

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 683 899**

51 Int. Cl.:

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

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **12.04.2012 PCT/JP2012/060065**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **18.10.2012 WO12141263**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **12.04.2012 E 12771896 (3)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **30.05.2018 EP 2698442**

54 Título: **Chapa de acero laminada en frío de alta resistencia con excelente capacidad de conformación 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:
28.09.2018

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 2 683 899 T3

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

DESCRIPCIÓN

Chapa de acero laminada en frío de alta resistencia con excelente capacidad de conformación local y método de fabricación de la misma

5 [Campo técnico]
La presente invención se refiere a una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local para flexión, rebordeado elástico, formación de rebordes y similares, y se usa principalmente para piezas de automóviles y similares.

10 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.

15 [Antecedentes de la técnica]
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 aún más 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, y 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.

25 Sin embargo, cuando una chapa de acero se aumenta de resistencia en general, la capacidad de conformación disminuye, y como se muestra en el Documento no de Patente 1, disminuye el alargamiento uniforme importante para el estiramiento y el abombamiento. En contraste con esto, como se muestra 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.

30 Mientras tanto, también se describe un método de control de la estructura de metal de una chapa de acero que mejora la ductilidad 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 la flexibilidad y la expansión del agujero.

35 Esto es para mejorar la expansibilidad del agujero haciendo una estructura uniforme mediante el control de la estructura, pero con el fin de hacer una estructura uniforme, como se muestra en el Documento no de Patente 4, un tratamiento de calor desde una fase única de austenita llega a ser una base de fabricación. Además, con el fin de lograr resistencia y ductilidad, el Documento no de Patente 4 describe también una técnica en la que el control de la estructura de metal se realiza mediante control de enfriamiento después del laminado en caliente, los precipitados se controlan y se controla una estructura de transformación, obteniendo por ello fracciones apropiadas de ferrita y bainita.

45 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.

50 El documento de Patente 2 se refiere a una chapa de acero de alta resistencia que comprende, en % de masa, C: 0,05% a 0,20%, Si: 0,3 a 2,0%, Mn: 1,3 a 2,6%, P: 0,001 a 0,03%, S: 0,0001 a 0,01%, Al: 2,0% o menos, N: 0,0005 a 0,0100%, O: 0,0005 a 0,007%, y un balance de hierro e impurezas inevitables; y teniendo una estructura de chapa de acero compuesta principalmente de ferrita y estructura dura, una diferencia de orientación de cristal entre alguna ferrita adyacente a una estructura dura y la estructura dura de menos de 9°, y una resistencia máxima a la tracción de 540 MPa o mayor.

55 [Documento de la técnica anterior]

[Documento de patente]
Documento de patente 1: Publicación de Patente Japonesa abierta a la inspección N° 2009-263718
Documento de patente 2: EP 2 264 206 A1

[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
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

[Exposición de la Invención]

[Problemas a ser resueltos por la Invención]

5 Como se ha descrito anteriormente, la principal causa de deterioro de la capacidad de deformación local es las distintas "no uniformidades" de la diferencia de dureza entre estructuras, inclusiones no metálicas, una textura laminada desarrollada, y similares. La más eficaz entre ellas es la diferencia de dureza entre estructuras descrita en el Documento no de Patente 3 anterior y como otro factor de control eficaz, se puede citar la textura laminada desarrollada descrita en el Documento de Patente 1. Estos elementos se mezclan de una manera compleja y se determina la capacidad de deformación local de una chapa de acero. Por lo tanto, para maximizar un margen aumentado 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.

15 De esta manera, el objeto de la presente invención es proporcionar una chapa de acero laminada en frío 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 haciendo 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]

25 Según el conocimiento convencional, como se ha descrito anteriormente, las mejoras de expansibilidad del agujero, flexibilidad y similares se han realizado mediante control de inclusión, 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 conformación, se limite la dirección en la que se toma una preforma antes de la conformación, y similares, y también se limita el uso.

30 De esta manera, los presentes inventores, con el fin de mejorar la expansibilidad del agujero y la manejabilidad de flexión, nuevamente centraron la atención en el efecto de una textura de la chapa de acero y examinaron y estudiaron su efecto funcional en detalle. Como resultado, revelaron que controlando las intensidades de las orientaciones respectivas 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. El punto donde se debería poner énfasis es que también revelaron que un margen mejorado de la capacidad de deformación local mediante el control de textura se transmite en gran medida en una estructura de acero, se hace una estructura de metal en la que una relación de área de bainita es 95% o más, y por ello se maximiza el margen mejorado de la capacidad de deformación local sobre la base de que la resistencia del acero está asegurada. Adicionalmente, encontraron que en una estructura en la que se controlan intensidades de orientaciones respectivas de un grupo específico de orientaciones del cristal, el tamaño de una unidad de grano afecta en gran medida a la ductilidad local.

45 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.

50 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 μm 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.

55 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 $\frac{4}{3}\pi (d/2)^3$. Luego, se calcula una media ponderada del volumen y se obtiene un diámetro medio del volumen (Diámetro medio del volumen).

60 La presente invención se constituye en base al conocimiento descrito anteriormente y la esencia de la misma es la siguiente.

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

65 en % de masa,

C: no menos de 0,02% ni más de 0,20%;
 Si: no menos de 0,001%;
 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%;
 Al: no menos de 0,001%;
 N: no menos de 0,0005% ni más de 0,01%; y
 O: no menos de 0,0005% ni más de 0,01%; en el que Si + Al se limita a menos de 1,0% y

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

estando un balance compuesto de hierro e impurezas inevitables, en donde la relación de área de la estructura de metal consiste en 95% o más de bainita y un balance del 5% o menos es de ferrita proeutectoide, perlita, martensita y austenita retenida, 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 7 µm o menos, en donde 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 del espesor de la chapa: dL/dt es 3,0 o menos, es 50% o más.

2. La chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local según el ítem 1, comprendiendo además:

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

3. La chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local según el ítem 1, comprendiendo además:

un tipo o dos o más tipos de
 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%,
 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%, y

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

4. La chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local según el ítem 1, comprendiendo además:

5

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

10

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

5. La chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local según el ítem 1, en donde sobre la superficie, se proporciona una capa galvanizada por inmersión en caliente o una capa galvanizada por inmersión en caliente de aleación.

15

6. Un método de fabricación de una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local según el ítem 1, comprendiendo:

20

en una palanquilla de acero que consiste en:

en % de masa,

25

C: no menos de 0,02% ni más de 0,20%;
Si: no menos de 0,001%;
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%;
Al: no menos de 0,001%;
N: no menos de 0,0005% ni más de 0,01%; y
O: no menos de 0,0005% ni más de 0,01%; en el que Si + Al se limita a menos de 1,0%, y

30

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

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%,
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%,
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%,
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

40

45

50

un balance estando compuesto de hierro e impurezas inevitables,
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;

55

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

60

realizar el proceso de laminado de acabado siendo 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 la relación de reducción total en el segundo laminado en caliente en 50% o más y no mayor que 90%;

65

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, en donde 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;

5 establecer una velocidad media de enfriamiento en el enfriamiento primario a 50°C/segundo o más y 200°C/segundo o menos 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;

10 opcionalmente realizar un laminado en una relación de reducción de 30% o menos en la región de temperatura de menos de T1 + 30°C,

realizar un laminado en frío a una relación de reducción de no menos de 30% ni más de 70%; realizar una retención durante 1 a 300 segundos en una región de temperatura de Ae3 a 950°C; en donde cuando se realiza calentamiento hasta la región de temperatura de Ae3 a 950°C después del laminado en frío, una velocidad media de calentamiento de no menos de la temperatura ambiente ni más alta que 650°C se establece para HR1 (°C/segundo) expresada por la Expresión (5) a continuación, y una velocidad media de calentamiento de más alta que 650°C a Ae3 a 950°C se establece para HR2 (°C/segundo) expresada por la Expresión (6) a continuación;

15 realizar un enfriamiento secundario a una velocidad media de enfriamiento de no menos de 10°C/s ni más de 200°C/s en una región de temperatura de Ae3 a 500°C; y

20 realizar un tratamiento de calor de sobrepromediado en el que la retención se realiza durante no menos de 12 segundos satisfaciendo la Expresión (4) a continuación no más de 400 segundos en una región de temperatura de no menos de 350°C ni más alta de 500°C.

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

$$25 \quad t \leq 2,5 \times t1 \dots (2)$$

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

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

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 30% o más.

$$35 \quad \log(t2) = 0,0002(T2 - 425)^2 + 1,18 \dots (4)$$

Aquí, T2 representa una temperatura de tratamiento de sobrepromediado, y el valor máximo de t2 se establece en 400

$$40 \quad HR1 \geq 0,3 \dots (5)$$

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

45 7. El método de fabricación de la chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local según el ítem 6, en donde la relación de reducción total en un intervalo de temperatura de menos de T1 + 30°C es 30% o menos.

50 8. El método de fabricación de la chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local según el ítem 6, en donde el tiempo de espera de t segundos satisface además la Expresión (2a) a continuación.

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

55 9. El método de fabricación de la chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local según el ítem 6, en donde el tiempo de espera de t segundos satisface además la Expresión (2b) a continuación.

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

60 10. El método de fabricación de la chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local según el ítem 6, en donde el enfriamiento primario se inicia entre los puestos de laminado.

65 11. El método de fabricación de la chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local según el ítem 6, comprendiendo además

conformar una capa galvanizada por inmersión en caliente o una capa galvanizada por inmersión en caliente de aleación sobre la superficie.

5 [Efecto de la invención]

Según la presente invención, es posible obtener una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene excelente en capacidad de deformación local para flexión, rebordeado elástico, formación de rebordes y similares y controlando una textura y estructura de acero de la chapa de acero.

10 [Breve descripción de los dibujos]
 La FIG. 1 muestra la relación entre un valor medio de densidades de polos del grupo de orientaciones $\{100\} <011>$ a $\{223\} <110>$ y un espesor de la chapa/un radio mínimo de curvatura;
 15 La FIG. 2 muestra la relación entre una densidad de polos del grupo de orientaciones del cristal $\{332\} <113>$ y el espesor de la chapa/el radio mínimo de curvatura;
 La FIG. 3 muestra la relación entre el número de veces de laminado al 40% o más en el laminado tosco y un diámetro de grano de austenita en el laminado tosco;
 La FIG. 4 muestra la relación entre una relación de reducción a $T1 + 30$ hasta $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ y el valor medio de las densidades de polos del grupo de orientaciones $\{100\} <011>$ a $\{223\} <110>$;
 20 La FIG. 5 muestra la relación entre la relación de reducción a $T1 + 30$ hasta $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ y la densidad de polos de la orientación del cristal $\{332\} <113>$;
 La FIG. 6 es una vista explicativa de una línea continua de laminado en caliente;
 La FIG. 7 muestra la relación entre la resistencia y la expansibilidad de agujero de aceros de la presente invención y aceros comparativos; y
 25 La FIG. 8 muestra la relación entre la resistencia y la flexibilidad de los aceros de la presente invención y los aceros comparativos.

[Modo para llevar a cabo la Invención]

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

30 (Orientación del cristal)
 En primer lugar, se explicará un valor medio de densidades de polos del grupo de orientaciones $\{100\} <011>$ a $\{223\} <110>$ y una densidad de polos de la orientación del cristal $\{332\} <113>$ 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.

35 En una chapa de acero laminada en frío de la presente invención, un valor medio de las densidades de polos del grupo de orientaciones $\{100\} <011>$ a $\{223\} <110>$ y una densidad de polos de la orientación del cristal $\{332\} <113>$ 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 son valores característicos particularmente importantes.

40 Como se muestra en la FIG. 1, 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 densidades de polos de orientaciones respectivas, el valor medio de las densidades de polos del grupo de orientaciones $\{100\} <011>$ a $\{223\} <110>$ es menor que 4,0 y es posible satisfacer un espesor de la chapa/un radio de curvatura $\geq 1,5$ que se requiere para trabajar una pieza del armazón a ser requerida recientemente. Además, cuando en una estructura de acero, se satisface 95% o más de una fracción de bainita, se satisface el espesor de la chapa/el radio de curvatura $\geq 2,5$. Cuando se requieren expansibilidad de agujero y poca flexibilidad limitada, el valor medio de las densidades de polos del grupo de orientaciones $\{100\} <011>$ a $\{223\} <110>$ es deseablemente menor que 3,0.

50 Cuando este valor medio es 4,0 o más, 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 solamente en una cierta dirección, pero un material en una dirección diferente de ella 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 este valor 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.

55 Las orientaciones $\{100\} <011>$, $\{116\} <110>$, $\{114\} <110>$, $\{113\} <110>$, $\{112\} <110>$, $\{335\} <110>$ y $\{223\} <110>$ se incluyen en este grupo de orientaciones.

60 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
 65

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
10 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.

15 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 $\Phi 2 = 45^\circ$ en la textura tridimensional se puede usar tal como está.

20 Además, debido a una razón similar, la densidad de polos de la orientación del cristal $\{332\} \langle 113 \rangle$ del plano de la chapa a la parte central del espesor de la chapa siendo el intervalo de $5/8$ 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 sea deseablemente de 3,0 o menos, se satisface el espesor de la chapa/el radio de curvatura $\geq 1,5$ que se requiere para trabajar una pieza de armazón a ser requerida recientemente. Además, cuando en la estructura de la chapa, se satisface el 95% o más de la fracción de bainita, se satisface que el espesor de la chapa/el radio de curvatura $\geq 2,5$.
25 Por otra parte, 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 solamente en una cierta dirección, pero el material en una dirección diferente de ella se deteriora significativamente, dando como resultado que llegue a ser imposible satisfacer de manera segura el espesor de la chapa/el radio de curvatura $\geq 1,5$. Además, cuando la densidad de polos 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
30 de la capacidad de deformación local.

35 La razón de por qué las densidades de polos de las orientaciones del cristal descritas anteriormente son 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.

40 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 Ra: 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
45 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.

50 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.

55 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) , $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$, $(1\bar{1}\bar{1})$, $(11\bar{1})$, $(\bar{1}\bar{1}1)$, $(\bar{1}11)$, $(1\bar{1}1)$ y $(\bar{1}1\bar{1})$ son equivalentes para hacer que sea imposible
60 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 $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ son sinónimos entre sí. La medición de la orientación del cristal mediante rayos X se realiza según el
65

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
10 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.

15 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.

20 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 una media de tamaño ordinaria, y un diámetro medio del volumen definido como una media ponderada de volumen se correlaciona fuertemente con la ductilidad local. Con el fin de obtener este efecto, el diámetro medio del volumen de los granos de cristal necesita ser de 7 μm o menos. Deseablemente es de 5 μm o menos con el fin de asegurar la expansibilidad del agujero a un nivel más alto. Dicho sea de paso, el método de medición de los granos de cristal se establece como se ha descrito anteriormente.

25 (Propiedad equiaxial de los granos de cristal)

30 Como resultado de una persecución adicional de la ductilidad local, los presentes inventores encontraron también 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 esta propiedad equiaxial, con respecto a los granos de cristal expresados por la unidad de grano, una relación de los granos excelente en propiedad equiaxial en la que dL/dt , siendo una relación, de los granos de cristal, de una longitud dL en una dirección de laminado en frío a una longitud dt en una dirección del espesor de la chapa, es 3,0 o menos necesita ser al menos 50% o más para todos los granos de bainita.

35 (Composición química)

Posteriormente, se describirán las condiciones de limitación de componentes. Dicho sea de paso, % de cada componente es % de masa.

40 C: no menos de 0,02% ni más de 0,20%

45 El límite inferior de C se establece a 0,02% con el fin de tener 95% o más de bainita en la estructura de acero. Además, C es un elemento que aumenta la resistencia, de esta manera para ser preferiblemente establecido a 0,025% o más con el fin de asegurar la resistencia. Por otra parte, cuando C excede 0,20%, la soldabilidad se deteriora algunas veces, y la manejabilidad se deteriora extremadamente algunas veces debido a un aumento en una estructura dura y, de esta manera, el límite superior se establece en 0,20%. Además, cuando el contenido de C excede el 0,10%, se deteriora la conformabilidad, de modo que el contenido de C se establece preferiblemente en 0,10% o menos.

50 Si: no menos de 0,001%

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.

55 Además, cuando el contenido de Si es grande, disminuye una propiedad de tratamiento de conversión química. Por otra parte, es difícil establecer Si a menos de 0,001% en un acero práctico, de modo que el límite inferior se establece en el límite inferior.

Mn: no menos de 0,01% ni más de 4,0%

60 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 éste se establece en el límite superior. Por otra parte, es difícil establecer Mn a menos del 0,01% en un acero práctico, de modo que éste se establece en el límite inferior. Además, cuando elementos tales como Ti que suprimen la aparición de agrietamiento en caliente causado por S no se añaden suficientemente excepto Mn, la cantidad de Mn que satisface $Mn/S \geq 20$ en % de masa se añade deseablemente. Además, 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 enfriamiento continuo que tiene excelente manejabilidad de formación de rebordes. Este efecto no se presenta fácilmente cuando el contenido de Mn es menor que 1%, de modo que se añade deseablemente 1% o más.

5 P: no menos de 0,001% ni más de 0,15%

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

10 Con respecto a los límites superiores de P y S, P se establece en 0,15% o menos y S se establece en 0,03% o menos respectivamente. Esto es para evitar el deterioro de la manejabilidad y agrietamiento en el momento del laminado en caliente o del laminado en frío. Con respecto a los límites inferiores de P y S, P se establece en 0,001% y S se establece en 0,0005%, como valores aplicables en la refinación general actual (incluyendo la refinación secundaria).

15 Al: no menos de 0,001%

Para la desoxidación, se añade 0,001% o más de Al. Cuando se necesita desoxidación de manera suficiente, se añade preferiblemente 0,01% o más. Además, Al también es un elemento que aumenta significativamente un punto de transformación γ a α . Sin embargo, cuando es demasiado, la soldabilidad se deteriora.

20 Se establece a menos de 1,0%.

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

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

N y O son impurezas, y ambos se establecen en 0,01% o menos con el fin de evitar que la manejabilidad se deteriore. Los límites inferiores de ambos elementos se establecen en 0,0005% que es aplicable en la refinación general actual (incluyendo la refinación secundaria). Sin embargo, se establecen preferiblemente en 0,001% o más con el fin de suprimir un aumento extremo del coste de fabricación del acero.

30

Si + Al: menos de 1,0%

35 Cuando Si y Al están contenidos en exceso, se suprime la precipitación de cementita durante un tratamiento de sobrepromediado y la fracción de austenita retenida llega a ser demasiado grande, de modo que la cantidad total añadida de Si y Al se establece en menos del 1%.

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

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

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

W: no menos de 0,001% ni más de 1,0%

45 Además, cuando la resistencia se obtiene mediante refuerzo de precipitación, se prefiere generar carbonitruro fino. Para obtener refuerzo de precipitación, es eficaz añadir Ti, Nb, V y W, y se pueden contener un tipo o dos o más tipos de ellos.

50 Con el fin de obtener este efecto añadiendo Ti, Nb, V y W, es necesario añadir 0,001% de Ti, 0,001% de Nb, 0,001% o más de V y 0,001% o más de W. Cuando el refuerzo de precipitación se necesita particularmente, se desea añadir 0,01% o más de Ti, 0,005% o más de Nb, 0,01% o más de V y 0,01% o más de W. Sin embargo, incluso cuando se añaden en exceso, el aumento de la resistencia se satura, y se suprime la recristalización de manera adicional después del laminado en caliente, para hacer por ello difícil de realizar el control de orientación del cristal después del recocido de laminado en frío, de modo que el Ti necesita ser establecido en 0,20% o menos, el Nb necesita ser establecido en 0,20% o menos, el V necesita ser establecido en 1,0% o menos y el W necesita ser establecido en 1,0% o menos.

55 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%

60 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 que 0,50%

65

- 5 Cuando la resistencia se asegura aumentando la templabilidad de la estructura para realizar un segundo control de fase, es eficaz añadir un tipo o dos o más tipos de B, Mo, Cr, Cu, Ni, Co, Sn, Zr y As. Con el fin de obtener este efecto, es necesario añadir 0,0001% o más de B, 0,001% o más de cada uno de Mo, Cr, Cu y Ni, y 0,0001% o más de cada uno de Co, Sn, Zr y As. Sin embargo, cuando se añaden en exceso, la manejabilidad se deteriora por el contrario, 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 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%.
- 10 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%
- 15 Mg, REM y Ca son elementos importantes a ser añadidos para mejorar la capacidad de conformación local y hacer inocuas las inclusiones. Con el fin de obtener este efecto, el límite inferior de cada uno de ellos se establece en 0,0001%. Por otra parte, las adiciones en exceso conducen al deterioro de la limpieza, de modo que 0,010% se establece como el límite superior de Mg, 0,1% se establece como el límite superior de REM, y 0,010% se establece como el límite superior de Ca.
- 20 (Estructura de metal)
A continuación, se explicará una estructura de metal de la chapa de acero laminada en frío de la presente invención.
- 25 La estructura de metal de la chapa de acero laminada en frío de la presente invención tiene una relación de área de bainita de 95% o más, y es preferiblemente una fase única de bainita. Esto es debido a que la estructura de metal se compone de bainita, haciendo por ello posible lograr la resistencia y la expansibilidad del agujero. Además, esta estructura 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.
- 30 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 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. Además, cuando una relación de área de perlita llega a ser mayor que 5%, la resistencia y/o la
- 35 manejabilidad se deterioran algunas veces. Cuando las relaciones de área de martensita y austenita retenida a ser transformada por inducción por deformación a martensita llega a ser 1% o más y mayor que 5%, respectivamente, 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.
- 40 De esta manera, 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 la fuerza y la expansibilidad del agujero están bien equilibradas. Sin embargo, es necesario establecer la martensita a menos del 1% como se ha descrito anteriormente.
- 45 Aquí, la bainita en la presente invención es una microestructura definida como una estructura de transformación de enfriamiento continuo (Z_w) 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 Bainíticas y
- 50 Comportamiento de Transformación de Aceros con Bajo Contenido de Carbono - Informe Final del Comité de Investigación de Bainita (en 1994, el Instituto del Hierro y del Acero de Japón).
- 55 Es decir, la estructura de transformación de enfriamiento continuo (Z_w) se define como una microestructura compuesta principalmente de ferrita bainítica (α_B), ferrita bainítica granular (α_B) y ferrita casi poligonal (α_q), y que contiene además una pequeña cantidad de austenita retenida (γ_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.
- 60 Dicho sea de paso, de manera similar a la ferrita poligonal (PF), una estructura interna de α_q no aparece mediante ataque químico, sino que una forma de α_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 α_q .
- 65 La estructura de transformación de enfriamiento continuo (Z_w) de la presente invención se define como una microestructura que contiene un tipo o dos o más tipos de α_B , α_B , α_q , γ_r y MA. Dicho sea de paso, el contenido total de γ_r y MA que es pequeño en cantidad se establece en 3% o menos.

Algunas veces hay un caso de que la estructura de transformación de enfriamiento continuo (Zw) no se discierne fácilmente mediante la observación mediante un microscopio óptico en ataque químico usando un reactivo nital. En tal caso, se discierne usando el EBSP-OIMTM.

El método EBSP-OIM (Microscopio de Imagen de Orientación de Patrón de Retrodispersión de Electrones, marca registrada) 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.

En el método EBSP, es posible analizar cuantitativamente una microestructura y una orientación del cristal de una superficie de muestra en masa, y siempre que un 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 método EBSP-OIM se realiza correlacionando un área a ser analizada con decenas de miles de puntos de cuadrícula equiespaciados durante varias horas. 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.

Además, la fracción estructural de la ferrita proeutectoide se obtuvo mediante un método KAM (Desorientación Promedio de Núcleo) 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.

Este cálculo 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, este mapa representa una distribución de deformación basada en un cambio de orientación local dentro de un grano. Obsérvese que como la condición de análisis en la presente invención, la condición de la cual en el EBSP-OIMTM, se calcula la desorientación entre píxeles adyacentes, se establece en la tercera aproximación y se muestra uno que tiene esta desorientación que es de 5° o menos.

En la presente invención, la ferrita proeutectoide se define como una microestructura hasta una fracción plana de píxeles cuya desorientación en la tercera aproximación se calcula que es de 1° o menos como se ha descrito anteriormente. Esto es debido a que 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, y según los resultados de diversos exámenes que se han realizado hasta ahora por los presentes inventores, 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.

(Método de fabricación)

A continuación, se describirá un método de fabricación de la chapa de acero laminada en frío 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 predeterminadas y fabricar una chapa de acero que satisfaga las condiciones de 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 satisfacerlas al mismo tiempo se explicarán a continuación.

Un método de fabricación anterior para el laminado en caliente no está limitado en particular. Es decir, 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 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.

Además, en el laminado en caliente, también es posible que las barras de chapa se unan después del laminado tosco a ser sometido a laminado de acabado de manera continua. En esta ocasión, también es posible que las barras toscas se enrolen en una forma de bobina una vez, se almacenen en una cubierta que tiene una función de aislamiento de calor según la necesidad, y se desenrollen de nuevo para ser unidas entonces.

(Primer laminado en caliente)

Una 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. Una chapa de acero de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local de la presente invención se obtiene cuando se satisfacen los siguientes requisitos. En primer lugar, es importante un diámetro de grano de austenita en la barra tosca después del laminado tosco, esto es antes del laminado de acabado y el diámetro del grano de austenita antes del laminado de acabado es deseablemente pequeño, y llega a estar claro que el diámetro del grano de austenita de 200 μm o menos contribuye en gran medida a hacer los granos finos y a la homogeneización de una fase principal.

Con el fin de obtener este 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, se realiza laminado una vez o más con una relación de reducción de 40% o más.

Como la relación de reducción es mayor y el número de veces de reducción es mayor, se pueden obtener granos finos, y con el fin de obtener eficazmente este efecto, 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 relación de 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.

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 recristalización de la austenita en el laminado de acabado posterior, haciendo los granos de cristal finos y haciendo los granos de cristal equiaxiales de la unidad de grano en una estructura final. 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 recristalización durante el laminado de acabado.

Con el fin de confirmar el diámetro del grano de austenita después del laminado tosco, una pieza de chapa antes de ser sometida al laminado de acabado se sofoca deseablemente tanto como sea posible, y la pieza de chapa se enfría a una velocidad de enfriamiento de 10°C/s o más, y una estructura de una sección transversal de la pieza de chapa se ataca químicamente para hacer aparecer los límites del grano de austenita, y los límites del grano de austenita se miden mediante un microscopio óptico. En esta ocasión, con 50 aumentos o más, se miden 20 campos visuales o más mediante análisis de imágenes o un método de recuento de puntos.

(Segundo laminado en caliente)

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, la relación de reducción total 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. Esto hace posible obtener la capacidad de deformación local de un producto final.

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

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

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

La FIG. 4 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} <011> a {223} <110>. La FIG. 5 muestra la relación entre la relación de reducción a T1 + 30 hasta T1 + 200°C y la densidad de polos de la orientación {332} <113>.

Esta temperatura T1 en sí misma se obtiene empíricamente. Los presentes inventores aprendieron empíricamente mediante experimentos que la recristalización en una región de austenita de cada acero se fomenta sobre la base de la temperatura T1. Con el fin de obtener una mejor capacidad de deformación local, es importante acumular deformación por la fuerte reducción, y la relación de reducción total del 50% o más es esencial. Además, se desea tomar una reducción en el 70% o más y, por otra parte, si se toma la relación de reducción mayor que el 90%, asegurar la temperatura y la carga de laminado en exceso son como resultado añadido.

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 deseablemente 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.

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 acaba en Ar₃ 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.

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)

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, t₁ se obtiene mediante la Expresión (3) a continuación;

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

Aquí, en la Expresión (3) anterior, T_f 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_1 representa la relación de reducción de la reducción final al 30% o más.

5 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”.

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 $t_1 \times 2,5$, 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.

25 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.

$$30 \quad t < t_1 \dots (2a)$$

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.

$$35 \quad t_1 \leq t \leq t_1 \times 2,5 \dots (2b)$$

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.

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 $T_1 + 30^\circ\text{C}$ ni más alta que $T_1 + 200^\circ\text{C}$. Además, en la fresa 3 de acabado, la relación de reducción total llega a ser del 50% o más.

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.

60 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.

5 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.

15 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.

20 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 agudizamiento de la selección de la variante, se forma la textura y la isotropía disminuye en consecuencia.

30 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 200°C/segundo o menos en vista de la forma de la chapa de acero.

35 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.

40 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.

45 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. 6, 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%.

55 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, los granos 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 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 ni más que 1.800 m/min.

5 Dicho sea de paso, después de este enfriamiento primario, se realiza un enfriamiento a una temperatura apropiada y se puede obtener una chapa original laminada en caliente. En la presente invención, la microestructura de la chapa de acero laminada en frío se forma principalmente mediante laminado en frío más tarde, o un tratamiento de calor después del laminado en frío. De esta manera, un patrón de enfriamiento para el enfriamiento no tiene que ser controlado muy estrictamente.

10 (Laminado en frío)
La chapa original laminada en caliente fabricada como se ha descrito anteriormente se decapa según la necesidad de ser sometida a laminado en frío en una relación de reducción de no menos de 30% ni más de 70%. Cuando la relación de reducción es 30% o menos, llega a ser difícil causar la recristalización en el calentamiento y la retención posterior, dando como resultado que la fracción de grano equiaxial disminuye y además los granos de cristal después del calentamiento llegan a ser gruesos. Cuando se realiza el laminado por encima del 70%, se desarrolla una textura en el momento del calentamiento y, de esta manera, la anisotropía llega a ser fuerte. Por lo tanto, la relación de reducción se establece en 70% o menos.

20 (Calentamiento y retención)
La chapa de acero laminada en frío se calienta a partir de entonces hasta una región de temperatura de Ae3 a 950°C y se retiene durante 1 a 300 segundos en la región de temperatura de Ae3 a 950°C con el fin de hacer un acero de fase única de austenita o un acero de fase única sustancialmente de austenita. Mediante este calentamiento y retención, se elimina el endurecimiento del trabajo. Con el fin de calentar la chapa de acero después del laminado en frío hasta la región de temperatura de Ae3 a 950°C de esta manera, una velocidad media de calentamiento de no menos de la temperatura ambiente ni más alto que 650°C se establece en HR1 (°C/segundo) expresada por Expresión (5) a continuación, y una velocidad media de calentamiento de más alta que 650°C a Ae3 a 950°C se establece en HR2 (°C/segundo) expresada por la expresión (6) a continuación.

30
$$HR1 \geq 0,3 \dots (5)$$

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

35 El laminado en caliente se realiza bajo la condición descrita anteriormente, y además se realiza el enfriamiento primario, y haciendo por ello los granos de cristal finos y se logra una aleatorización de las orientaciones del cristal. Sin embargo, mediante el laminado en frío realizado a partir de entonces, se desarrolla la textura fuerte y llega a ser probable que la textura permanezca en la chapa de acero. Como resultado, el valor r y el alargamiento de la chapa de acero disminuyen y la isotropía disminuye. De esta manera, se desea hacer que la textura que se ha desarrollado por el laminado en frío desaparezca tanto como sea posible realizando apropiadamente el calentamiento a ser realizado después del laminado en frío. Con el fin de lograrlo, es necesario dividir la velocidad media de calentamiento del calentamiento en dos etapas expresadas por las Expresiones (5) y (6) anteriores.

45 La razón detallada de por qué la textura y las propiedades de la chapa de acero se mejoran mediante este calentamiento en dos etapas no está clara, pero se cree que este efecto está relacionado con la recuperación de la dislocación introducida en el momento del laminado en frío y la recristalización. Es decir, la fuerza motriz de la recristalización que ocurre en la chapa de acero por el calentamiento es la deformación acumulada en la chapa de acero mediante el laminado en frío. Cuando la velocidad media de calentamiento HR1 en el rango de temperatura de no menos de la temperatura ambiente ni más alta que 650°C es pequeña, la dislocación introducida por el laminado en frío se recupera y no ocurre la recristalización. Como resultado, la textura que se ha desarrollado en el momento del laminado en frío permanece como está y las propiedades tales como la isotropía se deterioran. Cuando la velocidad media de calentamiento HR1 en el rango de temperatura de no menos de la temperatura ambiente ni más alta que 650°C es menor que 0,3°C/segundo, la dislocación introducida por el laminado en frío se recupera, dando como resultado que permanezca la textura fuerte formada en el momento del laminado en frío. Por lo tanto, es necesario establecer la velocidad media de calentamiento HR1 en el intervalo de temperatura de no menos de la temperatura ambiente ni más alta que 650°C a 0.3 (°C/segundo) o más.

60 Por otra parte, cuando la velocidad media de calentamiento HR2 más alta que 650°C a Ae3 hasta 950°C es grande, la ferrita existente en la chapa de acero después del laminado en frío no recristaliza y la ferrita no recristalizada permanece en un estado para ser trabajada. Cuando el acero que contiene C de 0,01% o más en particular se calienta a una región de dos fases de ferrita y austenita, la austenita formada bloquea el crecimiento de ferrita recristalizada y, de esta manera, llega a ser más probable que permanezca la ferrita no recristalizada. Esta ferrita no recristalizada tiene la textura fuerte y, de esta manera, se ven afectadas adversamente las propiedades tales como el valor r y la isotropía, y esta ferrita no recristalizada contiene una gran cantidad de dislocaciones y, de esta manera, la ductilidad se deteriora drásticamente. Por lo tanto, en el intervalo de temperatura de más de 650°C a Ae3 hasta 950°C, la velocidad media de calentamiento HR2 necesita ser 0,5 x HR1 (°C/segundo) o menos.

Además, a la velocidad media de calentamiento de dos etapas como anteriormente, la chapa de acero se calienta hasta la región de temperatura de Ae3 a 950°C y se mantiene durante 1 a 300 segundos en la región de temperatura de Ae3 a 950°C. Si la temperatura es más baja que este intervalo o el tiempo es más corto que este intervalo, la fracción de la estructura de bainita no llega a ser 95% o más en un proceso de enfriamiento secundario a partir de entonces, y el margen aumentado de la ductilidad local por el control de la textura disminuye. Por otra parte, si la chapa de acero se mantiene continuamente a más de 950°C o más tiempo de 300 segundos, los granos de cristal llegan a ser gruesos y, de esta manera, aumenta una relación de área de los granos que tienen 20 µm o menos. Dicho sea de paso, Ae3 [°C] se calcula mediante la Expresión (7) a continuación por los contenidos de C, Mn, Si, Cu, Ni, Cr y Mo [% de masa]. Dicho sea de paso, cuando el elemento seleccionado no está contenido, el cálculo se realiza con el contenido del elemento seleccionado [% de masa] establecido como cero.

$$Ae3 = 911 - 239C - 36Mn + 40Si - 28Cu - 20Ni - 12Cr + 63Mo \dots (7)$$

Dicho sea de paso, en este calentamiento y retención, la retención no significa solamente la retención isotérmica, y es suficiente si la chapa de acero se retiene en el intervalo de temperatura de Ae3 a 950°C. Siempre que la chapa de acero esté en el intervalo de temperatura de Ae3 a 950°C, se puede cambiar la temperatura de la chapa de acero.

(Enfriamiento secundario)

A partir de entonces, el enfriamiento secundario se realiza a una temperatura de 500°C o menor, de modo que una velocidad media de enfriamiento en una región de temperatura de Ae3 a 500°C puede llegar a ser no menos de 10°C/s ni más de 200°C/s. Cuando una velocidad de enfriamiento secundaria es menor que 10°C/s, la ferrita se genera en exceso, haciendo por ello imposible llevar la fracción de la estructura de bainita al 95% o más, y dando como resultado el aumento del margen de la ductilidad local mediante la disminución del control de la textura. Por otra parte, incluso cuando la velocidad de enfriamiento se ajusta a mayor que 200°C/s, la capacidad de control a una temperatura de acabado de enfriamiento se deteriora significativamente y, de esta manera, la velocidad de enfriamiento se establece en 200°C/s o menos. Preferiblemente, una velocidad de enfriamiento media a HF (temperatura de calentamiento y retención) hasta 0,5HF + 250°C se establece para no exceder una velocidad de enfriamiento media a 0,5HF + 250°C hasta 500°C con el fin de suprimir de forma segura la transformación de ferrita y la transformación de perlita.

(Tratamiento de calor de sobrepromediado)

Con el fin de fomentar la transformación de bainita, se lleva a cabo un tratamiento de calor de sobrepromediado en un intervalo de temperatura de no menos de 350°C ni más alta que 500°C posteriormente al enfriamiento secundario. Un tiempo de retención en este intervalo de temperatura se establece en t2 segundos o más tiempo que satisfice la Expresión (4) a continuación según una temperatura de tratamiento sobrepromediado T2. Sin embargo, en consideración de un intervalo de temperatura aplicable de la Expresión (4), el valor máximo de t2 se establece en 400 segundos.

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

Dicho sea de paso, en este tratamiento de calor de sobrepromediado, la retención no significa solamente la retención isotérmica, y es suficiente si la chapa de acero se retiene en el intervalo de temperatura de no menos de 350°C ni más alto que 500°C. Por ejemplo, la chapa de acero se puede enfriar una vez a 350°C para luego ser calentada hasta 500°C, o la chapa de acero también se puede enfriar a 500°C para luego ser enfriada a 350°C.

Dicho sea de paso, incluso cuando se realiza un tratamiento superficial sobre la chapa de acero laminada en frío de alta resistencia de la presente invención, el efecto de mejora de la capacidad de deformación local no desaparece y, por ejemplo, se puede formar una capa galvanizada por inmersión en caliente, o una capa galvanizada por inmersión en caliente de aleación sobre la superficie de la chapa de acero. En este caso, el efecto de la presente invención se puede obtener incluso cuando se realiza cualquiera de 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, etc. Además, la chapa de acero según la presente invención se puede aplicar no solamente para formar protuberancias sino también para la conformación combinada compuesta principalmente de trabajo de flexión, tal como flexión, abombamiento y estirado.

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. La presente invención puede emplear diversas condiciones siempre que se logre el objeto de la presente invención sin apartarse del espíritu de la invención. 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.

Como ejemplos, se explicarán los resultados de los exámenes usando aceros A a T que satisfacen los componentes de las reivindicaciones de la presente invención y usando aceros comparativos a a i, que tienen las composiciones químicas mostradas en la Tabla 1. 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 un intervalo de temperatura de 1.000°C a 1.300°C, y luego se sometieron a laminado en caliente bajo las condiciones de la Tabla 2 y Tabla 3, y el laminado en caliente se terminó a una temperatura de transformación Ar3 o más alta. 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 B2, H3 y J2 en la Tabla 2 y los tipos de acero B2', 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 (μm) 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 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 F3 y H6 en la Tabla 2 y los tipos de acero 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°C ni más de 140°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.

- 5 Sin embargo, con respecto al tipo de acero H13' mostrado 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°C , y con respecto al tipo de acero H12 en la Tabla 2 y tipo de acero H13' en la Tabla 3, el cambio de temperatura (cantidad de temperatura enfriada) en el enfriamiento primario fue mayor que 140°C . Con respecto al tipo de acero H8 en la Tabla 2 y al tipo de acero H8' en la Tabla 3, la velocidad media de enfriamiento en el enfriamiento primario fue menor que $50^\circ\text{C}/\text{segundo}$.
- 10 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) ($^\circ\text{C}$).
- 15 Después del enfriamiento primario, se realizó un bobinado y se obtuvieron chapas originales laminadas en caliente teniendo cada una un espesor de 2 a 5 mm. La Tabla 2 y la Tabla 3 muestran la temperatura de bobinado ($^\circ\text{C}$) de los tipos de acero respectivos.
- 20 A continuación, las chapas originales laminadas en caliente se decaparon cada una para luego ser sometidas a laminado en frío en una relación de reducción de no menos de 30% ni más de 70% a un espesor de 1,2 a 2,3 mm. Sin embargo, con respecto a los tipos de acero E2 y L2 en la Tabla 2 y los tipos de acero E2' y L2' en la Tabla 3, la relación de reducción del laminado en frío fue menor al 30%. Además, con respecto al tipo de acero H11 en la Tabla 2 y al tipo de acero H11' en la Tabla 3, la relación de reducción del laminado en frío fue mayor que el 70%. La Tabla 2 y la Tabla 3 muestran la relación de reducción (%) en el laminado en frío de los tipos de acero respectivos.
- 25 Después del laminado en frío, el calentamiento se realizó hasta una región de temperatura de Ae3 a 950°C y la retención se realizó durante 1 a 300 segundos en la región de temperatura de Ae3 a 950°C . Además, con el fin de realizar el calentamiento hasta la región de temperatura de Ae3 a 950°C , una velocidad media de calentamiento HR1 ($^\circ\text{C}/\text{segundo}$) de no menos de la temperatura ambiente ni más alta que 650°C se estableció en $0,3$ o más ($\text{HR1} \geq 0,3$), y una velocidad media de calentamiento HR2 ($^\circ\text{C}/\text{segundo}$) de más alta que 650°C a Ae3 a 950°C se estableció en $0,5 \times \text{HR1}$ o menos ($\text{HR2} \leq 0,5 \times \text{HR1}$).
- 30 Sin embargo, con respecto a los tipos de acero C2 y G3 en la Tabla 2 y los tipos de acero C2' y G3' en la Tabla 3, una temperatura de calentamiento fue menor que Ae3. Además, con respecto al tipo de acero H10 en la Tabla 2 y al tipo de acero H10' en la Tabla 3, la temperatura de calentamiento fue más alta que 950°C . Con respecto al tipo de acero N2 en la Tabla 2 y al tipo de acero N2' en la Tabla 3, el tiempo de retención en la región de temperatura de Ae3 a 950°C fue más largo que 300 segundos. Además, con respecto al tipo de acero E2 en la Tabla 2 y Tipo de acero E2' en la Tabla 3, la velocidad media de calentamiento HR1 fue menor que $0,3$ ($^\circ\text{C}/\text{segundo}$). Con respecto a los tipos de acero C2, H6 y H8 en la Tabla 2 y tipos de acero C2', H6' y H8' en la Tabla 3, la velocidad media de calentamiento HR2 ($^\circ\text{C}/\text{segundo}$) fue mayor que $0,5 \times \text{HR1}$. La Tabla 2 y la Tabla 3 muestran Ae3 ($^\circ\text{C}$), la temperatura de calentamiento ($^\circ\text{C}$), el tiempo de mantenimiento (segundos) y las velocidades medias de calentamiento HR1 y HR2 ($^\circ\text{C}/\text{segundo}$) de los tipos de acero respectivos.
- 35 Después del calentamiento y la retención, se realizó un enfriamiento secundario a una velocidad media de enfriamiento de no menos de $10^\circ\text{C}/\text{s}$ ni más de $200^\circ\text{C}/\text{s}$ en una región de temperatura de Ae3 a 500°C . Sin embargo, con respecto al tipo de acero H2 en la Tabla 2 y al tipo de acero H2' en la Tabla 3, la velocidad media de enfriamiento en el enfriamiento secundario fue menor que $10^\circ\text{C}/\text{s}$. La Tabla 2 y la Tabla 3 muestran la velocidad media de enfriamiento ($^\circ\text{C}/\text{segundo}$) en el enfriamiento secundario de los tipos de acero respectivos.
- 40 Después del enfriamiento secundario, se realizó un tratamiento de calor de sobrepromediado durante no menos de t_2 segundos ni más tiempo de 400 segundos en una región de temperatura de no menos de 350°C ni más alta que 500°C . Sin embargo, con respecto al tipo de acero H9 en la Tabla 2 y tipo de acero H9' en la Tabla 3, una temperatura de tratamiento de calor del sobrepromediado fue menor que 350°C , y con respecto a los tipos de acero A2 e I2 en la Tabla 2 y tipos de acero A2' e I2' en la Tabla 3, la temperatura de tratamiento de calor del sobrepromediado fue más alta que 500°C . Además, con respecto al tipo de acero D2 en la Tabla 2 y el tipo de acero D2' en la Tabla 3, un tiempo de tratamiento del sobrepromediado fue más corto que t_2 segundos, y con respecto a los tipos de acero A2, H9 y I2 en la Tabla 2 y los tipos de acero A2', H9' y I2' en la Tabla 3, el tiempo de tratamiento del sobrepromediado fue más largo de 400 segundos. La Tabla 2 y la Tabla 3 muestran la temperatura de tratamiento de calor del sobrepromediado, t_2 (segundos) y el tiempo de tratamiento (segundos) de los tipos de acero respectivos.
- 45 En todos los casos de la Tabla 2 y la Tabla 3, después del tratamiento de calor de sobrepromediado, se realizó un laminado de pasada de forro al 0,5% y se realizó una evaluación del material.
- 50 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
- 55
- 60

5 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 $\{100\}$ $\langle 011 \rangle$ a $\{223\}$ $\langle 110 \rangle$, una densidad de polos de la orientación del cristal $\{332\}$ $\langle 113 \rangle$, un diámetro medio del volumen de granos de cristal (tamaño de una unidad de grano) (μm), 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

10 acero respectivos, la resistencia a la tracción TS (MPa), un porcentaje de alargamiento El (%), una relación de expansión del agujero λ (%) como índice de la capacidad de deformación local y un radio de flexión límite en flexión en forma de V a 60° (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°). 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

15 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.

20 Como índices de la capacidad de deformación local y la flexibilidad, que satisfacen $TS \geq 440 \text{ MPa}$, $El \geq 15\%$, $\lambda \geq 90\%$, y el espesor de la chapa/el radio de curvatura $\geq 2,5$ se establecieron como condiciones. 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.

25

Tabla 1

	Ti/C	Ae3	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Al-Si	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	0,852	0,175	0,021	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
B	867	842	0,085	0,95	2,25	0,012	0,003	0,035	0,0032	0,0023	0,985	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	0,138	0	0,041	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
D	887	824	0,18	0,91	2,23	0,011	0,003	0,05	0,0028	0,0018	0,86	0,13	0	0,0018	0	0,0038	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
E	855	846	0,32	0,22	1,85	0,015	0,003	0,025	0,0055	0,0029	0,245	0	0,012	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	0,84	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	0,278	0	0,017	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
H	853	824	0,09	0,96	2,88	0,014	0,002	0,03	0,003	0,003	0,89	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
I	862	833	0,115	0,05	1,46	0,008	0,002	0,85	0,0034	0,0031	0,7	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
J	851	833	0,021	0,45	2,52	0,007	0,001	0,021	0,0024	0,0031	0,471	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
K	853	832	0,19	0,75	1,78	0,011	0,002	0,018	0,0032	0,0028	0,768	0	0	0,0002	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
L	866	835	0,055	0,05	1,8	0,007	0,002	0,91	0,0033	0,0034	0,86	0	0	0	0	0	0,0022	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,15
M	882	843	0,065	0,8	2,2	0,008	0,002	0,035	0,0022	0,0035	0,835	0,12	0	0	0	0	0	0	0	0	0,01	0	0	0	0	0	0
N	870	812	0,095	0,65	2,77	0,009	0,002	0,032	0,0033	0,0036	0,582	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	0,795	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	0,475	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	0,73	0,03	0	0,0002	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
R	852	839	0,07	0,81	2,2	0,015	0,002	0,028	0,0021	0,0036	0,638	0	0	0	0,004	0,005	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	0,638	0,06	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,5	0,26	0	0	0,02	0
T	851	843	0,08	0,18	1,56	0,006	0,002	0,8	0,0035	0,0045	0,86	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,5	0,02	0	0
a	859	853	0,015	0,9	2,4	0,005	0,001	0,033	0,0025	0,0011	0,933	0,01	0,01	0	0,004	0,004	0	0	0,3	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	0,635	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
c	854	768	0,08	0,85	4,5	0,2	0,002	0,034	0,0041	0,0015	0,984	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	0,383	0,25	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
e	939	822	0,07	0,85	2,4	0,008	0,002	0,035	0,0035	0,0026	0,385	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	0,136	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
g	963	804	0,15	0,2	2,2	0,008	0,002	0,033	0,0023	0,0036	0,233	0	0	0	0,02	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,11

Tabla 4

TIPO DE ACERO	FRACCIÓN ESTRUCTURAL	VALOR MEDIO DE DENSIDADES DE POLOS DE GRUPO DE ORIENTACIONES {100} <111> 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	
A1	B+1%P+3%F	2,6	3,0	2,3	59	791	22	151	3,5	ACERO PRESENTE INVENCION
A2	<u>B+5%P+5%F</u>	2,0	2,3	2,7	67	829	21	<u>58</u>	<u>1,6</u>	ACERO COMPARATIVO
B1	B+1%F	2,1	1,9	5,4	68	696	21	173	5,4	ACERO PRESENTE INVENCION
B2	<u>B</u>	<u>4,2</u>	<u>6,5</u>	4,2	<u>34</u>	702	21	<u>80</u>	<u>0,2</u>	ACERO COMPARATIVO
C1	B+1%M	2,6	3,5	1,9	64	737	24	130	2,6	ACERO PRESENTE INVENCION
C2	<u>F+30%B</u>	<u>5,5</u>	<u>6,7</u>	5,2	<u>47</u>	454	32	<u>62</u>	<u>0,7</u>	ACERO COMPARATIVO
D1	B+4%A	2,6	3,5	3,9	65	985	16	91	3,2	ACERO PRESENTE INVENCION
D2	<u>B+8%M</u>	2,9	3,8	1,7	62	1119	16	<u>51</u>	<u>1,6</u>	ACERO COMPARATIVO
E1	B+1%M	2,7	3,3	5,1	64	539	28	169	3,2	ACERO PRESENTE INVENCION
E2	B+1%M	<u>4,2</u>	<u>5,1</u>	<u>8,5</u>	<u>37</u>	532	20	<u>58</u>	<u>1,2</u>	ACERO COMPARATIVO
F1	B+3%F	2,4	3,2	2,2	64	961	18	90	2,6	ACERO PRESENTE INVENCION
F2	B+1%F+1%M	3,1	4,2	4,0	54	973	15	95	2,7	ACERO PRESENTE INVENCION
F3	B+5%F	<u>4,2</u>	<u>5,7</u>	3,3	<u>35</u>	952	15	<u>64</u>	<u>0,5</u>	ACERO COMPARATIVO
G1	B+3%F	2,2	2,8	2,8	66	858	20	140	4,2	ACERO PRESENTE INVENCION
G2	<u>B</u>	<u>4,6</u>	<u>5,6</u>	4,8	54	876	16	<u>51</u>	<u>0,7</u>	ACERO COMPARATIVO
G3	<u>B+35%F</u>	<u>4,5</u>	<u>5,1</u>	5,5	<u>45</u>	634	22	81	<u>0,9</u>	ACERO COMPARATIVO
H1	B+4%F	2,0	2,5	4,2	67	782	20	152	4,7	ACERO PRESENTE INVENCION
H2	<u>B+30%F+2%P</u>	2,0	2,6	4,1	66	656	24	<u>90</u>	<u>2,1</u>	ACERO COMPARATIVO
H3	B+3%F	<u>4,2</u>	<u>5,1</u>	4,7	<u>40</u>	786	18	<u>87</u>	<u>0,8</u>	ACERO COMPARATIVO
H4	B+3%F	<u>4,8</u>	<u>5,9</u>	<u>8,8</u>	55	778	13	<u>64</u>	<u>1,0</u>	ACERO COMPARATIVO
H5	B+4%F	3,2	3,9	6,8	62	777	16	109	2,8	ACERO PRESENTE INVENCION
H6	B+2%F	<u>4,1</u>	<u>5,4</u>	3,6	<u>34</u>	793	19	94	<u>0,7</u>	ACERO COMPARATIVO
H7	B+3%F	2,4	3,4	4,0	55	787	19	132	3,2	ACERO PRESENTE INVENCION

ES 2 683 899 T3

H8	B+3%F	1,3	1,7	<u>9,1</u>	74	777	<u>9</u>	<u>54</u>	2,5	ACERO COMPARATIVO
H9	<u>B+4%F+10%P</u>	2,1	2,6	3,9	66	917	17	<u>51</u>	<u>1,6</u>	ACERO COMPARATIVO
H10	B+2%F	3,1	3,8	<u>10,0</u>	70	796	19	103	2,9	ACERO COMPARATIVO
H11	B+4%F	<u>4,6</u>	<u>5,6</u>	7,0	52	784	20	55	<u>0,7</u>	ACERO COMPARATIVO
H12	B+4%F	<u>4,2</u>	<u>5,1</u>	4,2	65	792	19	80	<u>0,9</u>	ACERO COMPARATIVO
I1	B	2,0	2,2	3,3	89	626	27	148	3,8	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
I2	<u>F+33%B+12%P</u>	2,3	2,6	1,1	66	649	29	<u>98</u>	<u>2,0</u>	ACERO COMPARATIVO
J1	B+5%F	2,2	2,8	6,1	67	480	29	183	4,1	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
J2	B+2%F+2%P	<u>4,1</u>	<u>5,9</u>	<u>7,3</u>	<u>47</u>	500	25	101	<u>0,5</u>	ACERO COMPARATIVO
K1	B+1%M	3,2	4,1	4,9	50	895	15	102	2,6	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
K2	B+2%F	2,5	3,3	<u>10,0</u>	58	865	<u>9</u>	<u>41</u>	2,6	ACERO COMPARATIVO
L1	B	2,3	3,2	5,2	60	606	24	159	3,5	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
L2	<u>B+2%F</u>	4,1	<u>5,1</u>	<u>8,8</u>	<u>26</u>	591	19	<u>71</u>	<u>0,7</u>	ACERO COMPARATIVO
M1	B	2,1	2,3	3,5	68	956	17	112	4,3	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
M2	B+3%F	2,1	2,4	<u>9,5</u>	68	968	<u>10</u>	<u>39</u>	2,6	ACERO COMPARATIVO
M3	B	<u>4,7</u>	<u>5,5</u>	<u>8,0</u>	57	971	<u>11</u>	<u>23</u>	<u>0,5</u>	ACERO COMPARATIVO
N1	B+3%F	2,4	3,0	2,9	64	811	21	143	3,7	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
N2	<u>B</u>	2,2	0,6	<u>9,2</u>	67	817	<u>13</u>	<u>63</u>	2,7	ACERO COMPARATIVO
O1	B	2,1	2,6	5,3	67	589	25	175	4,4	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
P1	B+2%F	2,1	2,7	5,2	67	624	24	167	4,3	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
Q1	B+3%F	2,4	3,1	5,7	65	920	15	92	3,6	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
R1	B	2,7	3,4	3,9	59	708	22	146	3,0	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
S1	B	2,3	2,8	4,1	66	767	20	144	4,0	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
T1	B	2,5	3,2	2,2	62	629	28	183	3,5	ACERO PRESENTE INVENCIÓN
a1	<u>B+26%F</u>	2,3	2,9	3,6	65	<u>427</u>	39	<u>105</u>	<u>1,7</u>	ACERO COMPARATIVO
b1	B+5%P	2,2	2,8	4,0	66	858	18	<u>53</u>	<u>1,4</u>	ACERO COMPARATIVO

ES 2 683 899 T3

c1	B	2,3	2,8	3,7	66	952	16	<u>88</u>	1,0	ACERO COMPARATIVO
d1	B	<u>4,9</u>	<u>6,6</u>	4,0	66	985	16	<u>44</u>	<u>0,6</u>	ACERO COMPARATIVO
e1	B	<u>4,3</u>	<u>5,8</u>	3,3	64	951	17	<u>54</u>	<u>0,8</u>	ACERO COMPARATIVO
f1	B+2%F	2,3	2,9	3,8	65	668	<u>29</u>	<u>66</u>	<u>1,1</u>	ACERO COMPARATIVO
g1	B	<u>5,1</u>	<u>6,2</u>	4,0	66	1099	<u>14</u>	<u>29</u>	<u>0,6</u>	ACERO COMPARATIVO
h1	B	2,3	2,9	3,7	65	683	<u>24</u>	<u>71</u>	<u>1,4</u>	ACERO COMPARATIVO
i1	B+10%M+5%rA	2,3	2,9	3,8	65	864	18	<u>56</u>	<u>1,4</u>	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	RELACION DE GRANO EQUIAXIAL /%	TS /MPa	EL/%	ν/%	ESPESOR DE LA CHAPA / RADIO MÍNIMO DE CURVATURA	
A1'	B+1%P+3%F	2,5	3,0	2,5	59	716	23	158	3,5	ACERO PRESENTE INVENCION
A2'	<u>B+5%P+5%F</u>	2,0	2,2	2,9	67	742	22	<u>61</u>	<u>1,6</u>	ACERO COMPARATIVO
B1'	B+1%F	2,1	1,9	5,6	68	640	22	181	5,4	ACERO PRESENTE INVENCION
B2'	<u>B</u>	<u>4,2</u>	<u>5,5</u>	4,4	<u>34</u>	645	21	<u>84</u>	<u>0,2</u>	ACERO COMPARATIVO
C1'	B+1%M	2,5	3,5	2,1	64	673	25	136	2,6	ACERO PRESENTE INVENCION
C2'	<u>F+30%B</u>	<u>5,5</u>	<u>6,7</u>	5,4	<u>47</u>	444	33	<u>63</u>	<u>0,7</u>	ACERO COMPARATIVO
D1'	B+4%rA	2,5	3,4	4,1	65	874	17	97	3,2	ACERO PRESENTE INVENCION
D2'	<u>B+8%M</u>	2,8	3,8	1,9	62	983	16	<u>55</u>	<u>1,6</u>	ACERO COMPARATIVO
E1'	B+1%M	2,6	3,3	5,3	64	512	28	173	3,2	ACERO PRESENTE INVENCION
E2'	B+1%M	<u>4,2</u>	<u>5,1</u>	<u>8,7</u>	<u>37</u>	607	21	<u>59</u>	<u>1,2</u>	ACERO COMPARATIVO
F1'	B+3%F	2,3	3,1	2,4	64	854	19	93	2,6	ACERO PRESENTE INVENCION
F2'	B+1%F+1%M	3,0	4,2	4,2	54	864	16	100	2,7	ACERO PRESENTE INVENCION
F3'	B+5%F	<u>4,1</u>	<u>5,7</u>	3,5	<u>35</u>	847	16	<u>67</u>	<u>0,5</u>	ACERO COMPARATIVO
G1'	B+3%F	2,2	2,7	3,0	66	771	21	148	4,2	ACERO PRESENTE INVENCION
G2'	<u>B</u>	<u>4,5</u>	<u>5,5</u>	5,0	54	785	17	<u>63</u>	<u>0,7</u>	ACERO COMPARATIVO
G3'	<u>B+35%F</u>	<u>4,5</u>	<u>5,1</u>	5,7	<u>45</u>	589	22	<u>84</u>	<u>0,9</u>	ACERO COMPARATIVO
H1'	B+4%F	1,9	2,4	4,4	67	709	21	159	4,7	ACERO PRESENTE INVENCION
H2'	<u>B+30%F+2%P</u>	2,0	2,5	4,3	66	607	25	94	<u>2,1</u>	ACERO COMPARATIVO
H3'	B+3%F	<u>4,2</u>	<u>5,1</u>	4,9	<u>40</u>	713	19	91	<u>0,8</u>	ACERO COMPARATIVO
H4'	B+3%F	<u>4,7</u>	<u>5,8</u>	<u>9,0</u>	55	706	<u>14</u>	<u>67</u>	<u>1,0</u>	ACERO COMPARATIVO
H5'	B+4%F	3,1	3,9	7,0	62	705	17	114	2,8	ACERO PRESENTE INVENCION
H6'	B+2%F	<u>4,0</u>	<u>5,4</u>	3,8	<u>34</u>	718	19	98	<u>0,7</u>	ACERO COMPARATIVO
H7'	B+3%F	2,3	3,4	4,2	55	714	20	138	3,2	ACERO PRESENTE INVENCION

ES 2 683 899 T3

H8'	B+3%F	1,2	1,7	<u>9,3</u>	74	706	<u>9</u>	<u>56</u>	2,5	ACERO COMPARATIVO
H9'	<u>B+4%F+10%P</u>	2,0	2,5	4,1	66	818	18	<u>54</u>	<u>1,6</u>	ACERO COMPARATIVO
H10'	B+2%F	3,1	3,8	<u>10,2</u>	70	721	20	108	2,9	ACERO COMPARATIVO
H11'	B+4%F	<u>4,6</u>	<u>5,6</u>	<u>7,2</u>	52	711	21	<u>58</u>	<u>0,7</u>	ACERO COMPARATIVO
H12'	B+4%F	<u>4,2</u>	<u>5,1</u>	4,4	65	718	20	<u>84</u>	<u>0,9</u>	ACERO COMPARATIVO
H13'	B+2%F	1,2	1,4	<u>10,2</u>	70	708	21	<u>88</u>	2,5	ACERO COMPARATIVO
I1'	B	2,0	2,2	3,5	69	583	28	153	3,8	ACERO PRESENTE INVENCION
I2'	<u>F+33%B+12%P</u>	2,3	2,5	1,3	66	602	30	101	<u>2,0</u>	ACERO COMPARATIVO
J1'	B+5%F	2,3	2,7	6,3	67	465	30	186	4,1	ACERO PRESENTE INVENCION
J2'	B+2%F+2%P	<u>4,1</u>	<u>5,9</u>	<u>7,5</u>	<u>47</u>	481	25	103	<u>0,5</u>	ACERO COMPARATIVO
K1'	B+1%M	3,2	4,0	5,1	50	801	16	107	2,6	ACERO PRESENTE INVENCION
K2'	B+2%F	2,4	3,2	<u>10,2</u>	58	776	<u>9</u>	<u>44</u>	2,6	ACERO COMPARATIVO
L1'	B	2,3	3,1	5,4	60	567	25	164	3,5	ACERO PRESENTE INVENCION
L2'	<u>B+2%F</u>	<u>4,1</u>	<u>5,1</u>	<u>9,0</u>	<u>26</u>	554	20	<u>73</u>	<u>0,7</u>	ACERO COMPARATIVO
M1'	B	2,1	2,3	3,7	68	850	18	119	4,3	ACERO PRESENTE INVENCION
M2'	B+3%F	2,1	2,3	<u>9,7</u>	68	860	<u>11</u>	<u>41</u>	2,6	ACERO COMPARATIVO
M3'	B	<u>4,7</u>	<u>5,5</u>	<u>8,2</u>	57	862	12	<u>25</u>	<u>0,5</u>	ACERO COMPARATIVO
N1'	B+3%F	2,4	2,9	3,1	64	733	22	150	3,7	ACERO PRESENTE INVENCION
N2'	<u>B</u>	2,2	0,6	<u>9,4</u>	67	738	<u>13</u>	<u>66</u>	2,7	ACERO COMPARATIVO
O1'	B	2,0	2,6	5,5	67	553	26	181	4,4	ACERO PRESENTE INVENCION
P1'	B+2%F	2,1	2,6	5,4	67	581	25	173	4,3	ACERO PRESENTE INVENCION
Q1'	B+3%F	2,4	3,0	5,9	65	821	16	98	3,6	ACERO PRESENTE INVENCION
R1'	B	2,7	3,4	4,1	59	649	23	152	3,0	ACERO PRESENTE INVENCION
S1'	B	2,2	2,8	4,3	66	698	21	151	4,0	ACERO PRESENTE INVENCION
T1'	B	2,5	3,1	2,4	62	586	29	189	3,5	ACERO PRESENTE INVENCION
a1'	<u>B+26%F</u>	2,3	2,9	3,8	65	<u>422</u>	39	<u>88</u>	<u>1,7</u>	ACERO COMPARATIVO

ES 2 683 899 T3

b1'	B+5%P	2,2	2,7	4,2	66	768	19	<u>56</u>	1,4	ACERO COMPARATIVO
c1'	B	2,2	2,7	3,9	66	847	17	<u>40</u>	<u>1,0</u>	ACERO COMPARATIVO
d1'	B	<u>4,9</u>	<u>6,6</u>	4,2	66	874	17	<u>46</u>	<u>0,6</u>	ACERO COMPARATIVO
e1'	B	<u>4,3</u>	<u>5,8</u>	3,5	64	846	18	<u>57</u>	<u>0,8</u>	ACERO COMPARATIVO
f1'	B+2%F	2,2	2,8	4,0	65	536	29	<u>68</u>	<u>1,1</u>	ACERO COMPARATIVO
g1'	B	<u>5,1</u>	<u>6,2</u>	4,2	66	967	15	<u>81</u>	<u>0,6</u>	ACERO COMPARATIVO
h1'	B	2,2	2,8	3,9	65	629	25	<u>74</u>	<u>1,4</u>	ACERO COMPARATIVO
i1'	B+10%M+5%rA	2,3	2,9	4,0	65	776	19	<u>69</u>	<u>1,4</u>	ACERO COMPARATIVO

[Explicación de códigos]

- 1 línea continua de laminado en caliente
- 2 desbastador
- 3 fresa de acabado
- 4 chapa de acero laminada en caliente
- 5 mesa de salida
- 6 puesto de laminado
- 10 boquilla de enfriamiento entre puestos
- 11 boquilla de enfriamiento

REIVINDICACIONES

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

5 en % de masa,

C: no menos de 0,02% ni más de 0,20%;

Si: no menos de 0,001%;

10 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%;

Al: no menos de 0,001%;

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

O: no menos de 0,0005% ni más de 0,01%; en el que Si + Al se limita a menos de 1,0% y

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

20 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%,

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%,

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

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

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

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

estando un balance compuesto de hierro e impurezas inevitables, en donde

la relación de área de la estructura de metal consiste en 95% o más de bainita y un balance del 5% o menos es de ferrita proeutectoide, perlita, martensita y austenita retenida,

40 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

45 un diámetro medio del volumen de los granos de cristal en la estructura de metal es de 7 μm o menos, en donde 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 del espesor de la chapa: dL/dt es 3,0 o menos, es 50% o más.

50 2. La chapa de acero laminada en frío 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,

55 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

W: no menos de 0,001% ni más de 1,0%.

60 3. La chapa de acero laminada en frío 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,

65 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%,
 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%.

5
 10 4. La chapa de acero laminada en frío 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,

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

20 5. La chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local según la reivindicación 1, en donde sobre la superficie, se proporciona una capa galvanizada por inmersión en caliente o una capa galvanizada por inmersión en caliente de aleación.

25 6. Un método de fabricación de una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local según la reivindicación 1, comprendiendo:
 en una palanquilla de acero que consiste en:
 en % de masa,

30 C: no menos de 0,02% ni más de 0,20%;
 Si: no menos de 0,001%;
 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%;
 Al: no menos de 0,001%;
 N: no menos de 0,0005% ni más de 0,01%; y
 O: no menos de 0,0005% ni más de 0,01%; en el que Si + Al se limita a menos de 1,0%, y

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

40 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%,
 B: no menos de 0,0001% ni más de 0,0050%,
 Mo: no menos de 0,001% ni más de 1,0%,
 45 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%,
 Co: no menos de 0,0001% ni más de 1,0%,
 Sn: no menos de 0,0001% ni más de 0,2%,
 50 Zr: no menos de 0,0001% ni más de 0,2%,
 As: no menos de 0,0001% ni más de 0,50%,
 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

55 un balance estando compuesto de hierro e impurezas inevitables,
 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;
 60 realizar el proceso de laminado de acabado siendo 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 la relación de reducción total en el segundo laminado en caliente en 50% o más y no mayor que 90%;
 65 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, en donde 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;

5 establecer una velocidad media de enfriamiento en el enfriamiento primario a 50°C/segundo o más y 200°C/segundo o menos 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;

opcionalmente realizar un laminado en una relación de reducción de 30% o menos en la región de temperatura de menos de T1 + 30°C,

10 realizar un laminado en frío a una relación de reducción de no menos de 30% ni más de 70%;

realizar una retención durante 1 a 300 segundos en una región de temperatura de Ae3 a 950°C; en donde cuando se realiza calentamiento hasta la región de temperatura de Ae3 a 950°C después del laminado en frío, una velocidad media de calentamiento de no menos de la temperatura ambiente ni más alta que 650°C se establece para HR1 (°C/segundo) expresada por la Expresión (5) a continuación, y

15 una velocidad media de calentamiento de más alta que 650°C a Ae3 a 950°C se establece para HR2 (°C/segundo) expresada por la Expresión (6) a continuación;

realizar un enfriamiento secundario a una velocidad media de enfriamiento de no menos de 10°C/s ni más de 200°C/s en una región de temperatura de Ae3 a 500°C; y

20 realizar un tratamiento de calor de sobrepromediado en el que la retención se realiza durante no menos de t2 segundos satisfaciendo la Expresión (4) a continuación no más de 400 segundos en una región de temperatura de no menos de 350°C ni más alta de 500°C.

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

25
$$t \leq 2,5 \times t1 \dots (2)$$

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

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

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 30% o más.

35
$$\log(t2) = 0,0002(T2 - 425)^2 + 1,18 \dots (4)$$

Aquí, T2 representa una temperatura de tratamiento de sobrepromediado, y el valor máximo de t2 se establece en 400

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

40
$$HR2 \leq 0,5 \times HR1 \dots (6).$$

7. El método de fabricación de la chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local según la reivindicación 6, en donde la relación de reducción total en un intervalo de temperatura de menos de T1 + 30°C es 30% o menos.

45 8. El método de fabricación de la chapa de acero laminada en frío 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.

50
$$t < t1 \dots (2a)$$

9. El método de fabricación de la chapa de acero laminada en frío 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.

55
$$t1 \leq t \leq t1 \times 2,5 \dots (2b)$$

60 10. El método de fabricación de la chapa de acero laminada en frío 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.

65 11. El método de fabricación de la chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene excelente capacidad de deformación local según el ítem 6, comprendiendo además conformar una capa galvanizada por inmersión en caliente o una capa galvanizada por inmersión en caliente de aleación sobre la superficie.

FIG.1

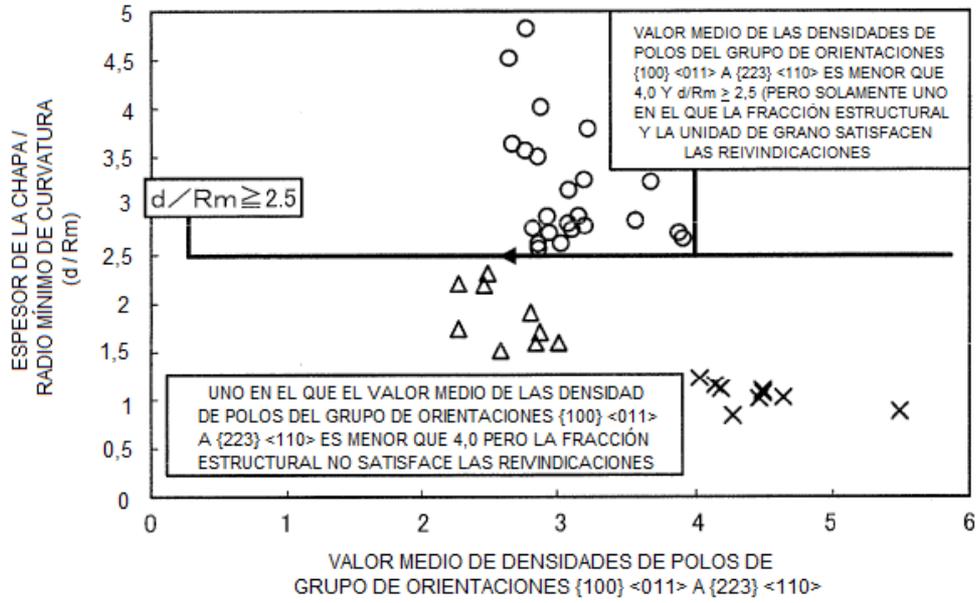


FIG.2

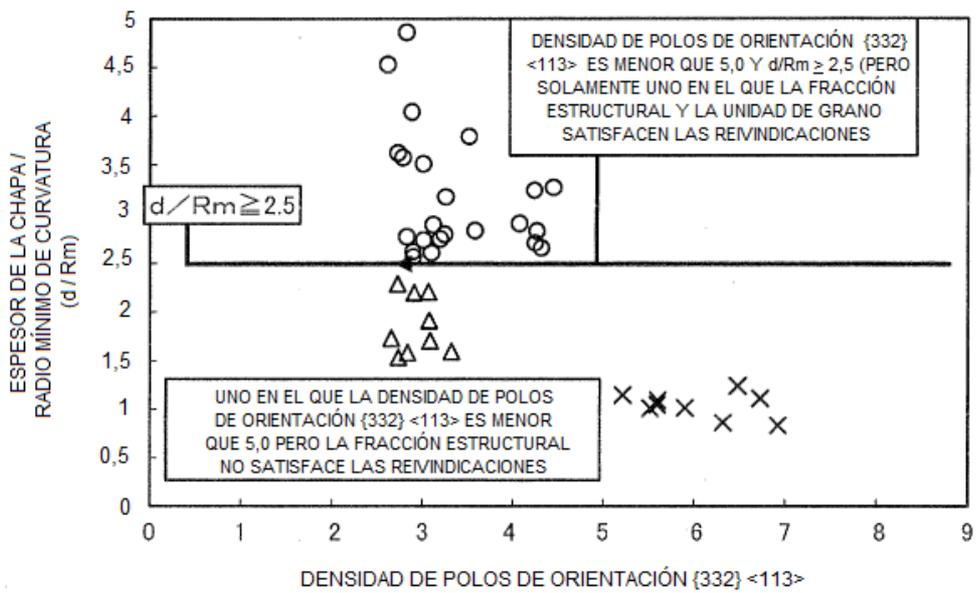


FIG.3

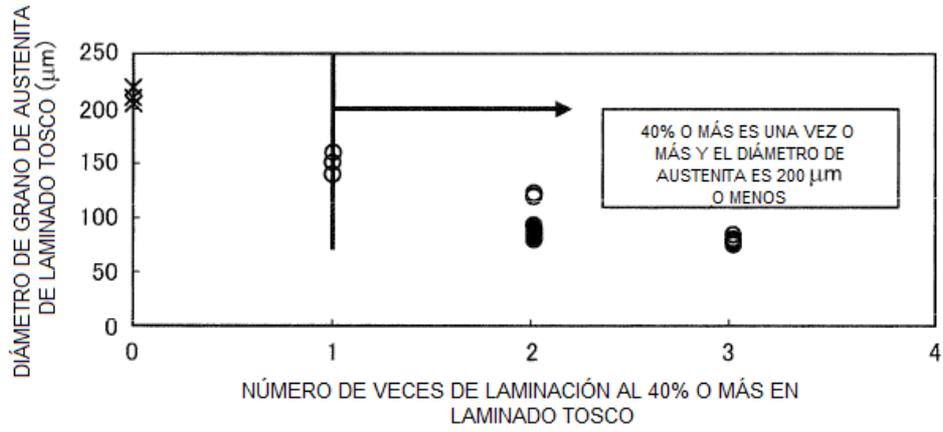


FIG.4

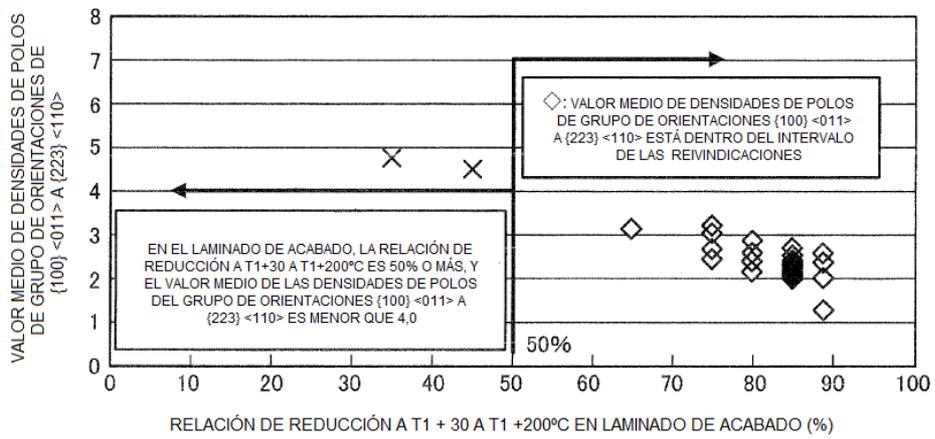


FIG.5

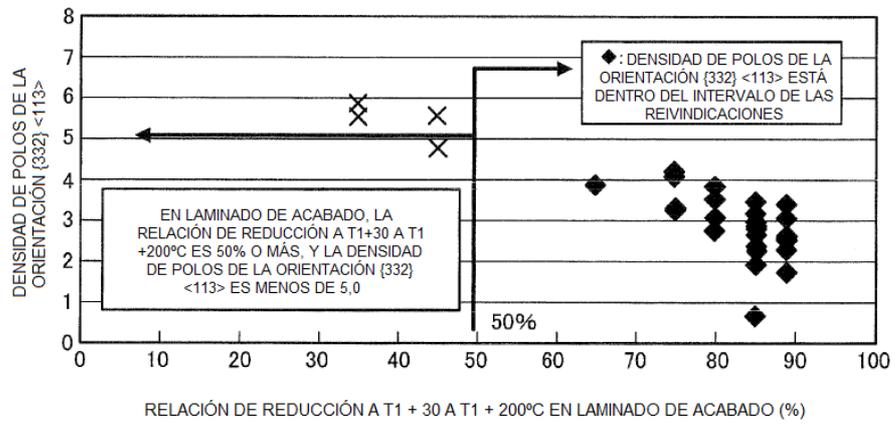


FIG.6

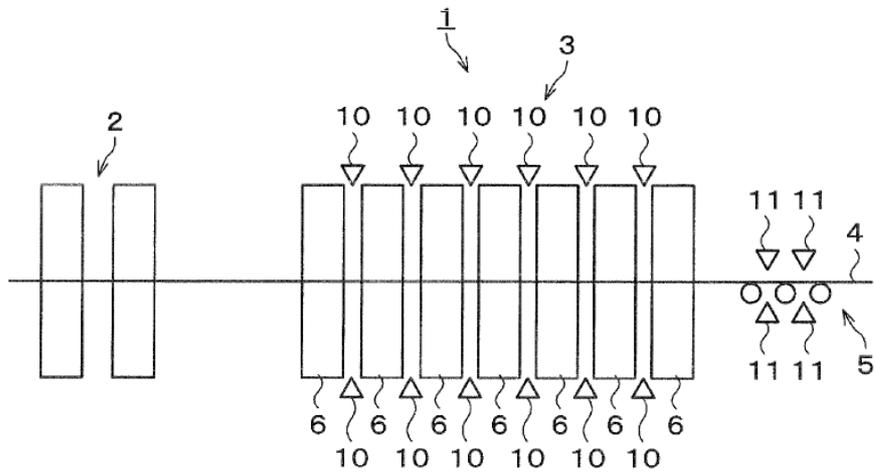


FIG.7

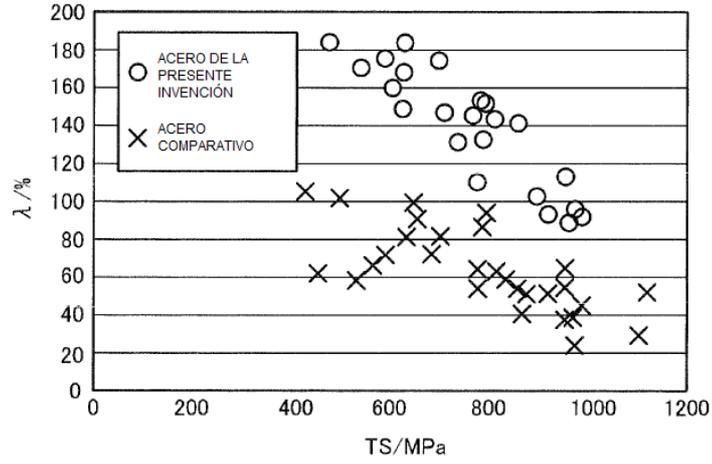


FIG.8

