

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 743 814**

51 Int. Cl.:

<b>C21D 6/00</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/18</b>	(2006.01)
<b>C21D 8/02</b>	(2006.01)	<b>B21B 3/02</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/02</b>	(2006.01)	<b>C21D 9/46</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/04</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/00</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/06</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/58</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/08</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/10</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/12</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/14</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/16</b>	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **20.02.2015 PCT/JP2015/054846**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **25.08.2016 WO16132542**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **20.02.2015 E 15882644 (6)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **31.07.2019 EP 3260565**

54 Título: **Chapa de acero laminada en caliente**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:  
**20.02.2020**

73 Titular/es:  
**NIPPON STEEL CORPORATION (100.0%)**  
**6-1, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku**  
**Tokyo, JP**

72 Inventor/es:  
**YOKOI, TATSUO;**  
**YOSHIDA, MITSURU;**  
**SUGIURA, NATSUKO;**  
**SHUTO, HIROSHI y**  
**WAKITA, MASAYUKI**

74 Agente/Representante:  
**ELZABURU, S.L.P**

ES 2 743 814 T3

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

**DESCRIPCIÓN**

Chapa de acero laminada en caliente

**Campo técnico**

5 La presente invención se refiere a una chapa de acero laminada en caliente y, en particular, a una chapa de acero laminada en caliente que utiliza un fenómeno de plasticidad inducida por transformación (TRIP).

**Técnica anterior**

10 Con el fin de suprimir una cantidad de emisión de gas dióxido de carbono de un automóvil, se presenta una reducción del peso de la carrocería de un automóvil utilizando una chapa de acero de alta resistencia. Además, se ha utilizado con frecuencia una chapa de acero de alta resistencia, así como una chapa de acero suave para la carrocería de un automóvil, a fin de garantizar la seguridad de los pasajeros. Para avanzar más en la reducción del peso de una carrocería de automóvil en el futuro, es necesario aumentar el nivel de resistencia de uso de una chapa de acero de alta resistencia más que antes. Por consiguiente, es necesario mejorar la deformabilidad local para rebabas, por ejemplo, utilizar una chapa de acero de alta resistencia para los bajos de automóviles. Sin embargo, generalmente cuando se aumenta la resistencia de una chapa de acero, disminuye la conformabilidad, y disminuye el alargamiento uniforme importante para el estiramiento y el abombamiento.

15 Las chapas de acero de alta resistencia destinadas a mejorar la conformabilidad y demás se describen en la bibliografía de patentes de 1 a 11. Sin embargo, incluso con estas técnicas convencionales, no se puede obtener una chapa de acero laminada en caliente que tenga suficiente resistencia y suficiente conformabilidad.

20 Además, la bibliografía no de patente 1 describe un método para retener austenita en una chapa de acero para garantizar un alargamiento uniforme. Asimismo, la bibliografía no de patente 1 también describe un método de control de la estructura metálica de una chapa de acero para mejorar la ductilidad local requerida para la conformación con flexión, expansión de agujeros, y rebabas. También, la bibliografía no de patente 2 describe que controlar una inclusión, controlar microestructuras en una sola estructura, y reducir una diferencia de dureza entre las microestructuras son eficaces para la capacidad de flexión y la expansión de agujeros.

25 Con el fin de satisfacer tanto la ductilidad como la resistencia, también se describe en la bibliografía no de patente 3 una técnica de control de la estructura metálica mediante el ajuste de una condición de enfriamiento después de la laminación en caliente, en modo de controlar los precipitados y la estructura de transformación para obtener así las fracciones apropiadas de ferrita y bainita. Sin embargo, cualquiera de los métodos es un método de mejora de la deformabilidad local que depende del control de la estructura (control de las microestructuras en términos de clasificación), de modo que la estructura local afecta en gran medida la capacidad de deformación local.

30 Por otro lado, la bibliografía no de patente 4 describe un método para mejorar la calidad del material de una chapa de acero laminada en caliente al aumentar una relación de reducción en un procedimiento continuo de laminación en caliente. Dicha técnica es la denominada técnica de miniaturización de granos, y se realiza una fuerte reducción a una temperatura lo más baja posible en una región de austenita para transformar la austenita no recristalizada en ferrita, por lo que miniaturizar los granos de ferrita es una fase principal de un producto. para aumentar la resistencia y la tenacidad en la bibliografía no de patente 4. Sin embargo, en el método de fabricación descrito en la bibliografía no de patente 4, la mejora de la deformabilidad local y la ductilidad no se tiene en cuenta en absoluto.

Como se describió anteriormente, el control de la estructura que incluye una inclusión se ha realizado principalmente para mejorar la deformabilidad local de la chapa de acero de alta resistencia.

40 Además, para utilizar una chapa de acero de alta resistencia como pieza de un automóvil, se necesita un equilibrio entre la resistencia y la ductilidad. Para dicha necesidad, hasta ahora se ha propuesto una denominada chapa de acero TRIP que utiliza la plasticidad inducida por transformación de la austenita retenida (véase, por ejemplo, los documentos de patente 13 y 14).

45 Sin embargo, una chapa de acero TRIP es excelente en resistencia y ductilidad, pero tiene la característica de que la deformabilidad local representada por la capacidad de expansión de agujeros en relación con la abocardabilidad es generalmente baja. Por lo tanto, para utilizar una chapa de acero TRIP, por ejemplo, como una chapa de acero de alta resistencia para piezas en bajos de automóviles, se debe mejorar la deformabilidad local.

50 La bibliografía de patente 15 describe una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia a la tracción que cumple satisfactoriamente, además de TS de 780 MPa o superior o además de 980 MPa o superior,  $TS \times EL \geq 20.000$  MPa · % y  $TS \times \lambda > 82.000$  MPa · %, y se proporciona un método para producir la misma. Los medios de resolución específicos son los siguientes. Es decir, se produce una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia a la tracción que incluye una composición que comprende C del 0,04 % en masa o más y del 0,25 % en masa o menos; Si del 0,4 % en masa o más y del 2,0 % en masa o menos; Mn del 3,0 % en masa o menos; Al del 0,2 % en masa o menos; S del 0,007 % en masa o menos; Ti del 0,08 % en masa o más y del 0,3 % en masa o menos; y el resto de Fe e impurezas inevitables, en lo anterior, los contenidos del C, el Si y el Ti cumplen satisfactoriamente  $(\% C) / 12 - [\%$

$Ti] / 48) / ([\% Si] / 28) \leq 0,4$ ; y una microestructura que incluye ferrita; bainita y austenita retenida; en lo anterior, una fracción de la ferrita en una microestructura completa es del 40 % o más y un tamaño medio de grano de la ferrita es de 5  $\mu\text{m}$  o menos; una fracción de la bainita que está en el intervalo del 20 % al 48 % con respecto a una microestructura completa; y una fracción de la austenita retenida en el intervalo del 2 % al 7 % con respecto a una microestructura completa.

La bibliografía de patente 16 describe una chapa de acero que tiene una composición de ingredientes que contiene sustancialmente, % en masa, C: del 0,005 al 0,200 %, Si: del 2,50 % o menos, Mn: del 0,10 al 3,00 %, N: del 0,0100 % o menos, Nb: del 0,005 al 0,100 %, y Ti: del 0,002 al 0,150 % y que cumple satisfactoriamente la relación de  $Ti-48/14 \times N \geq 0,0005$ , que tiene una suma de las relaciones de intensidad aleatoria de rayos X de la orientación  $\{100\} <001>$  y la orientación  $\{110\} <001>$  de una parte de 1/6 de espesor de chapa de 5 o menos, que tiene una suma del valor máximo de las relaciones de intensidad aleatoria de rayos X del grupo de orientación  $\{110\} <111>$  al  $\{110\} <112>$  y las relaciones de intensidad aleatoria de rayos X de la orientación  $\{211\} <111>$  de 5 o más, y que tienen un alto Módulo de Young en la dirección de laminación, medido por el método de tensión estática y un método de producción de lo mismo.

## 15 Lista de referencias

Bibliografía de patente

Bibliografía de patente 1: patente japonesa publicada abierta a inspección pública nº. 2012-26032

Bibliografía de patente 2: patente japonesa publicada abierta a inspección pública nº. 2011-225941

Bibliografía de patente 3: patente japonesa publicada abierta a inspección pública nº. 2006-274318

20 Bibliografía de patente 4: patente japonesa publicada abierta a inspección pública nº. 2005-220440

Bibliografía de patente 5: patente japonesa publicada abierta a inspección pública nº. 2010-255090

Bibliografía de patente 6: patente japonesa publicada abierta a inspección pública nº. 2010-202976

Bibliografía de patente 7: patente japonesa publicada abierta a inspección pública nº. 2012-62561

Bibliografía de patente 8: patente japonesa publicada abierta a inspección pública nº. 2004-218077

25 Bibliografía de patente 9: patente japonesa publicada abierta a inspección pública nº. 2005-82841

Bibliografía de patente 10: patente japonesa publicada abierta a inspección pública nº. 2007-314828

Bibliografía de patente 11: patente nacional japonesa publicada de solicitud de patente Internacional nº. 2002-534601

Bibliografía de patente 12: solicitud de patente Internacional nº. WO 2014/171427

Bibliografía de patente 13: patente japonesa publicada abierta a inspección pública nº. 61-217529

30 Bibliografía de patente 14: patente japonesa publicada abierta a inspección pública nº. 5-59429

Bibliografía de patente 15: patente europea EP1350859

Bibliografía de patente 16: patente europea EP2088218

Bibliografía no de patente

Bibliografía no de patente 1: Takahashi, *Nippon Steel Technical Report* (2003) nº. 378, p. 7

35 Bibliografía no de patente 2: Kato, et al., *Seitetsu Kenkyu* (1984) nº. 312, p. 41

Bibliografía no de patente 3: K. Sugimoto et al., *ISIJ International* (2000) vol. 40, p. 920

Bibliografía no de patente 4: NAKAYAMA STEEL WORKS, LTD. *NFG Product Introduction* <http://www.nakayama-steel.com.jp/menu/product/nfg.html>

## Compendio de la invención

40 Problema técnico

Un objeto de la presente invención es proporcionar una chapa de acero laminada en caliente que tenga la capacidad de garantizar una excelente ductilidad utilizando el fenómeno TRIP y de producir una excelente abocardabilidad mientras se obtiene una alta resistencia.

## Solución al problema

Los autores de la presente invención, estudian seriamente con un ojo puesto en un método de fabricación general de una chapa de acero laminada en caliente implementada a escala industrial mediante el uso de un tren de laminación en caliente continua convencional, con el fin de mejorar la conformabilidad, tal como la ductilidad y abocardabilidad de la chapa de acero laminada en caliente mientras se obtiene una alta resistencia. Como resultado, los autores de la presente invención han descubierto una nueva estructura extremadamente eficaz para garantizar la alta resistencia y mejorar la conformabilidad, sin conformación de la estructura mediante una técnica convencional. Esta estructura no es una estructura reconocida en una observación con microscopio óptico, pero se reconoce basándose en la desorientación intragranular de cada grano. Esta estructura es, concretamente, una estructura compuesta por granos que tienen una desorientación intragranular media de 5 ° a 14 °. Cuando un grano se define como un área que está rodeada por un límite que tiene una desorientación de 15 ° o más y tiene un diámetro de círculo equivalente de 0,3 μm o más. En lo sucesivo, esta estructura se denomina a veces "estructura recién reconocida". Los autores de la presente invención han descubierto recientemente que controlar la proporción de la estructura reciente reconocida en un intervalo específico, hace posible mejorar en gran medida la abocardabilidad mientras se mantiene la excelente ductilidad del acero TRIP.

Además, la estructura recién reconocida no se puede conformar mediante métodos convencionales tales como los métodos descritos en los documentos de patente anteriores de 1 a 13. Por ejemplo, una técnica convencional para aumentar una velocidad de enfriamiento desde el final del denominado enfriamiento intermedio hasta el bobinado para formar martensita en modo de aumentar la resistencia no puede formar la estructura recién reconocida. La bainita presente en una chapa de acero delgada convencional está compuesta por ferrita bainítica y carburo de hierro, o compuesta por ferrita bainítica y austenita retenida. Por lo tanto, en la chapa de acero delgada convencional, el carburo de hierro o la austenita retenida (o la martensita que se ha transformado al procesarse) potencia el desarrollo de una grieta en la expansión de orificio. Por lo tanto, la estructura recién reconocida tiene una ductilidad local mejor que la de la bainita presente en la chapa de acero delgada convencional. Además, la estructura recién reconocida es una estructura diferente también de la ferrita incluida en una chapa de acero delgada convencional. Por ejemplo, una temperatura de generación de la estructura recién reconocida es igual o menor que la temperatura de inicio de la transformación de bainita estimada a partir de los componentes del acero, y existe un límite de grano con un ángulo de inclinación bajo dentro de un grano rodeado por un límite de grano de ángulo alto de la estructura recién reconocida. La estructura recién reconocida tiene una característica diferente de la de ferrita al menos en los puntos anteriores.

Aunque los detalles se describirán más adelante, los autores de la presente invención han descubierto que la estructura recién reconocida se puede conformar con una proporción específica junto con ferrita, bainita, y austenita retenida al hacer que las condiciones de laminación en caliente, enfriamiento posterior, bobinado posterior, y demás sean los adecuados. Cabe señalar que mediante los métodos descritos en los documentos de patente de 1 a 3, es imposible generar la estructura recién reconocida que tenga un límite de grano con un ángulo de inclinación bajo dentro de un grano rodeado por un límite de grano de ángulo alto, ya que son extremadamente altas tanto la velocidad de enfriamiento después del final del enfriamiento de aire intermedio y antes del bobinado, como la velocidad de enfriamiento durante el bobinado.

Los autores de la presente invención han llevado a cabo rigurosos estudios basándose en los hallazgos anteriores, y han alcanzado diversos aspectos de la invención que se describen a continuación.

(1) Una chapa de acero laminada en caliente, que comprende:

una composición química representada por, en % en masa:

C: del 0,06 % al 0,22 %;

Si: del 1,0 % al 3,2 %;

Mn: del 0,8 % al 2,2 %;

P: del 0,05 % o menos;

S: del 0,005 % o menos;

Al: del 0,01 % al 1,00 %;

N: del 0,006 % o menos;

Cr: del 0,00 % al 1,00 %;

Mo: del 0,000 % al 1,000 %;

Ni: del 0,000 % al 2,000 %;

Cu: del 0,000 % al 2,000 %;

- B: del 0,0000 % al 0,0050 %;  
 Ti: del 0,000 % al 0,200 %;  
 Nb: del 0,000 % al 0,200 %;  
 V: del 0,000 % al 1,000 %;
- 5 W: del 0,000 % al 1,000 %;  
 Sn: del 0,0000 % al 0,2000 %;  
 Zr: del 0,0000 % al 0,2000 %;  
 As: del 0,0000 % al 0,5000 %;  
 Co: del 0,0000 % al 1,0000 %;
- 10 Ca: del 0,0000 % al 0,0100 %;  
 Mg: del 0,0000 % al 0,0100 %;  
 REM: del 0,0000 % al 0,1000 %; y  
 el resto: Fe e impurezas; y  
 una microestructura representada por, en % en volumen:
- 15 austenita retenida: del 2 % al 30 %;  
 ferrita: del 20 % al 85 %;  
 bainita: del 10 % al 60 %;  
 perlita: del 5 % o menos; y  
 martensita: del 10 % o menos, en la que
- 20 una proporción de granos que tienen una desorientación intragranular de 5 ° a 14 ° en todos los granos es del 5 % al 50 % por relación de área, definiéndose el grano como un área que está rodeada por un límite que tiene una desorientación de 15 ° o más y tiene un diámetro de círculo equivalente de 0,3 µm o más.
- (2) La chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con (1), en la que, en la composición química, se cumple satisfactoriamente Cr: del 0,05 % al 1,00 %.
- 25 (3) La chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con (1) o (2), en donde, en la que, en la composición química,  
 Mo: del 0,001 % al 1,000 %,  
 Ni: del 0,001 % al 2,000 %,  
 Cu: del 0,001 % al 2,000 %,  
 B: del 0,0001 % al 0,0050 %,
- 30 Ti: del 0,001 % al 0,200 %,  
 Nb: del 0,001 % al 0,200 %,  
 V: del 0,001 % al 1,000 %,  
 W: del 0,001 % al 1,000 %,  
 Sn: del 0,0001 % al 0,2000 %,
- 35 Zr: del 0,0001 % al 0,2000 %,  
 As: del 0,0001 % al 0,5000 %,  
 Co: del 0,0001 % al 1,0000 %,  
 Ca: del 0,0001 % al 0,0100 %,

Mg: del 0,0001 % al 0,0100 %, o

REM: del 0,0001 % al 0,1000 %, o

se cumple satisfactoriamente cualquier combinación de los mismos.

Efectos ventajosos de la invención

- 5 De acuerdo con la presente invención, es posible obtener una excelente ductilidad y una excelente abocardabilidad mientras se tiene una alta resistencia.

#### Breve descripción de los dibujos

La Figura 1 es una vista que ilustra una región que representa una microestructura de una chapa de acero laminada en caliente;

- 10 La Figura 2A es una vista esquemática en perspectiva que ilustra un ensayo de abocardabilidad de tipo silla de montar; La Figura 2B es una vista superior que ilustra el ensayo de abocardabilidad de tipo silla de montar;

La Figura 3A es una vista que ilustra un resultado del análisis EBSD de un ejemplo de una chapa de acero laminada en caliente;

- 15 La Figura 3B es una vista que ilustra un resultado del análisis EBSD de un ejemplo de una chapa de acero laminada en caliente; y

La Figura 4 es una vista que ilustra un esquema de un historial de temperatura desde la laminación en caliente hasta el bobinado.

#### Descripción de las realizaciones

A continuación, se describirán realizaciones de la presente invención.

- 20 Primero, se describirán las características de una microestructura y un grano en una chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la presente realización. La chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la presente realización incluye una microestructura representada por austenita retenida: del 2 % al 30 %, ferrita: del 20 % al 85 %, bainita: del 10 % al 60 %, perlita: del 5 % o menos, y martensita: del 10 % o menos. En la chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la presente realización, una proporción de granos que tienen una desorientación intragranular de 5 ° a 14 ° en todos los granos es del 5 % al 50 % en relación de área, cuando un grano se define como un área que está rodeada por un límite que tiene una desorientación de 15 ° o más y tiene un diámetro de círculo equivalente de 0,3 μm o más. En la siguiente descripción, "%" que es una unidad de la proporción de cada fase y estructura incluida en la chapa de acero laminada en caliente significa "% en volumen" a menos que se indique lo contrario. La microestructura en la chapa de acero laminada en caliente se puede representar mediante una microestructura en una región desde la superficie de la chapa de acero laminada en caliente hasta 3/8 a 5/8 del espesor de la chapa de acero laminada en caliente. Esta región 1 se ilustra en la Figura 1. La Figura 1 también ilustra una sección transversal 2 que es un objeto donde se observan ferrita y otros.

- 35 Como se describe más adelante, de acuerdo con la presente realización, es posible obtener una chapa de acero laminada en caliente que sea aplicable a una parte que requiere tener una conformabilidad de abombamiento relacionada a la ductilidad estricta y una abocardabilidad relacionada a la ductilidad local al tiempo que tiene una alta resistencia. Por ejemplo, es posible obtener una resistencia de 590 MPa o más y una abocardabilidad que un producto (H x TS) de una altura de reborde H (mm) y una resistencia a la tracción TS (MPa) en un método de ensayo de abocardabilidad de tipo silla de montar con un radio de curvatura R de una esquina fijado en 50 mm a 60 mm es de 19.500 (mm · MPa) o más.

- 40 La abocardabilidad se puede evaluar utilizando la altura de reborde H (mm) en el método de ensayo de abocardabilidad de tipo silla de montar (el radio de curvatura R de una esquina: de 50 mm a 60 mm). Se describe el método de ensayo de abocardabilidad de tipo silla de montar. El método de ensayo de abocardabilidad de tipo silla de montar es un método en el que un producto 23 con forma de silla de montar se conforma a presión para simular una forma abocardada que incluye una parte recta 21 y una parte de arco 22 como se ilustra en la Figura 2A y la Figura 2B y la abocardabilidad se evalúa mediante una altura de forma límite en ese momento. En la presente realización, la altura de forma límite obtenida cuando el radio de curvatura R de la parte de arco 22 se fija en 50 mm a 60 mm, un ángulo de apertura θ se fija en 120 ° y se fija una tolerancia de corte cuando se perfora la parte de arco 22 hasta el 11 %, se utiliza como la altura del reborde H (mm). La determinación de la altura de forma límite se realiza visualmente en función de la presencia o ausencia de grietas que tengan una longitud de 1/3 o más del espesor de la chapa después de la conformación. En el ensayo de expansión de orificios convencional utilizado como método de ensayo para evaluar la abocardabilidad, ya que la chapa da lugar a una fractura con poca o ninguna deformación distribuida en una dirección circunferencial, la evaluación se realiza en el momento en que se produce una fractura que penetra en el espesor de la chapa, diferente en gradiente de deformación y de tensión alrededor de una porción fracturada desde

el momento en que en realidad se conforma el abocardado. Por consiguiente, no se puede decir que el ensayo de expansión de agujero sea un método de evaluación que refleje una conformación real de abocardado. El método de ensayo de abocardabilidad también se describe, por ejemplo, en el siguiente documento (Yoshida, et al., *Nippon Steel Technical Report* (2012) n.º. 393, p. 18).

5 El siguiente método puede medir una proporción de granos que tienen una desorientación intragranular de  $5^\circ$  a  $14^\circ$  en todos los granos. Primero, una orientación de cristal de una región rectangular que tiene una longitud en una dirección de laminación (RD) de  $200\ \mu\text{m}$  y una longitud en una dirección normal (ND) de  $100\ \mu\text{m}$  alrededor de una posición de profundidad de  $1/4$  (porción de  $1/4t$ ) de un espesor de la chapa  $t$  desde la superficie de la chapa de acero dentro de una sección transversal paralela a la dirección de laminación, se analiza mediante un método de difracción de electrones retro-proyectados (EBSD) a intervalos de  $0,2\ \mu\text{m}$ , y se adquiere información de la orientación de cristal sobre esta región rectangular. El análisis se realiza a una velocidad de 200 puntos/s a 300 puntos/s utilizando, por ejemplo, un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo electrotérmico (JSM-7001F fabricado por JOEL Ltd.) y un analizador EBSD provisto de un detector EBSD (detector HIKARI fabricado por TSL Co., Ltd.). a continuación, se define un grano como una región rodeada por un límite que tiene una desorientación de  $15^\circ$  o más y que tiene un diámetro de círculo equivalente de  $0,3\ \mu\text{m}$  o más de la información de orientación de cristal adquirida, se calcula la desorientación intragranular, y se obtiene la proporción de granos que tienen una desorientación intragranular de  $5^\circ$  a  $14^\circ$  en todos los granos. La proporción así obtenida es una fracción de área, y es equivalente también a una fracción de volumen. La "desorientación intragranular" significa "extensión de orientación de grano (GOS)" que es una orientación extendida en un grano. La desorientación intragranular se obtiene como un valor promedio de desorientación entre la orientación del cristal que es una base y las orientaciones del cristal en todos los puntos de medición en el grano, como se describe también en el siguiente documento "KIMURA Hidehiko, WANG Yun, AKINIWA Yoshiaki, TANAKA Keisuke *Misorientation Analysis of Plastic Deformation of Stainless Steel by EBSD and X-ray Diffraction Methods*", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers.A, Vol. 71, n.º. 712, 2005, pp. 1722-1728. Además, una orientación obtenida la promediar las orientaciones del cristal en todos los puntos de medición en el grano se usa como "la orientación del cristal que es una base". La desorientación intragranular se puede calcular, por ejemplo, utilizando el programa informático "OIM Analysis™ Version 7.0.1" anexo al analizador EBSD.

Los ejemplos de los resultados del análisis EBSD se ilustran en la Figura 3A y la Figura 3B. La Figura 3A ilustra un resultado de análisis de una chapa de acero TRIP que tiene una resistencia a la tracción de clase 590 MPa, y la Figura 3B ilustra un resultado de análisis de una chapa de acero TRIP que tiene una resistencia a la tracción de clase 780 MPa. Las regiones grises en la Figura 3A y en la Figura 3B indican granos que tienen una desorientación intragranular de  $5^\circ$  a  $14^\circ$ . Las regiones blancas indican granos que tienen una desorientación intragranular de menos de  $5^\circ$  o más de  $14^\circ$ . Las regiones negras indican regiones donde no se pudo analizar la desorientación intragranular. Los resultados que se ilustran en la Figura 3A y en la Figura 3B se obtienen mediante el análisis EBSD, de modo que la proporción de los granos que tienen una desorientación intragranular de  $5^\circ$  a  $14^\circ$  se puede especificar en función de los resultados.

Se considera que la orientación del cristal en un grano tiene una correlación con una densidad de dislocación incluida en el grano. Generalmente, un aumento en la densidad de dislocación en un grano mejora la resistencia a la vez que disminuye la trabajabilidad. Sin embargo, los granos que tienen una desorientación intragranular de  $5^\circ$  a  $14^\circ$  pueden mejorar la resistencia sin disminuir la trabajabilidad. Por lo tanto, en la chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la presente realización, la proporción de los granos que tienen una desorientación intragranular de  $5^\circ$  a  $14^\circ$  es del 5 % al 50 % como se describe a continuación. Un grano que tiene una desorientación intragranular de menos de  $5^\circ$  es difícil que aumente la resistencia, aunque es excelente en trabajabilidad. Un grano que tiene una desorientación media en el grano de más de  $14^\circ$  no contribuye a mejorar la abocardabilidad porque tiene una deformabilidad diferente en el grano. Cabe señalar que una estructura cristalina de austenita retenida presente en una microestructura es una estructura cúbica centrada en la cara (fcc) y se excluye de la medición de la GOS en una estructura cúbica centrada en el cuerpo (bcc) en la presente invención. Sin embargo, la proporción de los "granos que tienen una desorientación intragranular de  $5^\circ$  a  $14^\circ$ " en la presente invención se define como un valor obtenido restando primero la proporción de austenita retenida del 100 % y luego restando la proporción de granos distintos a los "granos que tienen una desorientación intragranular de  $5^\circ$  a  $14^\circ$ " del resultado de la resta anterior.

El grano que tiene una desorientación intragranular de  $5^\circ$  a  $14^\circ$  se puede obtener mediante un método descrito más adelante. Como se describió anteriormente, los autores de la presente invención han descubierto que el grano que tiene una desorientación intragranular de  $5^\circ$  a  $14^\circ$  es muy eficaz en garantizar una alta resistencia y mejorar la conformabilidad, tal como la abocardabilidad, y demás. El grano que tiene una desorientación intragranular de  $5^\circ$  a  $14^\circ$  contiene poco o nada de carburo en el grano. En otras palabras, el grano que tiene una desorientación intragranular de  $5^\circ$  a  $14^\circ$  contiene poca o ninguna materia que provoque el desarrollo de una grieta en la conformación del abocardado. En consecuencia, el grano que tiene una desorientación intragranular de  $5^\circ$  a  $14^\circ$  contribuye a garantizar una alta resistencia y a mejorar la ductilidad y la abocardabilidad.

Cuando la proporción de los granos que tienen una desorientación intragranular de  $5^\circ$  a  $14^\circ$  es inferior al 5 % en relación de área, no se puede obtener una resistencia suficiente. En consecuencia, la proporción de los granos que tienen una desorientación intragranular de  $5^\circ$  a  $14^\circ$  es del 5 % o más. Por otro lado, cuando la proporción de los

granos que tienen una desorientación intragranular de 5 ° a 14 ° es más del 50 % en relación de área, no se puede obtener ductilidad suficiente.

5 En consecuencia, la proporción de los granos que tienen una desorientación intragranular de 5 ° a 14 ° es del 50 % o menos. Cuando la proporción de los granos que tienen una desorientación intragranular de 5 ° a 14 ° es del 5 % o más y del 50 % o menos, generalmente, la resistencia a la tracción es de 590 MPa o más, y el producto (H x TS) de la altura del reborde H (mm) y la resistencia a la tracción TS (MPa) es de 19.500 (mm · MPa) o más. Estas características son preferibles para trabajar en bajos de automóviles.

10 El grano que tiene una reorientación intragranular de 5 ° a 14 ° es eficaz para obtener una excelente chapa de acero en equilibrio entre la resistencia y la trabajabilidad. Por consiguiente, establecer una estructura compuesta por dichos granos, es decir, una estructura recién reconocida en un intervalo predeterminado, es decir, una relación de área del 5 % al 50 % en la presente realización, hace posible mejorar en gran medida la abocardabilidad al tiempo que se mantienen la resistencia y la ductilidad deseadas.

(Austenita retenida: del 2 % al 30 %)

15 La austenita retenida contribuye a la ductilidad relacionada con la conformabilidad de abombamiento. Cuando la austenita retenida es inferior al 2 %, no se puede obtener suficiente ductilidad. En consecuencia, la proporción de austenita retenida es del 2 % o más. Por otro lado, cuando la proporción de austenita retenida es superior al 30 %, se favorece el desarrollo de una grieta en una interfase con ferrita o bainita en la conformación de abocardado para disminuir la abocardabilidad.

20 En consecuencia, la proporción de austenita retenida es del 30 % o menos. Cuando la proporción de austenita retenida es del 30 % o menos, el producto (H x TS) de la altura del reborde H (mm) y la resistencia a la tracción TS (MPa) es generalmente de 19.500 (mm · MPa) o más, lo cual es preferible para el trabajo de piezas de bajos de automóviles.

(Ferrita: del 20 % al 85 %)

25 La ferrita muestra una excelente deformabilidad y mejora la ductilidad uniforme. Cuando la proporción de ferrita es inferior al 20 %, no se puede obtener una excelente ductilidad uniforme. En consecuencia, la proporción de ferrita es del 20 % o más. Además, la ferrita se genera en el enfriamiento después del final de la laminación en caliente y hace que el carbono (C) sea más denso en la austenita retenida y, por lo tanto, es necesario mejorar la ductilidad mediante el efecto TRIP. Sin embargo, cuando la proporción de ferrita es superior al 85 %, la abocardabilidad disminuye considerablemente. En consecuencia, la proporción de ferrita es del 85 % o menos.

(Bainita: del 10 % al 60 %)

30 La bainita se genera después del bobinado y hace que el C sea más denso en la austenita retenida, por lo que es necesario mejorar la ductilidad mediante el efecto TRIP. Además, la bainita también contribuye a mejorar la capacidad de expansión de agujero. Las fracciones de ferrita y bainita se pueden ajustar de acuerdo con el nivel de resistencia que es el que se espera del desarrollo, pero cuando la proporción de bainita es inferior al 10 %, no se puede obtener el efecto de la acción anterior. En consecuencia, la proporción de bainita es del 10 % o más. Por otro lado, cuando la proporción de bainita es superior al 60 %, disminuye el alargamiento uniforme. En consecuencia, la proporción de bainita es del 60 % o menos.

(Perlita: del 5 % o menos)

40 La perlita se convierte en el origen de una grieta en la conformación del abocardado y disminuye abocardabilidad. Cuando la perlita es más del 5 %, dicha disminución en la abocardabilidad es notable. Cuando la perlita es del 5 % o menos, el producto (H x TS) de la altura del reborde H (mm) y la resistencia a la tracción TS (MPa) es generalmente de 19.500 (mm · MPa) o más, lo cual es preferible para el trabajo de piezas de bajos de automóviles.

(Martensita: del 10 % o menos)

45 La martensita favorece el desarrollo de una grieta en una interfase con ferrita o bainita en la formación del abocardado para disminuir la abocardabilidad. Cuando la martensita es superior al 10 %, dicha disminución de la abocardabilidad es notable. Cuando la martensita es del 10 % o menos, el producto (H x TS) de la altura del reborde H (mm) y la resistencia a la tracción TS (MPa) es generalmente de 19.500 (mm · MPa) o más, lo cual es preferible para el trabajo de piezas de bajos de automóviles.

50 Cada relación de volumen de una estructura observada en una microestructura óptica tal como ferrita y bainita en la chapa de acero laminada en caliente y la proporción de los granos que tienen una desorientación intragranular de 5 ° a 14 ° no tienen relación directa. En otras palabras, por ejemplo, incluso si hay una pluralidad de chapas de acero laminadas en caliente que tienen la misma relación de volumen de ferrita, relación de volumen de bainita, y relación de volumen de austenita retenida, las proporciones de los granos tienen una desorientación intragranular de 5 ° a 14 ° no son necesariamente las mismas entre la pluralidad de chapas de acero laminadas en caliente. Por consiguiente, es imposible obtener las características correspondientes a la chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la



presente realización controlando solamente la relación de volumen de ferrita, la relación de volumen de bainita y la relación de volumen de austenita retenida.

5 Obviamente, es preferible cumplir satisfactoriamente las condiciones relacionadas con las fases y estructuras descritas anteriormente no solo en la región desde la superficie de la chapa de acero laminada en caliente hasta 3/8 a 5/8 del espesor de la chapa de acero laminada en caliente, sino también en un intervalo más amplio, y puesto que el intervalo que cumple las condiciones es más amplio, se puede obtener una mejor resistencia y trabajabilidad.

10 Las proporciones (fracciones de volumen) de ferrita, bainita, perlita, y martensita son equivalentes a las relaciones de área en la sección transversal 2 paralelas a la dirección de laminación en la región desde la superficie de la chapa de acero laminada en caliente hasta 3/8 a 5/8 de su espesor. La relación de área en la sección transversal 2 se puede medir cortando una muestra a partir de la posición 1/4W o 3/4W de la anchura de la chapa de acero, puliendo una superficie paralela a la dirección de laminación de la muestra, decapándola con un reactivo nital, y observando la muestra mediante un microscopio óptico de 200 a 500 aumentos.

15 La austenita retenida se puede distinguir cristalográficamente de manera fácil de la ferrita porque es diferente en estructura cristalina de la ferrita. Por consiguiente, la proporción de austenita retenida también se puede obtener experimentalmente mediante el método de difracción de rayos X usando una propiedad de que la intensidad del plano de reflexión es diferente entre austenita y ferrita. En otras palabras, una proporción  $V\gamma$  de austenita retenida se puede obtener usando la siguiente expresión a partir de una imagen obtenida por el método de difracción de rayos X usando un rayo  $K\alpha$  de Mo.

$$V\gamma = (2/3) \{100 / (0,7 \times \alpha (211) / \gamma (220) + 1)\} + (1/3) \{100 / (0,78 \times \alpha (211) / \gamma (311) + 1)\}$$

20 En la expresión,  $\alpha (211)$  es una intensidad del plano de reflexión en un plano de ferrita (211),  $\gamma (220)$  es una intensidad del plano de reflexión en un plano de austenita (220), e  $\gamma (311)$  es una intensidad del plano de reflexión en un plano de austenita (311).

25 La proporción de austenita retenida también se puede medir por observación con microscopio óptico en las condiciones descritas anteriormente usando un agente descrito en la patente japonesa publicada abierta a inspección pública n.º 5-163590. Dado que se pueden obtener valores aproximadamente consistentes incluso cuando se usa cualquiera de los métodos, tales como la observación con microscopio óptico y el método de difracción de rayos X, se puede usar un valor obtenido usando cualquiera de los métodos.

30 A continuación, se describirán las composiciones químicas de la chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la realización de la presente invención y un lingote o desbaste plano de acero utilizados para fabricar la chapa de acero laminada en caliente. Aunque los detalles se describirán más adelante, la chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la realización de la presente invención se fabrica mediante laminación en caliente del lingote o desbaste plano, después se enfría, luego se bobina y otros.

35 En consecuencia, las composiciones químicas de la chapa de acero laminada en caliente y del desbaste plano son las que tienen en cuenta no sólo las características de la chapa de acero laminada en caliente, sino también el procesamiento anteriormente mencionado. En la siguiente descripción, "%" que es una unidad de un contenido de cada elemento presente en la chapa de acero laminada en caliente significa "% en masa", a menos que se indique lo contrario. La chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la presente realización incluye una composición química representada por: C: del 0,06 % al 0,22 %, Si: del 1,0 % al 3,2 %, Mn: del 0,8 % al 2,2 %, P: del 0,05 % o menos, S: del 0,005 % o menos, Al: del 0,01 % al 1,00 %, N: del 0,006 % o menos, Cr: del 0,00 % al 1,00 %, Mo: del 40 0,000 % al 1,000 %, Ni: del 0,000 % al 2,000 %, Cu: del 0,000 % al 2,000 %, B: del 0,0000 % al 0,0050 %, Ti: del 0,000 % al 0,200 %, Nb: del 0,000 % al 0,200 %, V: del 0,000 % al 1,000 %, W: del 0,000 % al 1,000 %, Sn: del 0,0000 % al 0,2000 %, Zr: del 0,0000 % al 0,2000 %, As: del 0,0000 % al 0,5000 %, Co: del 0,0000 % al 1,0000 %, Ca: del 0,0000 % al 0,0100 %, Mg: del 0,0000 % al 0,0100 %, metal de tierras raras (REM): del 0,0000 % al 0,1000 %, y el resto: Fe e impurezas. Los ejemplos de las impurezas incluyen una presente en materias primas tales como mineral y chatarra, y una presente durante un procedimiento de fabricación.

45 (C: del 0,06 % al 0,22 %)

50 El C forma diversos precipitados en la chapa de acero laminada en caliente y contribuye a mejorar la resistencia mediante el fortalecimiento de la precipitación. El C también contribuye a garantizar la austenita retenida, lo que mejora la ductilidad. Cuando un contenido de C es inferior al 0,06 %, no se puede garantizar suficiente austenita retenida, por lo que no se puede obtener la suficiente resistencia y ductilidad. Por lo tanto, el contenido de C es del 0,06 % o más. Desde el punto de vista de una mejora adicional de la resistencia y el alargamiento, el contenido de C es preferiblemente del 0,10 % o más. Por otro lado, cuando el contenido de C es superior al 0,22 %, no se puede obtener suficiente abocardabilidad o se ve afectada la soldabilidad. Por lo tanto, el contenido de C es del 0,22 % o menos. Para mejorar aún más la soldabilidad, el contenido de C es preferiblemente del 0,20 % o menos.

55

(Si: del 1,0 % al 3,2 %)

5 El Si estabiliza la ferrita en el control de la temperatura después de la laminación en caliente y suprime la precipitación de cementita después del bobinado (en la transformación de bainita). Por lo tanto, el Si aumenta la concentración de C de austenita para contribuir a garantizar la austenita retenida. Cuando el contenido de Si es inferior al 1,0 %, no se pueden obtener suficientemente los efectos anteriores. Por consiguiente, el contenido de Si es del 1,0 % o más. Por otro lado, cuando el contenido de Si es superior al 3,2 %, se deterioran la propiedad de la superficie, la pintabilidad, y la soldabilidad. Por lo tanto, el contenido de Si es del 3,2 % o menos.

(Mn: del 0,8 % al 2,2 %)

10 El Mn es un elemento que estabiliza la austenita y mejora la templabilidad. Cuando un contenido de Mn es inferior al 0,8 %, no se puede obtener una templabilidad suficiente. Por lo tanto, el contenido de Mn es del 0,8 % o más. Por otro lado, cuando el contenido de Mn es superior al 2,2 %, se produce una fractura del desbaste plano. Por lo tanto, el contenido de Mn es del 2,2 % o menos.

(P: del 0,05 % o menos)

15 El P no es un elemento esencial y está presente, por ejemplo, como una impureza en el acero. Desde el punto de vista de las características de trabajabilidad, soldabilidad, y fatiga, es más preferible un contenido de P más bajo. En particular, cuando el contenido de P es superior al 0,05 %, son prominentes las disminuciones en la trabajabilidad, la soldabilidad y las características de fatiga. Por lo tanto, el contenido de P es del 0,05 % o menos.

(S: del 0,005 % o menos)

20 El S no es un elemento esencial y está presente, por ejemplo, como una impureza en el acero. Con un mayor contenido de S, es más probable que se genere una inclusión de tipo A que dé lugar a una disminución de la abocardabilidad y, por lo tanto, es preferible un menor contenido de S. En particular, con un contenido de S superior al 0,005 %, es prominente la disminución de la abocardabilidad. Por lo tanto, el contenido de S es del 0,005 % o menos.

(Al: del 0,01 % al 1,00 %)

25 El Al es un desoxidante, y cuando el contenido de Al es inferior al 0,01 %, no se puede realizar una desoxidación suficiente en un afino general actual (incluido el afino secundario). Por lo tanto, el contenido de Al es del 0,01 % o más. El Al estabiliza la ferrita en el control de la temperatura después de la laminación en caliente y suprime la precipitación de cementita en la transformación de bainita. Por lo tanto, el Al aumenta la concentración de C de austenita para contribuir a garantizar la austenita retenida.

30 Por otro lado, cuando el contenido de Al es superior al 1,00 %, se deterioran la propiedad de la superficie, la pintabilidad, y la soldabilidad. Por lo tanto, el contenido de Al es del 1,00 % o menos. Para obtener una austenita retenida más estabilizada, el contenido de Al es preferiblemente del 0,02 % o más.

35 El Si también funciona como un desoxidante. Además, como se describió anteriormente, Si y Al aumentan la concentración de C de austenita para contribuir a garantizar la austenita retenida. Sin embargo, cuando la suma del contenido de Si y el contenido de Al es superior al 4,0 %, es probable que se deterioren la propiedad de la superficie, la pintabilidad, y la soldabilidad. Por lo tanto, la suma del contenido de Si y el contenido de Al es preferiblemente del 4,0 % o menos. Además, para obtener una mejor pintabilidad, la suma es preferiblemente del 3,5 % o menos, y más preferiblemente del 3,0 % o menos.

(N: del 0,006 % o menos)

40 El N no es un elemento esencial, pero está presente, por ejemplo, como una impureza en el acero. Desde el punto de vista de la trabajabilidad, es más preferible un contenido de N más bajo. En particular, con un contenido de N de más del 0,006 %, es prominente la disminución de la trabajabilidad. Por lo tanto, el contenido de N es del 0,006 % o menos.

(Cr: del 0,00 % al 1,00 %)

45 El Cr no es un elemento esencial, pero es un elemento opcional que puede estar presente, según sea necesario, en la chapa de acero laminada en caliente hasta una cantidad específica, para suprimir la transformación de perlita con el fin de estabilizar la austenita retenida. Para obtener este efecto de manera suficiente, el contenido de Cr es preferiblemente del 0,05 % o más, más preferiblemente del 0,20 % y, además, preferiblemente del 0,40 %. Por otro lado, cuando el contenido de Cr es superior al 1,00 %, el efecto de la acción anterior se satura, lo que da como resultado no sólo que el coste aumente innecesariamente, sino también a que sea prominente una disminución del tratamiento de conversión. Por lo tanto, el contenido de Cr es del 1,00 % o menos. En otras palabras, se cumple preferiblemente Cr: del 0,05 % al 1,00 %.

50 Mo, Ni, Cu, B, Ti, Nb, V, W, Sn, Zr, As y Co no son elementos esenciales, pero son elementos opcionales que pueden estar presentes, según sea necesario, en la chapa de acero laminada en caliente hasta cantidades específicas.

(Mo: del 0,000 % al 1,000 % Ni: del 0,000 % al 2,000 %, Cu: del 0,000 % al 2,000 %, B: 0,0000 % a 0,0050 %, Ti: del 0,000 % al 0,200 %, Nb: del 0,000 % al 0,200 %, V: del 0,000 % al 1,000 %, W: del 0,000 % al 1,000 %, Sn: del 0,0000 % al 0,2000 %, Zr: del 0,0000 % al 0,2000 %, As: del 0,0000 % al 0,5000 %, Co: del 0,0000 % al 1,0000 %).

5 Mo, Ni, Cu, B, Ti, Nb, V, W, Sn, Zr, As y Co contribuyen a mejorar aún más la resistencia de la chapa de acero laminada en caliente mediante el endurecimiento por precipitación o el fortalecimiento de la disolución sólida. Por lo tanto, pueden estar presentes Mo, Ni, Cu, B, Ti, Nb, V, W, Sn, Zr, As o Co o cualquier combinación de los mismos. Para obtener suficientemente este efecto, se cumple preferiblemente lo siguiente: Mo: del 0,001 % o más, Ni: del 0,001 % o más, Cu: del 0,001 % o más, B: del 0,0001 % o más, Ti: del 0,001 % o más, Nb: del 0,001 % o más, V: del 0,001 % o más, W: del 0,001 % o más, Sn: del 0,0001 % o más, Zr: del 0,0001 % o más, As: del 0,0001 % o más, o Co: del 10 0,0001 % o más, o cualquier combinación de los mismos. Sin embargo, si el contenido de Mo: más del 1,000 %, Ni: más del 2,000 %, Cu: más del 2,000 %, B: más del 0,0050 %, Ti: más del 0,200 %, Nb: más del 0,200 %, V: más de 1,000 %, W: más de 1,000 %, Sn: más del 0,2000 %, Zr: más del 0,2000 %, As: más del 0,5000 %, o Co: más del 1,0000 %, o cualquier combinación de los mismos, el efecto de la acción anterior se satura, lo que da como resultado que el coste aumente innecesariamente. Por lo tanto, el contenido de Mo es del 1,000 % o menos, el contenido de Ni es del 2,000 % o menos, el contenido de Cu es del 2,000 % o menos, el contenido de B es del 0,0050 %, el contenido de Ti es del 0,200 % o menos, el contenido de Nb es del 0,200 % o menos, el contenido de V es del 1,000 % o menos, el contenido de W es del 1,000 % o menos, el contenido de Sn es del 0,2000 % o menos, el contenido de Zr es del 0,2000 % o menos, el contenido de As es del 0,5000 % o menos, y el contenido de Co es del 1,0000 % o menos. En otras palabras, se cumple preferiblemente Mo: del 0,001 % al 1,000 %, Ni: del 0,001 % al 2,000 %, Cu: del 0,001 % al 2,000 %, B: del 0,0001 % al 0,0050 %, Ti: del 0,001 % al 0,200 %, Nb: del 0,001 % al 0,200 %, V: del 0,001 % al 1,000 %, W: del 0,001 % al 1,000 %, Sn: del 0,0001 % al 0,2000 %, Zr: del 0,0001 % al 0,2000 %, As: del 0,0001 % al 0,5000 %, o Co: del 0,0001 % al 1,0000 %, o cualquier combinación de los mismos.

(Ca: del 0,0000 % al 0,0100 %, Mg: del 0,0000 % al 0,0100 %, REM: del 0,0000 % al 0,1000 %)

25 Ca, Mg, y REM cambian una forma de inclusión no metálica que se convierte en un origen de rotura o deteriora la trabajabilidad, haciendo que la inclusión no metálica sea inofensiva. Por lo tanto, Ca, Mg o REM o cualquier combinación de los mismos pueden estar presentes. Para obtener suficientemente este efecto, se cumple preferiblemente Ca: del 0,0001 % o más, Mg: del 0,0001 % o más, o REM: del 0,0001 % o más, o cualquier combinación de los mismos. Sin embargo, si el contenido de Ca: más del 0,0100 %, Mg: más del 0,0100 %, o REM: más del 0,1000 %, o cualquier combinación de los mismos, el efecto de la acción anterior se satura, lo que da como resultado que el coste aumenta innecesariamente. Por lo tanto, el contenido de Ca es del 0,0100 % o menos, el contenido de Mg es del 0,0100 % o menos, y el contenido de REM es del 0,1000 % o menos. En otras palabras, se cumple preferiblemente Ca: del 0,0001 % al 0,0100 %, Mg: del 0,0001 % al 0,0100 %, o REM: del 0,0001 % al 0,1000 %, o cualquier combinación de los mismos.

35 El REM (metal de tierras raras) representa elementos de 17 tipos en total de Sc, Y, y lantanoide, y el "contenido REM" significa un contenido de un total de estos 17 tipos de elementos. El lantanoide se añade industrialmente, por ejemplo, en forma de metal de Misch.

40 A continuación, se describirá un ejemplo de un método de fabricación de la chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la realización. Mediante el método descrito en la presente memoria se puede fabricar la chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la realización, aunque no se limita solamente a este método de fabricación de la chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la realización. Más específicamente, puede decirse que incluso una chapa de acero laminada en caliente fabricada por otro método se sitúa dentro del alcance de la realización, siempre que tengan granos que satisfagan las condiciones anteriores, la microestructura y la composición química.

Este método realiza el siguiente procesamiento en orden. El esquema de un historial de temperatura desde la laminación en caliente hasta el bobinado se ilustra en la Figura 4.

45 (1) Se moldea por colada un lingote o desbaste plano de acero que tenga la composición química anterior, y se lleva acabo el recalentamiento 11 según sea necesario.

(2) Se realiza una laminación en bruto 12 del lingote o desbaste plano de acero. La laminación en bruto se incluye en la laminación en caliente.

50 (3) Se realiza la laminación de acabado 13 del lingote o desbaste plano de acero. La laminación de acabado está incluida en la laminación en caliente. En la laminación de acabado, la laminación en las últimas tres etapas se realiza con una deformación acumulada de más de 0,6 y 0,7 o menos, y la temperatura de acabado es un punto Ar3 o superior y el punto Ar3 + 30 °C o inferior.

(4) Se realiza el enfriamiento (primer enfriamiento) 14 a una temperatura de 650 °C o más y de 750 °C o menos, en una mesa de salida a una velocidad media de enfriamiento de 10 °C/s o más.

55 (5) Se realiza el enfriamiento por aire 15 se realiza durante un período de tiempo de 3 segundos o más y de 10 segundos o menos. En este enfriamiento, la transformación de ferrita se produce en una región de fase doble y se obtiene una excelente ductilidad.

(6) Se realiza el enfriamiento (segundo enfriamiento) 16 hasta una temperatura de 350 °C o más y de 450 °C o menos, a una velocidad media de enfriamiento de 30 °C/s o más.

(7) Se realiza el bobinado 17,

5 Al fundir el lingote o el desbaste plano de acero, se moldea por colada el acero fundido cuyos componentes se ajustan para que tengan una composición química dentro del intervalo descrito anteriormente. A continuación, se envía el lingote o el desbaste plano de acero a un tren de laminación en caliente 11. El lingote o el desbaste plano de acero moldeado por colada mantenido a alta temperatura se puede enviar directamente al tren de laminación en caliente, o se puede enfriar hasta la temperatura ambiente, después recalentar en un horno de calentamiento, y enviar al tren de laminación en caliente. La temperatura del recalentamiento 11 no está limitada en particular. Cuando la temperatura del recalentamiento 11 es de 1.260 °C o superior, aumenta la cantidad de cascarillas y, a veces, reduce el rendimiento y, por lo tanto, la temperatura del recalentamiento 11 es preferiblemente inferior a 1.260 °C. Además, cuando la temperatura del recalentamiento 11 es inferior a 1.000 °C, la eficacia de la operación a veces se ve afectada significativamente en términos de programación y, por lo tanto, la temperatura del recalentamiento 11 es preferiblemente de 1.000 °C o más.

15 Cuando la temperatura de laminación en la última etapa de la laminación en bruto 12 es inferior a 1.080 °C, es decir, cuando la temperatura de laminación se reduce a menos de 1.080 °C durante la laminación en bruto 12, el grano de austenita después de la laminación de acabado 13 se vuelve a veces excesivamente pequeño y se favorece excesivamente la transformación de austenita en ferrita, por lo que la bainita específica es a veces difícil de obtener. Por lo tanto, la laminación en la última etapa se realiza preferiblemente a 1.080 °C o más. Cuando la temperatura de laminación en la última etapa de la laminación en bruto 12 es superior a 1.150 °C, es decir, cuando la temperatura de laminación supera los 1.150 °C durante la laminación en bruto 12, el grano de austenita después de la laminación de acabado 13 a veces se vuelve grande y la transformación de ferrita en una región de fase doble que se produce en el enfriamiento posterior no se favorece suficientemente, de modo que la microestructura específica es a veces difícil de obtener. Por lo tanto, la laminación en la última etapa se realiza preferiblemente a 1.150 °C o menos.

25 Cuando una relación de reducción acumulativa en la última etapa de la laminación en bruto 12 y la anterior primera etapa de la misma es superior al 65 %, el grano de austenita después de la laminación de acabado 13 a veces se vuelve excesivamente pequeño, y la transformación de austenita a ferrita se favorece en exceso, por lo que esa bainita específica a veces es difícil de obtener. Por lo tanto, la relación de reducción acumulativa es preferiblemente superior al 65 % o menos. Cuando la relación de reducción acumulativa es inferior al 40 %, el grano de austenita después de la laminación de acabado 13 a veces se vuelve grande y la transformación de ferrita en la región de fase doble que se produce en el enfriamiento posterior no se favorece lo suficiente, de modo que la microestructura específica a veces es difícil de obtener. Por lo tanto, la relación de reducción acumulativa es preferiblemente del 40 % o más.

35 La laminación de acabado 13 es un procedimiento importante para generar los granos que tengan una desorientación intragranular de 5 ° a 14 °. Los granos que tienen una desorientación intragranular de 5 ° a 14 ° se obtienen mediante la transformación de austenita, que incluye deformación debida a que ha sido sometida a procesamiento, para formar bainita. Por lo tanto, es importante realizar la laminación de acabado 13 bajo una condición que haga que la deformación permanezca en la austenita después de la laminación de acabado 13.

40 En la laminación de acabado 13, la laminación en las últimas tres etapas se realiza con una deformación acumulada de más de 0,6 y 0,7 o menos. Cuando la deformación acumulada en la laminación en las tres últimas etapas es de 0,6 o menos, el grano de austenita después de la laminación de acabado 13 se vuelve grande y no se favorece lo suficiente la transformación de la ferrita en la región de fase doble que se produce en el enfriamiento posterior, no pudiéndose obtener la proporción de los granos que tengan una desorientación intragranular de 5 ° a 14 °, del 5 % al 50 %. Cuando la deformación acumulada en la laminación en las tres últimas etapas es superior a 0,7, la deformación permanece excesivamente en la austenita después de la laminación de acabado 13, no lográndose que la proporción de los granos tenga una reorientación intragranular de 5 ° a 14 °, del 5 % al 50 %, lo que daría como resultado el deterioro de la trabajabilidad.

La deformación acumulativa ( $\epsilon_{\text{eff}}$ ) en las tres últimas etapas de la laminación de acabado 13 antes mencionada en la presente memoria se puede obtener mediante la siguiente Expresión (1).

$$\epsilon_{\text{eff}} = \sum \epsilon_i (t, T) \quad (1)$$

50 en la que,

$$\epsilon_i (t, T) = \epsilon_{i0} / \exp \{ (t / \tau_R)^{2/3} \},$$

$$\tau_R = \tau_0 \cdot \exp (Q / RT),$$

$$\tau_0 = 8,46 \times 10^{-6},$$

$$Q = 183200J, \text{ y}$$

## ES 2 743 814 T3

$R = 8,314 \text{ J / K} \cdot \text{mol}$ , y

$\epsilon_{i0}$  representa la deformación logarítmica en reducción,  $t$  representa un tiempo acumulado hasta el inicio del enfriamiento en la etapa, y  $T$  representa una temperatura de laminación en la etapa.

5 En la laminación de acabado 13, la laminación en la última etapa se realiza en un intervalo de temperatura del punto  $Ar_3$  o superior y el punto  $Ar_3 + 30 \text{ }^\circ\text{C}$  o inferior, y en una relación de reducción del 6 % o más al 15 % o menos. Cuando la temperatura de la laminación en la última etapa (temperatura de laminación final) es superior al punto  $Ar_3 + 30 \text{ }^\circ\text{C}$  o la relación de reducción es inferior al 6 %, una cantidad residual de la deformación en la austenita después de la laminación final 13 se vuelve insuficiente, de modo que no se puede obtener la microestructura específica. Cuando la temperatura de acabado de la laminación es inferior al punto  $Ar_3$  o la relación de reducción es superior al 15 %, la deformación permanece excesivamente en la austenita después del laminación de acabado 13, de modo que se produce un deterioro de la trabajabilidad.

15 Una temperatura del punto de transformación de  $Ar_1$  (temperatura a la cual la austenita completa la transformación en ferrita o en ferrita y cementita en enfriamiento), una temperatura del punto de transformación  $Ar_3$  (temperatura a la cual la austenita comienza la transformación en ferrita en enfriamiento), una temperatura del punto de transformación  $Ac_1$  (temperatura a la cual la austenita comienza a generarse en calentamiento), y una temperatura del punto de transformación  $Ac_3$  (temperatura a la cual se completa la transformación en austenita en calentamiento) se expresan simplemente en una relación con los componentes de acero mediante las siguientes expresiones de cálculo.

Temperatura del punto de transformación de  $Ar_1$  ( $^\circ\text{C}$ ) =  $730 - 102 \times (\% \text{ C}) + 29 \times (\% \text{ Si}) - 40 \times (\% \text{ Mn}) - 18 \times (\% \text{ Ni}) - 28 \times (\% \text{ Cu}) - 20 \times (\% \text{ Cr}) - 18 \times (\% \text{ Mo})$

20 Temperatura del punto de transformación de  $Ar_3$  ( $^\circ\text{C}$ ) =  $900 - 326 \times (\% \text{ C}) + 40 \times (\% \text{ Si}) - 40 \times (\% \text{ Mn}) - 36 \times (\% \text{ Ni}) - 21 \times (\% \text{ Cu}) - 25 \times (\% \text{ Cr}) - 30 \times (\% \text{ Mo})$

Temperatura del punto de transformación  $Ac_1$  ( $^\circ\text{C}$ ) =  $751 - 16 \times (\% \text{ C}) + 11 \times (\% \text{ Si}) - 28 \times (\% \text{ Mn}) - 5,5 \times (\% \text{ Cu}) - 16 \times (\% \text{ Ni}) + 13 \times (\% \text{ Cr}) + 3,4 \times (\% \text{ Mo})$

25 Temperatura del punto de transformación  $Ac_3$  ( $^\circ\text{C}$ ) =  $910 - 203\sqrt{(\% \text{ C})} + 45 \times (\% \text{ Si}) - 30 \times (\% \text{ Mn}) - 20 \times (\% \text{ Cu}) - 15 \times (\% \text{ Ni}) + 11 \times (\% \text{ Cr}) + 32 \times (\% \text{ Mo}) + 104 \times (\% \text{ V}) + 400 \times (\% \text{ Ti}) + 200 \times (\% \text{ Al})$

En este caso, (% C), (% Si), (% Mn), (% Ni), (% Cu), (% Cr), (% Mo), (% V), (% Ti), (% Al) denotan contenidos (% en masa) de C, Si, Mn, Ni, Cu, Cr, Mo, V, Ti, Al, respectivamente. Los elementos no presentes se calculan como 0 %.

30 Después de la laminación de acabado 13, se realiza el enfriamiento (primer enfriamiento) 14 en la mesa de salida (ROT) hasta una temperatura de  $650 \text{ }^\circ\text{C}$  o superior y de  $750 \text{ }^\circ\text{C}$  o inferior. Cuando la última temperatura del enfriamiento 14 es inferior a  $650 \text{ }^\circ\text{C}$ , la transformación de la ferrita en la región de fase doble se vuelve insuficiente, no pudiéndose obtener la ductilidad suficiente. Cuando la última temperatura del enfriamiento 14 es superior a  $750 \text{ }^\circ\text{C}$ , se favorece en exceso la transformación de la ferrita, al no lograr que la proporción de los granos tenga una desorientación intragranular de  $5^\circ$  a  $14^\circ$  del 5 % al 50 %. Una velocidad media de enfriamiento en el enfriamiento 14 es de  $10 \text{ }^\circ\text{C/s}$  o más. Esto es para hacer de manera estable que la proporción de los granos tenga una desorientación intragranular de  $5^\circ$  a  $14^\circ$  del 5 % al 50 %.

35 Al finalizar el enfriamiento 14, se realiza el enfriamiento por aire 15 durante 3 segundos o más hasta 10 segundos o menos. Cuando el período de tiempo de enfriamiento por aire 15 es inferior a 3 segundos, la transformación de la ferrita en la región de fase doble se vuelve insuficiente, no pudiéndose obtener la ductilidad suficiente. Cuando el período de tiempo del enfriamiento por aire 15 es más de 10 segundos, se favorece excesivamente la transformación de ferrita en la región de fase dual, no pudiéndose obtener la microestructura específica.

Al finalizar el enfriamiento por aire 15, se realiza el enfriamiento (segundo enfriamiento) 16 a una temperatura de  $350 \text{ }^\circ\text{C}$  o superior y de  $450 \text{ }^\circ\text{C}$  o inferior a una velocidad media de enfriamiento de  $30 \text{ }^\circ\text{C/s}$  o más. Cuando la velocidad media de enfriamiento es, por ejemplo, inferior a  $30 \text{ }^\circ\text{C/s}$  se genera una gran cantidad de perlita, no pudiéndose obtener la microestructura específica.

45 A continuación, se realiza el bobinado 16 a una temperatura preferiblemente de  $350 \text{ }^\circ\text{C}$  o superior y de  $450 \text{ }^\circ\text{C}$  o inferior. Cuando la temperatura del bobinado 16 es superior a  $450 \text{ }^\circ\text{C}$ , se genera ferrita y no se puede obtener suficiente bainita, ni se puede obtener la microestructura específica. Cuando la temperatura del bobinado 16 es inferior a  $350 \text{ }^\circ\text{C}$ , se genera martensita y no se puede obtener suficiente bainita, ni se puede obtener la microestructura específica.

50 Incluso si la chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la presente realización se somete a un tratamiento superficial, se pueden obtener efectos para mejorar la resistencia, la ductilidad y la abocardabilidad. Por ejemplo, se pueden realizar galvanoplastia, inmersión en caliente, revestimiento por deposición, revestimiento orgánico, estratificación con película, tratamiento con sales orgánicas, tratamiento con sales inorgánicas, tratamiento sin cromato, y otros.

Cabe señalar que las realizaciones antes descritas ilustran meramente ejemplos concretos de implementación de la presente invención, y el alcance técnico de la presente invención no debe estar supeditado de manera restrictiva a estas realizaciones. Es decir, la presente invención se puede implementar en diversas formas sin apartarse del espíritu técnico o de las características principales de la misma.

## 5 Ejemplos

A continuación, se describirán ejemplos de la presente invención. Las condiciones en los ejemplos son ejemplos de las condiciones empleadas para verificar la viabilidad y los efectos de la presente invención, y la presente invención no se limita a los ejemplos de las condiciones. La presente invención puede emplear diversas condiciones sin apartarse del espíritu de la presente invención en la medida necesaria para lograr los objetivos de la presente invención.

10 En este experimento, se fabricaron las muestras de chapas de acero laminadas en caliente con las microestructuras y los granos indicados en la Tabla 2, usando una pluralidad de aceros (símbolos de acero A a Q) que tenían las composiciones químicas indicadas en la Tabla 1, y se investigaron sus características mecánicas. Cada una de las columnas en blanco en la Tabla 1 indican que el contenido de un elemento correspondiente fue inferior al límite de detección, y el resto fue Fe y una impureza. Cada uno de los subrayados en la Tabla 1 o en la Tabla 2 indican que un valor numérico de las mismas está fuera del intervalo de la presente invención.

15 Se midió la proporción de los granos que tenían una desorientación intragranular de 5 ° a 14 ° mediante el método anteriormente mencionado usando el analizador EBSD. Se midieron las relaciones de área de la austenita retenida, la ferrita, la bainita, la perlita, y la martensita mediante el método anterior utilizando el microscopio óptico.

20 A continuación, se llevó a cabo un ensayo de tracción y el ensayo de abocardabilidad de tipo silla de montar de cada chapa de acero laminada en caliente. Se llevó a cabo el ensayo de tracción utilizando una pieza de ensayo n°. 5 descrita en la norma industrial japonesa (JIS) Z 2201 fabricado a partir de cada hoja de acero laminada en caliente y de acuerdo con un método descrito en la norma industrial japonesa (JIS) Z 2241. Se llevó a cabo el ensayo de abocardabilidad de tipo silla de montar mediante el método antes mencionado. El "índice" en la Tabla 2 es un valor del índice (H x TS) de la abocardabilidad.

25 Como se indica en la Tabla 2, sólo en las muestras dentro del intervalo de la presente invención, se obtuvieron una ductilidad y una abocardabilidad excelentes al tiempo que se obtuvo una alta resistencia. Cabe señalar que en la Muestra n°. 15, se produjo una fractura del desbaste plano. Además, en las muestras n°. 11 y n°. 17, la conformación fue imposible en el ensayo de abocardabilidad de tipo silla de montar.

30 Se fabricó cada chapa de acero laminada en caliente como se indica a continuación, en las condiciones indicadas en la Tabla 3. Después de llevar a cabo la fusión y la colada continua en un convertidor de acero, se realizó el calentamiento a una temperatura de calentamiento indicada en la Tabla 3 para llevar a cabo la laminación en caliente, que incluía la laminación en bruto y la laminación de acabado. En la Tabla 3, se indican una temperatura de calentamiento, y una deformación acumulada en las tres últimas etapas y una temperatura de acabado de la laminación de acabado. Después de la laminación de acabado, se realizó el enfriamiento en la mesa de salida (ROT) a una velocidad de enfriamiento indicada en la Tabla 3 hasta una temperatura T1 indicada en la Tabla 3. Luego, una vez que la temperatura alcanzó la temperatura T1, se inició el enfriamiento por aire. En la Tabla 3 se indica un período de tiempo de enfriamiento por aire. Después del enfriamiento por aire, se llevó a cabo el enfriamiento hasta una temperatura T2 indicada en la Tabla 3 a una velocidad media de enfriamiento indicada en la Tabla 3, y se llevó a cabo el bobinado para fabricar una bobina laminada en caliente. El "tiempo transcurrido" en la Tabla 3 es el tiempo desde la finalización de la laminación de acabado hasta el inicio del primer enfriamiento. Los subrayados en la Tabla 3 indican que un valor numérico de la misma está fuera de un intervalo preferible.

## Aplicabilidad industrial

La presente invención se puede utilizar en la industria de producción de chapas de acero laminadas en caliente utilizadas, por ejemplo, para piezas en bajos de automóviles.

ES 2 743 814 T3

Tabla 1

SIMBOLO DE ACERO	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	Ni	Cu	B	Ti	Nb	V	W	Sn	Zr	As	Co	Ca	Mg	REM
A	0,10	1,40	1,40	0,018	0,005	0,040	0,0018										0,0002						
B	0,08	1,50	1,50	0,030	0,002	0,030	0,0021									0,003					0,001		
C	0,15	1,50	1,00	0,010	0,003	0,030	0,0020		0,02									0,0003				0,0003	
D	0,20	1,60	1,60	0,030	0,004	0,020	0,0031						0,005							0,0002			0,0005
E	0,10	2,05	2,00	0,020	0,003	0,040	0,0028							0,007									
F	0,21	2,05	2,20	0,015	0,004	0,030	0,0025																
G	0,20	3,00	1,70	0,009	0,004	0,050	0,0032					0,0004							0,0003				
H	0,13	1,10	1,47	0,030	0,003	0,950	0,0038																
I	0,12	1,35	1,46	0,012	0,003	0,030	0,0056			0,01	0,02												
J	0,09	1,42	1,41	0,006	0,002	0,030	0,0020	0,15															
K	0,24	1,27	0,87	0,013	0,003	0,030	0,0026																
L	0,03	2,45	2,07	0,015	0,003	0,040	0,0031																
M	0,14	3,31	0,88	0,013	0,004	0,030	0,0028																
N	0,13	0,27	2,14	0,012	0,003	0,020	0,0018																
O	0,07	1,16	2,61	0,010	0,005	0,030	0,0020																
P	0,08	3,11	0,38	0,011	0,004	0,030	0,0042																
Q	0,14	1,53	0,96	0,015	0,005	0,050	0,0106																

TABLA 2

Nº DE MUESTRA	SÍMBOLO DE ACERO	PROPORCIÓN DE GRANOS CON DESORIENTACIÓN DE 5º A 14º (%)	RELACION DE AREA DE LA FERRITA (%)	RELACION DE AREA DE LA BANITA (%)	RELACION DE AREA DE LA AUSTENITA RETENIDA (%)	RELACION DE AREA DE LA MARTENSITA (%)	RELACION DE AREA DE LA PERLITA (%)	RESISTENCIA A LA FLUENCIA (MPa)	RESISTENCIA A LA TRACCION TS (MPa)	VALOR n	INDICE (mm- MPa)	OBSERVACIONES
1	A	17	75	20	5	0	0	453	619	0,22	21.071	EJEMPLO DE LA INVENCION
2	B	12	83	13	3	1	0	480	615	0,22	19.770	EJEMPLO DE LA INVENCION
3	C	14	80	12	8	0	0	447	644	0,22	20.124	EJEMPLO DE LA INVENCION
4	D	19	70	12	18	0	0	557	804	0,20	20.096	EJEMPLO DE LA INVENCION
5	E	23	60	27	11	2	0	582	826	0,19	21.000	EJEMPLO DE LA INVENCION
6	F	33	40	45	12	3	0	768	1.121	0,14	19.709	EJEMPLO DE LA INVENCION
7	G	29	45	40	10	5	0	732	1036	0,16	20.631	EJEMPLO DE LA INVENCION
8	H	15	79	11	10	0	0	451	658	0,22	20.619	EJEMPLO DE LA INVENCION
9	I	15	77	13	9	1	0	463	662	0,22	20.572	EJEMPLO DE LA INVENCION
10	J	14	81	12	7	0	0	449	638	0,23	20.812	EJEMPLO DE LA INVENCION
11	K	4	34	0	0	0	0	653	706	0,10	CONFOR- MACION IMPOSIBLE	EJEMPLO COMPARATIVO
12	L	9	90	9	0	1	0	432	543	0,17	14.875	EJEMPLO COMPARATIVO
13	M	11	87	10	3	0	0	536	642	0,18	15.988	EJEMPLO COMPARATIVO
14	N	24	55	40	0	5	0	616	672	0,12	16.074	EJEMPLO COMPARATIVO
15	O											EJEMPLO COMPARATIVO
FRACTURA DE DESBASTE PLANO												
16	P	4	82	0	0	0	0	503	568	0,12	10.074	EJEMPLO COMPARATIVO
17	Q	17	75	16	9	0	0	487	633	0,18	CONFOR- MACION IMPOSIBLE	EJEMPLO COMPARATIVO
18	A	11	10	88	0	2	0	564	684	0,12	12.174	EJEMPLO COMPARATIVO
19	A	13	90	0	0	0	10	522	609	0,11	11.788	EJEMPLO COMPARATIVO
20	C	20	85	0	0	0	15	533	628	0,10	13.385	EJEMPLO COMPARATIVO
21	C	14	55	0	0	0	45	589	658	0,07	9.623	EJEMPLO COMPARATIVO
22	C	18	10	88	0	2	0	616	671	0,10	12.302	EJEMPLO COMPARATIVO
23	E	11	15	81	0	4	0	795	857	0,08	9.216	EJEMPLO COMPARATIVO
24	E	10	85	5	0	0	10	722	794	0,08	7.437	EJEMPLO COMPARATIVO
25	F	11	40	45	0	0	15	984	1.088	0,04	6.258	EJEMPLO COMPARATIVO
26	F	13	40	45	0	15	0	780	1.245	0,07	9.323	EJEMPLO COMPARATIVO
27	F	12	40	45	0	2	13	954	1.060	0,03	6.065	EJEMPLO COMPARATIVO
28	F	4	40	45	11	4	0	758	966	0,14	11.060	EJEMPLO COMPARATIVO
29	F	75	45	40	12	3	0	773	1.165	0,12	1.9452	EJEMPLO COMPARATIVO



TABLA 3

Nº. DE MUESTRA	SIMBOLO DE ACERO	A3 (°C)	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO (°C)	LAMINACIÓN DE ACABADO		LAPSO DE TIEMPO (s)	PRIMER ENFRIAMIENTO		PERIODO DE TIEMPO DE ENFRIAMIENTO POR AIRE (s)	SEGUNDO ENFRIAMIENTO	
				DEFORMACIÓN ACUMULADA EN LAS TRES ÚLTIMAS ETAPAS	TEMPERATURA DE ACABADO (°C)		VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO (°C/s)	ULTIMA TEMPERATURA T1 (°C)		VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO (°C/s)	ULTIMA TEMPERATURA T2 (°C)
1	A	867	1.230	0.641	880	1.5	15	870	4	35	400
2	B	874	1.230	0.641	890	1.5	20	680	5	40	410
3	C	871	1.230	0.641	890	1.5	40	700	6	45	430
4	D	835	1.230	0.641	865	1.5	45	720	5	50	390
5	E	889	1.230	0.641	890	1.5	20	730	6	35	390
6	F	826	1.230	0.641	850	1.5	25	700	7	60	370
7	G	887	1.230	0.640	900	1.5	45	660	5	40	420
8	H	843	1.230	0.641	860	1.5	40	680	4	45	400
9	I	856	1.230	0.641	875	1.5	35	690	3	60	440
10	J	867	1.230	0.641	885	1.5	40	700	8	35	400
11	K	839	1.230	0.641	860	1.2	50	710	7	40	390
12	L	905	1.230	0.640	920	1.2	30	720	5	40	410
13	M	952	1.230	0.639	960	1.2	30	730	9	35	430
14	N	783	1.230	0.642	800	1.2	35	740	7	40	430
15	O	919									
FRACTURA DE DESBASTE PLANO											
16	P	983	1.230	0.638	985	1.2	25	680	4	55	410
17	Q	877	1.230	0.641	880	1.2	30	670	6	40	430
18	A	867	1.230	0.689	980	1.1	15	670	4	35	400
19	A	867	1.230	0.683	800	1.1	15	670	4	35	400
20	C	871	1.250	0.692	890	1.1		700	6	45	430
21	C	871	1.250	0.692	880	1.1	40	800	6	45	430
22	C	871	1.250	0.692	880	1.1	40	800	6	45	430
23	E	869	1.230	0.682	880	1.1	20	730	1	35	390
24	E	869	1.230	0.692	880	1.1	20	730	1.5	35	390
25	F	826	1.200	0.693	840	1.1	25	700	7	15	370
26	F	826	1.200	0.693	840	1.1	25	700	7	60	300
27	F	826	1.200	0.693	840	1.1	25	700	7	60	500
28	F	826	1.200	0.690	830	1.1	25	700	7	60	370
29	F	826	1.200	0.687	850	1.1	25	700	7	60	370

**REIVINDICACIONES**

1. Una chapa de acero laminada en caliente, que comprende:  
una composición química representada por, en % en masa:
- C: del 0,06 % al 0,22 %;
- 5 Si: del 1,0 % al 3,2 %;
- Mn: del 0,8 % al 2,2 %;
- P: del 0,05 % o menos;
- S: del 0,005 % o menos;
- Al: del 0,01 % al 1,00 %;
- 10 N: del 0,006 % o menos;
- Cr: del 0,00 % al 1,00 %;
- Mo: del 0,000 % al 1,000 %;
- Ni: del 0,000 % al 2,000 %;
- Cu: del 0,000 % al 2,000 %;
- 15 B: del 0,0000 % al 0,0050 %;
- Ti: del 0,000 % al 0,200 %;
- Nb: del 0,000 % al 0,200 %;
- V: del 0,000 % al 1,000 %;
- W: del 0,000 % al 1,000 %;
- 20 Sn: del 0,0000 % al 0,2000 %;
- Zr: del 0,0000 % al 0,2000 %;
- As: del 0,0000 % al 0,5000 %;
- Co: del 0,0000 % al 1,0000 %;
- Ca: del 0,0000 % al 0,0100 %;
- 25 Mg: del 0,0000 % al 0,0100 %;
- REM: del 0,0000 % al 0,1000 %; y
- el resto: Fe e impurezas; y
- una microestructura representada por, en % en volumen:
- austenita retenida: del 2 % al 30 %;
- 30 ferrita: del 20 % al 85 %;
- bainita: del 10 % al 60 %;
- perlita: del 5 % o menos; y
- martensita: del 10 % o menos, en la que
- 35 una proporción de granos que tienen una desorientación intragranular de 5 ° a 14 ° en todos los granos es del 5 % al 50 % por relación de área, definiéndose el grano como un área que está rodeada por un límite que tiene una desorientación de 15 ° o más y tiene un diámetro de círculo equivalente de 0,3 µm o más, en la que la proporción de granos que tienen una desorientación intragranular y la microestructura se determinan como se indica en la descripción.

## ES 2 743 814 T3

2. La chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la reivindicación 1, en la que, en la composición química, se cumple satisfactoriamente Cr: del 0,05 % al 1,00 %.

3. La chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la reivindicación 1 o 2, en la que, en la composición química,

Mo: del 0,001 % al 1,000 %,

5 Ni: del 0,001 % al 2,000 %,

Cu: del 0,001 % al 2,000 %,

B: del 0,0001 % al 0,0050 %,

Ti: del 0,001 % al 0,200 %,

Nb: del 0,001 % al 0,200 %,

10 V: del 0,001 % al 1,000 %,

W: del 0,001 % al 1,000 %,

Sn: del 0,0001 % al 0,2000 %,

Zr: del 0,0001 % al 0,2000 %,

As: del 0,0001 % al 0,5000 %,

15 Co: del 0,0001 % al 1,0000 %,

Ca: del 0,0001 % al 0,0100 %,

Mg: del 0,0001 % al 0,0100 %, o

REM: del 0,0001 % al 0,1000 %, o

se cumple satisfactoriamente cualquier combinación de los mismos.

FIG. 1

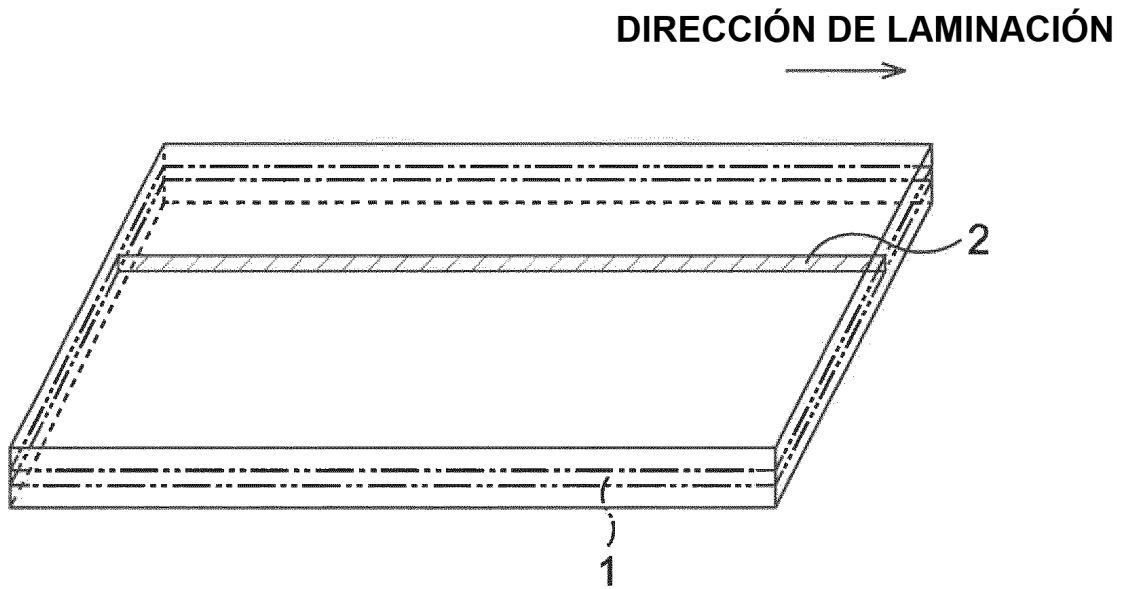


FIG. 2A

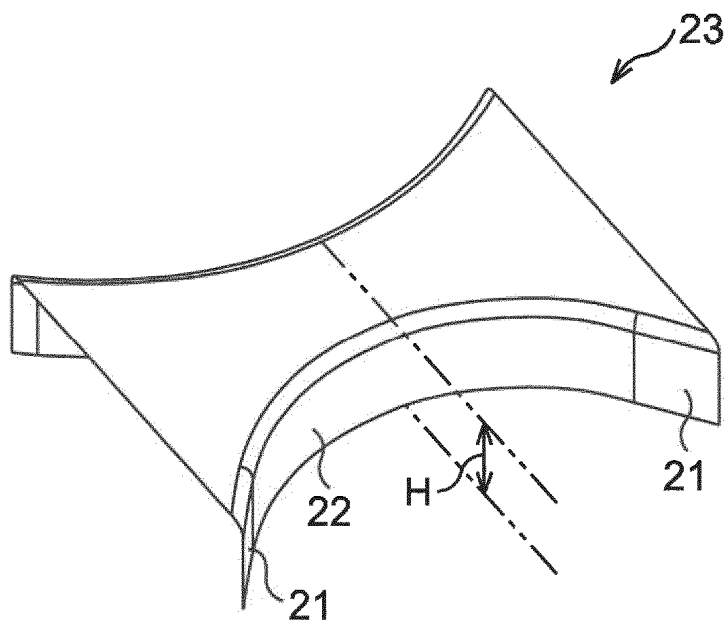


FIG. 2B

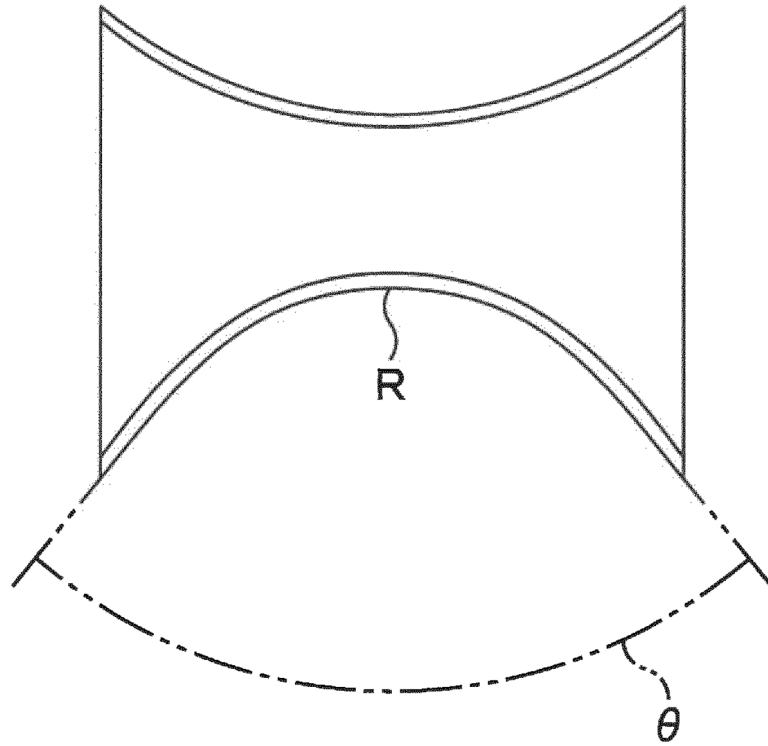


FIG. 3A

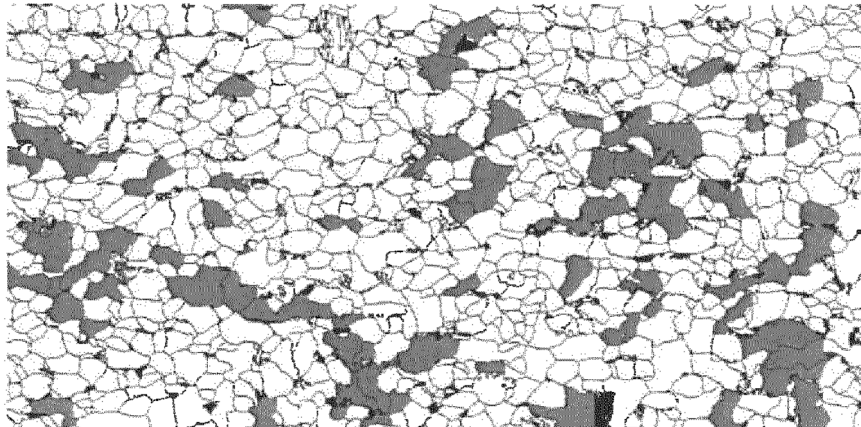


FIG. 3B

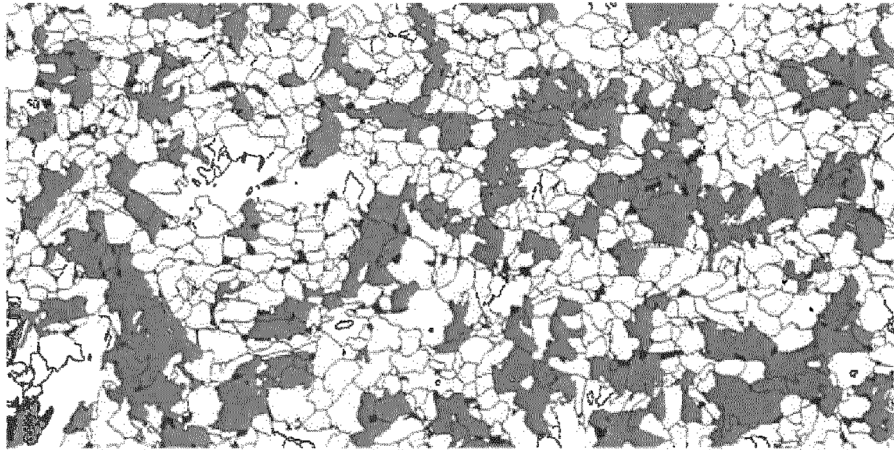


FIG. 4

