que o igual a 200 μm . Para obtener el tamaño de grano de austenita que es menor que o igual a 200 μm , se realiza el laminado al menos una vez a una reducción de laminado de 40% o mayor durante el laminado de desbaste (primer laminado en caliente).

Para obtener más eficientemente los efectos de refinado y homogeneización del grano, el tamaño de grano de austenita es más preferiblemente menor que o igual a 100 μm . Para ello, es más preferible que el laminado se realice 2 o más veces a una reducción de laminado de 40% o mayor durante el laminado de desbaste (primer laminado en caliente). Sin embargo, cuando el laminado de desbaste se realiza más de 10 veces, existen preocupaciones sobre una reducción en la temperatura y una producción excesiva de cascarillas.

Como se ha descrito anteriormente, una reducción en el tamaño de grano de austenita antes del laminado de acabado es efectiva para promover la recristalización de austenita durante el laminado de acabado posterior.

Se considera que la razón es que un límite de grano de austenita después del laminado de desbaste (es decir, antes del laminado de acabado) funciona como un núcleo de recristalización durante el laminado de acabado. Por lo tanto, el tamaño promedio de grano de la chapa de acero laminada en caliente puede refinarse controlando un tiempo de espera, desde el laminado de acabado hasta el inicio del enfriamiento, las condiciones de enfriamiento, y similares, descritas más adelante, en un estado donde se reduce el tamaño de grano de austenita durante el laminado de desbaste. Para medir el tamaño de grano de austenita después del laminado de desbaste, la chapa de acero se enfría tan rápidamente como sea posible, por ejemplo, a una velocidad de enfriamiento de 10°C/s o mayor, se ataca químicamente una estructura de una sección transversal de la chapa de acero para hacer que destaque el límite de grano de austenita, y la medición se realiza usando un microscopio óptico. En este momento, se observan 20 o más campos visuales a un aumento de 50 veces o más y se miden con un análisis de imágenes o un método de corte.

Durante el laminado (segundo laminado en caliente y tercer laminado en caliente) que se realiza después del laminado de desbaste, puede realizarse un laminado sin fin en el que la barra de hierro crudo obtenida durante el laminado de desbaste se ensambla entre el proceso de laminado de desbaste (primer laminado en caliente) y el proceso de laminado en caliente de acabado (segundo laminado en caliente); y el laminado se realiza continuamente. En este momento, la barra de hierro crudo puede bobinarse temporalmente en el estado de bobina, puede almacenarse en una cubierta que tiene, opcionalmente, una función aislante del calor, puede desbobinarse de nuevo y puede ensamblarse.

Además, durante el laminado de acabado (segundo laminado en caliente), puede darse un caso en el que es preferible que los cambios de temperatura en la dirección de laminado, la dirección transversal, y la dirección a través del espesor de la barra de hierro crudo se controlen para que sean pequeños. En este caso, opcionalmente, puede proporcionarse un aparato de calentamiento capaz de controlar los cambios de temperatura en la dirección de laminado, la dirección transversal, y la dirección a través del espesor de la barra de hierro crudo, entre un tren de laminado de desbaste y un tren de laminado de acabado o entre soportes de laminado de acabado para calentar la barra de hierro crudo.

Los ejemplos de medios de calentamiento incluyen diversas clases de medidas de calentamiento, tales como calentamiento por gas, calentamiento eléctrico, y calentamiento por inducción. Puede usarse cualquier medida bien conocida siempre y cuando esta pueda controlar que los cambios de temperatura en la dirección de laminado, la dirección transversal, y la dirección a través del espesor de la barra de hierro crudo sean pequeños.

Como las medidas de calentamiento, es preferible el calentamiento por inducción, que tiene una respuesta de control de temperatura industrialmente superior. En particular, son más preferibles varios aparatos de calentamiento por inducción transversales capaces de desplazarse en la dirección transversal, porque pueden controlar apropiadamente una distribución de temperatura en la dirección transversal de acuerdo con la anchura de la chapa. Como las medidas de calentamiento, es más preferible un aparato de calentamiento en el que se combinan varios aparatos de calentamiento por inducción transversales y un aparato de tipo solenoide de calentamiento por inducción que es mucho mejor para el calentamiento en toda la anchura de la chapa.

Cuando se controla la temperatura usando estos aparatos de calentamiento, es necesario controlar la cantidad de calentamiento. En este caso, la temperatura interna de la barra de hierro crudo no puede medirse realmente. Por lo tanto, se estima una distribución de temperatura de la barra de hierro crudo en la dirección de laminado, la dirección transversal, y la dirección a través del espesor cuando la barra de hierro crudo alcanza el aparato de calentamiento, basándose en los datos medidos previamente de una temperatura de carga de plancha, un tiempo durante el que una plancha está presente en un horno, una temperatura de la atmósfera de un horno de calentamiento, una temperatura de extracción del horno de calentamiento, y un tiempo de transporte de un mesa de rodillos. Es preferible controlar la cantidad de calentamiento usando el aparato de calentamiento que se basa en los valores estimados.

La cantidad de calentamiento se controla de la siguiente manera usando el aparato de calentamiento por inducción. El aparato de calentamiento por inducción (aparato de calentamiento por inducción transversal) genera un campo

magnético en el interior del mismo cuando fluye una corriente alterna a través de una bobina. Debido a la acción de inducción electromagnética, se genera una corriente de Foucault en una dirección opuesta a la de la corriente de la bobina en un conductor, provisto en la bobina, en una dirección circunferencial perpendicular a un flujo magnético. Debido al efecto Joule del mismo, el conductor se calienta.

- 5 La corriente de Foucault se genera de forma más intensiva en la superficie interior de la bobina y se reduce exponencialmente hacia el interior (este fenómeno se denomina efecto pelicular). Como la frecuencia es menor, la profundidad de penetración de corriente es mayor y se obtiene un patrón de calentamiento, que es uniforme en la dirección del espesor. Cuanto mayor es la frecuencia, menor es la profundidad de penetración de corriente, y se obtiene un patrón de calentamiento, que tiene un pico sobre la capa superficial y tiene una pequeña cantidad de sobrecalentamiento en la dirección del espesor.

10 Por consiguiente, en el aparato de calentamiento por inducción transversal, puede realizarse el calentamiento en la dirección de laminado y la dirección transversal de la barra de hierro crudo con el mismo método que el de la técnica relacionada.

- 15 Durante el calentamiento en la dirección a través del espesor, puede cambiarse la profundidad de penetración cambiando la frecuencia del aparato de calentamiento por inducción transversal; y puede hacerse uniforme la densidad de temperatura controlando el patrón de calentamiento en la dirección a través del espesor. En este caso, se usa preferiblemente un aparato de calentamiento por inducción de frecuencia variable, aunque la frecuencia puede cambiarse controlando un condensador.

- 20 Cuando se controla la cantidad de calentamiento usando el aparato de calentamiento por inducción, pueden proporcionarse varios invertidores que tienen diferentes frecuencias para cambiar las cantidades de calentamiento respectivas y obtener, de esta manera, un patrón de calentamiento necesario en la dirección del espesor. Durante el calentamiento por inducción, cuando se cambia un hueco de aire con una diana de calentamiento, se cambia la frecuencia. Por lo tanto, para controlar la cantidad de calentamiento usando el aparato de calentamiento por inducción, puede cambiarse un hueco de aire con una diana de calentamiento para cambiar la frecuencia y obtener, de esta manera, el patrón de calentamiento deseado.

- 25 Por ejemplo, como se describe en "Databook on Fatigue Strength of Metallic Materials" (The Society of Materials Science, Japón), la resistencia a la fatiga de una chapa de acero laminada en caliente o decapada, tiene una relación con la altura máxima R_y (correspondiente a R_z según JIS B0601:2001) sobre la superficie de la chapa de acero. Por lo tanto, es preferible que la altura máxima R_y sobre la superficie de la chapa de acero después del laminado de acabado sea menor que o igual a $15 \mu\text{m}$ (R_y $15 \mu\text{m}$, $12,5 \text{ mm}$, $1n$ $12,5\text{mm}$). Para obtener esta rugosidad superficial, durante el descascarillado, es preferible que se satisfaga una condición de "Presión de Impacto P de Agua a Alta Presión sobre la Superficie de la Chapa de Acero x Caudal $L \geq 0,003$ ".

- 30 Para evitar la reproducción de las cascarillas después descascarillado, es preferible que el laminado de acabado se realice a los 5 segundos después del descascarillado. Después de acabar el laminado de desbaste, se inicia el laminado de acabado (segundo laminado en caliente). Se ajusta el tiempo desde que acaba el laminado de desbaste hasta que se inicia el laminado de acabado para que esté dentro de 150 segundos. Cuando el tiempo de espera desde que acaba el laminado de desbaste hasta que se inicia el laminado de acabado es mayor que 150 segundos, aumenta el tamaño promedio de grano en la chapa de acero y, de esta manera, se deteriora la tenacidad. El límite inferior no está limitado particularmente, aunque es preferiblemente mayor que o igual a 10 segundos cuando la recristalización se acaba completamente después del laminado de desbaste.

- 35 Durante el laminado de acabado, se ajusta una temperatura de inicio del laminado de acabado para que sea mayor que o igual a 1000°C . Cuando la temperatura de inicio del laminado de acabado es menor que 1000°C , en cada pasada del laminado de acabado, se reduce la temperatura de laminado a la que se calienta la barra de hierro crudo como la diana de laminado, se realiza el laminado en un intervalo de temperatura de no recristalización, se desarrolla una textura, y se deteriora la isotropía.

- 40 El límite superior de la temperatura de inicio del laminado de acabado no está limitado particularmente. Sin embargo, cuando el límite superior es mayor que o igual a 1150°C , antes del laminado de acabado y entre pasadas, existe una preocupación sobre una ampolla que provoca cascarillas de husillo entre la ferrita de la chapa de acero y una cascarilla de la superficie. Por lo tanto, la temperatura de inicio del laminado de acabado es preferiblemente menor que 1150°C .

- 45 Durante el laminado de acabado, cuando una temperatura determinada por los componentes de la chapa de acero está representada por T_1 , en un intervalo de temperatura de $(T_1+30)^\circ\text{C}$ a $(T_1+200)^\circ\text{C}$, el laminado se realiza al menos una vez a una reducción de laminado de 30% o mayor, de modo que se obtiene una reducción de laminado total de 50% o mayor; y después se acaba el laminado en caliente a $(T_1+30)^\circ\text{C}$ o mayor. El valor T_1 descrito en la presente memoria representa la temperatura que se calcula a partir de los contenidos de los elementos respectivos según la siguiente expresión (e).

$$T_1 = 850 + 10x([C] + [N])x[Mn] + 350x[Nb] + 250x[Ti] + 40x[B] + 10x[Cr] + 100x[Mo] + 100x[V] \quad \dots \quad (e)$$

En la expresión (e), el contenido de un elemento químico (componente químico) que no está contenido en la chapa de acero se calcula como 0%.

5 Esta temperatura T1 se obtuvo empíricamente. Los presentes inventores encontraron empíricamente que la recrystalización se promovía en un intervalo de austenita basado en la temperatura T1. Sin embargo, en la expresión (e), se calcula como 0% el contenido de un elemento químico (componente químico) que no está contenido en la chapa de acero.

10 Cuando la reducción de laminado total en el intervalo de temperatura de (T1+30)°C a (T1+200)°C es menor que 50%, la deformación del laminado que se acumula durante el laminado en caliente no es suficiente, la recrystalización de austenita no avanza suficientemente, se desarrolla una textura, se deteriora la isotropía, y existe una preocupación de que no pueda obtenerse un efecto de refinado de grano suficiente. Por lo tanto, la reducción de laminado total durante el laminado de acabado se ajusta para que sea mayor que o igual a 50%. Cuando la reducción de laminado total es mayor que o igual a 70%, puede obtenerse suficiente isotropía incluso en consideración de la variación provocada por los cambios de temperatura y similares, que es más preferible.

15 Por otro lado, cuando la reducción de laminado total es mayor que 90%, es difícil mantener un intervalo de temperatura de (T1+200)°C o menor debido al calentamiento por deformación y similares. Además, aumenta una carga de laminado y el laminado es difícil.

Para promover una recrystalización uniforme liberando la deformación acumulada, se realiza el laminado al menos una vez a una reducción de laminado de 30% o mayor, en una pasada, durante el laminado en el que la reducción de laminado total en el intervalo de temperatura de (T1+30)°C a (T1+200)°C es 50% o mayor.

20 Después de que acabe el segundo laminado en caliente, para promover una recrystalización uniforme, es preferible que la cantidad de procesamiento del laminado en un intervalo de temperatura de una temperatura de transformación Ar3 a menor que (T1+30)°C se suprima al mínimo. Para ello, una reducción de laminado total durante el laminado (tercer laminado en caliente opcional) en el intervalo de temperatura de la temperatura de transformación Ar3 a menor que (T1+30)°C está limitada a ser menor que o igual a 30%. Desde el punto de vista de la precisión en el espesor de la chapa y la forma de la chapa, es preferible una reducción de laminado de 10% o menor. Cuando se requiere isotropía adicional, es preferible una reducción de laminado de 0%.

30 Todos los procesos del primer al tercer laminado en caliente se acaban a la temperatura de transformación Ar3 o mayor. Durante el laminado en caliente en un intervalo de temperatura de menor que la temperatura de transformación Ar3, se realiza un laminado de doble fase y se deteriora la ductilidad debido a la estructura de ferrita deformada residual. Preferiblemente, la temperatura final del laminado en caliente es mayor que o igual a T1°C.

35 Cuando una pasada de una reducción de laminado de 30% o mayor en un intervalo de temperatura de (T1+30)°C a (T1+200)°C se define como una pasada de gran reducción, se realiza el enfriamiento primario en condiciones de una velocidad de enfriamiento de 50°C/s o mayor, un cambio de temperatura de 40°C a 140°C, y una temperatura de fin del enfriamiento de (T1+100)°C o menor, de tal manera que un tiempo de espera t (segundos) desde que acaba una pasada final de la pasada de gran reducción hasta el inicio del enfriamiento satisface la siguiente expresión (f). Cuando el tiempo de espera t hasta el inicio del enfriamiento es mayor que 2,5xt1 segundos, se mantienen los granos de austenita recrystalizados a alta temperatura, los granos crecen, y se deteriora la tenacidad. Durante el primer enfriamiento, es preferible que el enfriamiento se realice entre soportes de laminado, de modo que se enfríe la chapa de acero con agua tan rápidamente como sea posible después del laminado. Cuando se proporciona un aparato de medición, tal como un termómetro o un medidor del espesor, en la superficie trasera de un soporte de laminado final, la medición es difícil debido al vapor y similares generados cuando se aplica agua de enfriamiento al mismo. Por lo tanto, es difícil proporcionar un aparato de enfriamiento inmediatamente después del soporte de laminado final. Es preferible que el segundo enfriamiento se realice en una mesa de rodillos, que se proporciona después del paso a través del soporte de laminado final, de modo que se pueda controlar de forma precisa un estado de precipitación de un precipitado y una fracción de la estructura de una microestructura en un intervalo estrecho. El aparato de enfriamiento en la mesa de rodillos es adecuado para controlar la microestructura descrita anteriormente porque la retroalimentación puede controlarse a través de un software mediante señales eléctricas emitidas desde un controlador que incluye varias válvulas de enfriamiento con agua, controladas por válvulas de solenoide.

50 $t \leq 2,5xt1 \dots$ (f)

(en donde t1 está representado por la siguiente expresión (g))

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

55 (en donde Tf representa la temperatura (°C) después de la reducción final a una reducción de laminado de 30% o mayor, y P1 representa la reducción de laminado (%) durante la reducción final a una reducción de laminado de 30% o mayor).

Se encontró que es más preferible que el tiempo de espera t se ajuste al tiempo después de que acabe la pasada

final de la pasada de gran reducción, en lugar del tiempo después de que acabe el laminado en caliente, porque se obtienen una razón de recristalización y un tamaño de grano de recristalización sustancialmente preferibles. Siempre y cuando el tiempo de espera hasta el inicio del enfriamiento sea como se ha descrito anteriormente, puede realizarse en primer lugar uno cualquiera del enfriamiento primario y el tercer laminado en caliente.

- 5 El crecimiento de los granos de austenita recristalizados puede suprimirse adicionalmente limitando el cambio en la temperatura de enfriamiento a de 40°C a 140°C. Además, puede suprimirse adicionalmente el desarrollo de una textura controlando más eficientemente la selección de variantes (evitación de límite de variante). Cuando el cambio de temperatura durante el enfriamiento primario es menor que 40°C, crecen los granos de austenita recristalizados y se deteriora la tenacidad a baja temperatura. Por otro lado, cuando el cambio de temperatura es mayor que 140°C, existe una preocupación sobre que se exceda el cambio de temperatura en un intervalo de temperatura de la temperatura de transformación Ar3 o menor. En este caso, incluso cuando la transformación se realiza a partir de austenita recristalizada, como resultado de un control eficiente de la selección de variación, se forma una textura y se deteriora la isotropía. Además, cuando la temperatura de una chapa de acero en el momento de acabar el enfriamiento es mayor que $(T1+100)^\circ\text{C}$, no se obtiene suficientemente el efecto de enfriamiento. La razón es la siguiente: incluso si se realiza el enfriamiento primario después de la pasada final en las condiciones apropiadas, cuando la temperatura de la chapa de acero en el momento de acabar de enfriamiento es mayor que $(T1 + 100)^\circ\text{C}$, existe una preocupación de que los granos puedan crecer y de que los granos de austenita puedan engrosarse significativamente.

- 20 Cuando la velocidad de enfriamiento durante enfriamiento primario es menor que 50°C/s, crecen los granos de austenita recristalizados y se deteriora la tenacidad a baja temperatura. Por otro lado, el límite superior de la velocidad de enfriamiento no está limitado particularmente, aunque es preferiblemente menor que o igual a 200°C/s desde el punto de vista de la forma de la chapa de acero.

Cuando el tiempo de espera t hasta el inicio del enfriamiento está limitado para que sea más corto que t_1 , se suprime el crecimiento de los granos y puede obtenerse una tenacidad superior.

- 25 Cuando el tiempo de espera t hasta el inicio del enfriamiento está limitado para satisfacer una expresión de $t_1 \leq t \leq 2,5t_1$, se promueve suficientemente la aleatorización de los granos y pueden obtenerse de forma estable densidades de polo superiores.

Adicionalmente, se realiza el enfriamiento secundario a los 3 segundos después del enfriamiento primario a una velocidad de enfriamiento de 15°C/s o mayor.

- 30 El proceso de enfriamiento secundario afecta en gran medida al tamaño de la cementita y la precipitación de carburos.

- 35 Cuando la velocidad de enfriamiento es menor que 15°C/s, la generación de nucleación por precipitación de cementita compite contra la generación de precipitación de TiC, NbC, y similares durante el enfriamiento desde que acaba el laminado de acabado hasta el bobinado. Como resultado, ocurre en primer lugar la nucleación por precipitación de cementita, se produce cementita que tiene un límite de grano mayor que 2 μm en el proceso de bobinado, y se deteriora la expansibilidad de agujeros. Además, debido al crecimiento de cementita, se suprime la precipitación fina de carburos tales como TiC y NbC y se deteriora la resistencia.

- 40 En el proceso de enfriamiento, incluso cuando el límite superior de la velocidad de enfriamiento no está limitado particularmente, pueden obtenerse los efectos de la realización. Sin embargo, el límite superior es preferiblemente menor que o igual a 300°C/s en consideración del alabeo de la chapa de acero debido a la deformación térmica.

- 45 Cuando un tiempo desde que acaba el enfriamiento primario hasta el inicio del enfriamiento secundario es mayor que 3 segundos, se engrosan los granos y se genera en primer lugar la nucleación por precipitación de cementita. Como resultado, en el proceso de bobinado, se produce cementita que tiene un límite de grano mayor que 2 μm y se deteriora la expansibilidad de agujeros. Adicionalmente, debido al crecimiento de cementita, se suprime la precipitación fina de carburos tales como TiC y NbC y se deteriora la resistencia. Por lo tanto, el tiempo hasta el inicio del enfriamiento secundario se ajusta para que sea a los 3 segundos. Sin embargo, es preferible que el tiempo sea más corto dentro del intervalo de capacidad de la instalación.

- 50 Una estructura de la chapa de acero no está limitada particularmente. Sin embargo, para obtener capacidad de enfaldillado elástico y trabajabilidad de rebabas superiores, es preferible usar una estructura de transformación de enfriamiento continuo (Zw) como una microestructura. Una velocidad de enfriamiento suficiente para obtener esta microestructura es mayor que o igual a 15°C/s. Esto es, una velocidad de enfriamiento para obtener de forma estable una estructura de transformación de enfriamiento continuo es de aproximadamente 15°C a 50°C. Adicionalmente, como se describe en los Ejemplos, una velocidad de enfriamiento para obtener de forma más estable una estructura de transformación de enfriamiento continuo es menor que o igual a 30°C.

- 55 Adicionalmente, para suprimir el crecimiento de granos c y para obtener una tenacidad a baja temperatura superior, es preferible proporcionar un aparato de enfriamiento y similares entre pasadas para controlar que un aumento de temperatura entre las pasadas del laminado de acabado (en el caso de laminado en tándem, entre los soportes

respectivos) sea menor que o igual a 18°C.

5 Considerando si se realiza o no la reducción predeterminada descrita anteriormente, puede confirmarse la reducción de laminado mediante cálculo a partir de los resultados actuales de carga de laminado, medición del espesor de la chapa, y similares. Además, puede medirse también la temperatura cuando hay un termómetro entre los soportes o puede obtenerse a partir de una velocidad lineal, una reducción de laminado, o similares mediante una simulación de cálculo en consideración del calentamiento por deformación y similares. Por lo tanto, puede obtenerse la temperatura por cualquiera o ambos de estos métodos.

10 En el método de producción de acuerdo con la realización, una velocidad de laminado no está limitada particularmente. Sin embargo, cuando una velocidad de laminado en un soporte final del laminado de acabado es menor que 400 m/min es probable que se engrosen los granos de γ . Por lo tanto, existen preocupaciones de que pueda reducirse una región en la que puede precipitar ferrita para obtener ductilidad y puede deteriorarse la ductilidad. Pueden obtenerse los efectos de la realización sin limitar particularmente el límite superior de la velocidad de laminado. Sin embargo, el límite superior es prácticamente menor que o igual a 1800 m/min debido a la limitación de la instalación. Por lo tanto, la velocidad de laminado durante el laminado de acabado es preferiblemente de 400 m/min 1800 m/min.

15 Cuando se usa una estructura de transformación de enfriamiento continuo (Zw) como una fase primaria de una microestructura, para mejorar la ductilidad con un pequeño deterioro en la trabajabilidad de rebabas, opcionalmente, la estructura puede contener ferrita poligonal que tiene una fracción en volumen de 20% o menor. En este caso, durante el proceso de enfriamiento secundario que se realiza antes del proceso de bobinado y después de que acabe el enfriamiento primario (entre el inicio del enfriamiento secundario y la finalización del enfriamiento secundario), o durante un periodo desde que acaba el enfriamiento secundario hasta el inicio del bobinado, puede mantenerse un intervalo de temperatura (fase doble de ferrita y austenita) desde la temperatura de transformación Ar3 hasta una temperatura de transformación Ar1 durante 1 segundo a 20 segundos.

20 En el caso donde se mantiene la temperatura, por ejemplo, cuando se realiza el enfriamiento secundario en una mesa de rodillos después del paso a través del soporte de laminado final, el enfriamiento se detiene temporalmente y la temperatura puede mantenerse en un intervalo predeterminado cerrando una válvula de enfriamiento con agua en una zona intermedia entre las zonas de enfriamiento del enfriamiento secundario. Además, por ejemplo, cuando el enfriamiento secundario se realiza entre soportes de laminado o inmediatamente después del paso a través de los soportes de laminado, puede mantenerse la temperatura en un intervalo predeterminado realizando el enfriamiento con aire durante un periodo desde que acaba el enfriamiento secundario hasta el inicio del bobinado.

25 Se mantiene la temperatura para promover la transformación de ferrita en la fase doble. Cuando el tiempo de retención es más corto que 1 segundo, la transformación de ferrita en la fase doble es insuficiente y, de esta manera, no puede obtenerse suficiente ductilidad. Por otro lado, cuando el tiempo de retención es mayor que 20 segundos, engrosan los precipitados que contienen Ti y/o Nb, lo que no contribuye a la mejora de la resistencia mediante endurecimiento por precipitación. Por lo tanto, en el proceso de enfriamiento, el tiempo de retención para hacer que la estructura de transformación de enfriamiento continuo contenga ferrita poligonal es preferiblemente de 1 segundo a 20 segundos.

30 Para promover la transformación de ferrita, el intervalo de temperatura que se mantiene durante 1 segundo a 20 segundos es preferiblemente de la temperatura de transformación Ar1 a 860°C. Para suprimir la variación causada por los componentes de la chapa de acero, el intervalo de temperatura es más preferiblemente menor que o igual a la temperatura de transformación Ar3. Para no reducir la productividad, el tiempo de retención es preferiblemente de 1 segundo a 10 segundos.

35 Cuando la retención se realiza durante el enfriamiento secundario, después de que acabe el tercer laminado en caliente, es preferible que la temperatura alcance el intervalo de temperatura de la temperatura de transformación Ar3 a la temperatura de transformación Ar1, rápidamente, a una velocidad de enfriamiento de 20°C/s o mayor.

40 En este caso, el límite superior de la velocidad de enfriamiento no está limitado particularmente, aunque es preferiblemente menor que o igual a 300°C/s en consideración de la capacidad de la instalación de enfriamiento. Cuando la velocidad de enfriamiento es excesivamente alta, existe la posibilidad de que la temperatura de fin del enfriamiento no pueda controlarse, puede ocurrir sobre-reacción, y puede ocurrir sobre-enfriamiento a la temperatura de transformación Ar1 o menor. Cuando ocurre sobre-enfriamiento a la temperatura de transformación Ar1 o menor, se pierde el efecto de mejorar la ductilidad. Por lo tanto, la velocidad de enfriamiento es preferiblemente menor que o igual a 150°C/s.

45 Puede calcularse fácilmente la temperatura de transformación Ar3 a partir de la siguiente expresión (expresión relacional entre componentes químicos). La siguiente expresión (j) puede definirse usando el contenido [Si] (% en masa) de Si, el contenido [Cr] (% en masa) de Cr, el contenido [Cu] (% en masa) de Cu, el contenido [Mo] (% en masa) de Mo, y el contenido [Ni] (% en masa) de Ni.

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

[Mneq] se define mediante la siguiente expresión (k) cuando no se añade B.

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

[Mneq] se define mediante la siguiente expresión (l) cuando se añade B.

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

- 5 Además, como la temperatura de transformación Ar1, pueden usarse los valores obtenidos experimentalmente realizando un ensayo de trabajo Formaster para cada componente.

El proceso de enfriamiento secundario descrito anteriormente y el proceso de bobinado después del enfriamiento secundario afectan en gran medida al tamaño y la densidad numérica de los precipitados que contienen TiC. Cuando una temperatura de bobinado es mayor que o igual a 700°C, los precipitados están en el estado de sobre-
10 envejecimiento de ser gruesos y dispersos. Como resultado, no puede obtenerse la cantidad deseada de endurecimiento por precipitación o puede deteriorarse la tenacidad. Cuando la temperatura de bobinado es menor que 700°C, puede obtenerse de forma estable el efecto de endurecimiento por precipitación en una dirección longitudinal de una bobina.

15 Por otro lado, cuando la temperatura de bobinado es menor que 550°C, el envejecimiento es insuficiente y, de esta manera, no puede obtenerse la precipitación de TiC deseada. Por lo tanto, la temperatura de bobinado es preferiblemente 550°C a menor que 700°C. Para obtener de forma más estable el efecto de endurecimiento por precipitación, la temperatura de bobinado es preferiblemente entre 550°C y 650°C.

Para referencia, la FIG. 3 es un diagrama de flujo que ilustra esquemáticamente el método de producción de una chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la realización.

- 20 Para mejorar la ductilidad corrigiendo la forma de la chapa de acero o introduciendo una dislocación móvil, puede realizarse adicionalmente un laminado de pasada superficial a una reducción de laminado de 0,1% a 2% después de que acaben todos los procesos.

Después de que acaben los procesos de laminado y enfriamiento descritos anteriormente, puede realizarse
25 decapado para retirar las cascarillas fijadas sobre la superficie de la chapa de acero laminada en caliente obtenida. Después del decapado, la chapa de acero laminada en caliente puede someterse adicionalmente a un laminado de pasada superficial a una reducción de laminado de 10% o menor; o laminarse en frío de una manera en línea o fuera de línea.

En la chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la realización, en cualquier caso después de la colada,
30 después del laminado en caliente, y después del enfriamiento, puede realizarse un tratamiento térmico en una línea de chapado en un baño de inmersión en caliente. Adicionalmente, la chapa de acero laminada en caliente después del tratamiento térmico puede someterse a un tratamiento de la superficie por separado. Realizando el chapado en la línea de chapado en un baño de inmersión en caliente, mejora la resistencia a la corrosión de la chapa de acero laminada en caliente.

35 Cuando la chapa de acero laminada en caliente después del decapado se somete a chapado con cinc, puede sumergirse la chapa de acero laminada en caliente en un baño de chapado con cinc, someterse a laminado dúo irreversible y, opcionalmente, someterse a un tratamiento de aleado. Realizando el tratamiento de aleado, mejora la resistencia a la corrosión y mejora también la resistencia a la soldadura para diversas clases de soldadura, tal como soldadura por puntos.

Ejemplos

40 A continuación, se describirán los ejemplos de la presente invención. Las condiciones en los ejemplos son meramente ejemplos de condiciones ejemplares que se adoptan para confirmar la operatividad y los efectos de la presente invención. La presente invención no está limitada a estas condiciones ejemplares. La presente invención puede adoptar diversas clases de condiciones dentro de un intervalo que no se aleja de los conceptos de la presente invención y conseguir el objeto de la presente invención.

45 Se fundieron las planchas A a W, que tienen las composiciones químicas que se muestran en la Tabla 1, en un convertidor en un proceso de refinado secundario; se colaron continuamente; y se alimentaron directamente o se recalentaron para realizar un laminado de desbaste (primer laminado en caliente). Después, del laminado de acabado (segundo laminado en caliente), se realizaron el tercer laminado en caliente, y el enfriamiento primario entre soportes de laminado para obtener chapas que tenían un espesor de 2,0 mm a 3,6 mm. Adicionalmente, se
50 realizó el enfriamiento secundario en una mesa de rodillos y se realizó el bobinado para preparar chapas de acero laminadas en caliente. Las condiciones de producción son como se muestra en las Tablas 2 a 9.

El resto de composiciones químicas mostradas en la Tabla 1 son Fe e impurezas inevitables. Las cifras subrayadas en la tabla representan que están fuera del intervalo de la presente invención.

[Tabla 1]

% en masa

TABLA 1-1

ACERO	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Cu	Ni	Mo	V	Cr	B	Mg	Ca	Rem	OTROS	EXPRESIÓN a	EXPRESIONES b y c	NOTA
A	0,069	1,20	2,51	0,016	0,003	0,023	0,0026	0,144	0,020	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,0014	0,0022	0,0000	0,0000	-	0,1306	0,0338	ACERO SEGUN LA PRESENTE INVENCION
B	0,071	1,17	2,46	0,011	0,002	0,029	0,0040	0,179	0,017	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,0000	0,0000	0,0024	0,0000	-	0,1623	0,0282	ACERO PARA COMPARACION
C	0,067	0,14	1,98	0,007	0,001	0,011	0,0046	0,091	0,038	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,0000	0,0019	0,0000	0,0000	-	0,0737	0,0437	ACERO SEGUN LA PRESENTE INVENCION
D	0,036	0,94	1,34	0,008	0,001	0,020	0,0028	0,126	0,041	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	-	0,1149	0,0020	ACERO SEGUN LA PRESENTE INVENCION
E	0,043	0,98	0,98	0,010	0,001	0,036	0,0034	0,099	0,000	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,0009	0,0000	0,0021	0,0000	-	0,0858	0,0215	ACERO SEGUN LA PRESENTE INVENCION
F	0,042	0,73	1,04	0,011	0,001	0,024	0,0041	0,035	0,019	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,0000	0,0000	0,0000	0,0018	-	0,0194	0,0347	ACERO SEGUN LA PRESENTE INVENCION
G	<u>0,089</u>	0,91	1,20	0,008	0,0011	0,033	0,0038	0,000	0,000	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,0000	0,0000	0,0022	0,0000	-	<u>-0,0147</u>	0,0927	ACERO PARA COMPARACION
H	<u>0,180</u>	0,03	0,72	0,017	0,004	0,011	0,0035	0,025	0,000	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	-	0,0070	0,1783	ACERO PARA COMPARACION
I	0,022	0,05	1,12	0,009	0,004	0,025	0,0047	0,102	0,000	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,0011	0,0000	0,0000	0,0020	Co: 0,001	0,0799	0,0020	ACERO SEGUN LA PRESENTE INVENCION
J	<u>0,004</u>	0,12	1,61	0,080	0,002	0,041	0,0027	0,025	0,025	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,0011	0,0000	0,0000	0,0020	-	0,0127	<u>-0,0024</u>	ACERO PARA COMPARACION
K	<u>0,230</u>	0,18	0,74	0,017	0,002	0,005	0,0051	<u>0,000</u>	0,000	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,0000	0,0000	0,0000	0,0020	-	<u>-0,0205</u>	0,2351	ACERO PARA COMPARACION
L	0,057	1,21	2,46	0,013	0,002	0,023	0,0026	<u>0,210</u>	0,015	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,0000	0,0000	0,0024	0,0000	-	0,1981	0,0055	ACERO PARA COMPARACION

% en masa

TABLA 1-2

ACERO	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Cu	Ni	Mo	V	Cr	B	Mg	Ca	Rem	OTROS	EXPRESIÓN a	EXPRESIONES b Y c	NOTA
M	0,061	1,24	2,53	0,011	0,003	0,023	0,0026	0,137	<u>0,110</u>	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,0000	0,0000	0,0000	0,0020	-	0,1236	0,0159	ACERO PARA COMPARACIÓN
N	0,065	0,15	2,00	0,017	0,004	0,01	0,0041	0,088	0,034	0,06	0,03	0,00	0,00	0,00	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	-	0,0679	0,0436	ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION
O	0,036	0,96	1,27	0,009	0,004	0,025	0,0038	0,124	0,037	0,00	0,03	0,00	0,00	0,00	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	-	0,1050	0,0050	ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION
P	0,041	1,01	0,94	0,080	0,002	0,041	0,0035	0,102	0,000	0,00	0,00	0,48	0,00	0,00	0,0010	0,0000	0,0000	0,0000	Zr: 0,002	0,0870	0,0193	ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION
Q	0,064	1,22	2,52	0,017	0,002	0,005	0,0047	0,140	0,018	0,00	0,00	0,00	0,10	0,00	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	-	0,1209	0,0315	ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION
R	0,038	0,74	0,99	0,013	0,002	0,023	0,0027	0,034	0,022	0,00	0,00	0,00	0,00	0,91	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	-	0,0217	0,0297	ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION
S	0,049	0,01	2,94	0,010	0,001	0,750	0,0050	0,192	0,000	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	-	0,1734	0,0057	PRESENTE INVENCION
T	0,044	2,20	0,20	0,009	0,001	0,008	0,0009	0,020	0,000	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,0003	0,0000	0,0000	0,0000	-	0,0154	0,0401	PRESENTE INVENCION
U	0,045	0,75	1,02	0,01	0,001	0,024	0,0020	<u>0,010</u>	0,000	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,0005	0,0000	0,0000	0,0000	-	0,0016	0,0446	ACERO PARA COMPARACIÓN
V	0,035	0,92	1,32	0,009	0,001	0,020	0,0059	0,170	0,000	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	-	0,1483	<u>-0,0021</u>	ACERO PARA COMPARACIÓN
W	0,033	0,95	1,33	0,008	0,001	0,021	0,0058	0,016	0,000	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	-	<u>-0,0054</u>	0,0343	ACERO PARA COMPARACIÓN

[Tabla 2]

TABLA 2-1

ACERO Nº	CONDICIONES DE PRODUCCIÓN																			
	FACTORES METALÚRGICOS					CONDICIONES TEMPERATURA CALENTAMIENTO					PRIMER LAMINADO EN CALIENTE					SEGUNDO LAMINADO EN CALIENTE				
	(1)	(2)	(3)	(4)	T1 (°C)	(5)	(6)	(7)	(8)	(9)	(10)	(ID)	(12)	(13)	Tf (°C)	P1 (14)(%)	(15)			
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION	1	A	1200	638	488	895	45	2	45/45	100	1080	60	1050	90	990	40	1	15		
ACERO PARA COMPARACION	2	B	1234	723	573	903	45	2	45/45	100	1080	60	1050	90	990	40	1	12		
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION	3	D	1137	720	570	887	45	1	50	180	1050	60	1040	93	980	35	2	15		
ACERO PARA COMPARACION	4	D	1137	720	570	887	45	1	50	110	1010	30	1000	93	930	35	2	15		
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION	5	D	1137	720	570	887	5	1	50	140	1050	60	1030	93	970	35	2	15		
ACERO PARA COMPARACION	6	D	1137	720	570	887	45	0	-	240	1065	60	1040	93	980	35	2	15		
ACERO PARA COMPARACION	7	D	1137	720	570	887	45	1	50	140	1050	180	1010	93	950	35	2	15		
ACERO PARA COMPARACION	8	D	1137	720	570	887	45	1	50	140	1050	60	1040	45	980	35	2	15		
ACERO PARA COMPARACION	9	D	1137	720	570	887	45	1	50	140	1050	60	910	93	850	35	2	15		
ACERO PARA COMPARACION	10	D	1137	720	570	887	45	1	50	140	1050	30	1110	93	1050	35	2	15		

(1) COMPONENTE (2) TEMPERATURA DE LA DISOLUCION (°C) (3) TEMPERATURA DE TRANSFORMACION Ar3 (°C) (4) TEMPERATURA DE TRANSFORMACION Ar1 (°C) (5) TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO (°C) (6) TIEMPO DE RETENCION (MIN) (7) NÚMERO DE LAMINADOS DE 40% O MAYOR A 1000°C O MAYOR (8) (%) DE REDUCCION DE LAMINADO DE 40% O MAYOR A 1000°C O MAYOR (%) (9) TAMAÑO DE GRANO DE γ (μm) (10) TEMPERATURA DE FIN DE LAMINADO (°C) (11) TIEMPO (s) HASTA INICIO DEL LAMINADO DE ACABADO (12) TEMPERATURA DE INICIO DE LAMINADO (°C) (13) (%) DE REDUCCION TOTAL DE LAMINADO (14) NÚMERO DE PASADAS A UNA REDUCCION DE LAMINADO DE 30% O MAYOR (15) AUMENTO MÁXIMO DE TEMPERATURA (°C) ENTRE PASADAS

TABLA 2-2

	ACERO Nº	CONDICIONES DE PRODUCCIÓN																		
		FACTORES METALÚRGICOS				CONDICIONES TEMPERATURA CALENTAMIENTO					PRIMER LAMINADO EN CALIENTE					SEGUNDO LAMINADO EN CALIENTE				
		(1)	(2)	(3)	(4)	T1 (°C)	(5)	(6)	(7)	(8)	(9)	(10)	(11)	(12)	(13)	Tf (°C)	P1 (%)	(14)	(15)	
ACERO PARA COMPARACIÓN	11	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	1040	93	980	-	0	15	
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCIÓN	12	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	1040	93	980	35	2	25	
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCIÓN	13	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	1040	93	980	35	2	15	
ACERO PARA COMPARACIÓN	14	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	1040	93	980	35	2	15	
ACERO PARA COMPARACIÓN	15	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	1040	93	980	35	2	15	
ACERO PARA COMPARACIÓN	16	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	1040	93	980	35	2	15	
ACERO PARA COMPARACIÓN	17	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	1040	93	980	35	2	15	
ACERO PARA COMPARACIÓN	18	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	1040	93	980	35	2	15	
ACERO PARA COMPARACIÓN	19	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	1040	93	980	35	2	15	
ACERO PARA COMPARACIÓN	20	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	1040	93	980	35	2	15	

(1) COMPONENTE (2) TEMPERATURA DE LA DISOLUCIÓN (°C) (3) TEMPERATURA DE TRANSFORMACIÓN Ar3 (°C) (4) TEMPERATURA DE TRANSFORMACIÓN Ar1 (°C) (5) TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO (°C) (6) TIEMPO DE RETENCIÓN (MIN) (7) NÚMERO DE LAMINADOS DE 40% O MAYOR A 1000°C O MAYOR (8) (%) DE REDUCCIÓN DE LAMINADO DE 40% O MAYOR A 1000°C O MAYOR (%) (9) TAMAÑO DE GRANO DE γ (μm) (10) TEMPERATURA DE FIN DE LAMINADO (°C) (11) TIEMPO (s) HASTA INICIO DEL LAMINADO DE ACABADO (12) TEMPERATURA DE INICIO DE LAMINADO (°C) (13) (%) DE REDUCCIÓN TOTAL DE LAMINADO (14) NÚMERO DE PASADAS A UNA REDUCCIÓN DE LAMINADO DE 30% O MAYOR (15) AUMENTO MÁXIMO DE TEMPERATURA (°C) ENTRE PASADAS

[Tabla 3]

TABLA 3-1

ACERO	CONDICIONES DE PRODUCCIÓN																		
	Nº	FACTORES METALÚRGICOS				CONDICIONES TEMPERATURA CALENTAMIENTO			PRIMER LAMINADO EN CALIENTE					SEGUNDO LAMINADO EN CALIENTE					
		(1)	(2)	(3)	(4)	T1 (°C)	(5)	(6)	(7)	(8)	(9)	(10)	(11)	(12)	(13)	Tf (°C)	P1 (%)	(14)	(15)
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION	21	C	1101	798	648	896	1200	60	3	40/40/40	70	1100	90	1050	89	990	32	3	12
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION	22	E	1094	779	629	875	1200	60	3	40/40/40	70	1100	90	1030	89	970	32	3	12
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION	23	F	981	833	683	866	1200	60	3	40/40/40	70	1100	90	1020	89	960	32	3	12
ACERO PARA COMPARACION	24	G	-	825	675	851	1200	60	3	40/40/40	70	1100	90	1010	89	950	32	3	12
ACERO PARA COMPARACION	25	H	1100	813	663	858	1200	60	3	40/40/40	70	1100	90	1010	89	950	32	3	12
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION	26	I	1024	751	601	876	1200	60	3	40/40/40	70	1100	90	1020	89	960	32	3	12
ACERO PARA COMPARACION	27	J	764	699	549	865	1200	60	3	40/40/40	70	1100	90	1010	89	950	32	3	12
ACERO PARA COMPARACION	28	K	-	800	650	852	1200	60	3	40/40/40	70	1100	90	1000	89	940	32	3	12
ACERO PARA COMPARACION	29	L	1225	730	580	909	1230	60	3	40/40/40	70	1100	90	1050	89	990	32	3	12
ACERO PARA COMPARACION	30	M	1177	648	498	924	1230	60	3	40/40/40	70	1100	90	1050	89	990	32	3	12

(1) COMPONENTE (2) TEMPERATURA DE LA DISOLUCION (°C) (3) TEMPERATURA DE TRANSFORMACION A3 (°C) (4) TEMPERATURA DE TRANSFORMACION A1 (°C) (5) TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO (°C) (6) TIEMPO DE RETENCION (MIN) (7) NUMERO DE LAMINADOS DE 40% O MAYOR A 1000°C O MAYOR REDUCCION DE LAMINADO DE 40% O MAYOR A 1000°C O MAYOR (8) TAMAÑO DE GRANO DE γ (μm) (9) TAMAÑO DE GRANO DE γ (μm) (10) TEMPERATURA DE FIN DE LAMINADO (°C) (11) TIEMPO (s) HASTA INICIO DEL LAMINADO DE ACABADO (12) TEMPERATURA DE INICIO DE LAMINADO (°C) (13) (%) DE REDUCCION TOTAL DE LAMINADO (14) NUMERO DE PASADAS A UNA REDUCCION DE LAMINADO DE 30% O MAYOR (15) AUMENTO MÁXIMO DE TEMPERATURA (°C) ENTRE PASADAS

TABLA 3-2

	ACERO N°	CONDICIONES DE PRODUCCIÓN																	
		FACTORES METALÚRGICOS				CONDICIONES TEMPERATURA CALENTAMIENTO			PRIMER LAMINADO EN CALIENTE			SEGUNDO LAMINADO EN CALIENTE							
		(1)	(2)	(3)	(4)	T1 (°C)	(5)	(6)	(7)	(8)	(9)	(10)	(11)	(12)	(13)	Tf (°C)	P1 (%)	(14)	(15)
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION	31	N	1129	716	566	885	1230	60	3	40/40/40	70	1100	90	1030	89	970	32	3	12
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION	32	O	1099	806	656	894	1230	60	3	40/40/40	70	1180	90	1140	89	980	32	3	12
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION	33	P	1092	745	595	924	1230	60	3	40/40/40	70	1100	90	1050	89	990	32	3	12
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION	34	Q	1186	721	571	903	1200	60	3	40/40/40	70	1100	90	1050	89	990	32	3	12
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION	35	R	968	763	613	876	1230	60	3	40/40/40	70	1100	90	1040	89	980	32	3	12
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION	36	S	1193	676	526	900	1250	40	2	45/45	90	1075	120	1030	55	970	45	2	10
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION	37	T	933	871	721	855	1250	40	2	45/45	90	1075	120	1030	70	970	45	2	10
ACERO PARA COMPARACIÓN	38	T	933	871	721	855	1250	40	2	45/45	90	1075	120	1030	70	970	45	2	10
ACERO PARA COMPARACIÓN	39	U	875	769	619	853	1250	40	2	45/45	90	1075	120	1030	70	970	45	2	10
ACERO PARA COMPARACIÓN	40	V	1134	833	683	893	1250	40	2	45/45	90	1075	120	1030	70	970	45	2	10

(1) COMPONENTE (2) TEMPERATURA DE LA DISOLUCIÓN (°C) (3) TEMPERATURA DE TRANSFORMACIÓN A_{r3} (°C) (4) TEMPERATURA DE TRANSFORMACIÓN A_{r1} (°C) (5) TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO (°C) (6) TIEMPO DE RETENCIÓN (MIN) (7) NÚMERO DE LAMINADOS DE 40% O MAYOR A 1000°C O MAYOR (8) (%) DE REDUCCIÓN DE LAMINADO DE 40% O MAYOR A 1000°C O MAYOR (%) (9) TAMAÑO DE GRANO DE γ (μm) (10) TEMPERATURA DE FIN DE LAMINADO (°C) (11) TIEMPO (s) HASTA INICIO DEL LAMINADO DE ACABADO (12) TEMPERATURA DE INICIO DE LAMINADO (°C) (13) (%) DE REDUCCIÓN TOTAL DE LAMINADO (14) NÚMERO DE PASADAS A UNA REDUCCIÓN DE LAMINADO DE 30% O MAYOR (15) AUMENTO MÁXIMO DE TEMPERATURA (°C) ENTRE PASADAS

[Tabla 4]

TABLA 4-1

ACERO	CONDICIONES DE PRODUCCIÓN																			
	Nº	FACTORES METALÚRGICOS				CONDICIONES TEMPERATURA CALENTAMIENTO					PRIMER LAMINADO EN CALIENTE					SEGUNDO LAMINADO EN CALIENTE				
		(1)	(2)	(3)	(4)	T1 (°C)	(5)	(6)	(7)	(8)	(9)	(10)	(11)	(12)	(13)	Tf (°C)	P1 (%)	(14)	(15)	
ACERO PARA COMPARACIÓN	41	W	888	833	683	855	1250	40	2	45/45	90	1075	120	1030	70	970	45	2	10	
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCIÓN	42	A	1200	638	488	895	1260	45	2	45/45	100	1080	60	1050	90	990	40	1	15	
ACERO PARA COMPARACIÓN	43	B	1234	723	573	903	1260	45	2	45/45	100	1080	60	1050	90	990	40	1	12	
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCIÓN	44	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	1040	93	980	35	2	15	
ACERO PARA COMPARACIÓN	45	D	1137	720	570	887	1120	45	1	50	110	1010	30	1000	93	930	35	2	15	
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCIÓN	46	D	1137	720	570	887	1230	5	1	50	140	1050	60	1030	93	970	35	2	15	
ACERO PARA COMPARACIÓN	47	D	1137	720	570	887	1230	45	0	-	240	1065	60	1040	93	980	35	2	15	
ACERO PARA COMPARACIÓN	48	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	180	1010	93	950	35	2	15	
ACERO PARA COMPARACIÓN	49	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	1040	45	980	35	2	15	
ACERO PARA COMPARACIÓN	50	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	910	93	850	35	2	15	

(1) COMPONENTE (2) TEMPERATURA DE LA DISOLUCIÓN (°C) (3) TEMPERATURA DE TRANSFORMACIÓN A3 (°C) (4) TEMPERATURA DE TRANSFORMACIÓN A1 (°C)
 (5) TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO (°C) (6) TIEMPO DE RETENCIÓN (MIN) (7) NÚMERO DE LAMINADOS DE 40% O MAYOR A 1000°C O MAYOR (8) (%) DE REDUCCIÓN DE LAMINADO DE 40% O MAYOR A 1000°C O MAYOR (%) (9) TAMAÑO DE GRANO DE γ (μm)
 (10) TEMPERATURA DE FIN DE LAMINADO (°C) (11) TIEMPO (s) HASTA INICIO DEL LAMINADO DE ACABADO (12) TEMPERATURA DE INICIO DE LAMINADO (°C)
 (13) (%) DE REDUCCIÓN TOTAL DE LAMINADO (14) NÚMERO DE PASADAS A UNA REDUCCIÓN DE LAMINADO DE 30% O MAYOR (15) AUMENTO MÁXIMO DE TEMPERATURA (°C) ENTRE PASADAS

TABLA 4-2

	CONDICIONES DE PRODUCCIÓN																			
	ACERO	FACTORES METALÚRGICOS				CONDICIONES TEMPERATURA CALENTAMIENTO					PRIMER LAMINADO EN CALIENTE					SEGUNDO LAMINADO EN CALIENTE				
		Nº	(1)	(2)	(3)	(4)	T1 (°C)	(5)	(6)	(7)	(8)	(9)	(10)	(11)	(12)	(13)	Tf (°C)	P1 (%)	(14)	(15)
ACERO PARA COMPARACIÓN	51	D	1137	720	570	887	1260	45	1	50	140	1050	30	1110	93	1050	35	2	15	
ACERO PARA COMPARACIÓN	52	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	1040	93	980	-	0	15	
ACERO PARA COMPARACIÓN	53	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	1040	93	980	35	2	25	
ACERO PARA COMPARACIÓN	54	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	1040	93	980	35	2	15	
ACERO PARA COMPARACIÓN	55	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	1040	93	980	35	2	15	
ACERO PARA COMPARACIÓN	56	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	1040	93	980	35	2	15	
ACERO PARA COMPARACIÓN	57	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	1040	93	980	35	2	15	
ACERO PARA COMPARACIÓN	58	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	1040	93	980	35	2	15	
ACERO PARA COMPARACIÓN	59	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	1040	93	980	35	2	15	
ACERO PARA COMPARACIÓN	60	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	1040	93	980	35	2	15	

(1) COMPONENTE (2) TEMPERATURA DE LA DISOLUCIÓN (°C) (3) TEMPERATURA DE TRANSFORMACIÓN A3 (°C) (4) TEMPERATURA DE TRANSFORMACIÓN A1 (°C)
 (5) TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO (°C) (6) TIEMPO DE RETENCIÓN (MIN) (7) NÚMERO DE LAMINADOS DE 40% O MAYOR A 1000°C O MAYOR
 (8) (%) DE REDUCCIÓN DE LAMINADO DE 40% O MAYOR A 1000°C O MAYOR (%) (9) TAMAÑO DE GRANO DE γ (μm)
 (10) TEMPERATURA DE FIN DE LAMINADO (°C) (11) TIEMPO (s) HASTA INICIO DEL LAMINADO DE ACABADO (12) TEMPERATURA DE INICIO DE LAMINADO (°C)
 (13) (%) DE REDUCCIÓN TOTAL DE LAMINADO (14) NÚMERO DE PASADAS A UNA REDUCCIÓN DE LAMINADO DE 30% O MAYOR (15) AUMENTO MÁXIMO DE TEMPERATURA (°C) ENTRE PASADAS

[Tabla 5]

TABLA 5-1

ACERO	CONDICIONES DE PRODUCCIÓN																		
	N°	FACTORES METALÚRGICOS				CONDICIONES TEMPERATURA CALENTAMIENTO			PRIMER LAMINADO EN CALIENTE					SEGUNDO LAMINADO EN CALIENTE					
		(1)	(2)	(3)	(4)	T1 (°C)	(5)	(6)	(7)	(8)	(9)	(10)	(11)	(12)	(13)	Tf (°C)	P1 (%)	(14)	(15)
ACERO PARA COMPARACIÓN	61	D	1137	720	570	887	1230	45	1	50	140	1050	60	1040	93	980	35	2	15
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION	62	C	1101	798	648	896	1200	60	3	40/40/40	70	1100	90	1050	89	990	32	3	12
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION	63	E	1094	779	629	875	1200	60	3	40/40/40	70	1100	90	1030	89	970	32	3	12
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION	64	F	981	833	683	866	1200	60	3	40/40/40	70	1100	90	1020	89	960	32	3	12
ACERO PARA COMPARACIÓN	65	G	-	825	675	851	1200	60	3	40/40/40	70	1100	90	1010	89	950	32	3	12
ACERO PARA COMPARACIÓN	66	H	1100	813	663	858	1200	60	3	40/40/40	70	1100	90	1010	89	950	32	3	12
ACERO SEGÚN LA PRESENTE INVENCION	67	I	1024	751	601	876	1200	60	3	40/40/40	70	1100	90	1020	89	960	32	3	12
ACERO PARA COMPARACIÓN	68	J	764	699	549	865	1200	60	3	40/40/40	70	1100	90	1010	89	950	32	3	12
ACERO PARA COMPARACIÓN	69	K	-	800	650	852	1200	60	3	40/40/40	70	1100	90	1000	89	940	32	3	12
ACERO PARA COMPARACIÓN	70	L	1225	730	580	909	1230	60	3	40/40/40	70	1100	90	1050	89	990	32	3	12

(1) COMPONENTE (2) TEMPERATURA DE LA DISOLUCIÓN (°C) (3) TEMPERATURA DE TRANSFORMACIÓN A3 (°C) (4) TEMPERATURA DE TRANSFORMACIÓN A1 (°C)
 (5) TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO (°C) (6) TIEMPO DE RETENCIÓN (MIN) (7) NÚMERO DE LAMINADOS DE 40% O MAYOR A 1000°C O MAYOR
 (8) (%) DE REDUCCIÓN DE LAMINADO DE 40% O MAYOR A 1000°C O MAYOR (%) (9) TAMAÑO DE GRANO DE γ (μm)

(10) TEMPERATURA DE FIN DE LAMINADO (°C) (11) TIEMPO (s) HASTA INICIO DEL LAMINADO DE ACABADO (12) TEMPERATURA DE INICIO DE LAMINADO (°C)
 (13) (%) DE REDUCCIÓN TOTAL DE LAMINADO (14) NÚMERO DE PASADAS A UNA REDUCCIÓN DE LAMINADO DE 30% O MAYOR (15) AUMENTO MÁXIMO DE TEMPERATURA (°C) ENTRE PASADAS

TABLA 5-2

ACERO Nº	CONDICIONES DE PRODUCCIÓN																		
	FACTORES METALÚRGICOS				CONDICIONES TEMPERATURA CALENTAMIENTO					PRIMER LAMINADO EN CALIENTE					SEGUNDO LAMINADO EN CALIENTE				
	(1)	(2)	(3)	(4)	T1 (°C)	(5)	(6)	(7)	(8)	(9)	(10)	(11)	(12)	(13)	Tf (°C)	P1 (%)	(14)	(15)	
ACERO PARA COMPARACIÓN	M	1177	648	498	924	1230	60	3	40/40/40	70	1100	90	1050	89	990	32	3	12	
ACERO SEGUN LA PRESENTE INVENCION	N	1129	716	566	885	1230	60	3	40/40/40	70	1100	90	1030	89	970	32	3	12	
ACERO SEGUN LA PRESENTE INVENCION	O	1099	806	656	894	1230	60	3	40/40/40	70	1100	90	1040	89	980	32	3	12	
ACERO SEGUN LA PRESENTE INVENCION	P	1092	745	595	924	1230	60	3	40/40/40	70	1100	90	1050	89	990	32	3	12	
ACERO SEGUN LA PRESENTE INVENCION	Q	1186	721	571	903	1230	35	3	40/40/40	70	1100	90	1050	89	990	32	3	12	
ACERO SEGUN LA PRESENTE INVENCION	R	968	763	613	876	1230	60	3	40/40/40	70	1100	140	1040	89	980	32	3	12	
ACERO SEGUN LA PRESENTE INVENCION	S	1193	676	526	900	1250	40	2	45/45	90	1075	120	1030	55	970	45	2	10	
ACERO SEGUN LA PRESENTE INVENCION	T	933	871	721	855	1250	40	2	45/45	90	1075	120	1030	70	970	45	2	10	
ACERO PARA COMPARACIÓN	T	933	871	721	855	1250	40	2	45/45	90	1075	120	1030	70	970	45	2	10	
ACERO PARA COMPARACIÓN	U	875	769	619	853	1250	40	2	45/45	90	1075	120	1030	70	970	45	2	10	
ACERO PARA COMPARACIÓN	V	1134	833	683	893	1250	40	2	45/45	90	1075	120	1030	70	970	45	2	10	
ACERO PARA COMPARACIÓN	W	888	833	683	855	1250	40	2	45/45	90	1075	120	1030	70	970	45	2	10	

(1) COMPONENTE (2) TEMPERATURA DE LA DISOLUCIÓN (°C) (3) TEMPERATURA DE TRANSFORMACIÓN A13 (°C) (4) TEMPERATURA DE TRANSFORMACIÓN A1 (°C) (5) TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO (°C) (6) TIEMPO DE RETENCIÓN (MIN) (7) NÚMERO DE LAMINADOS DE 40% O MAYOR A 1000°C O MAYOR (8) TEMPERATURA DE TRANSFORMACIÓN A1 (°C) DE REDUCCIÓN DE LAMINADO DE 40% O MAYOR A 1000°C O MAYOR (%) (9) TAMAÑO DE GRANO DE γ (μm) (10) TEMPERATURA DE FIN DE LAMINADO (°C) (11) TIEMPO (s) HASTA INICIO DEL LAMINADO DE ACABADO (12) TEMPERATURA DE INICIO DE LAMINADO (°C) (13) (%) DE REDUCCIÓN TOTAL DE LAMINADO (14) NÚMERO DE PASADAS A UNA REDUCCIÓN DE LAMINADO DE 30% O MAYOR (15) AUMENTO MÁXIMO DE TEMPERATURA (°C) ENTRE PASADAS

[Tabla 6]

TABLA 6

ACERO Nº	CONDICIONES DE PRODUCCIÓN															
	TERCER LAMINADO EN CALIENTE		TEMPERATURA DE FIN DE LAMINADO (°C)		CONDICIONES DE ENFRIAMIENTO											
	(%) DE REDUCCIÓN TOTAL DE LAMINADO				t1 (s)	2,5xt1	(1)	t/t1	(2)	(3)	(4)	(5)	(6)	(7)	(8)	(9)
1	0		890		0,40	1,00	0,3	0,75	60	90	900	1,5	30	-	-	570
2	0		890		0,51	1,28	0,5	0,98	60	90	900	1,5	30	-	-	630
3	0		860		0,62	1,55	0,6	0,97	65	110	870	1,0	40	-	-	600
4	0		810		1,70	4,25	1,0	0,59	65	110	820	1,0	40	-	-	600
5	0		850		0,79	1,98	0,7	0,89	65	110	860	1,0	40	-	-	600
6	0		860		0,62	1,55	0,6	0,97	65	110	870	1,0	40	-	-	600
7	0		830		1,19	2,98	1,0	0,84	65	110	840	1,0	40	-	-	600
8	0		860		0,62	1,55	0,6	0,97	65	110	870	1,0	40	-	-	600
9	0		730		4,70	11,75	3,0	0,64	65	110	740	1,0	40	-	-	600
10	0		930		0,14	0,35	0,8	5,71	65	110	940	1,0	40	-	-	600
11	0		860		-	-	0,8	-	65	110	870	1,0	40	-	-	600
12	0		860		0,62	1,55	0,6	0,97	65	110	870	1,0	40	-	-	600
13	0		860		0,62	1,55	0,6	0,97	65	110	870	1,0	40	-	-	600
14	0		860		0,62	1,55	0,6	0,97	5	110	870	1,0	40	-	-	600
15	0		950		0,62	1,55	0,6	0,97	65	20	960	1,0	40	-	-	600
16	0		765		0,62	1,55	0,6	0,97	65	205	775	1,0	40	-	-	600
17	0		860		0,62	1,55	0,6	0,97	65	110	870	10,0	40	-	-	600
18	0		860		0,62	1,55	0,6	0,97	65	110	870	1,0	5	-	-	600
19	0		860		0,62	1,55	0,6	0,97	65	110	870	1,0	40	-	-	500
20	0		860		0,62	1,55	0,6	0,97	65	110	870	1,0	40	-	-	700

(1) TIEMPO t (s) HASTA EL INICIO DEL ENFRIAMIENTO PRIMARIO (2) VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO (°C/s) (3) CAMBIO DE TEMPERATURA DEL ENFRIAMIENTO PRIMARIO (°C) (4) TEMPERATURA FINAL DEL ENFRIAMIENTO PRIMARIO (°C) (5) TIEMPO (s) HASTA EL INICIO DEL ENFRIAMIENTO SECUNDARIO (6) VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO SECUNDARIO (°C/s) (7) INTERVALO DE TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO DE ENFRIAMIENTO CON AIRE (°C) (8) TIEMPO DE RETENCIÓN DE ENFRIAMIENTO CON AIRE (s) (9) TEMPERATURA DE BOBINADO (°C)

[Tabla 7]

TABLA 7

ACERO Nº	CONDICIONES DE PRODUCCIÓN													
	TERCER LAMINADO EN CALIENTE		TEMPERATURA DE FIN DE LAMINADO (°C)				CONDICIONES DE ENFRIAMIENTO							
	(%) DE REDUCCIÓN TOTAL DE LAMINADO		t1 (s)	2,5xt1	(1)	t/t1	(2)	(3)	(4)	(5)	(6)	(7)	(8)	(9)
21	0	910	0,73	1,83	0,7	0,96	60	70	920	1,6	25	680	5	560
22	0	890	0,71	1,78	0,7	0,99	60	70	900	1,6	25	-	-	600
23	0	880	0,72	1,80	0,7	0,97	60	70	890	1,6	25	-	-	560
24	0	870	0,65	1,63	0,6	0,92	60	70	880	1,6	25	-	-	570
25	0	870	0,75	1,88	0,7	0,93	60	70	880	1,6	25	-	-	570
26	0	880	0,89	2,23	0,8	0,90	60	70	890	1,6	25	-	-	600
27	0	870	0,88	2,20	0,8	0,91	60	70	880	1,6	25	-	-	600
28	0	860	0,82	2,05	0,8	0,98	60	70	870	1,6	25	-	-	600
29	0	910	0,95	2,38	0,9	0,95	60	70	920	1,6	25	-	-	600
30	0	910	1,25	3,13	1,0	0,80	60	70	920	1,6	25	-	-	600
31	0	830	0,88	2,20	0,8	0,91	70	130	840	1,2	20	-	-	600
32	0	840	0,87	2,18	0,8	0,92	70	130	850	1,2	45	700	3	600
33	0	850	1,24	3,10	1,0	0,81	70	130	860	1,2	45	-	-	650
34	0	850	0,84	2,10	0,8	0,95	70	130	860	1,2	45	-	-	600
35	0	840	- 0,58	1,45	0,5	0,86	70	130	850	1,2	45	-	-	600
36	25	910	0,65	1,63	0,5	0,77	85	50	920	2,8	20	-	-	580
37	7	960	0,14	0,34	0,1	0,87	85	40	930	2,8	20	-	-	580
38	35	910	0,14	0,34	0,1	0,87	85	50	920	2,8	20	-	-	580
39	15	910	0,13	0,33	0,1	0,90	85	50	920	2,8	20	-	-	580
40	15	910	0,52	1,31	0,4	0,76	85	50	920	2,8	20	-	-	580

(1) TIEMPO t (s) HASTA EL INICIO DEL ENFRIAMIENTO PRIMARIO (2) VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO (°C/s) (3) CAMBIO DE TEMPERATURA DEL ENFRIAMIENTO PRIMARIO (°C) (4) TEMPERATURA FINAL DEL ENFRIAMIENTO PRIMARIO (°C) (5) TIEMPO (s) HASTA EL INICIO DEL ENFRIAMIENTO SECUNDARIO (6) VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO SECUNDARIO (°C/s) (7) INTERVALO DE TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO DE ENFRIAMIENTO CON AIRE (°C) (8) TIEMPO DE RETENCIÓN DE ENFRIAMIENTO CON AIRE (s) (9) TEMPERATURA DE BOBINADO (°C)

[Tabla 8]

TABLA 8

ACERO Nº	CONDICIONES DE PRODUCCIÓN													
	TERCER LAMINADO EN CALIENTE		TEMPERATURA DE FIN DE LAMINADO (°C)				CONDICIONES DE ENFRIAMIENTO							
	(%) DE REDUCCIÓN TOTAL DE LAMINADO		t1 (s)	2,5xt1	(1)	t/t1	(2)	(3)	(4)	(5)	(6)	(7)	(8)	(9)
41	15		0,14	0,34	0,1	0,88	85	50	920	2,8	20	-	-	580
42	0		0,40	1,00	1,0	2,50	60	90	900	1,5	30	-	-	570
43	0		0,51	1,28	1,0	1,96	60	90,	900	1,5	30	-	-	630
44	0		0,62	1,55	1,0	1,61	65	110	870	1,0	40	-	-	600
45	0		1,70	4,25	2,0	1,18	65	110	820	1,0	40	-	-	600
46	0		0,79	1,98	1,0	1,27	65	110	860	1,0	40	-	-	600
47	0		0,62	1,55	1,0	1,61	65	110	870	1,0	40	-	-	600
48	0		1,19	2,98	2,0	1,68	65	110	840	1,0	40	-	-	600
49	0		0,62	1,55	1,0	1,61	65	110	870	1,0	40	-	-	600
50	0		4,70	11,75	5,0	1,06	65	110	740	1,0	40	-	-	600
51	0		0,14	0,35	1,0	1,14	65	110	940	1,0	40	-	-	600
52	0		-	-	1,0	-	65	110	870	1,0	40	-	-	600
53	0		0,62	1,55	1,0	1,61	65	110	870	1,0	40	-	-	600
54	0		0,62	1,55	7,0	11,29	65	110	870	1,0	40	-	-	600
55	0		0,62	1,55	1,0	1,61	5	110	870	1,0	40	-	-	600
56	0		0,62	1,55	1,0	1,61	65	20	960	1,0	40	-	-	600
57	0		0,62	1,55	1,0	1,61	65	205	775	1,0	40	-	-	600
58	0		0,62	1,55	1,0	1,61	65	110	870	10,0	40	-	-	600
59	0		0,62	1,55	1,0	1,61	65	110	870	1,0	5	-	-	600
60	0		0,62	1,55	1,0	1,61	65	110	870	1,0	40	-	-	500

(1) TIEMPO t (s) HASTA EL INICIO DEL ENFRIAMIENTO PRIMARIO (2) VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO (°C/s) (3) CAMBIO DE TEMPERATURA DEL ENFRIAMIENTO PRIMARIO (°C) (4) TEMPERATURA FINAL DEL ENFRIAMIENTO PRIMARIO (°C) (5) TIEMPO (s) HASTA EL INICIO DEL ENFRIAMIENTO SECUNDARIO (6) VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO SECUNDARIO (°C/s) (7) INTERVALO DE TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO DE ENFRIAMIENTO CON AIRE (°C) (8) TIEMPO DE RETENCIÓN DE ENFRIAMIENTO CON AIRE (s) (9) TEMPERATURA DE BOBINADO (°C)

[Tabla 9]

TABLA 9

ACERO Nº	CONDICIONES DE PRODUCCIÓN													
	TERCER LAMINADO EN CALIENTE (%) DE REDUCCIÓN TOTAL DE LAMINADO	TEMPERATURA DE FIN DE LAMINADO (°C)	CONDICIONES DE ENFRIAMIENTO											
			t1 (s)	2,5xt1	(1)	t/t1	(2)	(3)	(4)	(5)	(6)	(7)	(8)	(9)
61	0	860	0,62	1,55	1,0	1,61	65	110	870	1,0	40	-	-	700
62	0	910	0,73	1,83	1,0	1,37	60	70	920	1,6	25	680	5	560
63	0	890	0,71	1,78	1,0	1,41	60	70	900	1,6	25	-	-	600
64	0	880	0,72	1,80	1,0	1,39	60	70	890	1,6	25	-	-	560
65	0	870	0,65	1,63	1,0	1,54	60	70	880	1,6	25	-	-	570
66	0	870	0,75	1,88	1,0	1,33	60	70	880	1,6	25	-	-	570
67	0	880	0,89	2,23	1,0	1,12	60	70	890	1,6	25	-	-	600
68	0	870	0,88	2,20	1,0	1,14	60	70	880	1,6	25	-	-	600
69	0	860	0,82	2,05	1,0	1,22	60	70	870	1,6	25	-	-	600
70	28	900	0,95	2,38	1,0	1,05	60	70	920	1,6	25	-	-	600
71	0	910	1,25	3,13	3,0	2,40	60	70	920	1,6	25	-	-	600
72	0	830	0,88	2,20	2,0	2,27	55	130	840	1,2	45	-	-	600
73	0	840	0,87	2,18	2,0	2,30	70	130	850	1,2	45	700	3	600
74	0	850	1,24	3,10	2,0	1,61	70	130	860	2,8	45	-	-	600
75	0	850	0,84	2,10	2,0	2,38	70	130	860	1,2	45	-	-	600
76	0	840	0,58	1,45	1,0	1,72	70	130	850	1,2	45	-	-	600
77	25	910	0,65	1,63	1,5	2,31	80	50	920	2,8	20	-	-	580
78	7	960	0,14	0,34	0,3	2,18	80	40	930	2,8	20	-	-	580
79	35	910	0,14	0,34	0,4	2,91	80	50	920	2,8	20	-	-	580
80	15	910	0,13	0,33	0,3	2,25	80	50	920	2,8	20	-	-	580
81	15	910	0,52	1,31	1,0	1,91	80	50	920	2,8	20	-	-	580
82	15	910	0,14	0,34	0,3	2,20	80	50	920	2,8	20	-	-	580

(1) TIEMPO t (s) HASTA EL INICIO DEL ENFRIAMIENTO PRIMARIO (2) VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO (°C/s) (3) CAMBIO DE TEMPERATURA DEL ENFRIAMIENTO PRIMARIO (°C) (4) TEMPERATURA FINAL DEL ENFRIAMIENTO PRIMARIO (°C) (5) TIEMPO (s) HASTA EL INICIO DEL ENFRIAMIENTO SECUNDARIO (6) VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO SECUNDARIO (°C/s) (7) INTERVALO DE TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO DE ENFRIAMIENTO CON AIRE (°C) (8) TIEMPO DE RETENCIÓN DE ENFRIAMIENTO CON AIRE (s) (9) TEMPERATURA DE BOBINADO (°C)

En la Tabla 1, la expresión (a) se expresa mediante $([Ti]-[N] \times 48/14 - [S] \times 48/32)$; la expresión (b) se expresa mediante $[C] - 12/48 \times ([Ti] - [N] \times 48/14 - [S] \times 48/32)$; y la expresión (c) se expresa mediante $[C] - 12/48 \times ([Ti] + [Nb] \times 48/93 - [N] \times 48/14 - [S] \times 48/32)$.

5 En las Tablas 2 a 9, "Componente" representa el símbolo del acero mostrado en la Tabla 1; "Temperatura de la Disolución" representa la temperatura mínima de recalentamiento de plancha calculada de acuerdo con la expresión (d); "Temperatura de Transformación Ar3" representa la temperatura calculada de acuerdo con la expresión (j), (k), o (l); "T1" representa la temperatura calculada de acuerdo con la expresión (e); y "t1" representa el tiempo calculado de acuerdo con la expresión (g).

10 "Temperatura de Calentamiento" representa la temperatura de calentamiento en el proceso de calentamiento; y "Tiempo de Retención" representa el tiempo de retención a la temperatura de calentamiento predeterminada en el proceso de calentamiento.

15 "Número de Laminado de 40% o Mayor a 1000°C o Mayor" representa el número de laminado a una reducción de laminado de 40% o mayor a 1000°C o mayor durante el laminado de desbaste; "Reducción de Laminado de 40% o Mayor a 1000°C o Mayor" representa la reducción de laminado de 40% o mayor a 1000°C o mayor durante el laminado de desbaste; "Tiempo Hasta el Inicio del Laminado de Acabado" representa el tiempo desde que acaba el laminado de desbaste hasta el inicio del laminado de acabado; "Reducción de Laminado Total" de cada de segundo laminado en caliente y tercer laminado en caliente representa la reducción de laminado total en cada proceso de laminado en caliente.

20 "Tf" representa la temperatura después del laminado final de una gran reducción de 30% o mayor; "P1" representa la reducción de laminado de una pasada final de una gran reducción de 30% o mayor; y "Aumento de Temperatura Máximo entre Pasadas" representa la temperatura máxima que se incrementa por calentamiento por deformación entre pasadas del segundo proceso de laminado en caliente.

25 "Tiempo Hasta el Inicio del Enfriamiento Primario" representa el tiempo desde que acaba una pasada final de una pasada de gran reducción hasta el inicio del enfriamiento primario; "Velocidad de Enfriamiento Primario" representa la velocidad promedio de enfriamiento desde que acaba el laminado de acabado hasta que acaba el enfriamiento correspondiente al cambio de temperatura del enfriamiento primario; y "Cambio de Temperatura del Enfriamiento Primario" representa la diferencia entre la temperatura inicial y la temperatura final de enfriamiento primario.

30 "Tiempo Hasta el Inicio del Enfriamiento Secundario" representa el tiempo desde que acaba el enfriamiento primario hasta el inicio del enfriamiento secundario; y "Velocidad de Enfriamiento Secundario" representa la velocidad promedio de enfriamiento desde el inicio del enfriamiento secundario hasta el final del enfriamiento secundario. En este caso, cuando la retención se realiza durante el enfriamiento secundario, el tiempo de retención queda excluido. "Intervalo de Temperatura de Enfriamiento con Aire" representa el intervalo de temperatura que se mantiene durante el enfriamiento secundario o después de acabar el enfriamiento secundario; "Tiempo de Retención de Enfriamiento con Aire" representa el tiempo de retención durante el cual se realiza la retención; y "Temperatura de Bobinado" representa la temperatura a la que se bobina la chapa de acero alrededor de una bobinadora en el proceso de bobinado. Cuando se realiza el enfriamiento secundario en una mesa de rodillos, la temperatura de bobinado es aproximadamente la misma que la temperatura final de enfriamiento secundario.

40 Los métodos de evaluación de la chapa de acero obtenida son los mismos que los métodos descritos anteriormente. Se muestran los resultados de evaluación en las Tablas 10 a 13. Los valores subrayados en las tablas están fuera del intervalo de la presente invención. Considerando la microestructura en las tablas, F representa ferrita, P representa perlita, y Zw representa una estructura de transformación de enfriamiento continuo.

[Tabla 10]

TABLA 10

ACERO Nº	MICROSTRUCTURA										PROPIEDADES MECÁNICAS					
	(1)	(2)	(3)	(4)	(5)	(6)	(7)	ENSAYO DE TRACCIÓN		ISOTROPÍA	EXPANSIBILIDAD DE AGUJEROS	AGRIETAMIENTO SUPERFICIE DE FRACTURA	TENACIDAD			
								YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	1/ Δr	λ (%)	O: NINGUNO X: AGRIETADO	vTrs (°C)		
1	Zw	6,5	1,9	2,2	3,1	1,8	7 x 10 ¹⁰	858	1014	13,0	5,4	71	O	-80		
2	F+P	7,0	2,9	2,2	3,1	4,4	9 x 10 ¹⁰	768	931	14,8	5,4	48	O	-60		
3	F+Zw	7,0	1,6	2,3	3,2	1,4	3 x 10 ¹⁰	745	816	19,7	5,0	91	O	-68		
4	F+Zw	6,0	1,7	4,0	4,7	2,0	9 x 10 ¹⁴	478	533	27,8	3,5	70	O	-93		
5	F+Zw	5,5	1,6	2,5	3,4	1,7	1 x 10 ¹⁰	610	780	20,7	4,5	94	O	-108		
6	F+Zw	10,5	1,9	2,3	3,2	1,6	2 x 10 ¹⁰	716	803	20,1	5,0	92	O	-18		
7	F+Zw	11,0	1,9	3,6	4,4	1,4	2 x 10 ¹⁰	710	805	20,4	3,5	95	O	-5		
8	F+Zw	7,5	1,7	4,2	5,0	1,4	1 x 10 ¹⁰	755	820	18,2	3,2	46	O	-93		
9	F+Zw	3,5	1,5	5,6	5,6	1,8	2 x 10 ¹⁰	714	788	19,7	3,0	35	O	-197		
10	Zw	11,0	1,5	2,2	3,1	1,8	7 x 10 ¹⁰	772	846	17,9	5,4	94	O	-5		
11	F+Zw	12,0	1,6	5,8	5,7	1,4	4 x 10 ¹⁰	751	828	18,5	3,0	45	O	0		
12	F+Zw	7,0	1,6	2,2	3,1	3,0	6 x 10 ¹⁰	746	830	18,8	5,4	88	O	-67		
13	F+Zw	6,0	1,6	2,2	3,1	2,7	1 x 10 ¹⁰	786	850	17,8	5,4	100	O	-90		
14	F+Zw	11,5	1,9	2,3	3,2	1,7	7 x 10 ¹⁰	766	844	18,0	5,0	98	O	0		
15	F+Zw	10,5	1,9	2,3	3,2	1,5	6 x 10 ¹⁰	755	833	19,0	5,0	80	O	-17		
16	F+Zw	5,5	1,6	5,9	5,7	3,0	7 x 10 ¹⁰	720	791	20,2	3,0	50	O	-108		
17	F+P	11,0	3,0	2,2	3,1	4,7	1 x 10 ¹⁰	612	706	22,0	5,4	66	O	-5		
18	F+Zw	8,0	2,0	2,3	3,2	5,5	5 x 10 ¹⁴	484	538	28,0	5,0	102	O	-48		
19	F+Zw	7,0	2,2	2,3	3,2	1,2	1 x 10 ¹⁰	622	768	22,0	5,0	67	O	-68		
20	F+P	8,5	3,2	2,2	3,1	6,3	1 x 10 ¹⁴	599	688	23,0	5,4	63	O	-18		

(1) MICROSTRUCTURA (2) TAMAÑO PROMEDIO DE GRANO (µm) (3) TAMAÑO DE GRANO DE CEMENTITA (µm)

(4) DENSIDAD PROMEDIO DE POLO DEL GRUPO DE ORIENTACIÓN {100}<011> A {223}<110>

(5) DENSIDAD DE POLO DE LA ORIENTACIÓN DE CRISTAL {332}<113>

(6) TAMAÑO DE TIC (nm)

(7) DENSIDAD DE TIC (GRANOS/cm³)

[Tabla 11]

TABLA 11

ACERO Nº	MICROSTRUCTURA										PROPIEDADES MECÁNICAS					
	(1)	(2)	(3)	(4)	(5)	(6)	(7)	ENSAYO DE TRACCIÓN		ISOTROPÍA	EXPANSIBILIDAD DE AGUJEROS	AGRIETAMIENTO SUPERFICIE DE FRACTURA	TENACIDAD			
								YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	1/ Δr	λ (%)	O: NINGUNO X: AGRIETADO	vTrs (°C)		
21	F+Zw	6,0	1,4	2,2	3,1	1,8	5 x 10 ¹⁰	675	799	19,6	5,4	97	O	-93		
22	Zw	7,0	1,3	2,5	3,4	2,5	1 x 10 ¹⁰	682	801	19,2	4,5	110	O	-60		
23	F+Zw	7,0	1,7	2,5	3,4	1,7	7 x 10 ¹⁰	429	624	29,4	4,5	179	O	-68		
24	F+P	8,5	3,1	2,5	3,4	-	0	387	488	34,0	4,5	145	O	-18		
25	F+P	7,0	4,6	4,0	4,8	2,6	1 x 10 ¹⁰	360	497	32,2	3,5	96	O	-61		
26	F	7,0	0,6	2,5	3,4	1,6	4 x 10 ¹⁰	377	601	30,2	4,5	204	O	-61		
27	F	10,0	-	2,5	3,4	6,0	2 x 10 ¹⁰	302	455	38,0	4,5	212	X	-15		
28	F+P	8,5	5,1	3,1	4,0	-	0	380	526	27,2	3,8	45	O	-19		
29	F+Zw	5,0	1,6	4,1	4,9	1,9	9 x 10 ¹⁰	796	1089	10,5	3,3	19	O	-125		
30	Zw	4,5	1,9	6,0	5,7	2,0	1 x 40 ¹⁰	821	1067	11,0	2,9	22	O	-145		
31	F+Zw	5,5	1,9	2,5	3,4	2,1	3 x 10 ¹⁰	695	812	19,5	4,5	102	O	-108		
32	F+Zw	6,0	1,6	2,4	3,3	3,0	5 x 10 ¹⁰	678	816	18,9	4,7	113	O	-93		
33	F+Zw	7,0	1,4	2,4	3,3	2,6	5 x 10 ¹⁰	692	822	19,0	4,7	120	O	-62		
34	Zw	6,5	1,8	2,3	3,2	2,3	6 x 10 ¹⁰	879	1025	13,4	5,0	70	O	-80		
35	F+Zw	7,0	1,7	2,3	3,2	1,8	2 x 10 ¹⁰	477	631	28,8	5,0	168	O	-64		
36	F+Zw	7,0	1,6	3,4	4,2	2,0	9 x 10 ¹⁰	761	846	17,7	3,6	89	O	-62		
37	F+Zw	5,0	1,7	3,9	4,6	2,2	1 x 10 ¹⁰	750	833	18,0	3,5	90	O	-125		
38	F+Zw	6,0	1,8	5,0	5,6	2,3	1 x 10 ¹⁰	720	800	18,8	2,9	51	O	-93		
39	F+Zw	5,5	1,9	3,7	4,5	3,1	1 x 10 ¹⁴	480	533	28,1	3,5	70	O	-108		
40	F+Zw	6,0	0,7	3,5	4,3	1,8	6 x 10 ¹⁰	730	811	18,5	3,5	70	X	-93		

(1) MICROSTRUCTURA (2) TAMAÑO PROMEDIO DE GRANO (μm) (3) TAMAÑO DE GRANO DE CEMENTITA (μm)

(4) DENSIDAD PROMEDIO DE POLO DEL GRUPO DE ORIENTACIÓN {100}<011> A {223}<110>

(5) DENSIDAD DE POLO DE LA ORIENTACIÓN DE CRISTAL {332}<113>

(6) TAMAÑO DE TIC (nm)

(7) DENSIDAD DE TIC (GRANOS/cm³)

[Tabla 12]

TABLA 12

ACERO Nº	MICROSTRUCTURA										PROPIEDADES MECÁNICAS						
	(1)	(2)	(3)	(4)	(5)	(6)	(7)	ENSAYO DE TRACCIÓN		ISOTROPÍA	EXPANSIBILIDAD DE AGUJEROS	AGRIETAMIENTO SUPERFICIE DE FRACTURA	TENACIDAD				
								YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	1/ Δr	λ (%)	O: NINGUNO X: AGRIETADO	vTrs (°C)			
41	F+Zw	6,0	1,7	3,3	4,2	3,9	1 x 10 ¹⁴	450	523	27,0	3,6	71	O	-93			
42	Zw	7,5	1,9	1,7	2,5	1,8	7 x 10 ¹⁶	846	1000	13,2	12,5	77	O	-58			
43	F+P	8,0	2,9	1,7	2,5	4,4	9 x 10 ¹⁵	756	916	15,0	12,5	48	O	-48			
44	F+Zw	8,0	1,5	1,8	2,6	1,4	3 x 10 ¹⁶	733	803	20,0	9,2	91	O	-48			
45	F+Zw	7,0	1,7	2,0	3,0	2,0	9 x 10 ¹⁴	470	524	22,8	6,0	70	O	-68			
46	F+Zw	6,5	1,4	2,0	2,9	1,7	1 x 10 ¹⁶	598	765	29,0	6,5	94	O	-80			
47	F+Zw	10,5	1,9	1,7	2,5	1,6	2 x 10 ¹⁶	704	790	20,4	12,5	92	O	-11			
48	F+Zw	11,0	1,9	2,0	3,0	1,4	2 x 10 ¹⁶	698	791	20,8	6,3	95	O	-5			
49	F+Zw	12,0	1,7	4,1	4,7	1,4	1 x 10 ¹⁶	743	807	18,5	3,3	46	O	6			
50	F+Zw	4,5	1,5	5,1	5,5	1,8	2 x 10 ¹⁶	702	775	20,0	3,1	35	O	-120			
51	Zw	11,0	1,5	1,7	2,5	1,8	7 x 10 ¹⁶	760	833	18,2	12,5	94	O	-5			
52	F+Zw	11,0	1,6	5,3	5,6	1,4	4 x 10 ¹⁶	739	815	18,8	3,0	45	O	-10			
53	F+Zw	10,0	1,6	1,7	2,5	3,0	6 x 10 ¹⁶	734	817	19,1	12,5	88	O	-24			
54	F+Zw	12,0	1,9	1,7	2,5	2,7	1 x 10 ¹⁶	774	837	18,1	12,5	100	O	0			
55	F+Zw	11,5	1,9	1,8	2,6	1,7	7 x 10 ¹⁶	754	831	18,3	9,2	98	O	0			
56	F+Zw	11,0	1,9	1,8	2,6	1,5	6 x 10 ¹⁶	743	820	19,3	9,2	80	O	-7			
57	F+Zw	6,5	1,6	5,4	5,7	2,8	7 x 10 ¹⁶	708	778	20,5	3,0	50	O	-80			
58	F+P	12,0	3,0	1,7	2,5	4,7	1 x 10 ¹⁶	600	692	22,4	12,5	66	O	0			
59	F+Zw	8,0	2,0	1,8	2,6	5,5	5 x 10 ¹⁴	475	528	28,4	9,2	102	O	-48			
60	F+Zw	8,0	2,2	1,8	2,6	1,2	1 x 10 ¹⁵	610	753	22,4	9,2	67	O	-48			

(1) MICROSTRUCTURA (2) TAMAÑO PROMEDIO DE GRANO (μm) (3) TAMAÑO DE GRANO DE CEMENTITA (μm)

(4) DENSIDAD PROMEDIO DE POLO DEL GRUPO DE ORIENTACIÓN {100}<011> A {223}<110>

(5) DENSIDAD DE POLO DE LA ORIENTACIÓN DE CRISTAL {332}<113>

(6) TAMAÑO DE TIC (nm)

(7) DENSIDAD DE TIC (GRANOS/cm³)

[Tabla 13]

TABLA 13

ACERO Nº	MICROSTRUCTURA							PROPIEDADES MECANICAS					TENACIDAD vTrs (°C)	
	MICROSTRUCTURA							ENSAYO DE TRACCIÓN		ISOTROPÍA 1/ Δr	EXPANSIBILIDAD DE AGUJEROS λ (%)	AGRIETAMIENTO SUPERFICIE DE FRACTURA O: NINGUNO X: AGRIETADO		
	(1)	(2)	(3)	(4)	(5)	(6)	(7)	YP (MPa)	TS (MPa)					EI (%)
61	F+P	10,0	3,2	1,7	2,5	6,3	1 x 10 ¹⁴	587	674	23,5	12,5	66	O	-19
62	F+Zw	7,0	1,4	1,7	2,5	1,8	5 x 10 ¹⁶	663	785	20,0	12,5	97	O	-68
63	Zw	9,0	1,3	2,0	2,9	2,5	1 x 10 ¹⁶	670	787	19,5	6,5	110	O	-40
64	F+Zw	8,0	1,7	2,0	2,9	1,7	7 x 10 ¹⁶	417	607	30,2	6,5	179	O	-75
65	F+P	10,0	3,1	2,0	2,9	-	0	375	473	35,1	6,5	145	O	-19
66	F+P	10,0	4,6	1,9	2,8	3,7	1 x 10 ¹⁰	348	480	33,3	7,0	96	O	-17
67	F	8,5	0,6	2,0	2,9	1,6	4 x 10 ¹⁶	365	582	31,2	6,5	204	O	-41
68	F	14,0	-	2,0	2,9	6,0	2 x 10 ¹⁰	290	437	39,6	6,5	212	X	21
69	F+P	9,5	5,1	2,0	3,0	-	0	368	509	28,1	6,4	45	O	-10
70	F+Zw	6,0	1,6	4,1	4,9	3,0	9 x 10 ¹⁶	784	1073	10,7	3,2	19	O	-93
71	Zw	5,5	1,9	5,5	5,7	2,0	1 x 10 ¹⁶	809	1051	11,2	3,0	22	O	-108
72	F+Zw	6,5	1,9	2,0	2,9	2,1	3 x 10 ¹⁶	683	798	19,8	6,5	102	O	-80
73	F+Zw	7,0	1,6	1,9	2,8	3,0	5 x 10 ¹⁶	666	802	19,2	7,5	113	O	-68
74	F+Zw	8,5	1,4	1,9	2,8	2,6	5 x 10 ¹⁶	680	808	19,3	7,5	120	O	-45
75	Zw	7,5	1,8	1,8	2,6	2,3	6 x 10 ¹⁶	867	1011	13,6	9,2	70	O	-58
76	F+Zw	8,5	1,7	1,8	2,6	1,8	2 x 10 ¹⁶	465	615	29,5	9,2	168	O	-80
77	F+Zw	10,0	1,6	1,9	2,7	2,0	9 x 10 ¹⁶	769	854	17,6	7,5	122	O	-21
78	F+Zw	7,0	1,7	2,0	2,9	2,2	1 x 10 ¹⁶	739	821	18,3	6,5	88	O	-59
79	F+Zw	15,0	1,8	4,1	4,9	2,3	1 x 10 ¹⁶	716	796	18,8	3,3	91	O	31
80	F+Zw	7,5	1,9	2,0	3,0	3,1	1 x 10 ¹⁴	475	528	28,4	6,2	70	O	-58
81	F+Zw	8,0	0,7	2,0	2,9	1,8	6 x 10 ¹⁶	723	803	18,7	6,5	142	X	-48
82	F+Zw	8,0	1,7	1,8	2,6	3,4	1 x 10 ¹³	457	508	28,0	9,2	76	O	-48

(1) MICROSTRUCTURA (2) TAMAÑO PROMEDIO DE GRANO (μm) (3) TAMAÑO DE GRANO DE CEMENTITA (μm)

(4) DENSIDAD PROMEDIO DE POLO DEL GRUPO DE ORIENTACIÓN {100}<011> A {223}<110>

(5) DENSIDAD DE POLO DE LA ORIENTACIÓN DE CRISTAL {332}<113>

(6) TAMAÑO DE TIC (nm)

(7) DENSIDAD DE TIC (GRANOS/cm³)

"Microestructura" representa la estructura microscópica óptica; "Tamaño Promedio de Grano" representa el tamaño promedio de grano medido usando EBSP-OIM (marca comercial registrada); y "Tamaño de Grano de Cementita" representa el tamaño promedio de grano de cementita que precipita en un límite de grano.

5 "Densidad Promedio de Polo del Grupo de Orientación $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ " y "Densidad de Polo de la Orientación del Cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ " representan las densidades de polo descritas anteriormente.

"Tamaño de TiC" representa el tamaño promedio del precipitado de TiC (que puede contener Nb y un pequeño contenido de N) medido usando 3D-AP (Sonda Atómica Tridimensional); y "Densidad de TiC" representa el número promedio de TiC por volumen unitario medido usando 3D-AP.

10 "Ensayo de Tracción" representa el resultado del ensayo de tracción usando una pieza de ensayo JIS del n° 5 en la dirección C. "YP" representa el límite elástico; "TS" representa la resistencia a tracción; y "EI" representa el alargamiento.

15 "Isotropía" representa la inversa de $|\Delta r|$ como un índice. "Expansibilidad de Agujeros" representa los resultados del método de ensayo de expansibilidad de agujeros de acuerdo con JFS T 1001- 1996, "Agrietamiento de la Superficie de Fractura" representa los resultados de observar si ocurre o no el agrietamiento de la superficie de fractura por inspección visual. Los casos donde no ocurrió el agrietamiento de la superficie de fractura están representados por "Ninguno"; y los casos donde sí ocurrió el agrietamiento de la superficie de fractura están representados por "Agrietado", "Tenacidad" representa la temperatura de transición (v_{Trs}) obtenida en el ensayo de impacto Charpy con muesca en V para sub-tamaño.

20 De acuerdo con los ejemplos según la presente invención, se obtuvo una chapa de acero de alta resistencia que tiene una resistencia con un valor de 540 MPa o mayor en la que, en la textura de la chapa de acero que tiene la composición química predeterminada, la densidad promedio de polo del grupo de orientación $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ era de 1,0 a 4,0; la densidad de polo de una orientación de cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ era de 1,0 a 4,8, en la parte central del espesor, que es un intervalo de espesor de 5/8 a 3/8 desde la superficie de la chapa de acero; el tamaño promedio de grano en la parte central del espesor era menor que o igual a 10 μm ; el tamaño de grano de cementita que precipita en un límite de grano de la chapa de acero era menor que o igual a 2 μm ; el tamaño promedio de grano de los precipitados que contienen TiC en los granos era menor que o igual a 3 nm; y la densidad de los precipitados era mayor que o igual a 1×10^{16} granos/ cm^3 . Como resultado, los resultados para la expansibilidad de agujeros fueron también superiores a 70% o mayor.

30 En los ejemplos de chapa de acero para comparación distintos de los ejemplos descritos anteriormente, como se muestra en las Tablas 1 a 9, los componentes o las condiciones de producción están fuera del intervalo de la presente invención. Por lo tanto, como se muestra en las Tablas 10 a 13, "Microestructura" estaba fuera del intervalo de la presente invención y, de esta manera, no se obtuvieron propiedades mecánicas suficientes. En las columnas correspondientes a "Tamaño de Grano de Cementita" y "Tamaño de TiC" de las tablas, "-" representa que no se observó cementita o TiC.

35 **Aplicabilidad industrial**

40 Como se ha descrito anteriormente, de acuerdo con la presente invención, es posible proporcionar fácilmente una chapa de acero que puede aplicarse a componentes (componentes de automóvil tales como componentes de placa interna, componentes estructurales, componentes de la suspensión, y transmisiones; y otros componentes tales como materiales de construcción naval, materiales de construcción, materiales para puentes, estructuras marinas, vasijas a presión, conducciones, y componentes mecánicos) que requieren trabajabilidad, tal como expansibilidad de agujeros o plegabilidad, homogeneidad estricta en el espesor y circularidad después del procesado, y tenacidad a baja temperatura. Además, de acuerdo con la presente invención, puede producirse de forma estable una chapa de acero de alta resistencia que tiene tenacidad superior a baja temperatura y una resistencia con un valor de 540 MPa o mayor a un bajo coste. Por consiguiente, la presente invención tiene un alto valor industrial.

45

REIVINDICACIONES

1. Una chapa de acero de alta resistencia laminada en caliente que tiene una resistencia a tracción de 540 MPa o mayor, que consiste en, en % en masa,
- C: un contenido [C] de 0,02% a 0,07%,
- 5 Si: un contenido [Si] de 0,001% a 2,5%,
- Mn: un contenido [Mn] de 0,01% a 4%,
- Al: un contenido [Al] de 0,001% a 2%,
- Ti: un contenido [Ti] de 0,015% a 0,2%,
- P: un contenido limitado [P] de más de 0% a 0,15% o menor,
- 10 S: un contenido limitado [S] de más de 0% a 0,03% o menor,
- N: un contenido limitado [N] de más de 0% a 0,01% o menor, y
- opcionalmente, uno o dos o más seleccionados del grupo que consiste en,
- Nb: un contenido [Nb] de 0,005% a 0,06%,
- Cu: un contenido [Cu] de 0,02% a 1,2%,
- 15 Ni: un contenido [Ni] de 0,01% a 0,6%,
- Mo: un contenido [Mo] de 0,01% a 1%,
- V: un contenido [V] de 0,01% a 0,2%,
- Cr: un contenido [Cr] de 0,01% a 2%,
- Mg: un contenido [Mg] de 0,0005% a 0,01%,
- 20 Ca: un contenido [Ca] de 0,0005% a 0,01%,
- MTR: un contenido [MTR] de 0,0005% a 0,1%, y
- B: un contenido [B] de 0,0002% a 0,002%,
- Zr, Sn, Co, Zn, y W: un contenido total de 1% o menor, en donde el contenido de Sn es 0,05% o menor, y
- consistiendo el resto en Fe e impurezas inevitables,
- 25 en donde los contenidos [Nb], [Ti], [N], [S] y [C] satisfacen las siguientes expresiones (a), (b) y (c);
- una densidad promedio de polo de un grupo de orientación {100}<011> a {223}<110>, que está representado por una media aritmética de las densidades de polo de las orientaciones {100}<011>, {116}<110>, {114}<110>, {112}<110> y {223}<110>, es de 1,0 a 4,0, y una densidad de polo de una orientación de cristal {332}<113> es de 1,0 a 4,8, en una parte central del espesor, que es un intervalo de espesor de 5/8 a 3/8 desde la superficie de la
- 30 chapa de acero;
- un tamaño promedio de grano en la parte central del espesor es menor que o igual a 10 µm y un tamaño de grano de una cementita que precipita en un límite de grano en la chapa de acero es menor que o igual a 2 µm; y
- un tamaño promedio de grano de los precipitados que contienen TiC en los granos es menor que o igual a 3 nm y una densidad numérica por volumen unitario es mayor que o igual a 1×10^{16} granos/cm³
- 35 $0\% \leq ([Ti] - [N] \times 48/14 - [S] \times 48/32) \dots (a)$
- $0\% \leq [C] - 12/48 \times ([Ti] - [N] \times 48/14 - [S] \times 48/32) \dots (b)$
- $0\% \leq [C] - 12/48 \times ([Ti] + [Nb] \times 48/93 - [N] \times 48/14 - [S] \times 48/32) \dots (c)$
2. La chapa de acero de alta resistencia laminada en caliente según la reivindicación 1,
- en donde la densidad promedio de polo del grupo de orientación {100}<011> a {223}<110> es menor que o igual a 2,0 y la densidad de polo de la orientación de cristal {332}<113> es menor que o igual a 3,0.
- 40

3. La chapa de acero de alta resistencia laminada en caliente según la reivindicación 1, en donde el tamaño promedio de grano es menor que o igual a 7 μm .
4. Un método de producción de una chapa de acero de alta resistencia laminada en caliente que tiene una resistencia a tracción de 540 MPa o mayor según la reivindicación 1, comprendiendo el método:
- 5 calentar un lingote de acero, o una plancha, que consiste en, en % en masa,
- C: un contenido [C] de 0,02% a 0,07%,
- Si: un contenido [Si] de 0,001% a 2,5%,
- Mn: un contenido [Mn] de 0,01% a 4%,
- Al: un contenido [Al] de 0,001% a 2%,
- 10 Ti: un contenido [Ti] de 0,015% a 0,2%,
- P: un contenido limitado [P] de más de 0% a 0,15% o menor,
- S: un contenido limitado [S] de más de 0% a 0,03% o menor,
- N: un contenido limitado [N] de más de 0% a 0,01% o menor, y
- opcionalmente uno o dos más seleccionados del grupo que consiste en,
- 15 Nb: un contenido [Nb] de 0,005% a 0,06%,
- Cu: un contenido [Cu] de 0,02% a 1,2%,
- Ni: un contenido [Ni] de 0,01% a 0,6%,
- Mo: un contenido [Mo] de 0,01% a 1%,
- V: un contenido [V] de 0,01% a 0,2%,
- 20 Cr: un contenido [Cr] de 0,01% a 2%,
- Mg: un contenido [Mg] de 0,0005% a 0,01%,
- Ca: un contenido [Ca] de 0,0005% a 0,01%,
- MTR: un contenido [MTR] de 0,0005% a 0,1%, y
- B: un contenido [B] de 0,0002% a 0,002%,
- 25 Zr, Sn, Co, Zn, y W: un contenido total de 1% o menor, en donde el contenido de Sn es 0,05% o menor, y
- consistiendo el resto en Fe e impurezas inevitables, en donde los contenidos [Nb], [Ti], [N], [S], y [C] satisfacen las siguientes expresiones (a), (b) y (c), a una SRT_{min} °C, que es una temperatura determinada según la siguiente expresión (d), de 1260°C;
- 30 realizar un primer laminado en caliente en que la reducción se realiza una o más veces a una reducción de laminado de 40% a 65% o mayor en un intervalo de temperatura de 1000°C a 1200°C, de modo que se acabe el primer laminado en caliente a una temperatura de 1000°C a 1200°C;
- iniciar un segundo laminado en caliente en un intervalo de temperatura de 1000°C o mayor a los 150 segundos después de acabar el primer laminado en caliente;
- 35 realizar una reducción en el segundo laminado en caliente en un intervalo de temperatura de $(T1+30)$ °C a $(T1+200)$ °C, cuando una temperatura determinada por los componentes de la chapa de acero según la siguiente expresión (e) está representada por $T1$ °C, de manera que se obtiene una razón de reducción total de 50% o mayor, con al menos una de una razón de reducción de laminado de 30% o mayor;
- opcionalmente, realizar un tercer laminado en caliente en que una reducción de laminado total es menor que o igual a 30% en un intervalo de temperatura de una temperatura de transformación Ar3 a menor que $(T1+30)$ °C;
- 40 acabar los laminados en caliente a la temperatura de transformación Ar3 o mayor;
- realizar un enfriamiento primario en condiciones de una velocidad de enfriamiento de 50°C/s o mayor, un cambio de temperatura de 40°C o mayor y 140°C o menor, y una temperatura de fin del enfriamiento de $(T1 + 100)$ °C o menor

de manera que, cuando se define una pasada de una reducción de laminado de 30% o mayor en el intervalo de temperatura de $(T1+30)^{\circ}\text{C}$ a $(T1+200)^{\circ}\text{C}$ como una pasada de gran reducción, un tiempo de espera t (segundos) desde que acaba una pasada final de la pasada de gran reducción hasta el inicio del enfriamiento, satisface la siguiente expresión (f);

- 5 realizar un enfriamiento secundario a una velocidad de enfriamiento de 15°C/s a 50°C/s en 3 segundos desde la terminación del enfriamiento primario; y

realizar un bobinado en un intervalo de temperatura de 550°C a menor que 700°C ,

en donde cualquiera del enfriamiento primario y el tercer laminado en caliente puede realizarse en primer lugar,

$$0\% \leq ([\text{Ti}] - [\text{N}] \times 48/14 - [\text{S}] \times 48/32) \quad \dots \quad (\text{a})$$

10 $0\% \leq [\text{C}] - 12/48 \times ([\text{Ti}] - [\text{N}] \times 48/14 - [\text{S}] \times 48/32) \quad \dots \quad (\text{b})$

$$0\% \leq [\text{C}] - 12/48 \times ([\text{Ti}] + [\text{Nb}] \times 48/93 - [\text{N}] \times 48/14 - [\text{S}] \times 48/32) \quad \dots \quad (\text{c})$$

$$\text{SRT}_{\text{min}} = 7000 / \{2,75 - \log([\text{Ti}] \times [\text{C}])\} - 273 \quad \dots \quad (\text{d})$$

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

$$t \leq 2,5 \times t1 \quad \dots \quad (\text{f})$$

- 15 donde $t1$ está representado por la siguiente expresión (g):

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

donde Tf representa una temperatura ($^{\circ}\text{C}$) después de una reducción final a una reducción de laminado de 30% o mayor, y $P1$ representa la reducción de laminado (%) durante la reducción final a una reducción de laminado de 30% o mayor.

- 20 5. El método de producción de una chapa de acero de alta resistencia laminada en caliente según la reivindicación 4,

en donde el enfriamiento primario se realiza entre soportes de laminado y el enfriamiento secundario se realiza después del paso a través de un soporte de laminado final.

- 25 6. El método de producción de una chapa de acero de alta resistencia laminada en caliente según la reivindicación 4 ó 5,

en donde el tiempo de espera t (segundos) satisface adicionalmente la siguiente expresión (h).

$$t1 \leq t \leq 2,5 \times t1 \quad \dots \quad (\text{h})$$

7. El método de producción de una chapa de acero de alta resistencia laminada en caliente según la reivindicación 4 ó 5,

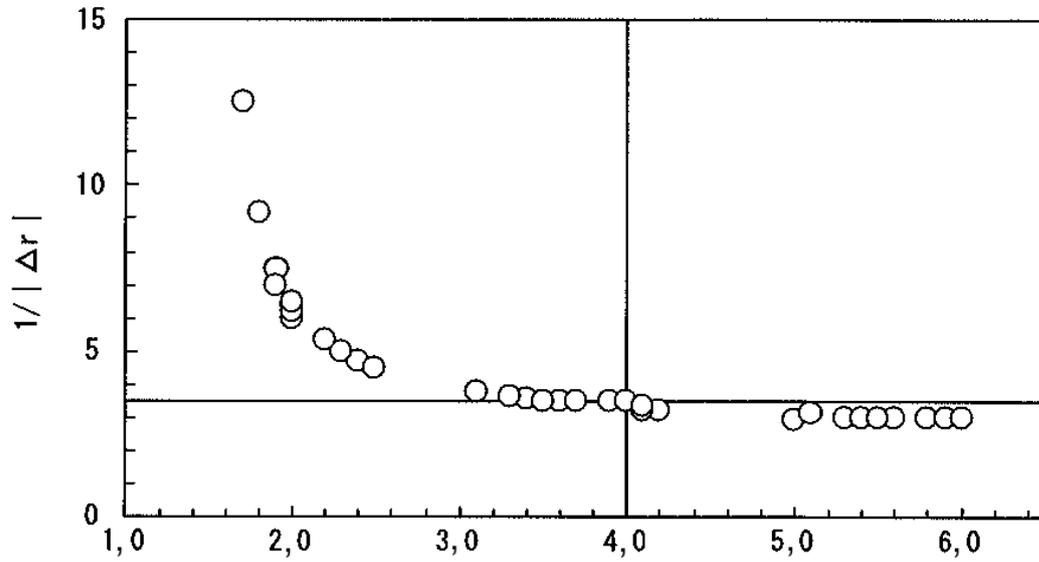
- 30 en donde el tiempo de espera t (segundos) satisface adicionalmente la siguiente expresión (i).

$$t < t1 \quad \dots \quad (\text{i})$$

8. El método de producción de una chapa de acero de alta resistencia laminada en caliente según la reivindicación 4 ó 5,

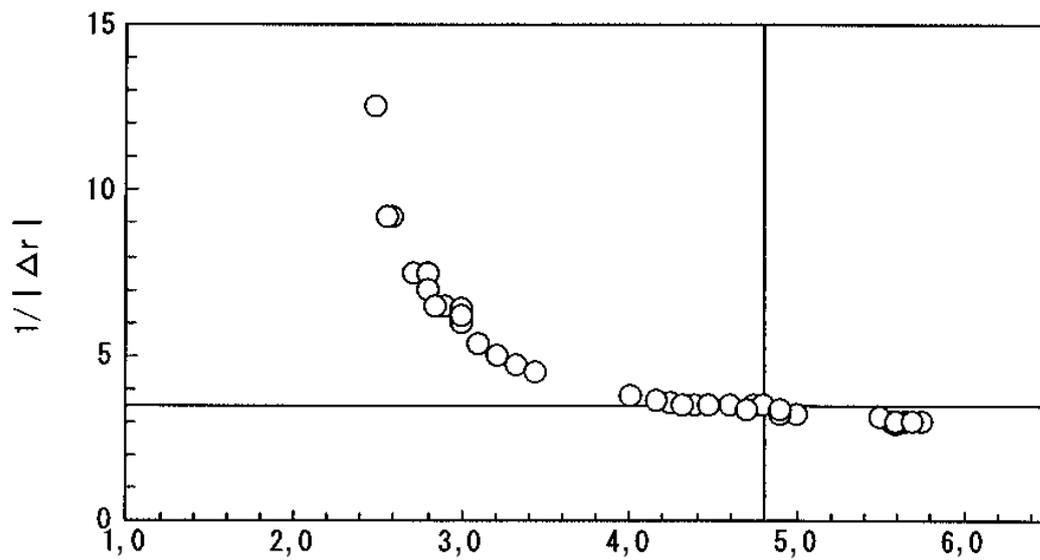
- 35 en donde un aumento de temperatura entre pasadas en el segundo laminado en caliente es menor que o igual a 18°C .

FIG. 1



DENSIDAD PROMEDIO DE POLO DEL GRUPO DE ORIENTACIÓN $\{100\}\langle 011\rangle$ A $\{223\}\langle 110\rangle$

FIG. 2



DENSIDAD DE POLO DE LA ORIENTACIÓN DE CRISTAL $\{332\}\langle 113\rangle$

FIG. 3

