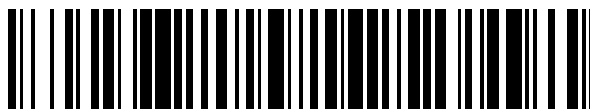


19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 684 144**

51 Int. Cl.:

<b>C23C 2/06</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/06</b>	(2006.01)
<b>C23C 2/28</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/12</b>	(2006.01)
<b>C23C 2/36</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/14</b>	(2006.01)
<b>B32B 15/01</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/10</b>	(2006.01)
<b>C21D 8/02</b>	(2006.01)		
<b>C21D 8/04</b>	(2006.01)		
<b>C21D 9/46</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/00</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/02</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/04</b>	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **12.04.2012 PCT/JP2012/060067**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **18.10.2012 WO12141265**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **12.04.2012 E 12770870 (9)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **30.05.2018 EP 2698440**

54 Título: **Chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local y método de fabricación de la misma**

30 Prioridad:

**13.04.2011 JP 2011089250**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:  
**01.10.2018**

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**SUWA, YOSHIHIRO;  
NAKANO, KAZUAKI;  
HAYASHI, KUNIO;  
OKAMOTO, RIKI;  
FUJITA, NOBUHIRO y  
SANO, KOHICHI**

74 Agente/Representante:

**ELZABURU, S.L.P**

ES 2 684 144 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 de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local y método de fabricación de la misma

### Campo técnico

5 La presente invención se refiere a una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local para flexión, rebordeado elástico, formación de rebordes y similares, y un método de fabricación de la misma.

Esta solicitud se basa en y reivindica el beneficio de prioridad de la Solicitud de Patente Japonesa anterior N° 2011-089250, presentada el 13 de abril de 2011, todos los contenidos de la cual se incorporan en la presente memoria por referencia.

### Antecedentes de la técnica

15 Con el fin de disminuir la emisión de gas de dióxido de carbono de los automóviles, se ha fomentado una reducción en el peso de las carrocerías de vehículos automóviles usando chapas de acero de alta resistencia. Además, con el fin garantizar también la seguridad de un pasajero, se ha usado cada vez más chapa de acero de alta resistencia para la carrocería de un vehículo automóvil además de una chapa de acero blanda.

Con el fin de fomentar la reducción de peso de las carrocerías de vehículos automóviles a partir de ahora, ha de ser aumentado más que de manera convencional el nivel de resistencia de uso de la chapa de acero de alta resistencia. Con el fin de usar la chapa de acero de alta resistencia para una parte de los bajos de la carrocería, por ejemplo, ha de ser mejorada la capacidad de deformación local para formación de rebordes.

20 Sin embargo, cuando una chapa de acero se aumenta de resistencia en general, la capacidad de conformación disminuye, y como se describe en el Documento no de Patente 1, disminuye el alargamiento uniforme importante para el estiramiento y el abombamiento. En contraste con esto, en el Documento no de Patente 2, se describe un método de aseguramiento del alargamiento uniforme incluso con la misma resistencia haciendo una estructura de metal de una chapa de acero compleja.

25 Mientras tanto, también se describe un método de control de la estructura de metal de una chapa de acero que mejora la capacidad de deformación local tipificada por flexión, expansión del agujero y formación de rebordes. El Documento no de Patente 3 describe que controlar las inclusiones, hacer una estructura uniforme y disminuir aún más la diferencia de dureza entre las estructuras son eficaces para mejorar la flexibilidad y la expansibilidad del agujero. Esto es para mejorar la expansibilidad del agujero haciendo una estructura uniforme mediante el control de la estructura.

30 Con el fin de alcanzar el logro de resistencia y ductilidad, el Documento no de Patente 4 describe una técnica en la que el control de la estructura de metal (control del precipitado y control de la estructura de transformación) se realiza mediante control de enfriamiento después del laminado en caliente, obteniendo por ello ferrita proeutectoide que es una fase blanda y bainita en términos de fracciones apropiadas.

35 Mientras tanto, el Documento de Patente 1 describe un método en el que se controlan una temperatura de acabado de laminado en caliente, una relación de reducción y un intervalo de temperatura de laminado de acabado, se fomenta la recristalización de austenita, se suprime el desarrollo de una textura laminada y se aleatorizan las orientaciones del cristal, mejorando por ello la resistencia, la ductilidad y la expansibilidad del agujero.

### Documento de la técnica anterior

40 Documento de patente

Documento de patente 1: Publicación de Patente Japonesa abierta a la inspección N° 2009-263718

Documento no de patente

Documento no de patente 1: Kishida, Nippon Steel Technical Report (1999) N° 371, página 13

Documento no de patente 2: O. Matsumura et al., Trans. ISIJ (1987) vol. 27, página 570

45 Documento no de patente 3: Kato et al., Steelmaking Research (1984) vol. 312, página 41

Documento no de patente 4: K. Sugimoto et al., ISIJ International (2000) vol. 40, página 920

### Descripción de la invención

Problemas a ser resueltos por la invención

El principal factor de deterioro de la capacidad de deformación local es la “no uniformidad” de la diferencia de dureza entre estructuras, inclusiones no metálicas, una textura laminada desarrollada, y similares. El factor más eficaz entre ellos es la “diferencia de dureza entre estructuras” descrita en el Documento no de Patente 3. Además, un factor de control eficaz es la “textura laminada desarrollada” descrita en el Documento de Patente 1.

- 5 Estos factores se mezclan de una manera compleja y se determina la capacidad de deformación local de una chapa de acero. Para maximizar un margen mejorado de la capacidad de deformación local mediante control de textura, se realiza control de estructura de una manera combinada, y es necesario eliminar la “no uniformidad” atribuible a la “diferencia de dureza entre estructuras” tanto como sea posible.

- 10 La presente invención es para proporcionar una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local capaz de mejora de ductilidad local de la chapa de acero de alta resistencia y también capaz de mejora de la anisotropía en la chapa de acero convirtiendo una estructura de acero en una estructura de metal en la que una relación de área de bainita es 95% o más, junto con controlar una textura, y un método de fabricación de la misma.

Medios para resolver los problemas

- 15 Según el conocimiento convencional, las mejoras de expansibilidad del agujero, flexibilidad y similares se han realizado controlando inclusiones, haciendo finos los precipitados, homogeneización de estructuras, convirtiendo estructuras de una única fase, una disminución en la diferencia de dureza entre estructuras y similares. Sin embargo, éstas no son suficientes, de modo que se concierne a un efecto sobre la anisotropía en una chapa de acero de alta resistencia a la que se añade Nb, Ti y similares. Esto causa problemas de que se sacrifiquen otros elementos de formación, se limite la dirección en la que se toma un material antes de la conformación, y similares, y se limita el uso de la chapa de acero de alta resistencia.

- 20 De esta manera, los presentes inventores, con el fin de mejorar la expansibilidad del agujero y la manejabilidad de flexión de la chapa de acero de alta resistencia, centraron la atención en el efecto de una textura de la chapa de acero y examinaron y estudiaron el efecto en detalle. Como resultado, llegó a ser evidente que controlando las intensidades de las orientaciones de un grupo específico de orientaciones del cristal, la capacidad de deformación local mejora drásticamente sin que el alargamiento y la resistencia disminuyan en gran medida.

- 25 El punto donde se debería poner el énfasis es que los presentes inventores descubrieron que el margen mejorado de la capacidad de deformación local mediante el control de textura se transmite en gran medida en una estructura de acero, y la estructura de acero se convierte en una estructura de metal en la que una relación de área de bainita es 95% o más, haciendo posible por ello maximizar el margen mejorado de la capacidad de deformación local sobre la base de que la resistencia del acero está asegurada.

- 30 Adicionalmente, los presentes inventores encontraron que en una estructura en la que se controlan intensidades de orientaciones de un grupo específico de orientaciones del cristal, el tamaño de los granos de cristal afecta en gran medida a la ductilidad local. Generalmente, en una estructura en la que se mezclan las fases de generación de baja temperatura (bainita, martensita y similares), la definición de granos de cristal es extremadamente vaga y la cuantificación de ellos es difícil.

En contraste con esto, los presentes inventores encontraron posible resolver el problema de la cuantificación de granos de cristal si se determina una “unidad de grano” de granos de cristal de la siguiente manera.

- 35 La “unidad de grano” de granos de cristal determinada en la presente invención se determina de la siguiente manera en un análisis de orientaciones de una chapa de acero mediante un EBSP (Patrón de Retrodispersión de Electrones). Es decir, en un análisis de orientaciones de una chapa de acero mediante un EBSP, por ejemplo, las orientaciones se miden a 1.500 aumentos con un paso medido de 0,5  $\mu\text{m}$  o menos, y una posición en la que una desorientación entre puntos medidos adyacentes excede 15° se establece en un límite entre los granos de cristal. Entonces, una región rodeada con este límite se determina que es la “unidad de grano” de los granos de cristal.

- 40 Con respecto a los granos de cristal de la unidad de grano determinados de esta manera, se obtiene un diámetro  $d$  equivalente de círculo y el volumen de granos de cristal de cada unidad de grano se obtiene mediante  $4/3\pi (d/2)^3$ . Luego, se calcula una media ponderada del volumen y se obtiene un diámetro medio del volumen (Diámetro medio del volumen).

- 45 La presente invención se hace en base al conocimiento descrito anteriormente y la esencia de la misma es la siguiente.

El alcance de la protección está definido por las reivindicaciones adjuntas.

Efecto de la invención

Según la presente invención, es posible proporcionar una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia excelente en capacidad de deformación local necesaria para flexión, rebordeado elástico, formación de rebordes y

similares y adecuada para la fabricación de piezas de automóviles y similares controlando una textura y estructura de acero de la chapa de acero.

La FIG. 1 es una vista que muestra la relación entre un valor medio de densidades de polos del grupo de orientaciones  $\{100\} \langle 011 \rangle$  a  $\{223\} \langle 110 \rangle$  y un espesor de la chapa/un radio mínimo de curvatura;

5 La FIG. 2 es una vista que muestra la relación entre una densidad de polos del grupo de orientaciones del cristal  $\{332\} \langle 113 \rangle$  y el espesor de la chapa/el radio mínimo de curvatura;

La FIG. 3 es una vista que muestra la relación entre el número de veces de laminado en una relación de reducción de 40% o más en el laminado tosco y un diámetro de grano de austenita en el laminado tosco;

10 La FIG. 4 es una vista que muestra la relación entre una relación de reducción a T1 + 30 hasta T1 + 200°C y el valor medio de las densidades de polos del grupo de orientaciones  $\{100\} \langle 011 \rangle$  a  $\{223\} \langle 110 \rangle$ ;

La FIG. 5 es una vista que muestra la relación entre la relación de reducción a T1 + 30 hasta T1 + 200°C y la densidad de polos de la orientación del cristal  $\{332\} \langle 113 \rangle$ ;

La FIG. 6 es una vista explicativa de una línea continua de laminado en caliente;

15 La FIG. 7 es una vista que muestra la relación entre la resistencia y la expansibilidad de agujero de aceros de la invención y aceros comparativos; y

La FIG. 8 es una vista que muestra la relación entre la resistencia y la flexibilidad de los aceros de la invención y los aceros comparativos.

#### Modo para llevar a cabo la invención

En lo sucesivo, se explicarán los contenidos de la presente invención.

20 (Orientación del cristal)

Se explicará un valor medio de densidades de polos del grupo de orientaciones  $\{100\} \langle 011 \rangle$  a  $\{223\} \langle 110 \rangle$  y una densidad de polos de la orientación del cristal  $\{332\} \langle 113 \rangle$  en una parte central de espesor de la chapa siendo un intervalo de 5/8 a 3/8 en espesor de la chapa desde una superficie de una chapa de acero.

25 En una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia de la presente invención, (que algunas veces se llamará "chapa de acero de la presente invención" en lo sucesivo), un valor medio de las densidades de polos del grupo de orientaciones  $\{100\} \langle 011 \rangle$  a  $\{223\} \langle 110 \rangle$  en una parte central de espesor de la chapa que es un intervalo de 5/8 a 3/8 en espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero es un valor característico particularmente importante.

30 Cuando la difracción de rayos X se realiza en la parte central del espesor de la chapa siendo el intervalo de 5/8 a 3/8 en espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero para obtener relaciones de intensidad de orientaciones respectivas a una muestra aleatoria, como se muestra en la FIG. 1, se encuentra que el valor medio de las densidades de polos del grupo de orientaciones  $\{100\} \langle 011 \rangle$  a  $\{223\} \langle 110 \rangle$  es menor que 4,0 y se satisface un espesor de la chapa/un radio de curvatura  $\geq 1,5$  que se requiere para trabajar una pieza del almacén. Además, se encuentra que cuando una estructura de acero es una estructura de metal en la que una relación de área de bainita es 95% o más, se satisface el espesor de la chapa/el radio de curvatura  $\geq 2,5$ .

35 Cuando se requieren expansibilidad de agujero y poca flexibilidad limitada, el valor medio de las densidades de polos del grupo de orientaciones  $\{100\} \langle 011 \rangle$  a  $\{223\} \langle 110 \rangle$  es deseablemente menor que 3,0.

40 Cuando el valor medio descrito anteriormente es más de 4,0, la anisotropía de las propiedades mecánicas de la chapa de acero llega a ser extremadamente fuerte, y se mejora la capacidad de deformación local aún más en una dirección específica, pero un material en una dirección diferente de la dirección específica se deteriora significativamente, dando como resultado que llegue a ser imposible satisfacer el espesor de la chapa/el radio de curvatura  $\geq 1,5$ . Por otra parte, cuando el valor medio descrito anteriormente llega a ser menor que 0,5, lo que es difícil que se logre en un proceso de laminado en caliente continuo general actual, se concierne al deterioro de la capacidad de deformación local.

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

50 La densidad de polos es sinónimo de una relación de intensidad aleatoria de rayos X. La densidad de polos (relación de intensidad aleatoria de rayos X) es un valor numérico obtenido midiendo las intensidades de rayos X de una muestra estándar que no tiene acumulación en una orientación específica y una muestra de prueba bajo las mismas condiciones mediante difracción de rayos X o similar y dividiendo la intensidad de rayos X obtenida de la muestra de prueba por la intensidad de rayos X de la muestra estándar. Esta densidad de polos se puede medir

mediante cualquiera de difracción de rayos X, un método EBSP (Patrón de Retrodispersión de Electrones) y un método ECP (Patrón de Canalización de Electrones).

5 En cuanto a la densidad de polos del grupo de orientaciones  $\{100\} \langle 011 \rangle$  a  $\{223\} \langle 110 \rangle$ , por ejemplo, densidades de polos de las orientaciones respectivas de  $\{100\} \langle 011 \rangle$ ,  $\{116\} \langle 110 \rangle$ ,  $\{114\} \langle 110 \rangle$ ,  $\{112\} \langle 110 \rangle$  y  $\{223\} \langle 110 \rangle$  se obtienen a partir de una textura tridimensional (ODF) calculada mediante un método de expansión en serie usando una pluralidad (preferiblemente tres o más) de figuras de polos de entre las figuras de polos de  $\{110\}$ ,  $\{100\}$ ,  $\{211\}$  y  $\{310\}$  medidas por el método, y estas densidades de polos se promedian aritméticamente, y por ello se obtiene la densidad de polos del grupo de orientaciones descrito anteriormente. Dicho sea de paso, cuando es imposible obtener las intensidades de todas las orientaciones descritas anteriormente, la media aritmética de las densidades de polos de las orientaciones respectivas de  $\{100\} \langle 011 \rangle$ ,  $\{116\} \langle 110 \rangle$ ,  $\{114\} \langle 110 \rangle$ ,  $\{112\} \langle 110 \rangle$  y  $\{223\} \langle 110 \rangle$  también se pueden usar como sustituto.

Por ejemplo, para la densidad de polos de cada una de las orientaciones del cristal descritas anteriormente, cada una de las intensidades de  $(001)[1-10]$ ,  $(116)[1-10]$ ,  $(114)[1-10]$ ,  $(113)[1-10]$ ,  $(112)[1-10]$ ,  $(335)[1-10]$  y  $(223)[1-10]$  en una sección transversal de  $\Phi = 45^\circ$  en la textura tridimensional se puede usar tal como está.

15 Debido a una razón similar, la densidad de polos de la orientación del cristal  $\{332\} \langle 113 \rangle$  del plano de la chapa a  $5/8$  a  $3/8$  del espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero ha de ser 5,0 o menos, como se muestra en la FIG. 2. Siempre que la densidad de polos descrita anteriormente sea de 5,0 o menos, es posible satisfacer el espesor de la chapa/el radio de curvatura  $\geq 1,5$  que se requiere para trabajar una pieza de armazón. La densidad de polos descrita anteriormente es deseablemente de 3,0 o menos. Además, se encuentra que cuando la estructura de la chapa de acero de la presente invención es una estructura de metal en la que una relación de área de bainita es del 95% o más, se satisface que el espesor de la chapa/el radio de curvatura  $\geq 2,5$ .

20 Cuando la densidad de polos de la orientación del cristal  $\{332\} \langle 113 \rangle$  es mayor que 5,0, la anisotropía de las propiedades mecánicas de la chapa de acero llega a ser extremadamente fuerte, y además se mejora la capacidad de deformación local en una dirección específica, pero un material en una dirección diferente de la dirección específica se deteriora significativamente, dando como resultado que llegue a ser imposible satisfacer el espesor de la chapa/el radio de curvatura  $\geq 2,5$ . Por otra parte, cuando la densidad de polos descrita anteriormente llega a ser menor que 0,5, que es difícil que se logre en un proceso de laminado en caliente continuo general actual, se concierne al deterioro de la capacidad de deformación local.

30 La razón de por qué las densidades de polos de las orientaciones del cristal son factores importantes para la propiedad de congelación de la forma en el momento del trabajo de flexión no es necesariamente obvia, sino que se relaciona de manera interferencial con el comportamiento de deslizamiento del cristal en el momento de la deformación por flexión.

35 Con respecto a la muestra a ser sometida a la difracción de rayos X, el método EBSP o el método ECP, la chapa de acero se reduce de espesor a un espesor de la chapa predeterminado desde la superficie mediante pulido mecánico o similar. A continuación, se elimina la deformación mediante pulido químico, pulido electrolítico o similar, y la muestra se fabrica de tal manera que en el intervalo de  $5/8$  a  $3/8$  en espesor de la chapa, un plano apropiado llegue a ser un plano de medición. Por ejemplo, se realiza sobre una pieza de acero con un tamaño de  $30 \text{ mm}\Phi$  recortada desde la posición de  $1/4 W$  o  $3/4 W$  del ancho de la chapa  $W$ , desbastando con acabado fino (rugosidad media de la línea central  $R_a: 0,4a$  a  $1,6a$ ). A continuación, mediante pulido químico o pulido electrolítico, se elimina la deformación y se fabrica la muestra a ser sometida a la difracción de rayos X. Con respecto a la dirección del ancho de la chapa, la pieza de acero se toma deseablemente desde, de la chapa de acero, la posición de  $1/4$  o  $3/4$  desde una parte final.

45 Como una cuestión de rutina, la densidad de polos satisface el intervalo limitado de densidad de polos descrito anteriormente no solamente en la parte central del espesor de la chapa siendo el intervalo de  $5/8$  a  $3/8$  en espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero, sino también en tantas posiciones de espesor como sea posible, y por ello el rendimiento de ductilidad local (alargamiento local) se mejora aún más. Sin embargo, se mide el intervalo de  $5/8$  a  $3/8$  desde la superficie de la chapa de acero, para hacer posible por ello representar la propiedad del material de toda la chapa de acero en general. De esta manera,  $5/8$  a  $3/8$  del espesor de la chapa se prescribe como el intervalo de medición.

50 Dicho sea de paso, la orientación del cristal representada por  $\{hkl\} \langle uvw \rangle$  significa que la dirección normal del plano de la chapa de acero es paralela a  $\langle hkl \rangle$  y la dirección de laminado es paralela a  $\langle uvw \rangle$ . Con respecto a la orientación del cristal, normalmente, la orientación vertical al plano de la chapa se representa por  $[hkl]$  o  $\{hkl\}$  y la orientación paralela a la dirección de laminado se representa por  $(uvw)$  o  $\langle uvw \rangle$ .  $\{hkl\}$  y  $\langle uvw \rangle$  son términos genéricos para planos equivalentes, y  $[hkl]$  y  $(uvw)$  indican cada uno un plano del cristal individual. Es decir, en la presente invención, se dirige una estructura cúbica centrada en el cuerpo y, de esta manera, por ejemplo, los planos  $(111)$ ,  $(-111)$ ,  $(1-11)$ ,  $(11-1)$ ,  $(-1-11)$ ,  $(-11-1)$ ,  $(1-1-1)$  y  $(-1-1-1)$  son equivalentes para hacer que sea imposible hacerlos diferentes. En tal caso, estas orientaciones se denominan genéricamente  $\{111\}$ . En una representación ODF,  $[hkl]$   $(uvw)$  también se usa para representar orientaciones de otras estructuras cristalinas simétricas bajas y, de esta manera, es general representar cada orientación como  $[hkl]$   $(uvw)$ , pero en la presente invención,  $[hkl]$   $(uvw)$  y

{hkl} <uvw> son sinónimos entre sí. La medición de la orientación del cristal mediante rayos X se realiza según el método descrito, por ejemplo, en Cullity, Elements of X-ray Diffraction, nueva edición (publicado en 1986, traducido por MATSUMURA, Gentaro, publicado por AGNE Inc.) en las páginas 274 a 296.

(Diámetro medio del volumen de los granos de cristal)

- 5 Los presentes inventores examinaron formalmente el control de la textura de una chapa de acero laminada en caliente. Como resultado, se encontró que bajo la condición de que se controle una textura como se ha descrito anteriormente, el efecto de los granos de cristal en una unidad de grano sobre la ductilidad local es extremadamente grande y los granos de cristal se hacen finos, haciendo posible por ello obtener una mejora drástica de la ductilidad local. Dicho sea de paso, como se ha descrito anteriormente, la "unidad de grano" de los granos de cristal se determina de una manera que la posición en la que una desorientación excede los 15° se establece como límite de granos de cristal en un análisis de orientaciones de la chapa de acero por el EBSP.

10 Como anteriormente, la razón de por qué la ductilidad local mejora no es obvia. Sin embargo, es concebible debido a que cuando la textura de la chapa de acero se aleatoriza y los granos de cristal se hacen finos, se suprime la concentración de deformación local que ocurre del orden de micras, se aumenta la homogeneización de la deformación y se dispersa la deformación uniformemente del orden de micras.

15 Como hay granos de cristal más grandes, aún cuando el número de ellos sea pequeño, el deterioro de la ductilidad local llega a ser más grande. Por lo tanto, el tamaño de los granos de cristal no es un diámetro medio ordinario, y un diámetro medio del volumen definido como una media ponderada de volumen se correlaciona con la ductilidad local. Con el fin de obtener un efecto de mejora de la ductilidad local, el diámetro medio del volumen de los granos de cristal necesita ser de 10  $\mu\text{m}$  o menos. Deseablemente es de 7  $\mu\text{m}$  o menos con el fin de asegurar la expansibilidad del agujero a un nivel más alto.

(Propiedad equiaxial de los granos de cristal)

25 Como resultado de una persecución adicional de la ductilidad local, los presentes inventores encontraron que cuando la propiedad equiaxial de los granos de cristal es excelente bajo la condición de que se satisfagan la textura y el tamaño de los granos de cristal descritos anteriormente, mejora la ductilidad local. Como índice que indica la propiedad equiaxial, se emplea una relación, de los granos de cristal, de una longitud dL en una dirección de laminado a una longitud dt en una dirección de espesor de la chapa: dL/dt. Entonces, para la mejora de la ductilidad local, al menos 50% o más de los granos de cristal excelentes en propiedad equiaxial en los que dL/dt es 3,0 o menos se necesita para todos los granos de cristal de bainita. Cuando los granos de cristal descritos anteriormente, excelentes en la propiedad equiaxial, son menores que el 50% para los granos de cristal de bainita, se deteriora la ductilidad local.

(Composición química)

A continuación, se explicarán las razones para limitar una composición química de la chapa de acero de la presente invención. Dicho sea de paso, % según la composición química significa % de masa.

35 C: no menos de 0,07% ni más de 0,20%

C es un elemento que aumenta la resistencia y se necesita 0,07 o más. Es preferiblemente 0,08% o más. Por otra parte, cuando C excede 0,20%, la soldabilidad disminuye, y la manejabilidad se deteriora extremadamente debido a un aumento en una estructura dura y, de esta manera, el límite superior se establece en 0,20%. Cuando C excede del 0,10%, se deteriora la conformabilidad, de modo que C es preferiblemente del 0,10% o menos.

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

45 Si es un elemento eficaz para aumentar la resistencia mecánica de la chapa de acero, pero cuando el Si llega a ser mayor que el 2,5%, la manejabilidad se deteriora y ocurre una imperfección en la superficie, de modo que el límite superior se establece en el 2,5%. Cuando el Si es grande, disminuye una propiedad de tratamiento de conversión química, de modo que es preferiblemente del 1,0% o menos. Es difícil establecer Si a menos de 0,001% en un acero práctico, de modo que el límite inferior se establece en 0,001%. Preferiblemente es del 0,01% o más.

Mn: no menos de 0,01% ni más de 4,0%

50 Mn también es un elemento eficaz para aumentar la resistencia mecánica de la chapa de acero, pero cuando el Mn llega a ser mayor que el 4,0%, se deteriora la manejabilidad, de modo que el límite superior se establece en 4,0%. Es preferiblemente 3,3% o menos. Es difícil establecer Mn a menos del 0,01% en un acero práctico, de modo que el 0,01% se establece en el límite inferior. Es preferiblemente 0,07% o más.

Cuando elementos tales como Ti que suprimen la aparición de agrietamiento en caliente causado por S no se añaden suficientemente excepto Mn, la cantidad que satisface  $\text{Mn/S} \geq 20$  en % de masa se añade deseablemente. Mn es un elemento que, con un aumento en el contenido, expande una temperatura de la región de austenita a un lado de baja temperatura, mejora la templabilidad, y facilita la formación de una estructura de transformación de

## ES 2 684 144 T3

enfriamiento continuo que tiene excelente manejabilidad de formación de rebordes. Este efecto no se presenta fácilmente cuando Mn es menor que 1%, de modo que se añade deseablemente 1% o más.

P: no menos de 0,001% ni más de 0,15%

- 5 P es un elemento de impureza y evita el deterioro de la manejabilidad y el agrietamiento en el momento del laminado en caliente o laminado en frío, de modo que el límite superior se establece en el 0,15%. Es preferiblemente 0,10% o menos, y es más preferiblemente 0,05% o menos. Es difícil disminuir P a menos del 0,001% en la refinación general actual (incluyendo la refinación secundaria), de modo que el límite inferior se establece en 0,001%.

S: no menos de 0,0005% ni más de 0,03%

- 10 S es un elemento de impureza y evita el deterioro de la manejabilidad y el agrietamiento en el momento del laminado en caliente o laminado en frío, de modo que el límite superior se establece en 0,03%. Preferiblemente es del 0,01%, y es más preferiblemente 0,005% o menos. Es difícil disminuir S a menos del 0,0005% en la refinación general actual (incluyendo la refinación secundaria), de modo que el límite inferior se establece en 0,0005%.

Al: no menos de 0,001% ni más de 2,0%

- 15 Para la desoxidación, se añade 0,001% o más de Al. Además, Al aumenta significativamente un punto de transformación  $\gamma$  a  $\alpha$ , para ser, de esta manera, un elemento eficaz cuando se dirige en particular el laminado en caliente en un punto  $Ar_3$  o menor. Sin embargo, cuando es demasiado, la soldabilidad se deteriora, de modo que el límite superior se establece en 2,0%.

- 20 El punto  $Ar_3$  es una temperatura a la cual la ferrita comienza a precipitar cuando se enfría la aleación en una región de fase única de austenita. En la presente invención, la frase de punto  $Ar_3$  o más alto se usa con el fin de enfatizar que la estructura está en un estado de fase única de austenita.

Cuando el Si y el Al están contenidos en exceso, se suprime la precipitación de cementita durante un tratamiento de sobrepromediado y es probable que la fracción de austenita retenida llegue a ser demasiado grande, de modo que la cantidad total añadida de Si y Al sea preferiblemente menor que 1%.

N: no menos de 0,0005% ni más de 0,01%

- 25 N es un elemento de impureza y se establece en 0,01% o menos para no perjudicar la manejabilidad. Es preferiblemente 0,005% o menos. Es difícil disminuir el N a menos del 0,0005% en la refinación general actual (incluyendo la refinación secundaria), de modo que el límite inferior se establece en 0,0005%.

O: no menos de 0,0005% ni más de 0,01%

- 30 De manera similar al N, O es un elemento de impureza y se establece en 0,01% o menos para no perjudicar la manejabilidad. Es preferiblemente del 0,005% o menos. Es difícil disminuir O a menos del 0,0005% en la refinación general actual (incluyendo la refinación secundaria), de modo que el límite inferior se establece en 0,0005%.

En la chapa de acero de la presente invención, también es posible que se añada un tipo o dos o más tipos de Ti, Nb, V y W, para generar por ello carbonitruro fino, y se logra una mejora de la resistencia mediante refuerzo de precipitación.

- 35 Ti: no menos de 0,001% ni más de 0,20%

Nb: no menos de 0,001% ni más de 0,20%

V: no menos de 0,001% ni más de 1,0%

W: no menos de 0,001% ni más de 1,0%

- 40 Con el fin de obtener un efecto de mejora de la resistencia mediante refuerzo de precipitación de manera que añada un tipo o dos o más tipos de Ti, Nb, V y W, es necesario añadir 0,001% o más de cada uno de Ti, Nb, V y W. Ti, Nb, V y W son cada uno preferiblemente 0,01% o más. Sin embargo, incluso cuando se añaden en exceso, el efecto de aumentar la resistencia solamente está saturado, de modo que los límites superiores de Ti y Nb se establecen cada uno en 0,20%, y los límites superiores de V y W se establecen cada uno en 1,0%. Ti y Nb son cada uno preferiblemente no menos de 0,01% ni más de 0,1%, y V y W son cada uno preferiblemente no menos de 0,01% ni más de 0,6%.

- 45 En la chapa de acero de la presente invención, con el fin de asegurar la resistencia aumentando la templabilidad de la estructura para realizar un segundo control de fase, también se pueden añadir un tipo o dos o más tipos de B, Mo, Cr, Cu, Ni, Co, Sn, Zr, y As.

B: no menos de 0,0001% ni más de 0,0050%

Mo: no menos de 0,001% ni más de 1,0%

Cr, Cu, Ni: no menos de 0,001% ni más de 2,0%

Co: no menos de 0,0001% ni más de 1,0%

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

5 As: no menos de 0,0001% ni más que 0,50%

Con el fin de obtener el efecto de mejorar la resistencia mediante el segundo control de fase, es necesario añadir 0,0001% o más de B, 0,001% o más de cada uno de Mo, Cr, Ni y Cu, y 0,0001% o más de cada uno de Co, Sn, Zr y As. B es preferiblemente del 0,001% o más, Mo, Cr, Ni y Cu son cada uno preferiblemente del 0,005% o más, y Co, Sn, Zr y As son cada uno preferiblemente del 0,001% o más.

10 Sin embargo, cuando se añaden en exceso, la manejabilidad se deteriora, de modo que el límite superior de B se establece en 0,0050%, el límite superior de Mo se establece en 1,0%, el límite superior de cada uno de Cr, Cu y Ni es se establece en 2,0%, el límite superior de Co se establece en 1,0%, el límite superior de cada uno de Sn y Zr se establece en 0,2%, y el límite superior de As se establece en 0,50%.

15 En la chapa de acero de la presente invención, con el fin de mejorar la conformabilidad local, también se pueden añadir además un tipo o dos o más tipos de Mg, REM y Ca.

Mg: no menos de 0,0001% ni más de 0,010%

REM: no menos de 0,0001% ni más de 0,1%

Ca: no menos de 0,0001% ni más de 0,010%

20 Mg, REM y Ca son elementos importantes a ser añadidos para hacer inocuas las inclusiones. Con el fin de obtener un efecto de hacer inocuas las inclusiones, se añade 0,0001% o más de cada uno de Mg, REM y Ca.

Mg, REM y Ca son cada uno preferiblemente del 0,001% o más. Por otra parte, cuando se añaden en exceso, la limpieza del acero se deteriora, de modo que el Mg se establece en 0,010% o menos, el REM se establece en 0,1% o menos, y el Ca se establece en 0,010% o menos.

(Estructura de metal)

25 A continuación, se explicará una estructura de metal de la chapa de acero de la presente invención.

La estructura de la chapa de acero de la presente invención es una estructura de metal en la que una relación de área de bainita es 95% o más, y es preferiblemente una estructura de fase única de bainita. La estructura de acero se convierte en la estructura de metal en la que una relación de área de bainita es del 95% o más (incluyendo una fase única de bainita), haciendo por ello posible lograr la resistencia y la expansibilidad del agujero.

30 Además, la estructura descrita anteriormente se genera mediante transformación a temperatura relativamente alta, para de esta manera no tener necesidad de ser enfriada a baja temperatura cuando está siendo fabricada, y es una estructura preferida también en términos de estabilidad del material y productividad.

35 Como balance, se permite el 5% o menos de ferrita proeutectoide, perlita, martensita y austenita retenida. La ferrita proeutectoide no tiene problema siempre que sea suficientemente reforzada por precipitación, pero la ferrita proeutectoide algunas veces llega a ser blanda dependiendo de la composición química, y además cuando la relación de área llega a ser mayor que el 5%, la expansibilidad del agujero disminuye ligeramente debido a diferencia de dureza de la bainita.

40 Cuando una relación de área de perlita llega a ser mayor que 5%, la resistencia y/o la manejabilidad se deterioran algunas veces. Cuando una relación de área de martensita llega a ser mayor que 1% o una relación de área de austenita retenida para ser martensita mediante transformación inducida por deformación llega a ser mayor que 5%, una interfaz entre bainita y una estructura más dura que bainita llega a ser un punto de inicio de agrietamiento y la expansibilidad del agujero se deteriora. Siempre que la relación de área de bainita se establezca en 95% o más, la relación de área de ferrita proeutectoide, perlita, martensita y austenita retenida que es el balance llega a ser el 5% o menos, de modo que el balance de la fuerza y la expansibilidad del agujero se pueden mantener bien. Sin embargo, 45 la relación de área de martensita necesita ser establecida a menos del 1%.

La bainita en la chapa de acero de la presente invención es una microestructura definida como una estructura de transformación de enfriamiento continuo (Zw) colocada en una etapa intermedia entre una microestructura que contiene ferrita poligonal y perlita a ser generada por un mecanismo difusivo y martensita a ser generada por un mecanismo de cizallamiento no difusivo, como se describe en el Instituto del Hierro y del Acero de Japón, Sociedad de investigación básica, Comité/Edición de Investigación de Bainita; Investigación Reciente sobre Microestructuras 50



Bainíticas y Comportamiento de Transformación de Aceros con Bajo Contenido de Carbono - Informe Final del Comité de Investigación de Bainita (en 1994, Instituto del Hierro y del Acero de Japón).

5 Es decir, la estructura de transformación de enfriamiento continuo (Zw) se define como una microestructura compuesta principalmente de ferrita bainítica ( $\alpha_B^0$ ), ferrita bainítica granular ( $\alpha_B$ ) y ferrita casi poligonal ( $\alpha_q$ ), y que contiene además una pequeña cantidad de austenita retenida ( $\gamma_r$ ) y austenita martensítica (MA) como se describe en la bibliografía de referencia descrita anteriormente en las páginas 125 a 127 como estructura de observación microscópica óptica.

10 Dicho sea de paso, de manera similar a la ferrita poligonal (PF), una estructura interna de  $\alpha_q$  no aparece mediante ataque químico, sino que una forma de  $\alpha_q$  es acicular, y definitivamente se distingue de PF. Aquí, bajo la condición de que de un grano de cristal objetivo, una longitud periférica se establece en  $l_q$  y un diámetro equivalente en círculo se establece en  $d_q$ , un grano que tiene una relación ( $l_q/d_q$ ) de ellos que satisface  $l_q/d_q \geq 3,5$  es  $\alpha_q$ .

La estructura de transformación de enfriamiento continuo (Zw) de la chapa de acero de la presente invención se define como una microestructura que contiene un tipo o dos o más tipos de  $\alpha_B^0$ ,  $\alpha_B$ ,  $\alpha_q$ ,  $\gamma_r$  y MA. Dicho sea de paso, el contenido total de  $\gamma_r$  y MA que es pequeño en cantidad se establece en 3% o menos.

15 Algunas veces hay un caso en que la estructura de transformación de enfriamiento continuo (Zw) no se discierne fácilmente incluso cuando se ataca químicamente usando un reactivo nital para ser observado por un microscopio óptico. En tal caso, se discierne usando el EBSP-OIM™. El EBSP-OIM™ (Microscopio de Imagen de Orientación de Patrón de Retrodispersión de Electrones) está constituido por un dispositivo y software en el que se irradia una muestra altamente inclinada en un microscopio de escaneo de electrones SEM (Microscopio de Escaneo de Electrones) con haces de electrones, se fotografía un patrón de Kikuchi formado por retrodispersión mediante una cámara de alta sensibilidad y se procesa la imagen por un ordenador, y por ello una orientación del cristal en un punto de irradiación se mide durante un corto período de tiempo.

20 En el método EBSP, es posible analizar cuantitativamente una microestructura y una orientación del cristal de una superficie de muestra en masa. Siempre que el área a ser analizada esté dentro de un área capaz de ser observada por el SEM, es posible analizar el área con una resolución mínima de 20 nm, dependiendo de la resolución del SEM. El análisis por el EBSP-OIM™ se realiza correlacionando un área a ser analizada con decenas de miles de puntos de cuadrícula equiespaciados.

30 Es posible ver distribuciones de orientaciones del cristal y tamaños de granos de cristal dentro de la muestra en un material policristalino. En la presente invención, una discernible de una imagen correlacionada con una desorientación entre paquetes definida como 15° también se puede definir como la estructura de transformación de enfriamiento continuo (Zw) por conveniencia.

35 La fracción estructural de la ferrita proeutectoide se obtuvo mediante un método de Desorientación Promedio de Núcleo (KAM) que se equipó con el EBSP-OIM™. El método KAM es el de un cálculo, en el que desorientaciones entre píxeles de seis píxeles adyacentes (primeras aproximaciones) de un cierto hexágono regular de datos de medición, o 12 píxeles (segundas aproximaciones) colocados fuera de los seis píxeles, o 18 píxeles (terceras aproximaciones) colocados más afuera de los 12 píxeles se promedian y un valor obtenido se establece en un valor del píxel central, se realiza con respecto a cada píxel.

40 El cálculo descrito anteriormente se realiza para no exceder un límite de grano, haciendo por ello posible crear un mapa que representa un cambio de orientación dentro de un grano. Es decir, el mapa creado representa una distribución de deformación basada en un cambio de orientación local dentro de un grano. Obsérvese que la condición de análisis en la presente invención se establece en la tercera aproximación de la cual en el EBSP-OIM™, se calcula la desorientación entre píxeles adyacentes, y se muestra uno que tiene esta desorientación que es de 5° o menos.

45 En la chapa de acero de la presente invención, la ferrita proeutectoide se define como una microestructura hasta una fracción plana de píxeles de la cual la desorientación entre píxeles adyacentes se calcula que es de 1° o menos en la tercera aproximación. La ferrita proeutectoide poligonal transformada a alta temperatura se genera en una transformación de difusión y, de esta manera, una densidad de dislocación es pequeña y la deformación dentro del grano es pequeña y, de esta manera, una diferencia dentro del grano en la orientación del cristal es pequeña.

50 Luego, según los resultados de diversos exámenes que se han realizado hasta ahora por los presentes inventores, fue posible confirmar que una fracción de volumen de ferrita poligonal obtenida por observación de microscopio óptico y una fracción de área de un área obtenida por 1° de la tercera aproximación de la desorientación medida por el método KAM están sustancialmente de acuerdo entre sí. Por lo tanto, la ferrita proeutectoide en la chapa de acero de la presente invención se define como se ha descrito anteriormente.

(Método de fabricación)

55 A continuación, se explicará un método de fabricación de la chapa de acero de la presente invención. Con el fin de lograr una excelente capacidad de deformación local, es importante formar una textura que tenga las densidades de

polos requeridas y fabricar una chapa de acero que satisfaga las condiciones según la fabricación de granos de cristal finos y la propiedad equiaxial y la homogeneización de los granos de cristal. Los detalles de las condiciones de fabricación para satisfacer estas condiciones al mismo tiempo se explicarán a continuación.

5 Un método de fabricación anterior para el laminado en caliente no está limitado en particular. Posterior a la fusión por un horno de cuba, un horno eléctrico o similar, se puede realizar diversamente una refinación secundaria, y la próxima colada se puede realizar por colada continua normal, o colada mediante un método de lingotera o, además, un método de colada tal como colada de plancha delgada. En el caso de colada continua, es posible que una plancha de colada se enfríe una vez a baja temperatura y a partir de entonces se recaliente para luego ser sometida a laminado en caliente, o también es posible que una plancha de colada se someta a laminado en caliente de manera continua. También se puede usar chatarra para materia prima.

10 La plancha obtenida mediante el método de fabricación descrito anteriormente se calienta en un proceso de calentamiento de plancha anterior a un proceso de laminado en caliente, pero en el método de fabricación de la presente invención, no se determina en particular una temperatura de calentamiento. Sin embargo, cuando la temperatura de calentamiento es más alta que 1.260°C, el rendimiento disminuye debido a desconchado y, de esta manera, la temperatura de calentamiento es preferiblemente de 1.260°C o menor. Por otra parte, cuando la temperatura de calentamiento es menor que 1.150°C, la eficiencia operativa se deteriora significativamente en términos de una programación y, de esta manera, la temperatura de calentamiento es deseablemente 1.150°C o más alta.

15 Además, un tiempo de calentamiento en el proceso de calentamiento de la plancha no se determina en particular, pero en términos de evitar la segregación central y similares, después de que la temperatura alcanza una temperatura de calentamiento requerida, la temperatura de calentamiento se mantiene deseablemente durante 30 minutos o más tiempo. Sin embargo, cuando la plancha de colada después de ser sometida a colada se transfiere directamente como que está en un estado de plancha de colada a alta temperatura a ser laminada, el tiempo de calentamiento no se limita a éste.

25 (Primer laminado en caliente)

Después del proceso de calentamiento de la plancha, la plancha extraída de un horno de calentamiento se somete a un proceso de laminado tosco que es un primer laminado en caliente a ser laminado tosco sin esperar y por ello se obtiene una barra tosca. En la chapa de acero de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local de la presente invención, es importante un diámetro de grano de austenita después del laminado tosco, esto es antes del laminado de acabado. El diámetro del grano de austenita antes del laminado de acabado es deseablemente pequeño, y el diámetro del grano de austenita de 200 µm o menos contribuye en gran medida a hacer los granos de cristal finos y a la homogeneización de una fase principal.

30 Con el fin de obtener el diámetro del grano de austenita de 200 µm o menos antes del laminado de acabado, como se muestra en la FIG. 3, en el laminado tosco en una región de temperatura de no menos de 1.000°C ni más alta que 1.200°C, es necesario realizar laminado al menos una vez o más con una relación de reducción de 40% o más.

35 Como la relación de reducción es mayor y el número de veces de reducción en una relación de reducción grande es mayor, se pueden obtener granos finos. El diámetro del grano de austenita se establece deseablemente en 100 µm o menos, y con el fin de lograrlo, un laminado al 40% o más se realiza deseablemente dos veces o más. Sin embargo, cuando está en el laminado tosco, la reducción es mayor que 70% y el laminado se realiza más de 10 veces, existe una preocupación de que la temperatura disminuya o que se generen incrustaciones en exceso.

40 De esta manera, la disminución del diámetro del grano de austenita antes del laminado de acabado es eficaz para la mejora de la capacidad de deformación local a través del control del fomento de la recrystalización de la austenita en el laminado de acabado posterior, haciendo los granos de cristal finos y haciendo los granos de cristal equiaxiales en una estructura final.

45 Se supone que esto se debe a que un límite de grano de austenita después del laminado tosco (es decir, antes del laminado de acabado) funciona como uno de los núcleos de recrystalización durante el laminado de acabado. La confirmación del diámetro del grano de austenita después del laminado tosco se realiza de manera que una pieza de chapa de acero antes de ser sometida al laminado de acabado se sofoque tanto como sea posible, y se enfríe a una velocidad de enfriamiento de 10°C/segundo o más, por ejemplo, y una sección transversal de la pieza de chapa de acero se ataque químicamente para hacer aparecer los límites del grano de austenita, y los límites del grano de austenita se observan mediante un microscopio óptico. En esta ocasión, con 50 aumentos o más, se observan 20 campos visuales o más y se confirman mediante análisis de imágenes o un método de recuento de puntos.

(Segundo laminado en caliente)

55 Después de que se completa el proceso de laminado tosco (primer laminado en caliente), se inicia un proceso de laminado de acabado que es el segundo laminado en caliente. El tiempo entre la terminación del proceso de laminado tosco y el inicio del proceso de laminado de acabado se establece deseablemente en 150 segundos o más corto.

En el proceso de laminado de acabado (segundo laminado en caliente), una temperatura de inicio de laminado de acabado se establece deseablemente en 1.000°C o más. Cuando la temperatura de inicio del laminado de acabado es menor que 1.000°C, en cada pasada de laminado de acabado, la temperatura del laminado a ser aplicada a la barra tosca a ser laminada se disminuye, la reducción se realiza en una región de temperatura de no recristalización, la textura se desarrolla y, de esta manera, se deteriora la isotropía.

Dicho sea de paso, el límite superior de la temperatura de inicio de laminado de acabado no está limitado en particular. Sin embargo, cuando es 1.150°C o más alta, una burbuja que es el punto de inicio de un defecto de incrustaciones en forma de eje con incrustaciones es probable que ocurra entre un hierro base de la chapa de acero e incrustaciones de superficie antes del laminado de acabado y entre pasadas y, de esta manera, la temperatura de inicio del laminado de acabado es deseablemente menor que 1.150°C.

En el laminado de acabado, una temperatura determinada por la composición química de la chapa de acero se establece en T1, y en una región de temperatura de no menos de T1 + 30°C ni más alta que T1 + 200°C, el laminado al 30% o más se realiza en una pasada al menos una vez. Además, en el laminado de acabado, el total de las relaciones de reducción se establece en 50% a 90%. Satisfaciendo esta condición, en la parte central del espesor de la chapa que es el intervalo de 5/8 a 3/8 en el espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero, el valor medio de las densidades de polos del grupo de orientaciones {100} <011> a {223} <110> llega a ser menor que 4,0 y la densidad de polos de la orientación del cristal {332} <113> llega a ser 5,0 o menos.

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

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

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

La FIG. 4 y la FIG. 5 muestran cada una la relación entre cada relación de reducción en la región de temperatura y cada densidad de polos de la orientación. Como se muestra en la FIG. 4 y la FIG. 5, la fuerte reducción en la región de la temperatura no menor que T1 + 30°C ni más alta que T1 + 200°C y la ligera reducción en T1 o más alta o menor que T1 + 30°C a partir de entonces controlan el valor medio de las densidades de polos del grupo de orientaciones {100} <011> a {223} <110> y la densidad de polos de la orientación del cristal {332} <113> en la parte central del espesor de la chapa siendo el intervalo de 5/8 a 3/8 en el espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero, y por ello la capacidad de deformación local del producto final se mejora drásticamente, como se muestra también en las Tablas 2 y 3 (véanse los párrafos en el Ejemplo).

T1 en sí misma se obtiene empíricamente. Los presentes inventores aprendieron empíricamente que la recristalización en una región de austenita del acero se fomenta sobre la base de T1. Con el fin de obtener una mejor capacidad de deformación local, es importante acumular deformación por la fuerte reducción, y el total de las relaciones de reducción de 50% o más es esencial.

Cuando la relación de reducción total en la región de temperatura de no menos de T1 + 30°C ni más alta que T1 + 200°C es menor que el 50%, la deformación de laminado a ser acumulada durante el laminado en caliente no es suficiente y la recristalización de la austenita no avanza suficientemente. Por lo tanto, se desarrolla la textura y se deteriora la isotropía. Cuando la relación de reducción total es del 70% o más, se puede obtener la suficiente isotropía aún cuando se consideren variaciones atribuibles a la fluctuación de temperatura o similares. Por otra parte, cuando la relación de reducción total excede el 90%, llega a ser difícil obtener la región de temperatura de T1 + 200°C o menor debido a la generación de calor trabajando, y además aumenta una carga de laminado para causar un riesgo de que el laminado llegue a ser difícil de ser realizado.

En el laminado de acabado, con el fin de fomentar la recristalización uniforme causada liberando la deformación acumulada, el laminado al 30% o más se realiza en una pasada al menos una vez a no menos de T1 + 30°C ni más alta que T1 + 200°C.

Dicho sea de paso, con el fin de fomentar la recristalización uniforme, es necesario suprimir una cantidad de trabajo en una región de temperatura menor que T1 + 30°C tan pequeña como posible. Con el fin de lograrlo, la relación de reducción a menos de T1 + 30°C es del 30% o menos. En términos de precisión de espesor de la chapa y forma de la chapa, es deseable la relación de reducción de 10% o menos. Cuando se obtiene además la isotropía, la relación de reducción en la región de temperatura de menos de T1 + 30°C es deseablemente 0%.

El laminado de acabado se termina deseablemente a T1 + 30°C o más alta. En el laminado en caliente a menos de T1 + 30°C, los granos de austenita granulada que se recristalizan una vez son alargados, causando por ello un riesgo de que se deteriore la isotropía.

Es decir, en el método de fabricación de la presente invención, en el laminado de acabado, recristalizando la austenita de manera uniforme y fina, se controla la textura del producto y se mejora la capacidad de deformación local tal como la expansibilidad del agujero y la flexibilidad.

5 Se puede obtener una relación de laminado mediante rendimientos reales o cálculo a partir de la carga de laminado, la medición del espesor de la chapa y/o similares. La temperatura se puede medir realmente mediante un termómetro entre puestos, o se puede obtener mediante simulación de cálculo considerando la generación de calor trabajando a partir de una velocidad de línea, la relación de reducción, y/o similares. Por ello, es posible confirmar fácilmente si se realiza o no el laminado prescrito en la presente invención.

Cuando el laminado en caliente se termina en Ar<sub>3</sub> o menor, el laminado en caliente llega a ser un laminado de región de dos fases de austenita y ferrita, y la acumulación en el grupo de orientaciones {100} <011> a {223} <110> llega a ser fuerte. Como resultado, la capacidad de deformación local se deteriora significativamente.

10 Con el fin de hacer los granos de cristal finos y suprimir los granos alargados, una cantidad máxima de generación de calor de trabajo en el momento de la reducción a no menos de T1 + 30°C ni más alta de T1 + 200°C, esto es, un margen aumentado de temperatura por la reducción se suprime deseablemente a 18°C o menos. Para lograr esto, se aplica de manera deseable enfriamiento entre puestos o similar.

(Enfriamiento primario)

15 Después de que se realiza la reducción final en una relación de reducción de 30% o más en el laminado de acabado, el enfriamiento primario se inicia de tal manera que un tiempo de espera de t segundos satisface la Expresión (2) a continuación.

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

Aquí, t<sub>1</sub> se obtiene mediante la Expresión (3) a continuación;

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

20 Aquí, en la Expresión (3) anterior, T<sub>f</sub> representa la temperatura de una palanquilla de acero obtenida después de la reducción final en una relación de reducción de 30% o más, y P<sub>1</sub> representa la relación de reducción de la reducción final al 30% o más.

25 Dicho sea de paso, la "reducción final en una relación de reducción de 30% o más" indica el laminado realizado finalmente entre los laminados cuya relación de reducción llega a ser 30% o más de entre los laminados en una pluralidad de pasadas realizadas en el laminado de acabado. Por ejemplo, cuando entre los laminados en una pluralidad de pasadas realizadas en el laminado de acabado, la relación de reducción del laminado realizado en la etapa final es 30% o más, el laminado realizado en la etapa final es la "reducción final en una relación de reducción de 30% o más". Además, cuando entre los laminados en una pluralidad de pasadas realizadas en el laminado de acabado, se realiza la relación de reducción del laminado realizado anterior a la etapa final que es 30% o más y después del laminado realizado anterior a la etapa final (laminado en una relación de reducción de 30% o más), el laminado cuya relación de reducción llega a ser el 30% o más no se realiza, el laminado realizado anterior a la etapa final (laminado en una relación de reducción de 30% o más) es la "reducción final en una relación de reducción de 30% o más".

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

Cuando el tiempo de espera t excede t<sub>1</sub> x 2,5, la recristalización ya casi está completa, pero los granos de cristal crecen significativamente y el engrosamiento del grano avanza, y por ello se disminuyen un valor r y el alargamiento.

40 El tiempo de espera de t segundos satisface además la Expresión (2a) a continuación, haciendo por ello posible suprimir preferentemente el crecimiento de los granos de cristal. En consecuencia, aún cuando la recristalización no avanza suficientemente, es posible mejorar suficientemente el alargamiento de la chapa de acero y mejorar la propiedad de fatiga simultáneamente.

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

45 Al mismo tiempo, el tiempo de espera de t segundos satisface además la Expresión (2b) a continuación, y por ello la recristalización avanza suficientemente y las orientaciones del cristal se aleatorizan. Por lo tanto, es posible mejorar suficientemente el alargamiento de la chapa de acero y mejorar en gran medida la isotropía simultáneamente.

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

50 Aquí, como se muestra en la FIG. 6, en una línea 1 de laminado en caliente continua, la palanquilla de acero (plancha) calentada a una temperatura predeterminada en el horno de calentamiento se lamina en un desbastador 2 y en una fresa 3 de acabado secuencialmente para ser una chapa 4 de acero laminada en caliente que tiene un espesor predeterminado, y la chapa 4 de acero laminada en caliente se lleva a cabo sobre una mesa 5 de salida. En el método de fabricación de la presente invención, en el proceso de laminado tosco (primer laminado en caliente)

realizado en el desbastador 2, el laminado en una relación de reducción de 40% o más se realiza sobre la palanquilla de acero (plancha) una vez o más en el intervalo de temperatura de no menos de 1.000°C ni más alta que 1.200°C.

5 La barra tosca laminada a un espesor predeterminado en el desbastador 2 de esta manera se lamina a continuación en acabado (se somete al segundo laminado en caliente) a través de una pluralidad de puestos 6 de laminado de la fresa 3 de acabado para ser la chapa 4 de acero laminada en caliente. Luego, en la fresa 3 de acabado, el laminado al 30% o más se realiza en una pasada al menos una vez en la región de temperatura de no menos de la temperatura  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  ni más alta que  $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ . Además, en la fresa 3 de acabado, el total de las relaciones de reducción llega a ser del 50% al 90%.

10 Además, en el proceso de laminado de acabado, después de que se realiza la reducción final en una relación de reducción de 30% o más, el enfriamiento primario se inicia de tal manera que el tiempo de espera de  $t$  segundos satisface la Expresión (2) anterior o bien la Expresión (2a) o bien (2b) anteriores. El inicio de este enfriamiento primario se realiza mediante las boquillas 10 de enfriamiento entre puestos dispuestas entre los dos respectivos de los puestos 6 de laminado de la fresa 3 de acabado, o las boquillas 11 de enfriamiento dispuestas en la mesa 5 de salida.

15 Por ejemplo, cuando la reducción final en una relación de reducción de 30% o más se realiza solamente en el puesto 6 de laminado dispuesto en la etapa delantera de la fresa 3 de acabado (en el lado izquierdo en la FIG. 6, en el lado aguas arriba del laminado) y el laminado cuya relación de reducción llega a ser el 30% o más no se realiza en el puesto 6 de laminado dispuesto en la etapa trasera de la fresa 3 de acabado (en el lado derecho en la FIG. 6, en el lado aguas abajo del laminado), si el inicio del enfriamiento primario se realiza mediante las boquillas 11 de enfriamiento dispuestas en la mesa 5 de salida, se produce algunas veces un caso en el que el tiempo de espera de  $t$  segundos no satisface la Expresión (2) anterior o las Expresiones (2a) y (2b) anteriores. En tal caso, el enfriamiento primario se inicia mediante las boquillas 10 de enfriamiento entre puestos dispuestas entre los dos respectivos de los puestos 6 de laminado de la fresa 3 de acabado.

25 Además, por ejemplo, cuando la reducción final en una relación de reducción de 30% o más se realiza en el puesto 6 de laminado dispuesto en la etapa posterior de la fresa 3 de acabado (en el lado derecho en la FIG. 6, en el lado aguas abajo del laminado), aún cuando el inicio del enfriamiento primario se realiza mediante las boquillas 11 de enfriamiento dispuestas en la mesa 5 de salida, algunas veces hay un caso en que el tiempo de espera de  $t$  segundos puede satisfacer la Expresión (2) anterior o las Expresiones (2a) y (2b) anteriores. En tal caso, el enfriamiento primario también se puede iniciar por las boquillas 11 de enfriamiento dispuestas en la mesa 5 de salida. No hace falta decir que siempre que el rendimiento de la reducción final en una relación de reducción de 30% o más se completa, el enfriamiento primario también se puede iniciar por las boquillas 10 de enfriamiento entre puestos dispuestas entre los dos respectivos de los puestos 6 de laminado de la fresa 3 de acabado.

30 Entonces, en este enfriamiento primario, el enfriamiento que a una velocidad de enfriamiento media de 50°C/segundo o más, se realiza un cambio de temperatura (caída de temperatura) que llega a ser no menos de 40°C ni más de 140°C.

35 Cuando el cambio de temperatura es menor que 40°C, los granos de austenita recristalizados crecen y la dureza a baja temperatura se deteriora. El cambio de temperatura se establece en 40°C o más, haciendo por ello posible suprimir el engrosamiento de los granos de austenita. Cuando el cambio de temperatura es menor que 40°C, no se puede obtener el efecto. Por otra parte, cuando el cambio de temperatura excede 140°C, la recristalización llega a ser insuficiente para hacer difícil obtener una textura aleatoria objetivo. Además, una fase de ferrita eficaz para el alargamiento tampoco se obtiene fácilmente y la dureza de una fase de ferrita llega a ser alta, y por ello el alargamiento y la capacidad de deformación local también se deterioran. Además, cuando el cambio de temperatura es mayor que 140°C, es probable que se cause un rebasamiento a/más allá de una temperatura de punto de transformación Ar3. En el caso, incluso mediante la transformación de la austenita recristalizada, como resultado del agudamiento de la selección de la variante, se forma la textura y la isotropía disminuye en consecuencia.

40 Cuando la velocidad media de enfriamiento en el enfriamiento primario es menor que 50°C/segundo, como se esperaba, los granos de austenita recristalizados crecen y la dureza a baja temperatura se deteriora. El límite superior de la velocidad media de enfriamiento es, en términos de la forma de la chapa de acero, 200°C/segundo o menos.

Además, con el fin de suprimir el crecimiento de grano y obtener una dureza a baja temperatura más excelente, se usa deseablemente un dispositivo de enfriamiento entre pasadas o similares para llevar la generación de calor trabajando entre los puestos respectivos del laminado de acabado a 18°C o menor.

55 La relación de laminado (relación de reducción) se puede obtener mediante rendimientos reales o cálculo de la carga de laminado, la medición del espesor de la chapa y/o similares. La temperatura de la palanquilla de acero durante el laminado se puede medir realmente mediante un termómetro que está dispuesto entre los puestos, o se puede obtener mediante simulación considerando la generación de calor trabajando a partir de una velocidad de línea, la relación de reducción, y/o similares, o se puede obtener mediante ambos métodos.

Además, como se ha explicado anteriormente, con el fin de fomentar la recristalización uniforme, la cantidad de trabajo en la región de temperatura de menos de  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  es deseablemente tan pequeña como sea posible y la relación de reducción en la región de temperatura de menos de  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  es deseablemente 30% o menos. Por ejemplo, en el caso de que en la fresa 3 de acabado en la línea 1 de laminado en caliente continua mostrada en la FIG. 6, al pasar a través de uno o dos o más de los puestos 6 de laminado dispuestos en el lado de la etapa delantera (en el lado izquierdo en la FIG. 6, en el lado aguas arriba del laminado), la chapa de acero está en la región de temperatura de no menos de  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  ni más alta que  $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ , y al pasar a través de uno o dos o más de los puestos 6 de laminado dispuestos en el lado de la etapa trasera posterior (en el lado derecho en la FIG. 6, en el lado aguas abajo del laminado), la chapa de acero está en la región de temperatura de menos de  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ , cuando la chapa de acero pasa a través de uno o dos o más de los puestos 6 de laminado dispuestos en el lado de la etapa trasera posterior (en el lado derecho en la FIG. 4, en el lado aguas abajo del laminado), aún cuando la reducción no se realice o se realice, la relación de reducción a menos de  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  es deseablemente 30% o menos en total. En términos de la precisión del espesor de la chapa y la forma de la chapa, la relación de reducción a menos de  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  es deseablemente una relación de reducción de 10% o menos en total. Cuando se obtiene además la isotropía, la relación de reducción en la región de temperatura de menos de  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  es deseablemente 0%.

En el método de fabricación de la presente invención, una velocidad de laminado no está limitada en particular. Sin embargo, cuando la velocidad de laminado en el lado del puesto final del laminado de acabado es menor que 400 m/min (mpm), los granos y crecen para ser gruesos, las regiones en las que la ferrita puede precipitar para obtener la ductilidad se reducen, y de esta manera es probable que se deteriore la ductilidad. Aún cuando el límite superior de la velocidad de laminado no está limitado en particular, se puede obtener el efecto de la presente invención, pero es real que la velocidad de laminado es de 1.800 m/min (mpm) o menos debido a la restricción de la instalación. Por lo tanto, en el proceso de laminado de acabado, la velocidad de laminado es deseablemente no menor que 400 m/min (mpm) ni más que 1.800 m/min (mpm).

(Enfriamiento secundario)

En la chapa de acero de la presente invención, el control de enfriamiento después del enfriamiento primario descrito anteriormente también llega a ser importante con el fin de formar una estructura de acero requerida. Con el fin de suprimir la transformación de ferrita y convertir la estructura de metal en 95% o más de bainita en una relación de área, es importante una velocidad de enfriamiento en una región de temperatura de  $Ae_3 - 50^{\circ}\text{C}$  a  $700^{\circ}\text{C}$ , siendo una región de temperatura cerca del morro de la transformación de ferrita.

Cuando la velocidad de enfriamiento en esta región de temperatura es lenta, algunas veces hay un caso de que la relación de área de ferrita proeutectoide excede 5%, de modo que es necesario establecer una velocidad media de enfriamiento a  $15^{\circ}\text{C}/\text{segundo}$  o más. Con el fin de suprimir de forma segura la relación de área de ferrita proeutectoide a 5% o menos, la velocidad media de enfriamiento es preferiblemente  $20^{\circ}\text{C}/\text{segundo}$  o más, y es más preferiblemente  $30^{\circ}\text{C}/\text{segundo}$  o más.

$Ae_3$  [ $^{\circ}\text{C}$ ] se puede calcular mediante la Expresión (4) a continuación por los contenidos de C, Mn, Si, Cu, Ni, Cr y Mo [en % de masa]. El cálculo se realiza con el elemento que no está contenido establecido como 0%.

$$Ae_3 = 911 - 239C - 36Mn + 40Si - 28Cu - 20Ni - 12Cr + 63Mo \dots(4)$$

(Enrollamiento)

En la presente invención, una temperatura de enrollamiento también es importante y necesita ser ajustada a más alta que  $350^{\circ}\text{C}$  hasta  $650^{\circ}\text{C}$ . Cuando la temperatura de enrollamiento excede  $650^{\circ}\text{C}$ , la relación de área de la estructura de ferrita aumenta, haciendo por ello imposible llevar la relación de área de bainita al 95% o más. Con el fin de llevar de manera segura la relación de área de bainita al 95% o más, la temperatura de enrollamiento se establece preferiblemente en  $600^{\circ}\text{C}$  o menos.

Cuando la temperatura de enrollamiento es  $350^{\circ}\text{C}$  o menor, la martensita aumenta y la expansibilidad del agujero se deteriora, de modo que el límite inferior de la temperatura de enrollamiento se establece en más alta que  $350^{\circ}\text{C}$ . Con el fin de suprimir de manera segura la generación de martensita, la temperatura de enrollamiento es preferiblemente de  $400^{\circ}\text{C}$  o más alta.

En el laminado en caliente, también es posible que las barras de chapa se unan después del laminado tosco a ser sometido al laminado de acabado de manera continua. En esta ocasión, las barras toscas también se pueden enrollar en una forma de bobina una vez, almacenar en una cubierta que tenga una función de aislamiento de calor según las necesidades, y desenrollarse de nuevo para ser unidas. En la chapa de acero laminada en caliente, el laminado de la pasada del forro también se puede realizar según las necesidades. El laminado de la pasada del forro tiene el efecto de evitar que ocurra una tensión de ensanchador en el momento de trabajar y formar y tiene un efecto de corrección de la forma.

La chapa de acero de la presente invención se puede aplicar no solamente al trabajo de flexión sino también a la conformación combinada compuesta principalmente de trabajo de flexión, tal como flexión, abombamiento y

estirado. Incluso cuando se realiza un tratamiento de superficie sobre la chapa de acero de la presente invención, el efecto de mejorar la capacidad de deformación local no desaparece, de modo que incluso cuando se realiza electrodeposición, inmersión en caliente, chapado de deposición, formación de película de revestimiento orgánico, laminado de película, tratamiento de sales orgánicas/sales inorgánicas, tratamiento sin cromo, o similares, se puede obtener el efecto de la presente invención.

#### Ejemplo

A continuación, se explicarán ejemplos de la presente invención. Dicho sea de paso, las condiciones de los ejemplos son ejemplos de condiciones empleados para confirmar la aplicabilidad y los efectos de la presente invención, y la presente invención no se limita a estos ejemplos de condiciones.

Las composiciones químicas de los respectivos aceros usados en los ejemplos se muestran en la Tabla 1. Las condiciones de fabricación respectivas se muestran en la Tabla 2 y la Tabla 3. Además, las constituciones estructurales y las propiedades mecánicas de los tipos de acero respectivos bajo las condiciones de fabricación en la Tabla 2 se muestran en la Tabla 4. Las constituciones estructurales y las propiedades mecánicas de los tipos de acero respectivos bajo las condiciones de fabricación en la Tabla 3 se muestran en la Tabla 5. Dicho sea de paso, cada subrayado en Tablas indica que un valor numérico está fuera del intervalo de la presente invención o está fuera del intervalo de un intervalo preferido de la presente invención.

Se explicarán los resultados de los exámenes usando aceros de la invención A a T que tienen las composiciones químicas mostradas en la Tabla 1 y de manera similar usando aceros comparativos a a h. Dicho sea de paso, en la Tabla 1, cada valor numérico de las composiciones químicas significa % de masa.

Estos aceros se fundieron y luego se dejaron como estaban o se recalentaron después una vez que se enfriaron a temperatura ambiente y se calentaron en una región de temperatura de 1.000°C a 1.300°C, y luego se sometieron a laminado en caliente bajo las condiciones mostradas en la Tabla 2 y Tabla 3, y se obtuvieron chapas de acero laminadas en caliente que tienen cada una un espesor de 2 a 5 mm y después se enfriaron en una mesa de salida, se enrollaron, se decaparon y se sometieron a evaluación del material. Dicho sea de paso, en la Tabla 2 y la Tabla 3, las letras inglesas A a T y las letras inglesas a a i que se añaden a los tipos de acero indican que son los componentes respectivos de los Aceros A a T y a a i en la Tabla 1.

En el laminado en caliente, en primer lugar, en el laminado tosco que es el primer laminado en caliente, el laminado se realizó una vez o más en una relación de reducción de 40% o más en una región de temperatura de no menos de 1.000°C ni más alta que 1.200°C. Sin embargo, con respecto a los tipos de acero E2, H3 y J2 en la Tabla 2 y los tipos de acero E2', H3' y J2' en la Tabla 3, en el laminado tosco, no se realizó el laminado en una relación de reducción de 40% o más en una pasada. El número de veces de reducción y cada relación de reducción (%) en el laminado tosco, y un diámetro de grano de austenita ( $\mu\text{m}$ ) después del laminado tosco (antes del laminado de acabado) se muestran en la Tabla 2 y la Tabla 3.

Después de que se terminó el laminado tosco, se realizó el laminado de acabado que es un segundo laminado en caliente. En el laminado de acabado, el laminado en una relación de reducción de 30% o más se realizó en una pasada al menos una vez en una región de temperatura de no menos de  $T1 + 30^\circ\text{C}$  ni más alta que  $T1 + 200^\circ\text{C}$ , y en un intervalo de temperatura de menos de  $T1 + 30^\circ\text{C}$ , la relación de reducción total se estableció en 30% o menos. Dicho sea de paso, en el laminado de acabado, el laminado en una relación de reducción de 30% o más en una pasada se realizó en una pasada final en la región de temperatura de no menos de  $T1 + 30^\circ\text{C}$  ni más alta que  $T1 + 200^\circ\text{C}$ .

Sin embargo, con respecto a los tipos de acero G2, H4 y M3 en la Tabla 2 y los tipos de acero G2', H4' y M3' en la Tabla 3, el laminado en una relación de reducción de 30% o más no se realizó en la región de temperatura de no menos de  $T1 + 30^\circ\text{C}$  ni más alta que  $T1 + 200^\circ\text{C}$ . Además, con respecto a los tipos de acero C2, F3 y H6 en la Tabla 2 y los tipos de acero C2', F3' y H6' en la Tabla 3, la relación de reducción total en el intervalo de temperatura de menos de  $T1 + 30^\circ\text{C}$  fue mayor que el 30%.

Además, en el laminado de acabado, la relación de reducción total se estableció en 50% o más. Sin embargo, con respecto a los tipos de acero G2, H4 y M3 en la Tabla 2 y los tipos de acero G2', H4' y M3' en la Tabla 3, la relación de reducción total fue menor que el 50%.

La Tabla 2 y la Tabla 3 muestran, en el laminado de acabado, la relación de reducción (%) en la pasada final en la región de temperatura de no menos de  $T1 + 30^\circ\text{C}$  ni más alta que  $T1 + 200^\circ\text{C}$  y la relación de reducción en una pasada en una etapa anterior que la pasada final (relación de reducción en una pasada antes de la final) (%). Además, la Tabla 2 y la Tabla 3 muestran, en el laminado de acabado, la relación de reducción total (%) en la región de temperatura de no menos de  $T1 + 30^\circ\text{C}$  ni más alta que  $T1 + 200^\circ\text{C}$  y una temperatura  $T_f$  después de la reducción en la pasada final en la región de temperatura de no menos de  $T1 + 30^\circ\text{C}$  ni más alta que  $T1 + 200^\circ\text{C}$ . Dicho sea de paso, la relación de reducción (%) en la pasada final en la región de temperatura de no menos de  $T1 + 30^\circ\text{C}$  ni más alta que  $T1 + 200^\circ\text{C}$  en el laminado de acabado es particularmente importante, para de esta manera ser mostrada en la Tabla 2 y Tabla 3 como P1.

Después de que se realizó la reducción final en una relación de reducción de 30% o más en el laminado de acabado, se inició el enfriamiento primario antes de un tiempo de espera de  $t$  segundos que excede  $2,5 \times t_1$ . En el enfriamiento primario, una velocidad media de enfriamiento se estableció en  $50^\circ\text{C}/\text{segundo}$  o más. Además, un cambio de temperatura (una cantidad de temperatura enfriada) en el enfriamiento primario se estableció para caer dentro de un intervalo de no menos de  $40^\circ\text{C}$  ni más de  $140^\circ\text{C}$ .

Bajo las condiciones de fabricación mostradas en la Tabla 2, después de la reducción final en una relación de reducción de 30% o más en el laminado de acabado, el enfriamiento primario se inició antes del tiempo de espera de  $t$  segundos que excede  $t_1$  ( $t < t_1$ ). Por otra parte, bajo las condiciones de fabricación mostradas en la Tabla 3, después de que la reducción final en una relación de reducción de 30% o más se realizase en el laminado de acabado, el enfriamiento primario se inició antes del tiempo de espera de  $t$  segundos que excede un intervalo de  $t_1$  o más largo hasta  $2,5 \times t_1$  ( $t_1 \leq t \leq t_1 \times 2,5$ ). Dicho sea de paso, se añadió [ ] (guión) a cada número de referencia de los tipos de acero siguiendo las condiciones de fabricación mostradas en la Tabla 3 con el fin de distinguir los intervalos del tiempo de espera de  $t$  segundos.

Sin embargo, con respecto a los tipos de acero H8', K2' y N2' mostrados en la Tabla 3, el enfriamiento primario se inició después de que el tiempo de espera de  $t$  segundos excedió  $2,5 \times t_1$  desde la reducción final en una relación de reducción de 30% o más en el laminado de acabado. Con respecto al tipo de acero M2 en la Tabla 2 y el tipo de acero M2' en la Tabla 3, el cambio de temperatura (cantidad de temperatura enfriada) en el enfriamiento primario fue menor que  $40^\circ\text{C}$ , y con respecto al tipo de acero H10 en la Tabla 2 y tipo de acero H10' en la Tabla 3, el cambio de temperatura (cantidad de temperatura enfriada) en el enfriamiento primario fue mayor que  $140^\circ\text{C}$ . Con respecto al tipo de acero H11 en la Tabla 2 y al tipo de acero H11' en la Tabla 3, la velocidad media de enfriamiento en el enfriamiento primario fue menor que  $50^\circ\text{C}/\text{segundo}$ .

La Tabla 2 y la Tabla 3 muestran  $t_1$  (segundos) y  $2,5 \times t_1$  (segundos) de los tipos de acero respectivos. Además, la Tabla 2 y la Tabla 3 muestran el tiempo de espera  $t$  (segundos) desde la terminación de la reducción final en una relación de reducción de 30% o más hasta el inicio del enfriamiento primario,  $t/t_1$ , la velocidad media de enfriamiento ( $^\circ\text{C}/\text{segundo}$ ) en el enfriamiento primario, y el cambio de temperatura (cantidad de temperatura enfriada) ( $^\circ\text{C}$ ).

Después del enfriamiento primario, se inició un enfriamiento secundario. En este enfriamiento secundario, el enfriamiento se realizó para una región de temperatura de no menos de  $Ae_3 - 50^\circ\text{C}$  ni más alta que  $700^\circ\text{C}$  a una velocidad media de enfriamiento de  $15^\circ\text{C}/\text{segundo}$  o más. Sin embargo, con respecto a los tipos de acero A2, G3, H2, I2 y L2 en la Tabla 2 y los tipos de acero A2', G3', H2', I2' y L2' en la Tabla 3, la velocidad media de enfriamiento en el enfriamiento secundario era menor de  $15^\circ\text{C}/\text{segundo}$ . La Tabla 2 y la Tabla 3 muestran, en el enfriamiento secundario, la velocidad media de enfriamiento para la región de temperatura de no menos de  $Ae_3 - 50^\circ\text{C}$  ni más alta que  $700^\circ\text{C}$  de los tipos de acero respectivos.

A partir de entonces, se realizó el enrollamiento a más alta de  $350^\circ\text{C}$  hasta  $650^\circ\text{C}$ , y se obtuvieron chapas originales laminadas en caliente que tenían cada una un espesor de 2 a 5 mm. Sin embargo, con respecto a los tipos de acero B2, D2 y H9 en la Tabla 2 y los tipos de acero B2', D2' y H9' en la Tabla 3, una temperatura de enrollamiento fue más alta que  $650^\circ\text{C}$ . Con respecto al tipo de acero N2' en la Tabla 3, la temperatura de enrollamiento fue de  $350^\circ\text{C}$  o menor. La Tabla 2 y la Tabla 3 muestran la temperatura de enrollamiento ( $^\circ\text{C}$ ) de los tipos de acero respectivos.

La Tabla 4 y la Tabla 5 muestran una relación de área (fracción estructural) (%) de bainita, perlita, ferrita proeutectoide, martensita y austenita retenida en una estructura de metal de los tipos de acero respectivos. Dicho sea de paso, la Tabla 4 muestra las constituciones estructurales y las propiedades mecánicas de los tipos de acero siguiendo las condiciones de fabricación en la Tabla 2. Además, la Tabla 5 muestra las constituciones estructurales y las propiedades mecánicas de los tipos de acero siguiendo las condiciones de fabricación en la Tabla 3. Dicho sea de paso, con respecto a la fracción estructural en la Tabla 4 y la Tabla 5, B significa bainita, P significa perlita, F significa ferrita proeutectoide, M significa martensita, y rA significa austenita retenida. La Tabla 4 y la Tabla 5 muestran, de los tipos de acero respectivos, un valor medio de densidades de polos del grupo de orientaciones  $\{100\} <011>$  a  $\{223\} <110>$ , una densidad de polos de la orientación del cristal  $\{332\} <113>$ , un diámetro medio de volumen de granos de cristal (tamaño de una unidad de grano) ( $\mu\text{m}$ ), y una relación de granos de cristal que tienen  $dL/dt$  de 3,0 o menos (relación de granos equiaxiales) (%). Además, la Tabla 4 y la Tabla 5 muestran, de los tipos de acero respectivos, la resistencia a la tracción TS (MPa), un porcentaje de alargamiento El (%), una relación de expansión del agujero  $\lambda$  (%) como índice de la capacidad de deformación local y un radio de flexión límite en flexión en forma de V a  $60^\circ$  (un espesor de la chapa/un radio mínimo de curvatura). En una prueba de flexión, se realizó una flexión en la dirección de C (flexión de C). Dicho sea de paso, una prueba de tracción y una prueba de flexión se basaron en JIS Z 2241 y Z 2248 (una prueba de flexión de bloque en V a  $90^\circ$ ). Una prueba de expansión del agujero se basó en el estándar JFS T1001 de la Federación del Hierro y del Acero de Japón. La densidad de polos de cada una de las orientaciones del cristal se midió usando el EBSP descrito anteriormente a un paso de  $0,5 \mu\text{m}$  en una región de  $3/8$  a  $5/8$  a un espesor de la chapa de una sección transversal paralela a la dirección de laminado.

Como índice preferido de la capacidad de deformación local,  $TS \geq 440 \text{ MPa}$ ,  $El \geq 15\%$ ,  $\lambda \geq 90\%$ , y el espesor de la chapa/el radio de curvatura  $> 2,3$  se establecieron para ser satisfechos. Se encuentra que solamente los que satisfacen las prescripciones de la presente invención pueden tener tanto la excelente expansibilidad del agujero como la flexibilidad como se muestra en la FIG. 7 y la FIG. 8.



Tabla 1

	Ti/C	Ae3	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	B	Mg	Rem	Ca	Mo	Cr	W	As	Cu	Ni	Co	Sn	Zr	V
A	903	851	0,078	0,82	2,05	0,012	0,004	0,032	0,0026	0,0032	0,175	0,021	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
B	867	840	0,085	0,91	2,25	0,012	0,003	0,035	0,0032	0,0023	0	0	0	0	0,0041	0	0	0	0	0	0,2	0	0	0	0	0,15
C	866	833	0,11	0,1	1,55	0,02	0,004	0,038	0,0033	0,0026	0	0,041	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
D	887	862	0,18	1,85	2,23	0,011	0,003	0,69	0,0028	0,0018	0,13	0	0,0018	0	0,0038	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
E	859	843	0,12	0,22	1,35	0,015	0,003	0,025	0,0055	0,0029	0	0,022	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
F	889	795	0,081	0,5	3,2	0,122	0,002	0,04	0,0032	0,0038	0,05	0,065	0	0	0,0044	0	0	0,1	0,07	0	0	0	0	0	0	0
G	858	834	0,13	0,24	1,54	0,01	0,001	0,038	0,0025	0,0029	0	0,017	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
H	853	825	0,09	0,97	2,88	0,014	0,002	0,03	0,003	0,003	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
I	852	875	0,115	1,1	1,46	0,008	0,002	0,85	0,0034	0,0031	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
J	861	804	0,144	0,45	2,52	0,007	0,001	0,021	0,0024	0,0031	0,03	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
K	853	858	0,19	1,4	1,78	0,011	0,002	0,018	0,0032	0,0028	0	0	0,0002	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
L	866	845	0,08	0,1	1,4	0,007	0,002	1,7	0,0033	0,0034	0	0	0	0	0	0,0022	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,15
M	882	843	0,085	0,8	2,2	0,008	0,002	0,035	0,0022	0,0035	0,12	0	0	0	0	0	0	0	0	0,01	0	0	0	0	0	0
N	870	812	0,095	0,55	2,77	0,009	0,002	0,032	0,0033	0,0036	0,04	0	0	0,006	0	0	0,022	0	0	0	0	0	0	0	0	0,05
O	852	857	0,082	0,77	1,82	0,008	0,003	0,025	0,0032	0,0031	0	0	0,0002	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
P	853	836	0,077	0,45	2,05	0,009	0,003	0,025	0,0029	0,0031	0	0	0	0	0	0	0	0,1	0,05	0	0	0	0	0	0	0
Q	861	817	0,142	0,7	2,44	0,008	0,002	0,03	0,0032	0,0035	0,03	0	0,0002	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
R	852	839	0,07	0,61	2,2	0,015	0,002	0,028	0,0021	0,0036	0	0	0	0,004	0,0005	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
S	867	816	0,09	0,61	2,2	0,011	0,002	0,028	0,0021	0,0036	0,06	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,5	0,25	0	0	0,02	0
T	851	844	0,08	0,2	1,56	0,006	0,002	0,8	0,0035	0,0045	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,5	0,02	0	0
a	875	846	0,03	0,95	2,4	0,005	0,001	0,033	0,0022	0,0011	0,05	0,01	0	0,004	0,004	0	0	0,8	0	0	0	0	0	0	0	0
b	856	792	0,25	0,6	2,3	0,009	0,002	0,035	0,0022	0,0015	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
c	854	760	0,08	0,75	4,5	0,2	0,002	0,034	0,0041	0,0015	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
d	914	834	0,08	0,35	2	0,008	0,002	0,033	0,0042	0,0034	0,25	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
e	939	822	0,07	0,35	2,4	0,008	0,002	0,035	0,0035	0,0026	0	0,25	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
f	851	857	0,09	0,1	1	0,008	0,04	0,036	0,0035	0,0022	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
g	962	823	0,07	0,21	2,2	0,008	0,002	0,033	0,0023	0,0036	0	0	0	0,02	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1,1
h	853	814	0,14	0,11	1,9	0,008	0,002	0,032	0,0044	0,0035	0	0	0	0	0,15	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0

Tabla 2

Tipo acero	T1/°C	NÚMERO DE NUCLEOS DE REDUCCIÓN A 40% O MÁS A NO MENOS DE 100°C O MÁS DE 1200°C	RELACIONE DE REDUCCIÓN 40% O MÁS A NO MENOS DE 100°C O MÁS DE 1200°C	DIÁMETRO DE GRANO DE AUSTENITA /µm	RELACIONE DE REDUCCIÓN T1 + 30 A T1 + 200°C / %	RELACIONE DE REDUCCIÓN DE PASADA ANTES DE FINAL A T1 + 200°C / %	RELACIONE DE REDUCCIÓN DE PASADA FINAL A T1 + 200°C / %	RELACIONE DE REDUCCIÓN DE T1 A MENOS DE T1 + 30°C / %	T TEMPERATURA DESPUES DE FINAL A 25% O MAS / °C	P: REDUCCION DE REDUCCION FINAL A 25% O MAS / %	t1s	t x 2,5	Tiempo de retención en región de temperatura de no menos de 200°C despues de laminación de terminación final a 25% o mas /s	1/f	VELOCIDAD DE ENFRIMIENTO PRIMARIO / °C/s	CANTIDAD DE DISMINUCION EN TEMPERATURA EN ENFRIMIENTO PRIMARIO / °C	VELOCIDAD DE ENFRIMIENTO MEDIO DESDE 700°C A 500°C / °C/seg	TEMPERATURA ENFRIMIENTO / °C
A1	803	2	45/45	80	89	40	40	10	1022	40	0.18	0.44	0.12	0.68	55	60	30	550
A2	803	2	45/45	83	89	40	40	0	960	40	1.13	2.82	0.30	0.27	55	50	10	550
B1	887	3	40/40/40	80	85	40	35	0	956	35	0.67	1.69	0.60	0.69	60	40	30	450
B2	887	3	40/40/40	80	85	40	35	0	948	35	0.81	2.03	0.60	0.74	60	50	25	655
C1	886	2	45/45	85	80	40	40	0	970	40	0.29	0.72	0.20	0.70	75	70	30	400
C2	886	2	45/45	87	85	40	35	35	960	35	0.34	0.86	0.30	0.67	75	50	40	450
D1	887	3	40/40/40	75	80	40	40	5	1001	40	0.21	0.52	0.20	0.97	80	90	60	380
D2	887	3	40/40/40	77	80	40	40	0	965	40	0.65	1.62	0.20	0.31	80	60	25	660
E1	859	2	45/45	83	76	40	40	0	930	40	0.82	2.05	0.60	0.73	70	50	35	500
E2	859	0	-	210	89	35	35	0	948	35	0.68	1.70	0.50	0.73	70	40	30	520
F1	889	2	45/45	85	85	40	40	0	981	40	0.44	1.11	0.30	0.66	80	90	30	480
F2	889	1	40	160	75	35	35	0	962	35	1.18	2.95	0.75	0.63	80	100	20	550
F3	889	2	45/45	80	85	40	40	40	943	40	1.21	3.03	0.80	0.66	80	60	35	500
G1	868	2	45/45	85	85	40	40	0	902	40	1.49	3.73	1.20	0.80	85	50	25	450
G2	856	2	45/45	86	45	25	25	0	931	25	1.44	3.61	0.70	0.48	85	40	30	500
C3	868	2	45/45	83	85	40	40	0	907	40	1.35	3.37	1.30	0.86	85	90	9	500
H1	853	2	45/45	85	89	40	40	0	982	40	0.14	0.34	0.12	0.86	70	100	31	500
H2	853	2	45/45	90	89	40	40	0	975	40	0.16	0.40	0.11	0.68	70	80	12	500
H3	853	0	-	220	89	40	40	0	980	40	0.37	0.93	0.33	0.89	70	100	28	500
H4	853	2	45/45	87	45	25	25	0	1010	25	0.36	0.90	0.32	0.90	70	90	38	500
H5	853	2	45/45	85	65	40	40	0	964	40	0.23	0.57	0.14	0.60	70	120	35	500
H6	853	2	45/45	88	89	40	40	40	953	40	0.34	0.84	0.23	0.69	70	100	33	500
H7	853	1	50	140	89	40	40	0	991	40	0.13	0.33	0.08	0.62	70	70	44	500
H8	853	2	45/45	89	90	40	40	0	980	40	0.14	0.36	0.12	0.86	70	70	25	660
H10	853	1	50	140	89	40	40	0	991	40	0.13	0.33	0.08	0.62	70	160	44	500
H11	853	1	50	140	89	40	40	0	991	40	0.13	0.33	0.08	0.62	35	70	44	500
I1	852	3	40/40/40	78	85	40	40	0	965	40	0.21	0.54	0.20	0.93	60	40	45	390
I2	852	3	40/40/40	80	85	40	40	0	948	40	0.39	0.98	0.25	0.65	60	100	5	450

ES 2 684 144 T3

Tipo de acero	TiPC	NÚMERO DE VECES DE REDUCCIÓN A 40% O MÁS A NO MENOS DE 100°C MINIMAS DE 1200°C	RELACION DE REDUCCIÓN A 40% O MÁS A NO MENOS DE 100°C MINIMAS DE 1200°C	DIÁMETRO DE GRANO DE AUSTENITA / µm	RELACION DE REDUCCIÓN DE PASADA T1 + 30 A T1 + 200°C / %	RELACION DE REDUCCIÓN DE PASADA FINAL A T1 + 200°C / %	RELACION DE REDUCCIÓN DE PASADA FINAL A T1 + 200°C / %	RELACION DE REDUCCIÓN DE PASADA FINAL A T1 + 200°C / %	RELACION DE REDUCCIÓN DE PASADA FINAL A T1 + 200°C / %	RELACION DE REDUCCIÓN DE PASADA FINAL A T1 + 200°C / %	TEMPERATURA DE REDUCCIÓN FINAL A 25% O MAS / °C	PI: REDUCCION DE REDUCCION DE REDUCCION FINAL A T1 + 200°C / %	TiS	Ms	T: TIEMPO DE REGION DE TEMPERATURA DE NO MENOS DE 200°C DESPUES DE TERMINACION DE LAMINADO FINAL A 25% O MAS / s	Wf	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO EN ENFRIAMIENTO PRIMARIO / °C/s	CANTIDAD DE DISMINUCION DE TEMPERATURA EN ENFRIAMIENTO PRIMARIO / °C	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO MEDIO DESDE A43 - 50°C A 700°C / °C/sec	TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO / °C
J1	861	2	45/45	85	80	40	40	0	901	40	1.62	4.04	1.50	0.93	60	50	30	400		
J2	861	0	-	205	87	40	40	0	943	40	0.60	1.51	0.80	0.98	60	40	40	500		
L2	866	2	35/35	123	85	35	35	0	1007	35	0.16	0.39	0.15	0.96	65	80	13	500		
M1	882	3	35/40/45	75	85	45	40	0	1050	40	0.29	0.73	0.25	0.86	70	80	45	550		
M2	882	3	35/40/45	76	85	45	40	0	1051	40	0.30	0.76	0.25	0.83	70	5	45	550		
M3	882	3	35/40/45	79	3,7	15	25	0	1055	25	0.26	0.64	0.20	0.78	70	80	45	550		
N1	870	2	40/40	82	85	40	40	0	1027	40	0.20	0.50	0.12	0.80	60	70	35	500		
O1	852	2	45/45	85	85	40	40	0	977	40	0.15	0.37	0.14	0.94	90	100	50	450		
P1	853	3	40/40/40	83	85	35	35	0	1033	35	0.20	0.51	0.18	0.88	90	80	45	450		
Q1	861	2	40/40	92	80	40	40	0	1001	40	0.13	0.33	0.12	0.91	90	100	30	500		
R1	862	3	40/40/40	77	85	45	45	10	985	45	0.23	0.58	0.17	0.74	90	70	35	500		
S1	867	2	45/45	83	85	45	45	0	1033	45	0.54	1.34	0.40	0.74	90	130	30	500		
T1	851	2	45/45	88	85	45	45	0	1009	45	0.40	1.00	0.20	0.50	90	110	35	500		
a1	875	2	45/45	85	85	45	45	0	988	45	0.14	0.36	0.10	0.70	90	60	35	500		
b1	856	2	45/45	82	85	45	45	0	980	45	0.13	0.33	0.10	0.76	90	60	38	500		
c1	854	2	45/45	80	85	45	45	0	981	45	0.14	0.34	0.10	0.73	90	60	33	500		
d1	914	2	45/45	83	85	45	45	0	1029	45	0.14	0.34	0.10	0.73	90	60	35	500		
e1	839	2	45/45	85	85	45	45	0	1048	45	0.16	0.40	0.10	0.62	90	60	31	500		
f1	851	2	45/45	86	85	45	45	0	977	45	0.13	0.34	0.10	0.74	90	60	36	500		
g1	962	2	45/45	80	85	45	45	0	1032	45	0.65	1.63	0.50	0.77	90	60	35	500		
h1	853	2	45/45	85	85	45	45	0	980	45	0.14	0.34	0.10	0.73	90	60	38	500		

Tabla 3

Tipo de acero	Ti <sup>o</sup> C	NÚMERO DE VECES DE REDUCCIÓN N/A T1 + 30 MAS A 100°C NI MAS DE 1200°C	RELACIÓN DE REDUCCIÓN N/A 40% O MAS A 100°C NI MAS DE 1200°C	DIÁMETRO DE GRANO DE AUSTENIT A / μm	RELACIÓN DE REDUCCIÓN N/A T1 + 200°C / %	RELACIÓN DE REDUCCIÓN N/A T1 + 30 MAS A 200°C / %	RELACIÓN DE REDUCCIÓN N/A T1 + 200°C / %	RELACIÓN DE REDUCCIÓN N/A T1 + 30 MAS A 25% O FINAL A 25% O	Ti: TEMPERATUR A DESPUÉS DE REDUCCIÓN FINAL A 25% O / °C	P-1: RELACIÓN DE REDUCCIÓN N/A T1 + 25% O NI MAS A 25% O NI MAS / %	t1/s	if x 2.5	T: TIEMPO DE RETENCIÓN EN REGIÓN DE TEMPERATURA DE NO MENOS DE T1 + 200°C EN LA TERMINACIÓN DE LAMINADO FINAL A 25% O / s	1/f	VELOCIDAD DE ENFRÍAMIENTO EN ENFRÍAMIENTO PRIMARIO / °C/s	CANTIDAD DE DISMINUCIÓN DE TEMPERATURA EN ENFRÍAMIENTO PRIMARIO / °C	VELOCIDAD DE ENFRÍAMIENTO MEDIO DESDE 700°C A 50°C A / °C/seg	TEMPERATURA DE ENFRÍAMIENTO / °C
A1'	903	2	45/45	80	40	89	40	10	1022	40	0,18	0,44	0,40	2,27	55	60	30	550
A2'	903	2	45/45	83	40	89	40	0	960	40	1,13	2,82	2,50	2,22	55	50	10	550
B1'	867	3	40/40/40	80	40	85	40	0	956	35	0,87	1,69	1,50	2,22	60	40	30	450
B2'	867	3	40/40/40	80	40	85	40	0	948	35	0,81	2,03	2,00	2,46	60	50	25	685
C1'	866	2	45/45	85	40	80	40	0	970	40	0,29	0,72	0,50	1,74	75	70	30	400
C2'	866	2	45/45	87	40	85	40	35	980	35	0,34	0,86	0,50	1,45	75	50	40	450
D1'	887	3	40/40/40	75	40	80	40	5	1001	40	0,21	0,52	0,50	2,42	80	90	60	380
D2'	887	3	40/40/40	77	40	80	40	0	965	40	0,85	1,82	1,50	2,32	80	60	25	660
E1'	859	2	45/45	83	40	76	40	0	930	40	0,82	2,05	2,00	2,44	70	50	35	500
E2'	859	0	-	210	35	89	35	0	948	35	0,88	1,70	1,50	2,20	70	40	30	520
F1'	889	2	45/45	85	40	85	40	0	981	40	0,44	1,11	1,00	2,26	80	90	30	480
F2'	889	1	40	160	35	75	35	0	952	35	1,18	2,95	2,00	1,69	80	100	20	550
F3'	889	2	45/45	80	40	85	40	40	943	40	1,21	3,03	2,00	1,65	80	60	35	500
G1'	858	2	45/45	85	40	85	40	0	902	40	1,49	3,73	2,00	1,34	85	50	25	450
G2'	858	2	45/45	86	25	45	25	0	931	25	1,44	3,61	2,00	1,39	85	40	30	500
G3'	858	2	45/45	83	40	85	40	0	907	40	1,35	3,37	2,00	1,48	85	50	9	500
H1'	853	2	45/45	85	40	89	40	0	982	40	0,14	0,34	0,30	2,18	70	100	31	500
H2'	853	2	45/45	90	40	89	40	0	975	40	0,16	0,40	0,30	1,87	70	80	12	500
H3'	853	0	-	220	40	89	40	0	980	40	0,37	0,93	0,60	1,62	70	100	28	500
H4'	853	2	45/45	87	25	45	25	0	1010	25	0,36	0,90	0,60	1,67	70	90	38	500
H5'	853	2	45/45	85	40	65	40	0	964	40	0,23	0,57	0,50	2,18	70	120	35	500
H6'	853	2	45/45	88	40	89	40	40	953	40	0,34	0,84	0,70	2,08	70	100	33	500
H7'	853	1	50	140	40	89	40	0	981	40	0,13	0,33	0,30	2,31	70	70	44	500
H8'	853	2	45/45	85	40	89	40	0	972	40	0,18	0,44	2,00	11,39	70	90	35	500
H9'	853	2	45/45	89	40	90	40	0	980	40	0,14	0,36	0,30	2,11	70	70	25	660

Tipo de acero	T1° C	NUMERO DE VECES DE REDUCCION A LA 40% O MAS ANO MENOS DE 1000°C NI MAS DE 1200°C	RELACION DE REDUCCION A LA 40% O MAS ANO MENOS DE 1000°C NI MAS DE 1200°C	DIAMETRO DE GRANO DE AUSTENIT / µm	RELACION DE REDUCCION A T1 + 30 200°C / %	RELACION DE REDUCCION PASADA FINAL A T1 + 30 A T1 + 200°C / %	RELACION DE REDUCCION PASADA FINAL A T1 + 30 A T1 + 200°C / %	RELACION DE REDUCCION PASADA FINAL A T1 + 30 A T1 + 200°C / %	Tf: TEMPERATURA DESPUES DE REDUCCION FINAL A 25% O MAS / °C	Pt: REDUCCION DE TEMPERATURA DESPUES DE REDUCCION FINAL A 25% O MAS / %	t1/s	t1 x 2,5	T: TIEMPO DE RETENCION EN TEMPERATURA DE NO MENOS DE T1 + 200°C DESPUES DE TERMINACION DE LAMINADO FINAL A 25% O MAS / s	1/tf	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO PRIMARIO / °C/s	CANTIDAD DE DISMINUCION DE TEMPERATURA EN ENFRIAMIENTO PRIMARIO / °C	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO MEDIO DESDE A83 - 80°C A / °Csec	TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO / °C
H10'	853	1	50	140	89	40	40	0	991	40	0,13	0,33	0,30	2,31	70	180	44	500
H11'	853	1	50	140	89	40	40	0	991	40	0,13	0,33	0,30	2,31	35	70	44	500
I1'	852	3	40/40/40	78	85	40	40	0	965	40	0,21	0,54	0,30	1,40	60	40	45	390
I2'	852	3	40/40/40	80	85	40	40	0	948	40	0,39	0,98	0,60	1,56	60	100	5	450
J1'	861	2	45/45	85	80	40	40	0	901	40	1,62	4,04	2,00	1,24	60	50	30	400
J2'	861	0	-	205	87	40	40	0	943	40	0,60	1,51	1,20	1,99	60	40	40	500
K2'	853	1	30	150	75	30	30	0	925	30	1,22	3,05	3,50	2,87	65	50	35	500
L2'	856	2	35/35	123	85	35	35	0	1007	35	0,16	0,39	0,30	1,91	65	80	13	500
M1'	882	3	35/40/45	75	85	45	40	0	1050	40	0,29	0,73	0,30	1,03	70	80	45	550
M2'	882	3	35/40/45	76	85	45	40	0	1051	40	0,30	0,76	0,40	1,32	70	5	45	550
M3'	882	3	35/40/45	79	3,7	15	25	0	1055	25	0,26	0,64	0,30	1,17	70	80	45	550
N1'	870	2	40/40	82	85	40	40	0	1027	40	0,20	0,50	0,45	2,26	60	70	35	500
N2'	870	2	40/40	80	85	40	40	0	1016	40	0,15	0,36	0,50	3,44	60	70	35	300
O1'	852	2	45/45	85	85	40	40	0	977	40	0,15	0,37	0,30	2,02	90	100	50	450
P1'	853	3	40/40/40	83	85	35	35	0	1033	35	0,20	0,51	0,30	1,47	90	80	45	450
Q1'	861	2	40/40	92	80	40	40	0	1001	40	0,13	0,33	0,30	2,27	90	100	30	500
R1'	862	3	40/40/40	77	85	45	45	10	985	45	0,23	0,58	0,30	1,30	90	70	35	500
S1'	867	2	45/45	83	85	45	45	0	1033	45	0,54	1,34	1,00	1,86	90	130	30	500
T1'	851	2	45/45	88	85	45	45	0	1009	45	0,40	1,00	1,00	2,49	90	110	35	500
a1'	875	2	45/45	85	85	45	45	0	988	45	0,14	0,36	0,30	2,11	90	60	35	500
b1'	856	2	45/45	82	85	45	45	0	980	45	0,13	0,33	0,30	2,28	90	60	38	500
c1'	854	2	45/45	80	85	45	45	0	981	45	0,14	0,34	0,30	2,19	90	60	33	500
d1'	914	2	45/45	83	85	45	45	0	1029	45	0,14	0,34	0,30	2,18	90	60	35	500
e1'	939	2	45/45	85	85	45	45	0	1048	45	0,16	0,40	0,30	1,87	90	60	31	500

ES 2 684 144 T3

Tipo de acero	Ti <sup>o</sup> C	NÚMERO DE VECES DE REDUCCIÓN MÁS DE 100% O MÁS DE 1200°C	RELACIÓN DE REDUCCIÓN MÁS DE 100% O MÁS DE 1200°C	DIÁMETRO DE GRANO AUSTENIT A / μm	RELACIÓN DE REDUCCIÓN MÁS DE 100% O MÁS DE 1200°C	RELACIÓN DE REDUCCIÓN MÁS DE 100% O MÁS DE 1200°C	RELACIÓN DE REDUCCIÓN MÁS DE 100% O MÁS DE 1200°C	RELACIÓN DE REDUCCIÓN MÁS DE 100% O MÁS DE 1200°C	RELACIÓN DE REDUCCIÓN MÁS DE 100% O MÁS DE 1200°C	Tf: TEMPERATURA DESPUÉS DE REDUCCIÓN MÁS / °C	Pf: RELACIÓN DE REDUCCIÓN MÁS 25% O MÁS / %	t1/s	If x 2.5	T: TIEMPO DE RETENCIÓN EN REGIONES DE TEMPERATURA DE T1 + 20°C DESPUÉS DE TERMINACIÓN DE LAMINADO FINAL A 25% O MÁS / s	Vf	VELOCIDAD DE ENFRÍAMIENTO EN PRIMARIO / °C/s	CANTIDAD DE DISMINUCIÓN DE TEMPERATURA EN ENFRÍAMIENTO PRIMARIO / °C	VELOCIDAD DE ENFRÍAMIENTO MEDIO DESDE 700°C A 500°C / °C/sec	TEMPERATURA DE ENFRÍAMIENTO / °C
f1'	851	2	45/45	86	45	45	0	977	45	0,13	0,34	0,30	2,23	90	60	36	500		
g1'	962	2	45/45	80	45	45	0	1032	45	0,65	1,63	1,40	2,15	90	60	35	500		
h1'	853	2	45/45	85	45	45	0	980	45	0,14	0,34	0,30	2,18	90	60	38	500		

ES 2 684 144 T3

Tabla 4

TIPO DE ACERO	FRACCIÓN ESTRUCTURAL	VALOR MEDIO DE DENSIDADES DE POLOS DE GRUPO DE ORIENTACIONES {100} <011> A {223} <110>	DENSIDAD DE POLOS DE {332} <113>	TAMAÑO DE UNIDAD DE GRANO / μm	RELACIÓN DE GRANO EQUIAXIAL /%	TS /MPa	EL/%	λ/%	ESPESOR DE LA CHAPA / RADIO MÍNIMO DE CURVATURA (FLEXIÓN DE C)	
A1	B+1%P+4%F	3,1	4,3	7,3	57	1047	16	80	2,8	ACERO PRESENTE INVENCION
A2	F+48%B+2%P	2,8	2,8	6,3	62	686	23	78	1,6	ACERO COMPARATIVO
B1	B+1%F	2,7	2,7	6,8	66	690	22	155	3,6	ACERO PRESENTE INVENCION
B2	F+4%P	2,4	3,1	6,0	65	340	37	84	2,2	ACERO COMPARATIVO
C1	B	3,1	3,2	7,6	61	733	19	120	3,2	ACERO PRESENTE INVENCION
C2	B	4,0	5,5	6,7	38	735	20	58	1,2	ACERO COMPARATIVO
D1	B+2%F+3%A	3,2	4,1	6,3	61	1030	16	81	2,8	ACERO PRESENTE INVENCION
D2	F+10%P	3,0	3,3	4,5	61	424	31	77	1,5	ACERO COMPARATIVO
E1	B+2%F	3,2	3,5	7,7	60	741	19	134	3,8	ACERO PRESENTE INVENCION
E2	B+3%F	4,3	5,9	10,2	41	730	17	72	1,1	ACERO COMPARATIVO
F1	B	2,9	3,0	7,3	63	984	15	95	2,7	ACERO PRESENTE INVENCION
F2	B+4%F+1%P	3,9	4,3	9,1	57	947	15	80	2,6	ACERO PRESENTE INVENCION
F3	B+3%F	4,3	6,9	5,2	33	965	14	39	0,6	ACERO COMPARATIVO
G1	B	2,8	2,8	7,9	64	868	14	133	4,8	ACERO PRESENTE INVENCION
G2	B+4%F	4,5	5,5	7,6	45	842	16	48	1,0	ACERO COMPARATIVO
G3	B+40%F+8%P	2,3	2,6	10,3	63	700	19	65	1,7	ACERO COMPARATIVO
H1	B+4%F	2,6	2,6	8,0	66	775	18	140	4,5	ACERO PRESENTE INVENCION
H2	B+40%F+2%P	2,6	2,7	7,7	64	598	26	75	1,5	ACERO COMPARATIVO
H3	B+3%F	4,3	5,2	9,8	39	776	16	27	0,7	ACERO COMPARATIVO
H4	B+4%F	4,1	6,2	8,2	46	772	17	46	1,1	ACERO COMPARATIVO
H5	B+4%F	3,7	4,2	6,9	55	777	18	122	3,2	ACERO PRESENTE INVENCION

ES 2 684 144 T3

TIPO DE ACERO	FRACCIÓN ESTRUCTURAL	VALOR MEDIO DE DENSIDADES DE POLOS DE GRUPO DE ORIENTACIONES {100} <011> A {223} <110>	DENSIDAD DE POLOS DE {332} <113>	TAMAÑO DE UNIDAD DE GRANO / μm	RELACIÓN DE GRANO EQUIAXIAL /%	TS /MPa	EL/%	N/%	ESPESOR DE LA CHAPA / RADIO MÍNIMO DE CURVATURA (FLEXIÓN DE C)	
H6	B+2%F	4,2	6,7	5,0	38	791	19	54	1,1	ACERO COMPARATIVO
H7	B+3%F	3,6	3,6	8,8	63	778	17	100	2,8	ACERO PRESENTE INVENCION
H9	F+5%P	2,3	2,9	8,5	66	358	33	73	2,2	ACERO COMPARATIVO
H10	B+3%F	4,3	5,2	8,7	61	798	17	75	0,7	ACERO COMPARATIVO
H11	B+3%F	3,6	3,6	11,0	67	781	17	68	2,0	ACERO COMPARATIVO
I1	B+1%M	2,8	2,8	6,8	67	702	21	160	3,6	ACERO PRESENTE INVENCION
I2	F+45%B	2,5	2,7	6,1	64	416	42	112	2,3	ACERO COMPARATIVO
J1	B	2,8	3,0	8,6	63	877	16	105	3,5	ACERO PRESENTE INVENCION
J2	B+2%F+2%P	4,8	5,1	9,1	45	867	14	56	1,4	ACERO COMPARATIVO
L2	B+25%F	2,8	3,1	10,0	64	478	32	103	1,9	ACERO COMPARATIVO
M1	B	2,8	2,8	6,8	66	974	15	110	2,8	ACERO PRESENTE INVENCION
M2	B	2,8	2,9	13,0	59	861	12	59	2,8	ACERO COMPARATIVO
M3	B	4,7	5,9	7,3	45	872	12	33	1,0	ACERO COMPARATIVO
N1	B+3%F	3,0	3,1	7,5	63	802	17	110	2,6	ACERO PRESENTE INVENCION
O1	B+1%M	2,9	2,9	6,1	65	602	25	101	4,0	ACERO PRESENTE INVENCION
P1	B+2%F	2,9	2,9	6,6	58	626	25	155	2,6	ACERO PRESENTE INVENCION
Q1	B+3%F	2,9	3,1	8,6	52	814	16	80	7,9	ACERO PRESENTE INVENCION
R1	B	3,2	4,4	5,4	58	705	22	166	3,3	ACERO PRESENTE INVENCION
S1	B	2,9	2,9	7,6	54	760	18	117	2,6	ACERO PRESENTE INVENCION
T1	B	3,2	3,2	6,6	62	622	25	153	2,8	ACERO PRESENTE INVENCION
a1	B+30%F	2,9	3,1	7,7	63	539	30	100	1,7	ACERO COMPARATIVO
b1	B+4%P	2,9	3,0	7,8	64	829	15	47	0,8	ACERO COMPARATIVO
c1	B	2,9	2,0	7,8	63	830	13	42	1,0	ACERO COMPARATIVO



ES 2 684 144 T3

TIPO DE ACERO	FRACCIÓN ESTRUCTURAL	VALOR MEDIO DE DENSIDADES DE POLOS DE GRUPO DE ORIENTACIONES {100} <011> A {223} <110>	DENSIDAD DE POLOS DE {332} <113>	TAMAÑO DE UNIDAD DE GRANO / μm	RELACIÓN DE GRANO EQUIAXIAL /%	TS /MPa	EL/%	λ/%	ESPESOR DE LA CHAPA / RADIO MÍNIMO DE CURVATURA (FLEXIÓN DE C)	
d1	B	4,5	5,6	8,1	45	876	11	34	1,1	ACERO COMPARATIVO
e1	B	5,5	6,3	7,6	40	842	12	34	0,8	ACERO COMPARATIVO
f1	B+2%F	2,9	3,0	7,8	64	560	28	55	1,3	ACERO COMPARATIVO
g1	B	4,5	5,6	8,3	55	1052	9	25	1,1	ACERO COMPARATIVO
h1	B	3,0	3,0	7,7	64	675	21	60	1,4	ACERO COMPARATIVO

Tabla 5

TIPO DE ACERO	FRACCIÓN ESTRUCTURAL	VALOR MEDIO DE DENSIDADES DE POLOS DE GRUPO DE ORIENTACIONES {100} <011> A {223} <110>	DENSIDAD DE POLOS DE {332} <113>	TAMAÑO DE UNIDAD DE GRANO / μm	RELACIÓN DE GRANO EQUIAXIAL /%	TS /MPa	EL/%	λ/%	ESPESOR DE LA CHAPA / RADIO MÍNIMO DE CURVATURA (FLEXIÓN DE C)	
A1'	B+1%P+4%F	2,7	3,8	7,7	57	997	15	80	2,9	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
A2'	F+48%B+2%P	2,4	2,3	8,7	62	672	24	80	1,7	ACERO COMPARATIVO
B1'	B+1%F	2,3	2,2	7,2	66	676	22	159	3,7	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
B2'	F+4%P	2,0	2,6	6,4	65	361	35	79	2,3	ACERO COMPARATIVO
C1'	B	2,7	2,7	8,0	61	715	19	123	3,3	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
C2'	B	4,1	6,5	7,1	38	716	20	59	1,3	ACERO COMPARATIVO
D1'	B+2%F+3%rA	2,8	3,6	6,7	61	982	15	91	3,0	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
D2'	F+10%P	2,6	2,3	5,0	61	436	30	75	1,7	ACERO COMPARATIVO
E1'	B+2%F	2,8	3,0	8,1	80	722	19	137	3,9	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
E2'	B+3%F	4,4	5,9	10,6	41	712	18	74	1,2	ACERO COMPARATIVO
F1'	B	2,5	2,5	7,7	63	941	16	94	2,8	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
F2'	B+4%F+1%P	3,5	3,8	9,5	57	307	15	82	2,7	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
F3'	B+3%F	4,4	6,9	5,6	33	923	14	40	0,9	ACERO COMPARATIVO
G1'	B	2,4	2,3	8,3	64	337	13	138	4,9	ACERO PRESENTE

ES 2 684 144 T3

TIPO DE ACERO	FRACCIÓN ESTRUCTURAL	VALOR MEDIO DE DENSIDADES DE POLOS DE GRUPO DE ORIENTACIONES {100} <011> A {223} <110>	DENSIDAD DE POLOS DE {332} <113>	TAMAÑO DE UNIDAD DE GRANO DE GRANO / μm	RELACIÓN DE GRANO EQUIAXIAL /%	TS /MPa	EL/%	N/%	ESPESOR DE LA CHAPA / RADIO MÍNIMO DE CURVATURA (FLEXIÓN DE C)	
										INVENCION
G2'	B+4%F	4,6	5,5	8,0	45	813	16	50	1,1	ACERO COMPARATIVO
G3'	B+40%F+8%P	1,9	2,1	10,7	63	665	20	66	1,8	ACERO COMPARATIVO
H1'	B+4%F	2,2	2,1	8,4	86	752	18	145	4,6	ACERO PRESENTE INVENCION
H2'	B+40%F+2%P	2,2	2,2	6,1	64	593	27	76	1,6	ACERO COMPARATIVO
H3'	B+3%F	4,9	5,2	10,3	39	754	18	28	0,8	ACERO COMPARATIVO
H4'	B+4%F	4,7	5,2	9,5	48	750	17	47	1,2	ACERO COMPARATIVO
H5'	B+4%F	3,3	3,7	7,3	55	754	19	126	3,3	ACERO PRESENTE INVENCION
H6'	B+2%F	4,7	6,2	5,4	36	767	19	56	1,2	ACERO COMPARATIVO
H7'	B+3%F	3,2	3,1	9,3	63	755	17	103	2,9	ACERO PRESENTE INVENCION
H8'	B+3%F	1,4	1,3	24,0	68	745	11	62	2,0	ACERO COMPARATIVO
H9'	F+5%P	1,9	2,4	8,9	68	377	31	69	2,3	ACERO COMPARATIVO
H10'	B+3%F	4,4	5,2	9,1	51	771	18	77	0,8	ACERO COMPARATIVO
H11'	B+3%F	3,2	3,1	11,4	67	758	18	71	2,1	ACERO COMPARATIVO
I1'	B+1%M	2,4	2,3	7,2	67	687	21	163	3,7	ACERO PRESENTE INVENCION
I2'	F+45%B	2,1	2,2	6,5	84	430	40	108	2,4	ACERO COMPARATIVO
J1'	B	2,4	2,5	9,0	83	845	16	109	3,6	ACERO PRESENTE INVENCION
J2'	B+2%F+2%P	4,9	5,2	9,5	45	835	14	58	1,5	ACERO COMPARATIVO
K2'	B+2%F	2,7	3,0	13,6	64	873	11	70	2,7	ACERO COMPARATIVO
L2'	B+25%F	2,4	2,6	10,4	64	485	32	101	2,0	ACERO COMPARATIVO
M1'	B	2,4	2,3	7,0	65	931	13	115	2,9	ACERO PRESENTE INVENCION
M2'	B	2,4	2,4	13,4	59	920	12	62	2,2	ACERO COMPARATIVO
M3'	B	4,8	5,9	7,7	45	930	13	35	1,1	ACERO COMPARATIVO
N1'	B+3%F	2,6	2,5	7,9	63	776	18	113	2,7	ACERO PRESENTE INVENCION

## ES 2 684 144 T3

TIPO DE ACERO	FRACCIÓN ESTRUCTURAL	VALOR MEDIO DE DENSIDADES DE POLOS DE GRUPO DE ORIENTACIONES {100} <011> A {223} <110>	DENSIDAD DE POLOS DE {332} <113>	TAMAÑO DE UNIDAD DE GRANO / $\mu\text{m}$	RELACIÓN DE GRANO EQUIAXIAL /%	TS /MPa	EL/%	$\lambda$ /%	ESPESOR DE LA CHAPA / RADIO MÍNIMO DE CURVATURA (FLEXIÓN DE C)	
N2'	B+13%M+3%F	1,9	2,0	12,5	65	965	12	40	1,8	ACERO COMPARATIVO
O1'	B+1%M	2,5	2,4	8,5	85	597	25	183	4,1	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
P1'	B+2%F	2,5	2,4	7,0	66	814	25	159	2,7	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
Q1'	B+3%F	2,5	2,6	9,0	52	878	15	92	3,0	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
R1'	B	2,8	3,5	5,8	58	689	22	169	3,4	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
S1'	B	2,5	2,4	8,0	64	739	19	121	2,7	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
T1'	B	2,8	2,7	7,0	62	615	25	155	2,9	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
a1'	B+30%F	2,5	2,6	8,1	63	540	30	99	1,8	ACERO COMPARATIVO
b1'	B+4%P	2,5	2,5	8,2	84	802	16	48	0,9	ACERO COMPARATIVO
c1'	B	2,5	2,4	8,2	83	892	13	43	1,1	ACERO COMPARATIVO
d1'	B	4,6	5,6	8,5	45	834	12	36	1,2	ACERO COMPARATIVO
e1'	B	5,6	6,3	8,2	40	903	13	36	1,0	ACERO COMPARATIVO
f1'	B+2%F	2,5	2,5	8,2	64	559	28	55	1,4	ACERO COMPARATIVO
g1'	B	4,6	5,6	8,7	55	1001	10	28	1,2	ACERO COMPARATIVO
h1'	B	2,6	2,5	8,1	84	662	22	61	1,5	ACERO COMPARATIVO

La FIG. 7 muestra la relación entre la resistencia y la expansibilidad del agujero de aceros de la invención y aceros comparativos, y la FIG. 8 muestra la relación entre la resistencia y la flexibilidad de los aceros de la invención y los aceros comparativos.

- 5 Como se muestra en la FIG. 7 y la FIG. 8, se encuentra que solamente los que satisfacen los intervalos prescritos en la presente invención pueden tener tanto la excelente expansibilidad del agujero como la flexibilidad.

### Aplicabilidad industrial

- 10 Como se ha descrito anteriormente, según la presente invención, es posible proporcionar una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia excelente en capacidad de deformación local necesaria para flexión, rebordeado elástico, formación de rebordes y similares y adecuada para la fabricación de piezas de automóvil y similares controlando una textura y estructura de acero de la chapa de acero. De esta manera, la presente invención es la invención que tiene alta aplicabilidad en la industria del acero.

### Explicación de códigos

- 1 línea continua de laminado en caliente
- 15 2 desbastador
- 3 fresa de acabado

## ES 2 684 144 T3

- 4 chapa de acero laminada en caliente
- 5 mesa de salida
- 6 puesto de laminado
- 10 boquilla de enfriamiento entre puestos
- 5 11 boquilla de enfriamiento

**REIVINDICACIONES**

1. Una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene una excelente capacidad de deformación local que consiste en:

en % de masa,

5 C: no menos de 0,07% ni más de 0,20%;  
 Si: no menos de 0,001% ni más de 2,5%;  
 Mn: no menos de 0,01% ni más de 4,0%;  
 P: no menos de 0,001% ni más de 0,15%;  
 S: no menos de 0,0005% ni más de 0,03%;

10 Al: no menos de 0,001% ni más de 2,0%;  
 N: no menos de 0,0005% ni más de 0,01%;  
 O: no menos de 0,0005% ni más de 0,01%; y

opcionalmente un tipo o dos o más tipos de

en % de masa,

15 Ti: no menos de 0,001% ni más de 0,20%,  
 Nb: no menos de 0,001% ni más de 0,20%,  
 V: no menos de 0,001% ni más de 1,0%,  
 W: no menos de 0,001% ni más de 1,0%, y

opcionalmente un tipo o dos o más tipos de

20 en % de masa,

B: no menos de 0,0001% ni más de 0,0050%,  
 Mo: no menos de 0,001% ni más de 1,0%,  
 Cr: no menos de 0,001% ni más de 2,0%,  
 Cu: no menos de 0,001% ni más de 2,0%,  
 25 Ni: no menos de 0,001% ni más de 2,0%,  
 Co: no menos de 0,0001% ni más de 1,0%,  
 Sn: no menos de 0,0001% ni más de 0,2%,  
 Zr: no menos de 0,0001% ni más de 0,2%,  
 As: no menos de 0,0001% ni más de 0,50%, y

30 opcionalmente un tipo o dos o más tipos de

en % de masa,

Mg: no menos de 0,0001% ni más de 0,010%,  
 REM: no menos de 0,0001% ni más de 0,1%,  
 Ca: no menos de 0,0001% ni más de 0,010%, y

35 estando un balance compuesto de hierro e impurezas inevitables, en donde la estructura de metal consiste en una relación de área de bainita de 95% o más, y el balance del 5% o menos es de ferrita proeutectoide, perlita, martensita y austenita retenida,

en donde una relación de área de martensita es menos de 1%,

5 en una parte central de espesor de la chapa siendo un intervalo de 5/8 a 3/8 en espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero, un valor medio de densidades de polos del grupo de orientaciones {100} <011> a {223} <110> representado por las respectivas orientaciones del cristal de {100} <011>, {116} <110>, {114} <110>, {113} <110>, {112} <110>, {335} <110> y {223} <110> es 4,0 o menos, y una densidad de polos de la orientación del cristal {332} <113> es 5,0 o menos, y

un diámetro medio del volumen de los granos de cristal en la estructura de metal es de 10 µm o menos.

2. La chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local según la reivindicación 1, en donde

10 para los granos de cristal de la bainita, una relación de los granos de cristal en la que una relación de una longitud dL en una dirección de laminado a una longitud dt en una dirección de espesor de la chapa: dL/dt es 3,0 o menos es 50% o más.

3. La chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local según la reivindicación 1, comprendiendo además:

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

Ti: no menos de 0,001% ni más de 0,20%,

Nb: no menos de 0,001% ni más de 0,20%,

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

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

4. La chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local según la reivindicación 1, comprendiendo además:

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

25 B: no menos de 0,0001% ni más de 0,0050%,

Mo: no menos de 0,001% ni más de 1,0%,

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

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

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

30 Co: no menos de 0,0001% ni más de 1,0%,

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

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

As: no menos de 0,0001% ni más de 0,50%.

35 5. La chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local según la reivindicación 1, comprendiendo además:

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

Mg: no menos de 0,0001% ni más de 0,010%,

REM: no menos de 0,0001% ni más de 0,1%, y

40 Ca: no menos de 0,0001% ni más de 0,010%.

6. Un método de fabricación de una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local, comprendiendo:

en una palanquilla de acero que consiste en:

en % de masa,

- 5 C: no menos de 0,07% ni más de 0,20%;  
 Si: no menos de 0,001% ni más de 2,5%;  
 Mn: no menos de 0,01% ni más de 4,0%;  
 P: no menos de 0,001% ni más de 0,15%;  
 S: no menos de 0,0005% ni más de 0,03%;  
 10 Al: no menos de 0,001% ni más de 2,0%;  
 N: no menos de 0,0005% ni más de 0,01%;  
 O: no menos de 0,0005% ni más de 0,01%; y

opcionalmente un tipo o dos o más tipos de

en % de masa,

- 15 Ti: no menos de 0,001% ni más de 0,20%,  
 Nb: no menos de 0,001% ni más de 0,20%,  
 V: no menos de 0,001% ni más de 1,0%,  
 W: no menos de 0,001% ni más de 1,0%, y

opcionalmente un tipo o dos o más tipos de

20 en % de masa,

- B: no menos de 0,0001% ni más de 0,0050%,  
 Mo: no menos de 0,001% ni más de 1,0%,  
 Cr: no menos de 0,001% ni más de 2,0%,  
 Cu: no menos de 0,001% ni más de 2,0%,  
 25 Ni: no menos de 0,001% ni más de 2,0%,  
 Co: no menos de 0,0001% ni más de 1,0%,  
 Sn: no menos de 0,0001% ni más de 0,2%,  
 Zr: no menos de 0,0001% ni más de 0,2%,  
 As: no menos de 0,0001% ni más de 0,50%, y

30 opcionalmente un tipo o dos o más tipos de

en % de masa,

- Mg: no menos de 0,0001% ni más de 0,010%,  
 REM: no menos de 0,0001% ni más de 0,1%,  
 Ca: no menos de 0,0001% ni más de 0,010%, y

35 un balance estando compuesto de hierro e impurezas inevitables,  
 calentar a una región de temperatura de 1.000 a 1.300°C;

- realizar el primer laminado en caliente en el que el laminado en una relación de reducción de 40% o más se realiza una vez o más en un intervalo de temperatura de no menos de 1.000°C ni más alta de 1.200°C;
- establecer un diámetro de grano de austenita en 200 μm o menos mediante el primer laminado en caliente;
- 5 realizar el segundo laminado en caliente en el que el laminado en una relación de reducción de 30% o más se realiza en una pasada al menos una vez en una región de temperatura de no menos de una temperatura T1 + 30°C ni más alta que T1 + 200°C determinada por la Expresión (1) a continuación;
- establecer el total de relaciones de reducción en el segundo laminado en caliente desde 50% hasta 90%;
- 10 realizar la reducción final en una relación de reducción de 30% o más en el segundo laminado en caliente y luego comenzar el enfriamiento primario de tal manera que un tiempo de espera de t segundos satisfaga la Expresión (2) a continuación;
- establecer una velocidad media de enfriamiento en el enfriamiento primario desde 50 hasta 200°C/segundo y realizar el enfriamiento primario de manera que un cambio de temperatura esté en un intervalo de no menos de 40°C ni más alta de 140°C;
- iniciar un enfriamiento secundario después de la terminación del enfriamiento primario;
- 15 realizar el enfriamiento hasta una región de temperatura de Ae3 – 50°C a 700°C a una velocidad media de enfriamiento de 15°C/segundo o más en el enfriamiento secundario; y
- realizar el enfriamiento a más de 350°C a 650°C;
- $$T1 (\text{°C}) = 850 + 10 \times (C + N) \times Mn + 350 \times Nb + 250 \times Ti + 40 \times B + 10 \times Cr + 100 \times Mo + 100 \times V \dots (1);$$
- $$t \leq 2,5 \times t1 \dots (2);$$
- 20 aquí, t1 se obtiene mediante la Expresión (3) a continuación;
- $$t1 = 0,001 \times ((Tf - T1) \times P1/100)^2 - 0,109 \times ((Tf - T1) \times P1/100) + 3,1 \dots (3);$$
- aquí, en la Expresión (3) anterior, Tf representa la temperatura de la palanquilla de acero obtenida después de la reducción final en una relación de reducción de 30% o más, y P1 representa la relación de reducción de la reducción final en el 30% o más;
- 25 en donde el total de las relaciones de reducción en un intervalo de temperatura de menos de T1 + 30°C es de 30% o menos.
7. El método de fabricación de la chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local según la reivindicación 6, en donde
- el tiempo de espera de t segundos satisface además la Expresión (2a) a continuación;
- 30  $t < t1 \dots (2a).$
8. El método de fabricación de la chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local según la reivindicación 6, en donde
- el tiempo de espera de t segundos satisface además la Expresión (2b) a continuación;
- $$t1 \leq t \leq t1 \times 2,5 \dots (2b).$$
- 35 9. El método de fabricación de la chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local según la reivindicación 6, en donde
- el enfriamiento primario se inicia entre los puestos de laminado.



FIG.1

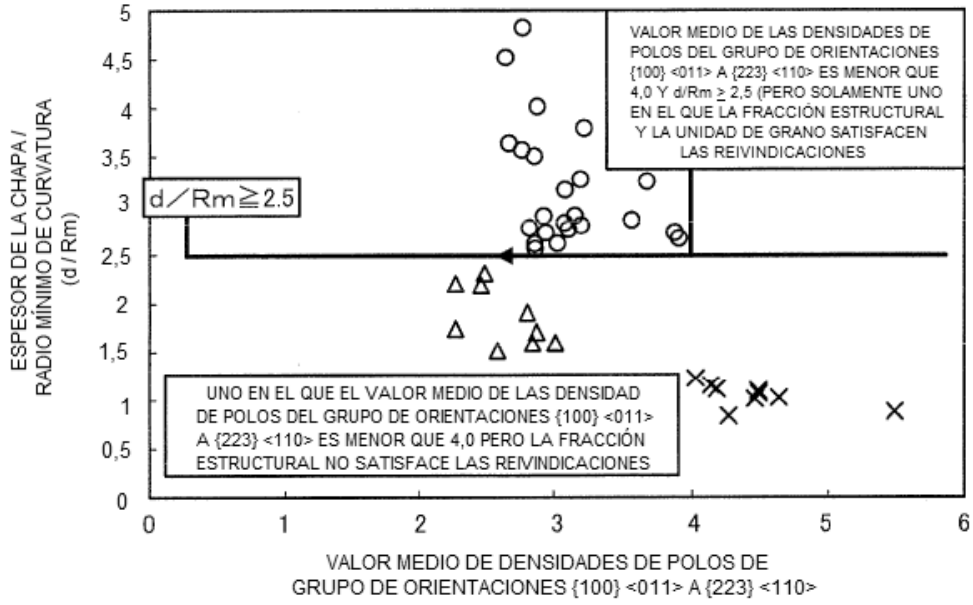


FIG.2

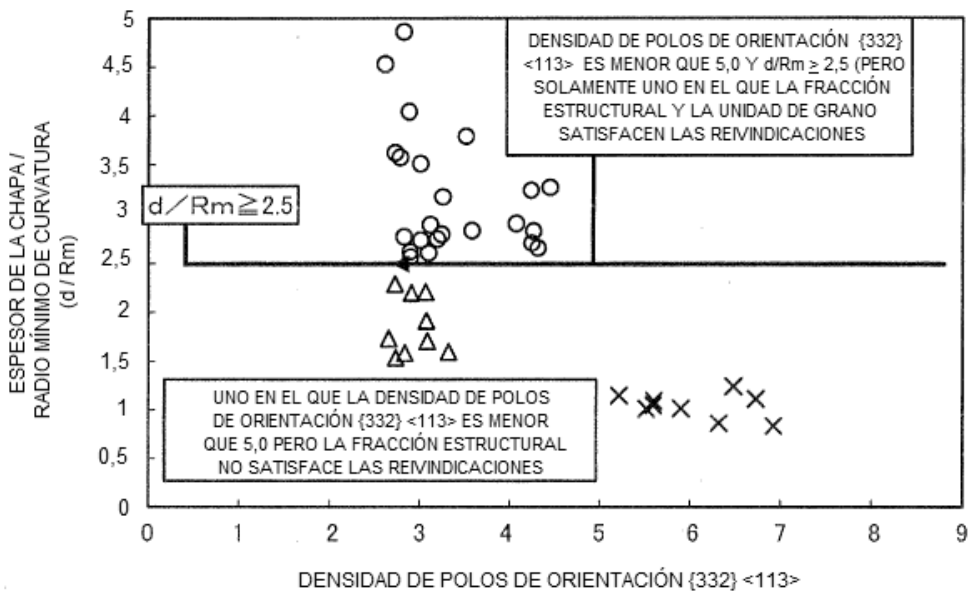


FIG.3

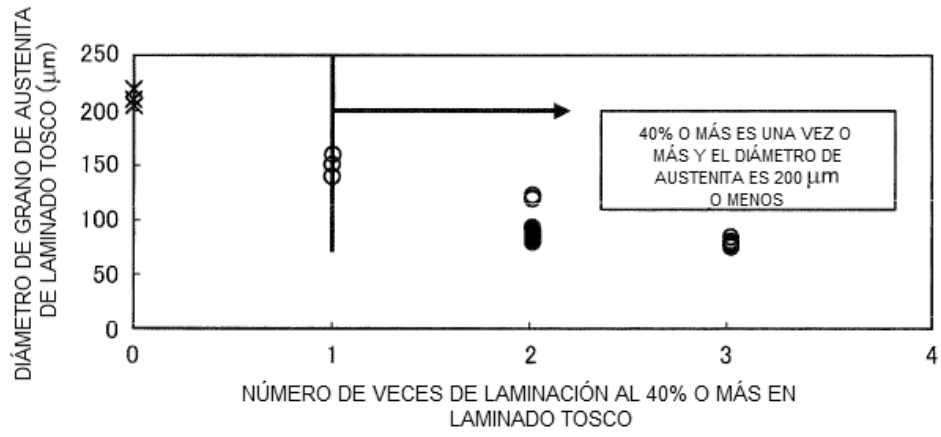


FIG.4

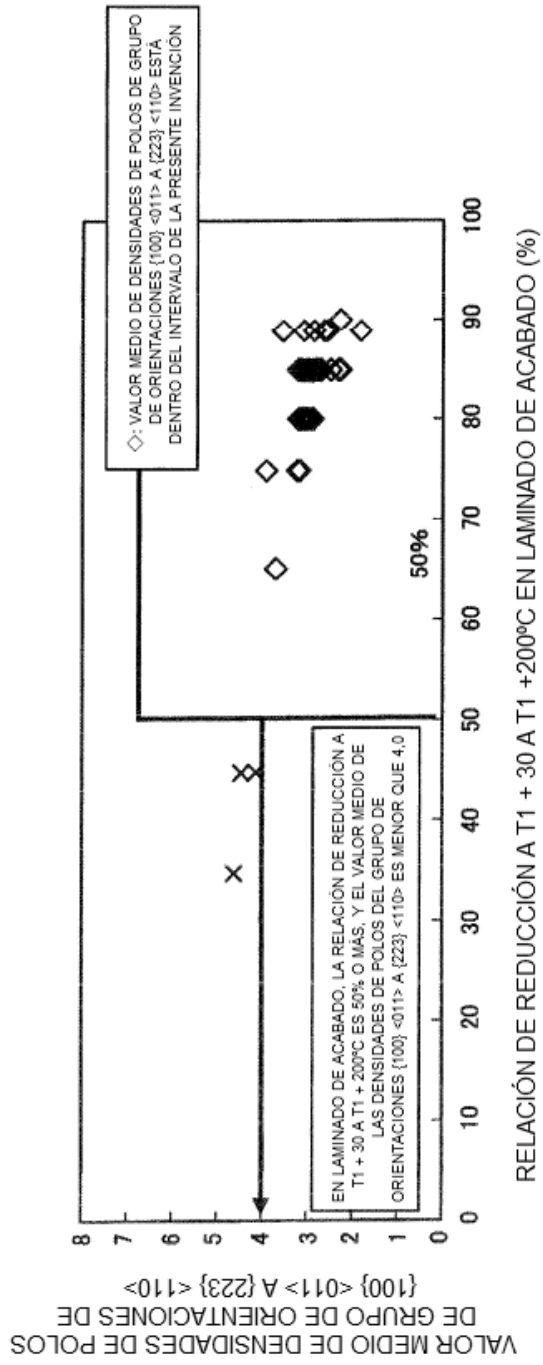


FIG.5

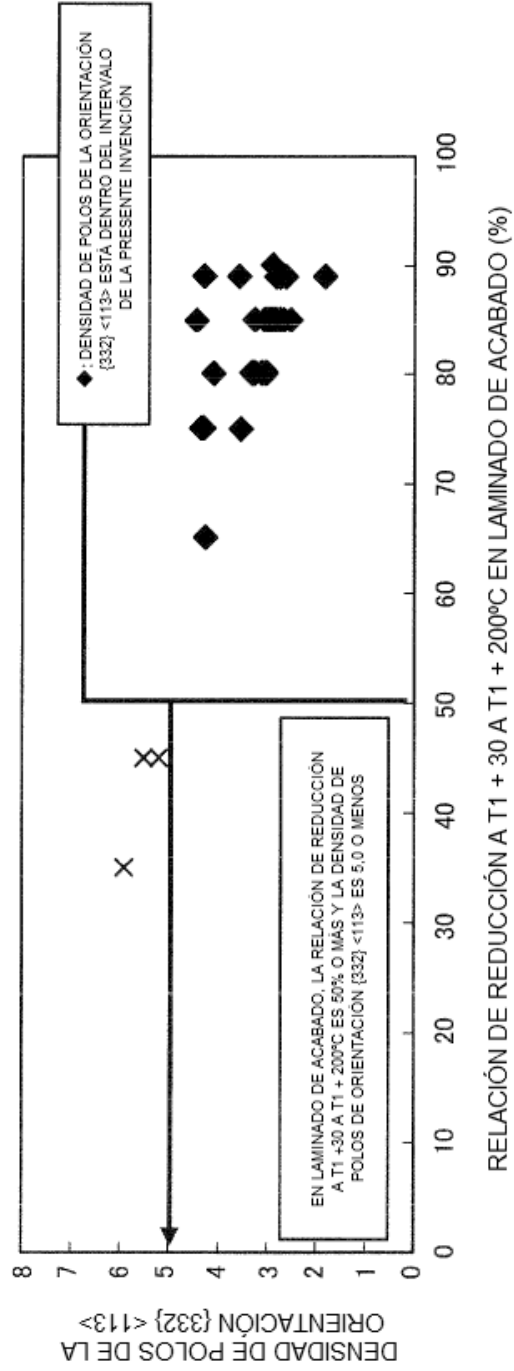


FIG.6

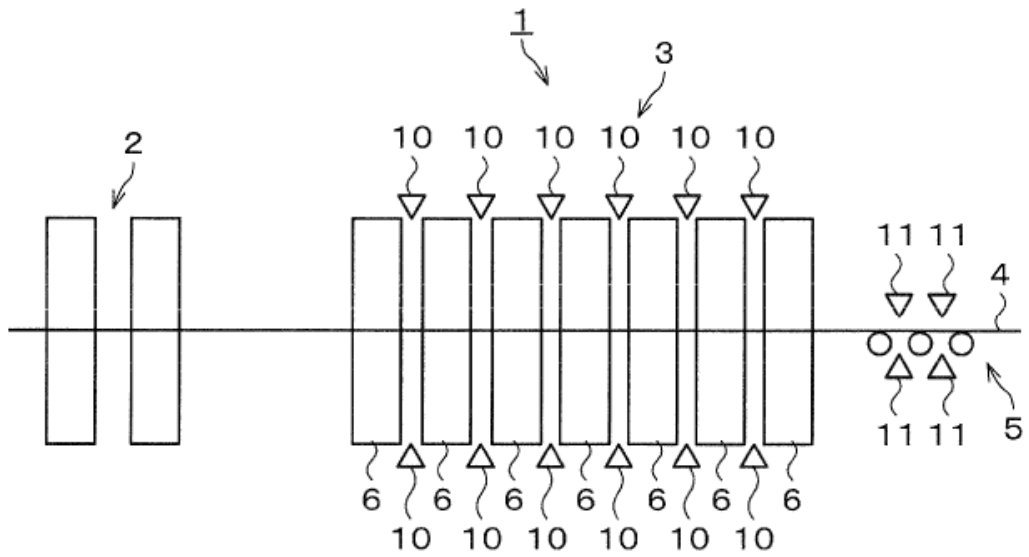


FIG.7

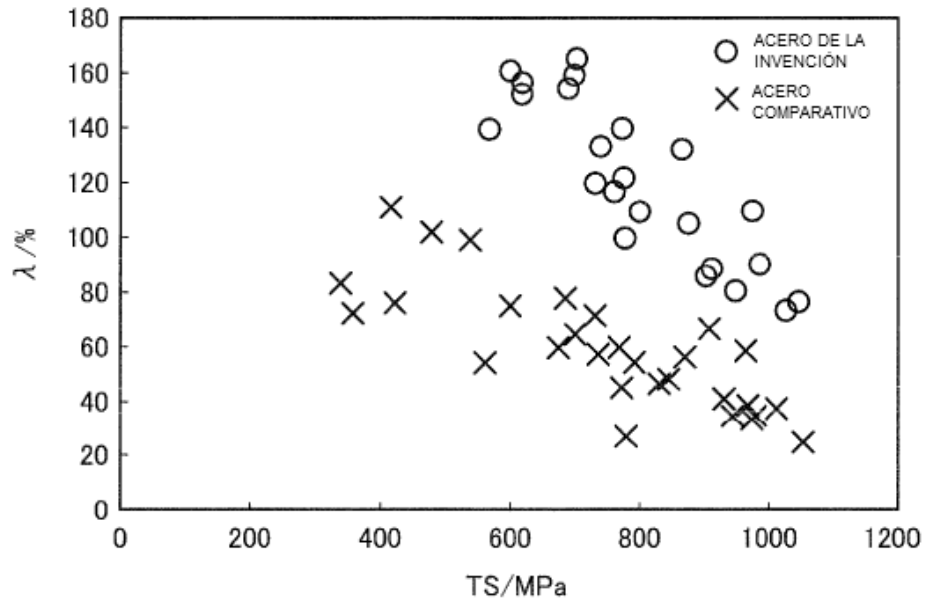


FIG.8

