

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 734 741**

51 Int. Cl.:

<b>C22C 38/00</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/14</b>	(2006.01)
<b>B21B 1/26</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/16</b>	(2006.01)
<b>B21B 3/00</b>	(2006.01)	<b>C21D 8/04</b>	(2006.01)
<b>C21D 8/02</b>	(2006.01)		
<b>C21D 9/46</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/58</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/02</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/04</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/06</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/12</b>	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **13.07.2015 PCT/JP2015/070078**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **21.01.2016 WO16010004**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **13.07.2015 E 15822169 (7)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **05.06.2019 EP 3162908**

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

30 Prioridad:

**14.07.2014 JP 2014144502**

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

**11.12.2019**

73 Titular/es:

**NIPPON STEEL CORPORATION (100.0%)**  
**6-1, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku**  
**Tokyo, JP**

72 Inventor/es:

**SHUTO, HIROSHI;**  
**YOKOI, TATSUO;**  
**MAEDA, DAISUKE;**  
**SAKURADA, EISAKU y**  
**TOYODA, TAKESHI**

74 Agente/Representante:

**ELZABURU, S.L.P**

ES 2 734 741 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**

La presente invención se refiere a una chapa de acero laminada en caliente.

**5 Antecedentes de la técnica**

Convencionalmente, con el fin de reducir el peso de las carrocerías de automóviles, a menudo se han usado chapas de acero de alta resistencia para las piezas de suspensión o estructurales de las carrocerías de automóviles. Se requiere que las partes de suspensión de los automóviles tengan características de fatiga de un material libre de muesca y características de fatiga de la muesca, pero existe el problema de que las chapas de acero convencionales de alta resistencia son insuficientes en tal desempeño y no permiten que las piezas se reduzcan en espesor de chapa.

Para mejorar las características de fatiga de un material sin muescas, es efectivo hacer que la estructura sea más fina. Por ejemplo, la bibliografía de patentes 1 y 2 describe chapas de acero laminadas en caliente que contienen granos de ferrita ultrafinos con un tamaño de grano promedio de menos de 2  $\mu\text{m}$  como laminados en caliente, y contienen bainita o similares como fase secundaria. Se describe que estas chapas de acero son excelentes en ductilidad, tenacidad, resistencia a la fatiga y similares, y tienen una baja anisotropía en estas características. Además, dado que se produce una fisura por fatiga cerca de la superficie, también es eficaz para hacer que la estructura cerca de la superficie sea más fina. La bibliografía de patentes 3 describe una chapa de acero laminada en caliente que tiene una estructura de gradiente de tamaño de grano cristalino en la que el tamaño de grano cristalino promedio de ferrita poligonal, que es la fase principal, disminuye gradualmente desde el centro del espesor de la chapa hacia la capa superficial y que contiene, en fracción de volumen, un 5% o más de bainita o similar como fase secundaria. Además, el refinamiento de grano de una estructura de martensita también es eficaz para mejorar las características de fatiga. La bibliografía de patentes 4 describe una tubería de acero estructural de máquina en la que el 80% o más en la fracción de área de la microestructura es martensita, el diámetro promedio de bloque de la estructura martensítica es de 3  $\mu\text{m}$  o menos, y el diámetro máximo de bloque es de 1 a 3 veces el promedio diámetro del bloque. La bibliografía de patentes 4 también describe cómo hacer la estructura de una placa antes de hacer tubos en bainita inferior o martensita en laminación en caliente para dispersar el carbono de manera uniforme. Sin embargo, aunque el refinamiento del grano mejora las características de fatiga de un material sin muescas, no tiene efecto en retrasar la velocidad de propagación de la grieta, por lo que no contribuye a una mejora en las características de fatiga de la muesca.

Con respecto a una mejora en las características de fatiga de la muesca, se ha informado que es eficaz para reducir la velocidad de propagación de grietas formando una estructura compuesta. En la bibliografía de patentes 5, la bainita dura o martensita se dispersa en una estructura cuya fase principal es la ferrita fina; por lo tanto, se logran las características de fatiga de un material sin muescas y las características de fatiga de la muesca. En las publicaciones de patentes 6 y 7 se informa que el aumento de la relación de aspecto de martensita en una estructura compuesta reduce la velocidad de propagación de grietas.

**Lista de Citas**

Bibliografía de patentes

Bibliografía de Patentes 1: JP H11-92859A

Bibliografía de Patentes 2: JP H11-152544A

40 Bibliografía de Patentes 3: JP 2004-211199A

Bibliografía de Patentes 4: JP 2010-70789A

Bibliografía de Patentes 5: JP H04-337026A

Bibliografía de Patentes 6: JP 2005-320619A

Bibliografía de Patentes 7: JP H07-90478A

45 Otros acuerdos propuestos anteriormente se describen en el documento EP1362930A1.

**Compendio de la invención**

Problema técnico

La bibliografía de patentes 5 no describe una técnica para mejorar la conformabilidad de la prensa y no presta especial atención a la dureza y la forma de la bainita y la martensita; Por lo tanto, parece que no se logra conformabilidad favorable de la prensa.

50

Las publicaciones de patentes 6 y 7 carecen de la consideración de la ductilidad y la manejabilidad (por ejemplo, la capacidad de expansión del orificio), que son necesarias en la formación de la prensa.

5 La presente invención se ha realizado con el fin de resolver tales problemas, y tiene como objetivo proporcionar una chapa de acero laminada en caliente que tenga excelentes características de fatiga en la dirección de laminación y trabajabilidad y que tenga una resistencia a la tracción de 780 MPa o más.

#### Solución al problema

10 Los presentes inventores han llevado a cabo una extensa investigación para lograr el objetivo anterior, y han logrado producir una chapa de acero con excelentes características de fatiga en la dirección de laminación y la trabajabilidad, al optimizar la composición química y las condiciones de producción de una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia para controlar la microestructura de la chapa de acero. La presente invención se define en las reivindicaciones adjuntas.

#### Efectos ventajosos de la invención

15 Según la presente invención, se puede proporcionar una chapa de acero laminada en caliente que tiene excelentes características de fatiga en la dirección de laminación y trabajabilidad y que tiene una resistencia a la tracción de 780 MPa o más. La presente invención puede aplicarse adecuadamente a chapas de acero con un espesor de chapa de 8 mm o menos. Una chapa de acero laminada en caliente según la presente invención puede prolongar la vida útil de las piezas de suspensión y similares de los materiales de automóviles, contribuyendo así significativamente a la industria.

#### Breve descripción de los dibujos

20 La FIG. 1 es un diagrama esquemático que ilustra la forma y las dimensiones de las piezas de ensayo utilizadas para una ensayo de fatiga. La FIG. 1(a) es una vista en planta y una vista frontal de una pieza de ensayo para medir la resistencia a la fatiga sin una muesca. La FIG. 1(b) es una vista en planta y una vista frontal de una pieza de ensayo para medir la resistencia a la fatiga con una muesca.

#### Descripción de las realizaciones

25 1. Microestructura de la chapa de acero laminada en caliente

##### 1-1. Fracción de área de cada fase que constituye la chapa de acero laminada en caliente

30 Se requiere que una chapa de acero laminada en caliente de la presente invención contenga bainita como el constituyente principal y contenga fases duras constituidas por martensita y/o austenita en una cantidad de, en fracción de área, igual o superior al 3% y menor que el 20%. Cuando la microestructura es una estructura compuesta que tiene fases duras como fase secundaria en bainita blanda que sirve como fase principal, la fase principal mejora la ductilidad y la fase secundaria mejora la resistencia, de modo que la chapa de acero tiene un equilibrio favorable entre resistencia y ductilidad. Contener bainita como el componente principal significa que la bainita que sirve como fase principal en la chapa de acero laminada en caliente tiene la fracción de área más alta. Convencionalmente, las chapas de acero cuya fase principal es ferrita y la fase secundaria son las fases duras descritas anteriormente se han utilizado ampliamente. Particularmente cuando se requiere una resistencia de 780 MPa o más en resistencia a la tracción, en algunos casos se usa bainita como la fase principal. Además, las fases duras tienen el efecto de obstruir la propagación de grietas por fatiga que se produce en una fase suave, para reducir la velocidad de propagación de grietas por fatiga; por lo tanto, una chapa de acero que tiene la estructura compuesta descrita anteriormente tiene excelentes características de fatiga de punzonado. Por lo tanto, una chapa de acero laminada en caliente de la presente invención se hace para tener una microestructura cuyo constituyente principal es bainita y en la que las fases duras constituidas por martensita y/o austenita se distribuyen como una fase secundaria. La fracción de área de bainita es preferiblemente del 65 al 97%.

45 Las fases duras ejercen el efecto de inhibir la propagación de grietas por fatiga cuando su fracción de área es del 3% o más. Por otro lado, cuando las fases duras tienen una fracción de área del 20% o más, las fases duras sirven como punto de partida de un defecto llamado vacío para reducir la relación de expansión del orificio, de modo que "(resistencia a la tracción (MPa)) x (relación de expansión del orificio (%))  $\geq$  35000", que se requiere de las piezas de suspensión de los automóviles, no se cumple. Por esta razón, las fases duras constituidas por martensita o austenita se hacen presentes en una cantidad igual o superior al 3% y menor al 20% en la fracción de área en una microestructura cuyo constituyente principal es la bainita. Las fases duras están presentes preferiblemente en una cantidad de, en fracción de área, un 5% o más, más preferiblemente un 7% o más.

50 1-2. Relación de aspecto de la fase dura presente en la parte central del espesor de la chapa

A continuación, se proporciona una descripción de la relación de aspecto de las fases duras presentes en una parte central de espesor de chapa. Cuando se realiza un ensayo de fatiga de punzonado en una ensayo de fatiga axial, se produce una grieta de fatiga desde la parte central del espesor de la chapa, y la grieta se propaga en la dirección del

espesor de la chapa, lo que resulta en una ruptura. Aquí, para inhibir la aparición de una grieta y la propagación inicial, las formas de las fases duras en la parte central del espesor de la chapa son particularmente importantes.

La relación de aspecto de una fase dura se define por (la longitud del eje mayor de la fase dura/la longitud del eje menor de la fase dura). En una chapa de acero laminada en caliente de la presente invención, "la longitud del eje mayor de la fase dura" es "la longitud de la fase dura en la dirección de laminación de la chapa de acero", y "la longitud del eje menor de la fase dura" es "la longitud de la fase dura en la dirección del espesor de la chapa de acero". Con un aumento en la relación de aspecto de la fase dura, aumenta la frecuencia con la que una grieta llega a la fase dura, lo que obstruye la propagación de la grieta por fatiga, y también aumenta la distancia de desvío/ramificación de la grieta, que es eficaz para reducir la velocidad de propagación de grietas por fatiga. Aquí, una fase dura cuya relación de aspecto es menor que 3 tiene un pequeño efecto de inhibición de la propagación de grietas porque la distancia de desvío/ramificación cuando una grieta llega a la fase dura es pequeña. Por lo tanto, es efectivo aumentar las fases duras cuya relación de aspecto es 3 o más. Por esta razón, en la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención, las fases duras con una relación de aspecto de 3 o más se hacen para dar cuenta del 60% o más de las fases duras presentes en la parte central del espesor de la chapa. Las fases duras con una relación de aspecto de 3 o más preferiblemente representan el 80% o más de las fases duras presentes en la parte central del espesor de la chapa.

1-3. Longitud en la dirección de laminación de las fases duras presentes en la parte central del espesor de la chapa

Se dará una descripción de la longitud en la dirección de laminación de las fases duras presentes en la parte central del espesor de la chapa. Cuando el acero con una estructura compuesta que contiene bainita y fases duras se deforma, el lado de la bainita, que es suave, experimenta preferentemente una deformación plástica, y en consecuencia la tensión en las fases duras aumenta con la deformación, de modo que se produce una gran deformación en la interfaz entre la bainita y las fases duras.

Cuando la tensión en las fases duras o la tensión en las interfaces entre bainita y las fases duras exceden un cierto grado, los defectos llamados huecos ocurren en el acero, y estos huecos se conectan entre sí, lo que resulta en una ruptura. Un material en el que se producen huecos fácilmente es vulnerable a la deformación local y tiene poca capacidad de expansión del orificio.

Cuando las fases duras se extienden en la dirección de laminación, la tensión y la deformación en la etapa de deformación se concentran en la fase dura, lo que hace que se produzcan huecos tempranos; por lo tanto, la capacidad de expansión del orificio es probable que se deteriore. Además, en la parte central del espesor de la chapa, la restricción plástica es más fuerte que en la parte de la capa superficial y, por lo tanto, se producen huecos con facilidad. Por lo tanto, la longitud de las fases duras en la parte central del espesor de la chapa es particularmente importante.

Según el estudio realizado por los presentes inventores, cuando la longitud en la dirección de laminación de las fases duras presentes en la parte central del espesor de la chapa se controla a menos de 20  $\mu\text{m}$ , se puede inhibir la aparición de huecos, y "(resistencia a la tracción (MPa)) x (relación de expansión del orificio (%))  $\geq$  35000", que se requiere de las piezas de suspensión de los automóviles, se puede lograr. Por lo tanto, en una chapa de acero laminada en caliente de la presente invención, la longitud en la dirección de laminación de la fase dura presente en la parte central del espesor de la chapa se especifica como menos de 20  $\mu\text{m}$ . La longitud en la dirección de laminación de las fases duras en la parte central del espesor de la chapa es preferiblemente menor que 18  $\mu\text{m}$ .

Las fases duras están constituidas por martensita y/o austenita. Es decir, existen las tres formas siguientes: una fase dura que contiene solo martensita, una fase dura que contiene solo austenita y una fase dura que contiene tanto martensita como austenita. La fase dura puede estar constituida por un solo grano (grano de martensita o grano de austenita), o una pluralidad de granos puede agregarse para constituir integralmente la fase dura. Los ejemplos de una fase dura en la que una pluralidad de agregados de granos incluye un agregado de una pluralidad de granos de martensita, un agregado de una pluralidad de granos de austenita y un agregado de uno o una pluralidad de granos de martensita y una o una pluralidad de granos de austenita.

1-4. Relación de intensidad aleatoria de rayos X

La descripción se dará en una relación de intensidad de rayos X aleatoria. La vida de fatiga de un material sin muescas está muy influenciada por la vida hasta que se produce una grieta por fatiga. Se sabe que la aparición de una grieta de fatiga se realiza en un proceso de tres etapas: (1) saturación de una estructura de dislocación, (2) formación de intrusión y extrusión, y (3) formación de una grieta de fatiga.

Como resultado de extensos estudios, los presentes inventores han encontrado que al controlar adecuadamente la orientación del cristal en la dirección de carga de tensión en un ensayo de fatiga para que la relación de intensidad aleatoria de rayos X satisfaga una condición predeterminada, es posible retrasar (1) la saturación de una estructura de dislocación del proceso de tres etapas, y mejorar la vida de fatiga de un material sin muescas en la dirección de laminación. A continuación, se describe un mecanismo para esto.

Una estructura cristalina de hierro es una estructura cúbica centrada en el cuerpo (b.c.c.), y se dice que funcionan 42 sistemas de deslizamiento del sistema {110} <111>, el sistema {112} <111> y el sistema {123} <111>. La notación de

la orientación del cristal se describirá más adelante. En policristales, la deformabilidad varía según la orientación del cristal, y el grado de dificultad de la deformación se decide por un factor de Taylor. El factor de Taylor es un valor definido por la fórmula (G).

$$d\Sigma\Gamma_i = M d\varepsilon \dots (G),$$

- 5 donde  $\Gamma_i$  denota la cantidad de deslizamiento de un sistema de deslizamiento  $i$ ,  $\Sigma \Gamma_i$  denota la suma total de las cantidades de deslizamiento de todo el deslizamiento que ha funcionado,  $M$  denota el factor de Taylor y  $\varepsilon$  denota la cantidad de deformación plástica total.

10 Con una disminución en el factor de Taylor, la cantidad total de deformación plástica aumenta incluso cuando la suma total de las cantidades de deslizamiento de los sistemas de deslizamiento es pequeña, lo que permite la deformación plástica con poca energía. El factor de Taylor cambia según la orientación del cristal con respecto a la dirección de carga de tensión; por lo tanto, un grano de cristal en una orientación con un factor de Taylor pequeño se deforma fácilmente, y un grano de cristal en una orientación con un factor de Taylor grande es difícil de deformar.

15 Los investigadores han realizado cálculos para revelar que, si los sistemas de deslizamiento 42 descritos anteriormente se asumen en metal b.c.c., los valores de los factores de Taylor cuando la orientación  $\langle 001 \rangle$ , la orientación  $\langle 011 \rangle$  y la orientación  $\langle 111 \rangle$  se someten a deformación por tracción son 2,1, 3,2 y 3,2, respectivamente, y la orientación  $\langle 001 \rangle$  se deforma más fácilmente, lo que conduce a la formación temprana de una estructura de dislocación. En contraste, la orientación  $\langle 011 \rangle$  y la orientación  $\langle 111 \rangle$  son difíciles de deformar, lo que conduce a la formación tardía de una estructura de dislocación. Es decir, una orientación de grano de cristal hacia  $\langle 001 \rangle$  con respecto a la dirección de carga de tensión tiene una vida de inicio de grieta de fatiga corta, y una orientación de grano de cristal hacia  $\langle 011 \rangle$  y una orientación de  $\langle 111 \rangle$  tiene una vida de inicio de grieta de fatiga larga.

20 Los presentes inventores han encontrado como resultado de un estudio que, cuando la suma de las relaciones de intensidad aleatoria de rayos X de orientación  $\langle 011 \rangle$  y  $\langle 111 \rangle$  vista desde la dirección de laminación se controla a 3,5 o más y un control aleatorio de rayos X la relación de intensidad de  $\langle 001 \rangle$  orientación vista desde la dirección de laminación se controla a 1,0 o menos, las características de fatiga en la dirección de laminación muestran un valor favorable de (límite de fatiga)/(resistencia a la tracción) de 0,55 o más. "Límite de fatiga" aquí se refiere a la resistencia a la fatiga en 10 millones de ciclos obtenidos con una pieza de ensayo de fatiga sin muescas, que se describe más adelante.

30 Sobre la base de este hallazgo, en una chapa de acero laminada en caliente de la presente invención, la suma de las relaciones de intensidad aleatoria de rayos X de orientación  $\langle 011 \rangle$  y  $\langle 111 \rangle$  vista desde la dirección de laminado se establece en 3,5 o más y una relación de intensidad aleatoria de rayos X de orientación  $\langle 001 \rangle$  según se ve desde la dirección de laminación se establece en 1,0 o menos. La suma de las relaciones de intensidad aleatoria de rayos X de orientación  $\langle 011 \rangle$  y  $\langle 111 \rangle$  vista desde la dirección de laminación es preferiblemente de 4,0 o más. Una relación de intensidad aleatoria de rayos X de orientación  $\langle 001 \rangle$  vista desde la dirección de laminación es preferiblemente de 0,8 o menos.

35 1-5. Método para medir la microestructura de chapa de acero laminada en caliente y de intensidad aleatoria de rayos X

#### (1) Método para medir fracciones de área de bainita y fases duras

40 Las fracciones de área de bainita y fases duras constituidas por martensita y/o austenita, que constituyen la estructura de una chapa de acero laminada en caliente de la presente invención como se describió anteriormente, se miden utilizando una muestra obtenida tomando, como superficie de observación, una sección transversal perpendicular a la dirección del ancho de la chapa de acero. La superficie de observación de la muestra se pule y se somete a grabado químico. Intervalos de 1/4 de espesor (Esto significa una posición a 1/4 del espesor de la chapa de acero en la dirección del espesor de la chapa de acero desde la superficie de la chapa de acero. Lo mismo se aplica a lo siguiente), 3/8 el espesor y 1/2 espesor del espesor de la chapa de la superficie de observación sometida a grabado químico se observan con un FE-SEM.

45 Para un intervalo objetivo de observación de cada muestra, se observan diez campos de visión con un aumento de 1000 veces, y en cada campo de visión, se miden las proporciones de áreas ocupadas por bainita y las fases duras. El área de las fases duras es el área total de martensita y austenita. Después, los valores promedio de las proporciones de áreas ocupadas por bainita y las fases duras de todos los campos de visión se obtienen como las fracciones de área de bainita y las fases duras. Este método se puede usar para medir la fracción de área de ferrita o similar, así como bainita y martensita y austenita (fases duras).

50 (2) Relación de aspecto y longitud en la dirección de laminación de las fases duras presentes en la parte central del espesor de la chapa

55 La relación de aspecto y la longitud en la dirección de laminación de las fases duras presentes en la parte central del espesor de la chapa se determinan con respecto a las fases duras ubicadas a 1/2 espesor del espesor de la chapa en la muestra descrita anteriormente. Se observan 50 o más fases duras ubicadas a 1/2 espesor del espesor de la chapa

en la muestra descrita anteriormente usando un FE-SEM, y se miden la longitud en la dirección de laminación de la chapa de acero y la longitud en la dirección del espesor de la chapa de acero de cada fase dura. A partir de los resultados de medición de estas longitudes, se calcula una relación de aspecto de cada fase dura. Se calcula la proporción de fases duras con una relación de aspecto de 3 o más entre las fases duras observadas. Además, el valor promedio de las longitudes en la dirección de laminación de las fases duras observadas se obtiene como la longitud en la dirección de laminación de la fase dura presente en la parte central del espesor de la chapa.

La parte central del espesor de la chapa se refiere a una posición a 1/2 del espesor de la chapa de acero en la dirección del espesor de la chapa de acero desde la superficie de la chapa de acero. Por ejemplo, en la parte central del espesor de la chapa, se seleccionan 50 fases duras en un intervalo de campo de visión de 50 mm x 200 mm, y se miden la longitud en la dirección de laminación y la longitud en la dirección del espesor de la chapa de acero de cada fase dura. Para aumentar la precisión de la medición, en lugar de seleccionar 50 fases duras, se puede medir la longitud en la dirección de laminación y la longitud en la dirección del espesor para todas las fases duras en el intervalo del campo de visión.

### (3) Relación de intensidad aleatoria de rayos X

Las relaciones de intensidad aleatoria de rayos X de orientación  $\langle 001 \rangle$ , orientación  $\langle 011 \rangle$  y orientación  $\langle 111 \rangle$  tal como se ven desde la dirección de laminación pueden determinarse a partir de una figura de polo inverso medida por difracción de rayos X. Una relación de intensidad aleatoria de rayos X es un valor que se obtiene de la siguiente manera: las intensidades de rayos X de una muestra estándar sin integración en una orientación particular y una muestra se miden en las mismas condiciones mediante difracción de rayos X o similar, y la intensidad de rayos X de la muestra se divide por la intensidad de rayos X de la muestra estándar.

Aquí, para una chapa de acero laminada en caliente, la orientación del cristal perpendicular a la superficie de la chapa normalmente se denota por  $[hkl]$  o  $\{hkl\}$ , y la orientación del cristal paralela a la dirección de laminación normalmente se denota por  $(uvw)$  o  $\langle uvw \rangle$ .  $\{hkl\}$  y  $\langle uvw \rangle$  se refieren colectivamente a planos equivalentes, y  $[hkl]$  y  $(uvw)$  se refieren a planos de cristal individuales. En la presente invención, que está dirigida a una chapa de acero laminada en caliente cuyo constituyente principal es bainita, incluida la ferrita con una estructura b.c.c., por ejemplo,  $(111)$ ,  $(-111)$ ,  $(1-11)$ ,  $(11-1)$ ,  $(-1-11)$ ,  $(-11-1)$ ,  $(1-1-1)$ , y  $(-1-1-1)$  los planos son equivalentes e indistinguibles. En tal caso, estas orientaciones se denominan colectivamente como  $\langle 111 \rangle$ . En la cristalografía, como para  $-1$ ,  $-$  se coloca encima de  $1$  en la notación formal de orientación, pero aquí,  $-1$  se usa para la notación debido a las restricciones en la descripción.

Una muestra para difracción de rayos X se fabrica de la siguiente manera. La sección transversal de la dirección de laminación (sección transversal perpendicular a la dirección laminación) se pule mediante pulido mecánico, pulido químico o similar, y se espeja mediante bruñido, y después se elimina la tensión mediante pulido electrolítico, pulido químico, o similares. El intervalo de difracción de rayos X es el espesor total de la chapa. Si la muestra completa no se puede medir de una vez, la medición se puede realizar con la dirección del espesor de la chapa dividida en varios campos de visión, y los resultados pueden promediarse. Si la medición por difracción de rayos X es difícil, se puede medir un número estadísticamente suficiente de muestras mediante un método de patrón de dispersión de retorno de electrones (EBSP) o un método de patrón de canalización de electrones (ECP), y una relación de intensidad aleatoria de difracción de rayos X de cada orientación puede ser determinada.

## 2. Composición química de la chapa de acero

Una chapa de acero laminada en caliente de la presente invención tiene una composición química que contiene los siguientes elementos. De aquí en adelante, los elementos se describirán junto con las razones para limitar el contenido de los elementos. En la descripción, "%" del contenido de cada elemento significa "% en masa".

C: 0,03 al 0,2%

El carbono (C) es un elemento importante en la presente invención. El C genera martensita y estabiliza la austenita, lo que contribuye a la mejora de la resistencia de la chapa de acero laminada en caliente al fortalecer la estructura, y también tiene un efecto inhibidor de la propagación de grietas. Tenga en cuenta que un contenido de C inferior al 0,03% no permite que se logre una fracción de volumen predeterminada de las fases duras; por lo tanto, no se exhibe un efecto de mejorar las características de fatiga por punzonado. Por otro lado, un contenido de C superior al 0,2% conduce a una fracción de área excesiva de un producto de transformación a baja temperatura que constituye las fases duras que sirven como una fase secundaria, lo que reduce la capacidad de expansión del orificio. En consecuencia, el contenido de C se establece del 0,03% al 0,2%. El límite inferior del contenido de C es preferiblemente del 0,06%, y el límite superior es preferiblemente del 0,18%.

Mn: 0,1 al 3,0%

El manganeso (Mn) se contiene para el fortalecimiento de la disolución sólida y también para aumentar la capacidad de endurecimiento para generar martensita o austenita en la estructura de la chapa de acero. Un contenido de Mn superior al 3% satura este efecto. Por otro lado, un contenido de Mn inferior al 0,1% dificulta el efecto de inhibir la generación de perlita durante el enfriamiento. En consecuencia, el contenido de Mn se establece del 0,1 al 3,0%. El límite inferior del contenido de Mn es preferiblemente del 0,3%, y el límite superior es preferiblemente del 2,5%.

P: 0,10% o menos

5 El fósforo (P), que es una impureza contenida en el metal caliente, se segrega en un límite de grano y reduce la tenacidad a baja temperatura junto con un aumento en su contenido. Por lo tanto, el contenido de P es preferiblemente lo más bajo posible. Un contenido de P superior al 0,10% afecta negativamente la trabajabilidad y la soldabilidad. En consecuencia, el contenido de P se establece en un 0,10% o menos. Particularmente en términos de soldabilidad, el límite superior del contenido de P es preferiblemente del 0,03%.

S: 0,03% o menos

10 El azufre (S), que es una impureza contenida en el metal caliente, cuando se contiene demasiado, causa una grieta en la laminación en caliente y también genera una inclusión, como MnS, que hace que la capacidad de expansión del orificio se deteriore. Por lo tanto, el contenido de S debe reducirse en la medida de lo posible, mientras que el 0,03% o menos es un intervalo permitido. En consecuencia, el contenido de S se establece en el 0,03% o menos. Tenga en cuenta que cuando se necesita un cierto grado de capacidad de expansión del orificio, el límite superior del contenido de S es preferiblemente del 0,01%, aún más preferiblemente del 0,005%.

Si + Al: 0,2 al 3,0%

15 El silicio (Si) y el aluminio (Al) son elementos importantes en la presente invención. El Si y el Al tienen un efecto de inhibición del deslizamiento  $\{112\} \langle 111 \rangle$  en el hierro, lo que retrasa la formación de una estructura de dislocación para mejorar la vida de inicio de grieta por fatiga. Este efecto se obtiene con un contenido total de Si y Al (Si + Al) del 0,2% o más, y es significativo al 0,5% o más. Si + Al superior al 3,0% satura el efecto y conduce a una pobre eficiencia económica. En consecuencia, Si + Al se establece del 0,2 al 3,0%. El límite inferior de Si + Al es preferiblemente del 0,5%. El contenido de Al en la presente invención se refiere a Al soluble en ácido (denominado "Al sol."). Solo uno de Si y Al puede estar contenido en una cantidad del 0,2 al 3,0%, o tanto Si y Al puede estar contenido en una cantidad total del 0,2 al 3,0%.

20

N: más del 0% e igual o menos del 0,01%

25 El nitrógeno (N), cuando está presente en el acero como TiN, contribuye a mejorar la tenacidad a baja temperatura al hacer que el grano de cristal sea más fino en el calentamiento de la placa. Por lo tanto, el N puede ser contenido. Tenga en cuenta que un contenido de N superior al 0,01% puede causar que se forme un orificio en la soldadura de una chapa de acero para reducir la resistencia de la unión de una soldadura. En consecuencia, el contenido de N se establece en un 0,01% o menos. Por otro lado, un contenido de N inferior al 0,0001% no es preferible en términos de eficiencia económica. Por lo tanto, el límite inferior del contenido de N es preferiblemente del 0,0001% o más, más preferiblemente del 0,0005%.

30

O: más del 0% e igual o menos del 0,01%

35 El oxígeno (O) forma óxido, lo que hace que la conformabilidad se deteriore; Por lo tanto, su contenido debe ser suprimido. En particular, un contenido de O superior al 0,01% conduce a un deterioro significativo de la conformabilidad. En consecuencia, el contenido de O se establece en un 0,01% o menos. Por otro lado, un contenido de O inferior al 0,001% no es preferible en términos de eficiencia económica. Por lo tanto, el límite inferior del contenido de O es preferiblemente del 0,001% o más.

Ti:  $(0,005 + 48/14[N] + 48/32[S])$  % al 0,3%

Nb: 0,01 al 0,3%

40 El titanio (Ti) logra una excelente tenacidad a baja temperatura y una alta resistencia debido al fortalecimiento de la precipitación. Por lo tanto, el Ti es contenido. El carbonitruro de Ti o la disolución sólida de Ti retrasa el crecimiento del grano en la laminación en caliente, lo que hace que el tamaño de grano de la chapa de acero laminada en caliente sea más fino y contribuye a mejorar la tenacidad a baja temperatura. Sin embargo, un contenido de Ti superior al 0,3% satura este efecto y conduce a una eficiencia económica deficiente. Además, un contenido de Ti inferior al  $(0,005 + 48/14 [N] + 48/32 [S])$  % puede ser incapaz de proporcionar este efecto lo suficiente. Por lo tanto, el contenido de Ti es igual o mayor que  $(0,005 + 48/14 [N] + 48/32 [S])$  (%) e igual o menor que un 0,3%. Aquí, [N] y [S] denotan el contenido de N (%) y el contenido de S (%), respectivamente. Además, un contenido de Ti que exceda el 0,15% puede hacer que una boquilla del distribuidor se obstruya fácilmente en la fundición. Por lo tanto, el límite superior del contenido de Ti es preferiblemente del 0,15%.

45

50 El niobio (Nb) mejora la resistencia a baja temperatura de una chapa de acero laminada en caliente. Por lo tanto, Nb puede ser contenido según sea necesario. El carbonitruro de Nb o la disolución sólida de Nb retrasa el crecimiento del grano en la laminación en caliente, lo que hace que el tamaño de grano de la chapa de acero laminada en caliente sea más fino y contribuye a una mejora en la tenacidad a baja temperatura. Sin embargo, un contenido de Nb superior al 0,3% satura este efecto y conduce a una eficiencia económica deficiente. Además, un contenido de Nb inferior al 0,01% puede ser incapaz de proporcionar este efecto lo suficiente. Por lo tanto, el límite inferior del contenido de Nb es del 0,01%, y el límite superior es preferiblemente del 0,1%.

55

Mg: 0 al 0,01 %

Ca: 0 al 0,01%

REM: 0 al 0,1%

5 El magnesio (Mg), el calcio (Ca) y el metal de tierras raras (REM) controlan la forma de una inclusión no metálica, que sirve como punto de partida de la rotura para causar el deterioro de la trabajabilidad y, por lo tanto, mejora la trabajabilidad. Por lo tanto, uno o más de estos elementos pueden estar contenidos según sea necesario. Sin embargo, un contenido de Mg superior al 0,01%, un contenido de Ca superior al 0,01% o un contenido de REM superior al 0,1% satura este efecto y conduce a una eficiencia económica deficiente. En consecuencia, el contenido de Mg se establece del 0 al 0,01%, el contenido de Ca se establece del 0 al 0,01%, y el contenido REM se establece del 0 al 0,1%. Cuando  
10 Mg, Ca y REM están contenidos cada uno en una cantidad del 0,0005% o más, el efecto anterior se muestra significativamente. Por lo tanto, el límite inferior del contenido de Mg es preferiblemente del 0,0005%, el límite inferior del contenido de Ca es preferiblemente del 0,0005% y el límite inferior del contenido de REM es preferiblemente del 0,0005%.

15 Tenga en cuenta que REM se refiere colectivamente a 17 elementos en total, incluidos Sc, Y y lantánido, y el contenido de REM significa la cantidad total de estos elementos.

B: 0 al 0,01%

20 El B está segregado en un límite de grano y aumenta la resistencia del límite de grano para mejorar la tenacidad a baja temperatura. Por lo tanto, B puede estar contenido en la chapa de acero según sea necesario. Sin embargo, un contenido de B superior al 0,01% no solo satura este efecto, sino que también conduce a una eficiencia económica inferior. En consecuencia, el contenido de B se establece del 0 al 0,01%. El efecto anterior es significativo cuando la chapa de acero tiene un contenido de B del 0,0002% o más. Por lo tanto, el límite inferior del contenido de B es preferiblemente del 0,0002%, más preferiblemente del 0,0005%. El límite superior del contenido de B es preferiblemente del 0,005%, más preferiblemente del 0,002%.

Cu: 0 al 2,0%

25 Ni: 0 al 2,0%

Mo: 0 al 1,0%

V: 0 al 0,3%

Cr: 0 al 2,0%

30 El cobre (Cu), el níquel (Ni), el molibdeno (Mo), el vanadio (V) y el cromo (Cr) tienen el efecto de mejorar la resistencia de una chapa de acero laminada en caliente mediante el fortalecimiento de la precipitación o el fortalecimiento de la disolución sólida. Por lo tanto, uno o más de estos elementos pueden estar contenidos según sea necesario. Sin embargo, un contenido de Cu superior al 2,0%, un contenido de Ni superior al 2,0%, un contenido de Mo superior al 1,0%, un contenido de V superior al 0,3% o un contenido de Cr superior al 2,0% satura este efecto y conduce a una eficiencia económica deficiente. En consecuencia, el contenido de Cu se establece del 0 al 2,0%, el contenido de Ni se establece del 0 al 2,0%, el contenido de Mo se establece del 0 al 1,0%, el contenido de V se establece del 0 al 0,3% y el contenido de Cr se establece del 0 al 2,0%. Cuando Cu, Ni, Mo, V y Cu están contenidos cada uno en una  
35 cantidad inferior al 0,01%, este efecto no se proporciona de manera suficiente. Por lo tanto, el límite inferior del contenido de Cu es preferiblemente del 0,01%, más preferiblemente del 0,02%. El límite inferior del contenido de Ni es preferiblemente del 0,01%, el límite inferior del contenido de Mo es preferiblemente del 0,01%, el límite inferior del contenido de V es preferiblemente del 0,01% y el límite inferior del contenido de Cr es preferiblemente del 0,01%. Además, el límite superior del contenido de Cu es preferiblemente del 1,2%, el límite superior del contenido de Ni es preferiblemente del 0,6%, el límite superior del contenido de Mo es preferiblemente del 0,7%, el límite superior del contenido de V es preferiblemente del 0,2%, y el límite superior del contenido de Cr es preferiblemente del 1,2%.

45 Anteriormente se describe una composición química básica de una chapa de acero laminada en caliente de la presente invención. El resto de la composición química de la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención consiste en hierro e impurezas. Las impurezas significan componentes que se mezclan debido a materias primas, como minerales o desperdicios, u otros factores cuando un material de acero se produce industrialmente.

50 Se ha confirmado que, como un elemento distinto de los elementos anteriores, uno o más de Zr, Sn, Co, Zn y W pueden estar contenidos en una cantidad total del 1% o menos, en lugar de parte de hierro, sin deterioro. de las excelentes características de fatiga en la dirección de laminación y trabajabilidad y la resistencia a la tracción de 780 MPa o más de la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención. Entre estos elementos, el Sn puede causar una falla en la laminación en caliente; por lo tanto, el límite superior del contenido de Sn es preferiblemente del 0,05%.

Una chapa de acero laminada en caliente de la presente invención que tiene la estructura y la composición descritas

anteriormente puede tener una resistencia a la corrosión mejorada al incluir, en la superficie, una capa galvanizada en caliente formada por galvanización en caliente y una capa galvanizada formada por aleación después del recubrimiento. La capa de recubrimiento no se limita a zinc puro, y puede contener elementos como Si, Mg, Al, Fe, Mn, Ca y Zr para una mayor resistencia a la corrosión. La composición de esta capa de recubrimiento no perjudica las excelentes características de fatiga de punzonado y la trabajabilidad de la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención.

Además, una chapa de acero laminada en caliente de la presente invención puede comprender una capa de tratamiento de la superficie formada por la formación de una película orgánica, laminado de película, tratamiento de sales orgánicas/sales inorgánicas, tratamiento sin cromo, y similares, y aun así lograr un efecto de la presente invención.

### 3. Método para producir chapa de acero laminada en caliente de la presente invención

Un método para producir una chapa de acero laminada en caliente no está particularmente limitado, siempre que se obtenga una chapa de acero laminada en caliente que tenga la microestructura mencionada anteriormente. Por ejemplo, un método de producción que comprende las siguientes etapas [a] a [h] permite que una chapa de acero laminada en caliente de la presente invención se obtenga de forma estable. De aquí en adelante, los detalles de cada etapa se describirán como un ejemplo.

#### [a] Etapa de fundición de la placa

No existe una limitación particular sobre un método para producir una placa antes de la laminación en caliente. Es decir, después de la producción de acero en lingotes utilizando un alto horno, un horno eléctrico o similar, se pueden realizar varios tipos de fundición secundaria para ajustarse a la composición química descrita anteriormente, y después, una placa puede ser fundida por un método normal, tal como fundición continua o fundición de placa delgada. En esta ocasión, la chatarra se puede utilizar como materia prima siempre que se pueda obtener un control de la presente invención.

#### [b] Etapa de calentamiento de la placa

La placa fundida se calienta a una temperatura predeterminada para la laminación en caliente. En el caso del fundido continuo, la placa puede enfriarse una vez a baja temperatura y después calentarse nuevamente y someterse a laminación en caliente, o puede calentarse directamente y someterse a una laminación en caliente posterior al fundido continuo sin enfriarse. El tiempo de calentamiento para la placa es igual o mayor que el tiempo  $t_1$ (s) especificado en la fórmula (A).

$$t_1 (s) = 1.4 \times 10^{-6} \times \text{Exp}\{3.2 \times 10^4 / (T_1 + 273)\} \dots (A),$$

donde  $T_1$  (°C) es la temperatura promedio de la placa en un área de remojo.

El tiempo de calentamiento se especifica así por la siguiente razón. En la estructura de la placa fundida, la segregación de Mn está presente en el centro de la placa. Por lo tanto, cuando la placa no está suficientemente caliente, la segregación de Mn permanece en una parte central de espesor de chapa de una chapa de acero laminada en caliente obtenida por laminación. Dado que el Mn estabiliza la austenita, una región en la que es probable que la austenita permanezca a lo largo del Mn, se produce una segregación durante el enfriamiento después de la laminación. En consecuencia, es probable que esté presente martensita en la que se ha transformado la austenita a baja temperatura o la austenita restante a lo largo de la segregación de Mn, lo que aumenta la longitud en la dirección de laminación de las fases duras en la parte central de espesor de chapa de la chapa de acero laminada en caliente.

Como resultado de estudios extensos, los presentes inventores han encontrado que para hacer que la longitud en la dirección de laminación de las fases duras sea de 20  $\mu\text{m}$  o menos, es necesario ajustar el tiempo de calentamiento de la placa en el tiempo  $t_1$ (s), especificado en la fórmula (A), o más. Presumiblemente, un tiempo de calentamiento suficientemente largo para la placa promueve la difusión de Mn, reduciendo la longitud en la dirección de laminación de las fases duras. Un efecto de la presente invención se ejerce incluso cuando el límite superior de la temperatura de calentamiento de la placa no se establece, pero la temperatura de calentamiento excesivamente alta no es preferible en términos de eficiencia económica. Por lo tanto, la temperatura de calentamiento de la placa es preferiblemente inferior a 1300°C. El límite inferior de la temperatura de calentamiento de la placa es preferiblemente de 1150°C. El tiempo de calentamiento de la placa no es el tiempo transcurrido desde el inicio del calentamiento, sino el tiempo durante el cual la placa se mantiene a una temperatura de calentamiento predeterminada (por ejemplo, una temperatura igual o superior a 1150°C e inferior a 1300°C).

#### [c] Etapa de laminación en bruto

Después de la etapa de calentamiento de la placa, se inicia una etapa de laminación en bruto de laminación en caliente sin esperar en la placa extraída de un horno de calentamiento; De este modo, se obtiene una barra rugosa. En la etapa de laminación en bruto, la relación de reducción total durante la laminación en bruto se establece en un 50% o

más, y la capa de la superficie de la placa se enfría al punto de transformación  $Ar_3$ , expresado por la fórmula (B) a continuación, o dos veces o más, preferiblemente tres veces o más, durante la laminación en bruto. Específicamente, la etapa de laminación en bruto se realiza como laminación en caliente de varias pasadas, y una capa superficial de la placa que ha pasado por la pasada anterior una vez se enfría al punto de transformación  $Ar_3$  o inferior y después se recupera a una temperatura superior al punto de transformación  $Ar_3$ . La placa cuya capa superficial se ha recuperado se lamina en una pasada posterior, y una capa superficial de la placa se enfría nuevamente a un punto de transformación  $Ar_3$  o inferior. Este proceso se repite. La temperatura de la capa superficial de la placa en la presente invención se refiere a la temperatura de la placa en una parte a 1 mm en la dirección de la profundidad desde la superficie de la placa, y puede estimarse mediante el cálculo de la transferencia térmica, por ejemplo. El enfriamiento del interior de la placa y la superficie más externa de la placa al punto de transformación  $Ar_3$  o inferior aumenta el efecto de recuperación.

$$Ar_3 (\text{°C}) = 901 - 325 \times C + 33 \times Si + 287 \times P + 40 \times Al - 92 \times (Mn + Mo + Cu) - 46 \times Ni \dots (B),$$

donde cada símbolo químico denota el contenido (% en masa) del elemento.

Las condiciones de laminación en bruto se especifican por la siguiente razón. Para obtener un efecto de la presente invención de obtener una chapa de acero laminada en caliente con características de fatiga favorables en la dirección de laminación, es esencial que, en la chapa de acero laminada en caliente, la suma de relaciones de intensidad aleatoria de rayos X de la orientación  $\langle 011 \rangle$  y la orientación  $\langle 111 \rangle$  tal como se ven desde la dirección de laminación deben ser 3,5 o más, y la relación de intensidad aleatoria de rayos X de  $\langle 001 \rangle$  como se ve desde la dirección de laminación debe ser 1,0 o menos. Para controlar así la orientación del cristal, es importante hacer que la fuerza de cizallamiento actúe sobre la chapa de acero para desarrollar la orientación  $\langle 011 \rangle$  y la orientación  $\langle 111 \rangle$  lo más fuerte posible para que alcancen una parte cercana al centro del espesor de la chapa. La influencia de una estructura formada por la acción de la fuerza de cizallamiento durante la laminación en bruto normalmente se elimina por recristalización después de la laminación en bruto. El estudio realizado por los presentes inventores, sin embargo, ha revelado que cuando la capa de la superficie de la placa se enfría a un punto de transformación  $Ar_3$  o inferior durante la laminación en bruto, la estructura durante la laminación en bruto ejerce una influencia preferible en la estructura final. Un mecanismo presumible se describe a continuación.

Cuando se aplica una fuerza de cizallamiento suficiente durante la laminación en bruto y la capa superficial de la placa una vez se enfría a un punto de transformación  $Ar_3$  o inferior, la estructura alrededor de la capa superficial se transforma parcialmente de austenita a ferrita. En este momento, la ferrita está influenciada por la fuerza de cizallamiento durante la laminación en bruto; por lo tanto, como se ve desde la dirección de laminación, la orientación  $\langle 111 \rangle$  y la orientación  $\langle 011 \rangle$  aumentan y la orientación  $\langle 001 \rangle$  disminuye.

La ferrita en la capa superficial se recupera y se transforma a la inversa en austenita en la siguiente etapa. En esta ocasión, la austenita que ha sufrido una transformación inversa tiene una orientación que tiene una cierta relación de orientación con la orientación del cristal de la ferrita antes de la transformación. Cuando la capa de superficie de austenita después de la transformación inversa se somete a una laminación en bruto y se enfría nuevamente a un punto de transformación  $Ar_3$  o inferior, la estructura de la capa de superficie se transforma parcialmente de austenita a ferrita de nuevo. La orientación del cristal de la austenita antes de la transformación está influenciada por la orientación del cristal de la antigua ferrita; por lo tanto, la orientación  $\langle 111 \rangle$  y la orientación  $\langle 011 \rangle$  de la ferrita después de la transformación aumentan aún más en comparación con la pasada anterior.

De esta manera, durante la laminación en bruto, se repite la aplicación de una fuerza de cizallamiento suficiente en cada pasada y la transformación de una capa superficial mediante el enfriamiento al punto de transformación  $Ar_3$  o inferior; por lo tanto, cerca de la capa superficial, la orientación  $\langle 111 \rangle$  y la orientación  $\langle 011 \rangle$  aumentan y la orientación  $\langle 001 \rangle$  disminuye. Para ejercer suficientemente este efecto, es necesario establecer la relación de reducción durante la laminación en bruto al 50% o más para aplicar una fuerza de cizallamiento suficiente; por lo tanto, en esta etapa, la capa de superficie de la placa se enfría a un punto de transformación  $Ar_3$  o inferior dos veces o más, preferiblemente tres veces o más.

#### [d] Etapa de laminación de acabado

En una etapa de laminación de acabado que sigue a la etapa de laminación en bruto, se realizan dos o más pasadas de laminación en las que una relación de forma X, determinada a partir de la fórmula (C) a continuación, es de 2,3 o más a una temperatura de la capa de la superficie de la placa de 1100°C o inferior para hacer la relación de reducción total del 40% o más.

[Mat. 1]

$$X = \frac{\sqrt{\frac{L \times (h_{in} - h_{out})}{2}}}{\frac{(h_{in} + h_{out})}{2}} \dots (C)$$

donde L denota el diámetro de un rodillo de laminación,  $h_{in}$  indica el espesor de la chapa en el lado de entrada del rodillo de laminación, y  $h_{out}$  denota el espesor de la chapa en el lado de salida del rodillo de laminación.

5 Los presentes inventores han descubierto que, para hacer que la fuerza de cizallamiento de la laminación en caliente actúe sobre la chapa de acero laminada profundamente a 1100°C o menos, es necesario satisfacer una relación de forma X, especificada en la fórmula (C), de 2,3 o más en al menos dos pasadas del total de pasadas de laminación en caliente. Como se expresa en las fórmulas (C1) a (C3) a continuación, la relación de forma X es una relación entre la longitud del arco de contacto  $l_d$  y el espesor promedio de la chapa  $h_m$  del rodillo de laminación y la chapa de acero.

$$X = l_d/h_m \dots (C1)$$

$$l_d = (L \times (h_{in} - h_{out})/2)^{1/2} \dots (C2)$$

$$h_m = (h_{in} + h_{out})/2 \dots (C3)$$

10 Incluso si la relación de forma X determinada a partir de la fórmula (C) es 2,3 o más, una pasada de laminación no es suficiente para una profundidad de introducción suficiente de la deformación por cizallamiento. Cuando la profundidad de introducción de la deformación por cizallamiento es insuficiente, la alineación de la ferrita en la orientación <111> y la orientación <011> vista desde la dirección de laminación es débil, lo que da como resultado una reducción de las características de fatiga en la dirección de laminación. En consecuencia, el número de pasadas en las que la relación de forma X es 2,3 o más se establece en dos o más.

15 El número de pasadas de laminación en la etapa de laminación de acabado es preferiblemente lo más grande posible. Cuando el número de pasadas es tres o más, la relación de forma X se puede establecer en 2,3 o más en todas las pasadas. Para aumentar el espesor de una capa de cizallamiento, el valor de la relación de forma X es preferiblemente lo más grande posible. El valor de la relación de forma X es preferiblemente 2,5 o más, más preferiblemente 3,0 o más.

20 Cuando se realiza una laminación en la que la relación de forma X es 2,3 o más se realiza a alta temperatura, la recristalización subsiguiente puede romper las texturas y aumentar el módulo de Young. Por lo tanto, la laminación en la que el número de pasadas en las que la relación de forma X se establece en 2,3 o más se limita se realiza en un estado donde la temperatura de la capa de la superficie de la placa es de 1100°C o menos. Además, una mayor cantidad de introducción de la deformación por cizallamiento conduce a un mayor desarrollo de los granos de cristal en la orientación <111> y la orientación <011> según se ve desde la dirección de laminación, lo que mejora las características de fatiga en la dirección de laminación de la chapa de acero. Este efecto es significativo cuando la relación de reducción total a 1100°C o menos es del 40% o más; por lo tanto, la relación de reducción total a 1100°C o menos se establece en un 40% o más.

25 La reducción en la pasada final del laminado de acabado se realiza a una temperatura igual o superior a  $(T_2 - 100)$  °C e inferior a  $(T_2 + 20)$  °C, preferiblemente igual o superior a  $(T_2 - 100)$  °C e inferior a  $T_2$  (°C), y la relación de reducción se establece en igual o más del 3% y menos del 40%. La relación de reducción es preferentemente igual o superior al 10% e inferior al 40%.  $T_2$  es una temperatura especificada en la fórmula (D) a continuación.

$$T_2 (\text{°C}) = 870 + 10 \times (C + N) \times Mn + 350 \times Nb + 250 \times Ti + 40 \times B + 10 \times Cr + 100 \times Mo + 100 \times V \dots (D),$$

35 donde cada símbolo químico denota el contenido (% en masa) del elemento.

40 Las condiciones de reducción en esta pasada final son muy importantes para controlar una relación de aspecto de las fases duras en la parte central del espesor de la chapa. Si se realiza la laminación en un intervalo de temperatura igual o superior a  $(T_2 - 100)$  °C y menor que  $(T_2 + 20)$  °C, aumenta la relación de aspecto de las fases duras en la parte central del espesor de la chapa, presumiblemente porque la laminación en un estado donde se inhibe la recristalización

aumenta la relación de aspecto de la austenita, y las formas son heredadas por las fases duras. Para ejercer este efecto de aumentar la relación de aspecto de las fases duras, es necesario establecer la relación de reducción en la reducción final en un 3% o más. La laminación con una relación de reducción del 40% o más supone una gran carga para un laminador; por lo tanto, es preferible una relación de reducción igual o superior al 3% e inferior al 40%.

- 5 Si la reducción en la etapa final se realiza en un intervalo de temperatura inferior a  $(T_2 - 100)$  °C, la laminación se produce en una región de doble fase de ferrita y austenita. Por lo tanto, la generación de ferrita se promueve mediante la transformación inducida por deformación, de modo que la bainita no sirve como el principal constituyente de la microestructura. Además, en este caso, la ferrita generada es ferrita no recristalizada con baja ductilidad y, por lo tanto, la chapa de acero tiene una ductilidad baja y no satisface (resistencia a la tracción (MPa))  $\times$  (alargamiento total (%)  $\geq 18000$ . Si la reducción en la etapa final se realiza en un intervalo de temperatura de  $(T_2 + 20)$  °C o superior, la relación de aspecto de las fases duras en la parte central del espesor de la chapa es pequeña. Esto es probablemente debido a que la promoción de la recristalización de la austenita, que resulta en una relación de aspecto reducida de la austenita, influye en la forma de las fases duras. Por lo tanto, la reducción en la etapa final se realiza en un intervalo de temperatura igual o superior a  $(T_2 - 100)$  °C e inferior a  $(T_2 + 20)$  °C. La reducción en estas condiciones hace que la relación de aspecto de las fases duras sea 3 o más.

#### [e] Primera etapa de enfriamiento

- En una primera etapa de enfriamiento que sigue a la laminación de acabado, la velocidad de enfriamiento promedio de la temperatura de reducción final de la laminación de acabado a 750°C se establece en 60°C/s o más, debido a que una velocidad de enfriamiento inferior a 60°C/s puede provocar que la longitud en la dirección del espesor de la chapa de las fases duras en la parte central del espesor de la chapa sea de 20  $\mu\text{m}$  o más. Aunque la causa de la correlación entre la velocidad de enfriamiento y la longitud en la dirección del espesor de la chapa de las fases duras es incierta, existe la posibilidad de que una velocidad de enfriamiento de 60°C/s o más dificulte la dislocación introducida en la reducción final de laminación de acabado para recuperar, y la dislocación funciona como el núcleo de la transformación de ferrita; por lo tanto, la austenita sin transformar en la parte central del espesor de la chapa se divide por ferrita, lo que resulta en una reducción en la longitud en la dirección del espesor de la chapa de las fases duras.

- En el campo de las placas de acero, ha habido un ejemplo que apunta a la inhibición de la propagación de grietas por fatiga mediante el control de una relación de aspecto de las fases duras, pero ningún documento ha reportado el logro tanto de la inhibición de la propagación de grietas por fatiga como de la trabajabilidad, como la capacidad de expansión del orificio. Probablemente por las siguientes razones. En el campo de las placas de acero, la tensión de laminación no alcanza fácilmente una parte central del espesor de la placa. Además, debido al espesor de la lámina gruesa, la velocidad de enfriamiento en la parte central del espesor de la lámina no es suficiente, por lo que la recuperación de la dislocación procede en consecuencia, el núcleo de la transformación de ferrita no se puede introducir suficientemente, lo que evita una reducción en la duración de las fases duras.

#### [f] Segunda etapa de enfriamiento

- 35 En una segunda etapa de enfriamiento que sigue a la primera etapa de enfriamiento, con respecto a la temperatura  $T_3$  (°C) especificada en la fórmula (E) a continuación, la velocidad de enfriamiento promedio en un intervalo de temperatura igual o superior a  $T_3$  (°C) y menor que 750°C se ajusta a 50°C/s o más por la siguiente razón. Una velocidad de enfriamiento promedio de menos de 50°C/s conduce a una gran cantidad de transformación de ferrita durante el enfriamiento, por lo que la bainita no sirve como el componente principal de la microestructura; por lo tanto, la chapa de acero laminada en caliente no puede tener una resistencia a la tracción de 780 MPa o más.

$$T_3 (\text{°C}) = 830 - 270 \times C - 90 \times \text{Mn} - 37 \times \text{Ni} - 70 \times \text{Cr} - 83 \times \text{Mo} \dots (\text{F}),$$

donde cada símbolo químico denota el contenido (% en masa) del elemento. Cuando el contenido de un elemento en la fórmula (E) es cero, se sustituye cero.

#### [g] Etapa de remojo

- 45 En una etapa de remojo después de la segunda etapa de enfriamiento, con respecto a la temperatura  $T_3$  (°C) especificada en la fórmula (E) y una temperatura  $T_4$  (°C) especificada en la fórmula (F) a continuación, la chapa de acero se mantiene durante 5 s o más en un intervalo de temperatura igual o superior a  $T_3$  (°C) e inferior a  $T_4$  (°C). La etapa de remojo es esencial para hacer que la bainita sirva como el componente principal de la microestructura. El tiempo de mantenimiento se establece en 5 s o más porque el tiempo de mantenimiento de 5 s o menos hace que una fracción de área de las fases duras sea del 20% o más, lo que reduce la ductilidad y la relación de expansión de los orificios.

$$T_4 (\text{°C}) = 561 - 474 \times C - 33 \times \text{Mn} - 17 \times \text{Ni} - 17 \times \text{Cr} - 21 \times \text{Mo} \dots (\text{F}),$$

donde cada símbolo químico denota el contenido (% en masa) del elemento. Cuando el contenido de un elemento en la fórmula (F) es cero, se sustituye a cero.

[h] Etapa de bobinado

La chapa de acero se enrolla después de la etapa de remojo. La temperatura de la chapa de acero en el bobinado (temperatura de bobinado) se establece en  $T_4$  (°C), especificada en la fórmula (F), o inferior. El bobinado a una temperatura alta que excede  $T_4$  (°C) conduce a una fracción de volumen excesivo de bainita en la estructura, lo que dificulta la obtención de una fracción suficiente de las fases duras, lo que hace que las características de fatiga de punzonado se deterioren.

A través de las etapas de producción descritas anteriormente, se produce una chapa de acero laminada en caliente de la presente invención.

Después de completar todas las etapas [a] a [h], con el propósito de corregir la forma de la chapa de acero, o de mejorar la ductilidad mediante la introducción de una dislocación móvil, o similar, la laminación de ajuste en la cual la relación de reducción es preferiblemente se realiza igual o más del 0,1% e igual o menos del 2%. Además, después de completar todas las etapas, con el fin de eliminar las escamas adheridas a la superficie de la chapa de acero laminada en caliente obtenida, se puede realizar un decapado en la chapa de acero laminada en caliente obtenida según sea necesario. Además, después del decapado, se puede realizar una laminación de ajuste o una laminación en frío en el que la relación de reducción es del 10% o menos en la chapa de acero laminada en caliente obtenida en línea o fuera de línea.

Una chapa de acero laminada en caliente de la presente invención se produce a través de, además de las etapas de laminación, fundido continuo, decapado y similares, que son etapas de laminación en caliente normales; sin embargo, incluso si se produce con las etapas omitidas parcialmente, la chapa de acero laminada en caliente puede tener una excelente fatiga en las características de la dirección de laminación y la trabajabilidad, que son efectos de la presente invención.

Además, incluso si, una vez que se produce la chapa de acero laminada en caliente, el tratamiento térmico se realiza en línea o fuera de línea en un intervalo de temperatura de 100 a 600°C con el fin de mejorar la ductilidad, la chapa de acero laminada en caliente puede tener excelentes características de fatiga en la dirección de laminación y trabajabilidad, que son efectos de la presente invención.

La chapa de acero laminada en caliente producida a través de las etapas anteriores se puede someter a una etapa adicional, como realizar una galvanización en caliente o una galvanización en caliente aleada, o realizar un tratamiento de la superficie mediante la formación de una película orgánica, laminado de película, tratamiento de sales orgánicas/sales inorgánicas, tratamiento sin cromo, y similares.

4. Método para evaluar las características de la chapa de acero laminada en caliente

(1) Características de resistencia a la tracción

De las propiedades mecánicas de una chapa de acero laminada en caliente, las características de resistencia a la tracción (resistencia a la tracción y el alargamiento total) se evalúan de conformidad con JIS Z 2241 2011. Una pieza de ensayo es la pieza de ensayo No. 5 de JIS Z 2241 2011, tomada de un 1/4W (Esto significa una posición en 1/4 del ancho de la chapa de acero en la dirección de la anchura de la chapa de acero desde la parte final en la dirección de la anchura de la chapa de acero. Lo mismo se aplica a lo siguiente) o posición 3/4W del ancho de la chapa de la chapa de acero con la dirección de laminación que sirve como dirección longitudinal.

(2) Relación de expansión del orificio

La relación de expansión del orificio de una chapa de acero laminada en caliente se evalúa mediante una ensayo de expansión del orificio según un método de ensayo descrito en el Estándar de la Federación del Hierro y el Acero de Japón JFS T 1001-1996. Una pieza de ensayo se toma desde una posición similar a la de la pieza de ensayo de tracción, y está provista de un orificio de punzonado mediante un punzón cilíndrico. Una chapa de acero con excelente trabajabilidad en la presente invención se refiere a una chapa de acero que satisface (resistencia a la tracción (MPa)) x (alargamiento total (%))  $\geq 18000$  y (resistencia a la tracción (MPa)) x (relación de expansión del orificio (%))  $\geq 35000$ .

(3) Características de fatiga

La FIG. 1 es un diagrama esquemático que ilustra la forma y las dimensiones de las piezas de ensayo utilizadas para una ensayo de fatiga. La FIG. 1(a) es una vista en planta y una vista frontal de una pieza de ensayo para medir la resistencia a la fatiga sin una muesca. La FIG. 1(b) es una vista en planta y una vista frontal de una pieza de ensayo para medir la resistencia a la fatiga con una muesca.

Para evaluar las características de fatiga en la dirección de laminación de una chapa de acero laminada en caliente, se utilizan las piezas de ensayo con la forma y las dimensiones ilustradas en la FIG. 1. Cada pieza de ensayo se toma desde una posición similar a la de la pieza de ensayo de tracción con la dirección de laminación que sirve como dirección longitudinal. La pieza de ensayo ilustrada en la FIG. 1(a) es una pieza de ensayo para obtener resistencia a la fatiga sin una muesca. La pieza de ensayo ilustrada en la FIG. 1(b) es una pieza de ensayo punzonada para obtener

5 la resistencia a la fatiga de un material con muescas, y está provista de un orificio de punzonado 1 mediante un punzón cilíndrico como la pieza de ensayo de expansión de orificios para permitir la evaluación de las características de fatiga cercanas al uso real de Partes de automóvil. Un espacio libre de punzonado se establece en un 10%. Ambas piezas de ensayo de fatiga se someten a molienda para obtener un acabado de tres triángulos (expresado por símbolos de acabado de rugosidad de la superficie) desde la capa más externa hasta una profundidad de aproximadamente 0,05 mm.

10 Usando estas piezas de ensayo, se realiza un ensayo de fatiga de tensión controlado tracción-tracción en condiciones de una relación de tensión R de 0,1 y una frecuencia de 15 a 25 Hz. Una chapa de acero con excelentes características de fatiga en la dirección de laminación en la presente invención se refiere a una chapa de acero cuyo valor (relación límite de fatiga) se obtiene al dividir la resistencia a la fatiga en 10 millones de ciclos obtenidos con la pieza de ensayo de fatiga sin muescas por la resistencia a la tracción obtenida en la ensayo de tracción es de 0,55 o más, y cuyo valor (relación límite de fatiga de punzonado) obtenido al dividir la resistencia a la fatiga en 10 millones de ciclos obtenidos en la ensayo de fatiga de punzonado por la resistencia a la tracción obtenida en la ensayo de tracción es de 0,30 o más.

15 De aquí en adelante, la presente invención se describirá más específicamente en Ejemplos. Tenga en cuenta que la presente invención no está limitada por los siguientes Ejemplos.

**[Ejemplos]**

Se produjo acero fundido que tiene composiciones químicas mostradas en la Tabla 1.

[Tabla 1]

Tabla 1 Componentes químicos (% en masa)

Acero	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	Otros	Si+Al	Observaciones
A	0,047	1,03	1,49	0,018	0,0031	0,07	0,0028	0,0013	0,053	0,012	-	1,10	Acero de invención
B	0,123	0,01	1,37	0,023	0,0022	1,03	0,0024	0,0011	0,000	0,011		1,04	Acero de invención
C	0,064	0,00	1,68	0,010	0,0028	0,22	0,0043	0,0021	0,105	0,016	-	0,22	Acero de invención
D	0,073	1,68	0,51	0,016	0,0019	0,03	0,0034	0,0019	0,064	0,024	B=0,0006	1,71	Acero de invención
E	0,070	1,30	2,07	0,025	0,0034	0,54	0,0040	0,0013	0,000	0,011	Cu=0,17	1,84	Acero de invención
F	0,067	1,16	2,13	0,032	0,0027	0,26	0,0018	0,0014	0,012	0,000	REM=0,001	1,42	Acero de invención
G	0,089	0,91	1,78	0,024	0,0076	0,03	0,0023	0,0024	0,011	0,013	Mo=0,21	0,94	Acero de invención
H	0,062	1,24	1,94	0,015	0,0012	1,46	0,0020	0,0011	0,012	0,011	V=0,08	2,70	Acero de invención
a	0,016	1,24	2,01	0,011	0,0035	0,03	0,0012	0,0021	0,012	0,000	-	1,27	Acero comparativo
b	0,254	1,20	1,85	0,015	0,0017	0,03	0,0024	0,0023	0,000	0,130		1,23	Acero comparativo
c	0,072	1,13	1,99	0,133	0,0032	0,02	0,0016	0,0031	0,032	0,000	-	1,15	Acero comparativo
d	0,067	0,98	2,13	0,017	0,0243	0,04	0,0029	0,0027	0,000	0,012		1,02	Acero comparativo
e	0,076	0,16	1,75	0,013	0,0026	0,03	0,0012	0,0049	0,143	0,021	--	0,19	Acero comparativo

5 Según la Tabla 1, las composiciones químicas de los aceros A a H estaban dentro de un intervalo de composición química especificado en la presente invención. Mientras tanto, el acero "a" tenía un contenido de C demasiado bajo, el acero "b" tenía un contenido de C demasiado alto, el acero "c" tenía un contenido de P demasiado alto, el acero "d" tenía un contenido de S demasiado alto y el acero "e" tenía un contenido total demasiado bajo de Si y Al. Los subrayados indican cantidades de componentes que están fuera del intervalo de la invención.

10 Utilizando el acero fundido con las composiciones químicas de los aceros de A a H y los aceros de "a" a "e", se produjeron chapas de acero laminadas en caliente mediante las etapas descritas anteriormente [a] a [h]. Cada etapa se realizó en las condiciones que se muestran en las Tablas 2 y 3. En la etapa [d], la laminación a 1100°C o menos se realizó en seis pases de P1 a P6. Los aceros de A a H y los aceros de "a" a "e" mostrados en las Tablas 2 y 3 corresponden al acero fundido con las composiciones químicas mostradas en la Tabla 1, e indican el acero fundido usado. Como T1 (°C), la temperatura promedio de un área de remojo de un horno de calentamiento se midió como la temperatura promedio de la placa en un área de remojo. P1 a P6 indican las etapas de la primera a la sexta en la etapa de laminación de acabado.

[Tabla 2]

Tabla 2 Condiciones de laminación en caliente

Acero	Relación de forma x en cada laminación a 1100 °C o menos										Observaciones							
	Temperatura promedio del área de remojo del horno de calentamiento T1 (°C)	T1 (s)	Tiempo de calentamiento de la placa (s)	Relación de reducción durante la laminación en bruto (t1)	Ar3 (°C)	Número de veces que se enfría la capa superficial de la placa al punto inferior Ar3	P1	P2	P3	P4	P5	P6	Número de veces de laminación en la que X > 2,3	Relación de reducción de laminación a 1100 °C o menos (t1)	T2 (°C)	Reducción final de la temperatura de laminación de acabado (°C)	Relación de la reducción final de la laminación de acabado (t1)	
A-1	1215	3061	5837	76	791	4	1,8	2,1	57	4,9	2,6	5,2	4	69	888	823	26	Acero de invención
B-1	1242	2086	7210	90	783	3	1,7	1,9	46	5,5	28	5,7	4	74	876	886	25	Acero de invención
C-1	1271	1403	4672	75	737	3	1,8	2,2	51	5,3	4,5	2,6	4	85	903	862	28	Acero de invención
C-2	1217	2973	7450	88	737	3	2,0	1,6	38	4,5	5,1	2,9	4	80	903	940	22	Acero comparativo
C-3	1205	3540	7421	75	737	3	2,1	1,9	39	5,6	4,5	3,5	4	79	903	91b	26	Acero de invención
C-4	1186	4693	7527	91	737	4	1,8	2,0	48	3,0	2,8	3,0	4	86	903	902	5	Acero de invención
C-5	1259	1650	4046	85	737	3	1,5	2,1	27	4,6	4,7	4,2	4	89	903	818	20	Acero de invención
C-6	1240	2145	7198	75	737	3	2,1	1,7	45	4,9	4,7	5,4	4	80	903	782	24	Acero comparativo
C-7	1202	3699	8673	85	737	3	2,1	34	43	3,6	3,0	5,9	4	92	903	893	39	Acero de invención
C-8	1227	2577	5815	88	737	4	1,9	2,2	20	3,3	4,7	2,7	4	63	903	856	6	Acero de invención
C-9	1185	4764	8225	78	737	4	1,9	15	2	2,9	30	1,9	4	73	903	865	2	Acero comparativo

ES 2 734 741 T3

C-10	1216	3017	4818	78	737	3	1,8	1,7	46	3,2	5,6	2,6	4	74	903	824	28	Acero de invención
<u>C-11</u>	1257	1696	4264	75	737	3	1,5	2,2	39	4,3	4,4	4,0	4	74	903	832	5	Acero comparativo
C-12	1193	4226	7570	\$7	737	3	2,1	2,2	37	3,6	4,0	3,8	4	88	903	847	6	Acero de invención
<u>C-13</u>	1186	48 <sup>9</sup> 3	7599	86	737	4	1,8	1,5	48	37	33	4,6	4	84	903	862	28	Acero comparativo
C-14	1237	2237	6601	80	737	3	2,2	2,0	35	3,8	4,9	4,6	4	88	903	883	25	Acero de invención
<u>C-15</u>	1233	2367	4873	83	737	3	1,5	2,2	42	4,7	0,0	5,6	4	70	903	840	5	Acero comparativo
C-16	1245	2001	6003	78	737	3	1,9	2,1	35	5,5	3,9	2,7	4	81	903	851	20	<u>Acero de invención</u>
<u>C-17</u>	1265	1521	5608	86	737	4	1,7	2,1	3	3,2	2,6	5,4	4	85	903	879	26	Acero comparativo
D-1	1249	1893	3854	80	892	4	1,9	1,6	38	4,8	2,7	4,7	4	80	895	853	24	Acero de invención
E-1	1278	1278	3305	86	744	3	1,8	1,9	45	3,8	3,8	4,5	4	74	875	815	27	Acero de invención
E-2	1258	1673	2893	84	744	4	1,9	2,0	26	3,1	5,1	3,2	4	75	875	856	7	Acero de invención
E-3	1248	1919	1809	76	744		1,8	2,1	47	4,1	2,7	5,7		74	875	804	30	Acero de invención
E-4	1194	4164	9545	57	744	3	2,0	1,6	29	2,8	3,4	4,5	4	69	875	813	26	Acero de invención
E-5	1180	5138	9540	41	744	4	1,6	1,6	3,8	4,5	2,7	2,9	4	90	875	814	28	Acero comparativo
E-6	1215	3061	6371	81	744	2	1,8	1,5	27	3,1	5,5	5,5	4	78	875	812	7	Acero de invención
E-7	1240	2145	5609	81	744		1,9	1,9	3,8	4,4	5,0	4,3	4	65	875	824	30	Acero

ES 2 734 741 T3

E-8	1193	4226	8165	78	744	3	1,9	1,6	2,0	1,8	2,2	5,4	4	43	875	808	20	comparativo Acero comparativo
E-9	1184	4836	9657	86	744	4	2,1	1,8	2	1,9	5,1	3,0	4	67	875	796	21	Acero de invención
E 10	1190	4420	8323	80	744	4	31	4,2	32	36	4,5	4,5	4	95	875	824	27	Acero de invención
E-11	1228	2540	6029	91	744	3	2,0	2,0	34	1,8	1,9	3,1	4	34	875	847	25	Acero de invención
F-1	1268	1461	3444	81	741	4	2,0	1,7	49	3,3	4,4	3,1	4	90	874	832	26	Acero de invención
G-1	1192	4290	6670	83	727	3	2,2	1,9	21	2,8	5,6	3,9	4	66	942	917	7	Acero de invención
H-1	1264	1542	4717	86	806	4	1,5	2,0	46	4,4	4,6	4,8	4	73	899	887	30	Acero de invención
a-1	1257	1481	4298	77	756	4	1,8	1,8	4,8	4,8	3,6	5,7	4	76	873	850	7	Acero comparativo
b-1	1277	1295	5805	84	693	3	1,5	1,8	4,9	4,2	5,5	3,3	4	87	920	882	27	Acero comparativo
c-1	1188	4554	7487	83	771	3	1,8	1,7	4,9	3,3	5,2	3,2	4	84	879	831	22	Acero comparativo
d-1	1238	22013	6600	85	722	4	1,5	2,2	3,3	3,6	3,2	3,4	4	82	876	812	25	Acero comparativo
e-1	1255	1743	6844	79	726	4	2,1	1,5	27	4,2	4,6	5,4	4	83	914	904	26	Acero comparativo

[Tabla 3]

Tabla 3 Condiciones de laminación en caliente

Acero	Velocidad de enfriamiento de la reducción final a 750°C (°C/s)	T <sub>3</sub> (°C)	Velocidad de enfriamiento de 750°C a T <sub>3</sub> °C (°C/s)	T <sub>4</sub> (°C)	Tiempo de mantenimiento de T <sub>3</sub> °C a T <sub>4</sub> °C (s)	Temperatura de bobinado	Observaciones
A-1	85	683	95	490	8,8	252	Acero de invención
B-1	68	672	91	457	11,9	69	Acero de invención
C-1	85	661	73	475	6,8	83	Acero de invención
C 2	100	661	98	475	7,2	121	Acero comparativo
C-3	98	661	81	475	8,9	179	Acero de invención
C-4	76	661	74	475	6,5	224	Acero de invención
C-5	79	661	60	475	8,9	50	Acero de invención
C-6	79	681	70	475	7,4	308	Acero comparativo
C-7	71	661	101	475	11,5	198	Acero de invención
C-8	73	661	88	475	8	254	Acero de invención
C-9	74	661	91	475	6,5	211	Acero comparativo
C-10	62	661	64	475	7,7	199	Acero de invención
C-11	49	661	78	475	9,6	193	Acero comparativo
C-12	72	661	52	475	9,6	110	Acero de invención
C-13	81	661	25	475	6,9	193	Acero comparativo
C-14	107	661	105	475	14,5	246	Acero de invención
C-15	103	661	104	475	3,1	213	Acero comparativo
C-16	106	661	81	475	10,5	457	Acero de invención
C-17	86	661	79	475	10,9	533	Acero comparativo
D-1	89	784	101	510	9,5	71	Acero de invención
E-1	108	824	90	460	8,6	250	Acero de invención
E-2	69	624	75	460	10,6	140	Acero de invención
E-3	76	624	69	460	10,1	281	Acero comparativo
E-4	94	624	105	460	12,1	157	Acero de invención
E-5	91	624	76	460	12	140	Acero comparativo
E-6	76	624	80	460	6,8	257	Acero de invención
E-7	115	624	98	460	10	113	Acero comparativo
E-8	113	624	61	460	10,7	300	Acero comparativo

## ES 2 734 741 T3

E-9	77	624	77	460	10,5	68	Acero de invención
E-10	80	624	76	460	11,5	235	Acero de invención
E-11	93	624	78	460	10,6	222	Acero comparativo,
F-1	113	620	74	459	11,6	271	Acero de invención
G-1	93	627	65	456	9,9	178	Acero de invención
H-1	88	638	71	468	9,8	90	Acero de invención
a-1	106	645	64	487	11,3	191	Acero comparativo
b-1	94	592	66	380	9,9	235	Acero comparativo
C-1	93	631	90	461	8,1	51	Acero comparativo
d-1	108	620	100	459	6,6	255	Acero comparativo
e-1	82	651	86	467	11,4	81	Acero comparativo

5 Con respecto a las chapas de acero laminadas en caliente producidas, se determinó una fracción de área de cada ferrita, bainita y fases duras (martensita y austenita), y se midió la forma de las fases duras y la relación de intensidad aleatoria de rayos X. Además, se midieron las características de resistencia a la tracción, la relación de expansión del orificio y las características de fatiga. Como condiciones para medir estas características, se usaron las condiciones de medición descritas anteriormente. Las piezas de ensayo de fatiga con la forma y las dimensiones ilustradas en la FIG. 1 y el espesor de cada pieza de ensayo se estableció en 3 mm. Las tablas 4 y 5 muestran los resultados de medición de las características. Las calidades de acero de las chapas de acero laminadas en caliente fueron una chapa de acero laminada en caliente sin recubrimiento (HR), una chapa de acero galvanizado en caliente sin aleación 10 después del recubrimiento (GI), y una chapa de acero galvanizado en caliente aleado (GA).

[Tabla 4]

Tabla 4-1 Microestructura y propiedades mecánicas

Acero	Grado del acero*	Fración de volumen de ferrita (%)	Fración de volumen de bainita (%)	Suma del volumen de las fracciones de martensita y austenita (%)	Proporción de granos de martensita con una relación de aspecto de 3 o más en los granos de martensita en la parte central de espesor de la chapa (%)	Longitud en la dirección de laminación de los granos de martensita en la parte central del espesor de la chapa (µm)	Suma de las relaciones de intensidad aleatoria de rayos X de orientación <011> y <111> según se ve desde la dirección de laminación	Suma de las relaciones de intensidad aleatoria de rayos X de orientación <001> según se ve desde la dirección de laminación	Observaciones
A.	HR	14,6	79,8	5,6	94	9,4	5,6	0,7	Acero de invención
B-1	HR	3,9	79,6	16,5	89	12,8	5,7	0,6	Acero de invención
C-1	GI	10,4	81,7	7,9	89	9,6	5,3	0,7	Acero de invención
C-2	HR	8,6	82,8	8,6	48	7,1	4,0	0,7	Acero comparativo
C-3	HR	7,2	85,4	7,4	67	8,2	4,9	0,7	Acero de invención
C-4	HR	8	84,8	7,2	82	10,3	5,0	0,7	Acero de invención
C-5	HR	20,9	70,1	9,0	90	9,4	5,2	0,0	Acero de invención
C-6	HR	70,4	21,1	8,5	100	10,2	5,3	0,6	Acero comparativo
C-7	HR	4,8	87,8	7,4	96	12,4	5,3	0,7	Acero de invención
C-8	HR	13,1	79,8	7,1	71	12,3	4,6	0,7	Acero de invención
C-9	HR	9	83,0	8,0	51	11,1	4,2	0,1	Acero comparativo
C-10	GA	19,1	72,3	8,6	88	18,0	4,8	0,7	Acero de invención
C-11	HR	12,9	78,8	8,3	93	22,4	5,4	0,6	Acero comparativo
C-12	HR	35,7	55,8	8,5	92	11,0	5,1	0,6	Acero de invención
C-13	HR	68,4	22,4	9,2	86	10,6	5,0	0,7	Acero comparativo
C-14	HR	3,7	89,2	7,1	82	6,7	5,0	0,1	Acero de invención
C-15	HR	11,9	1,7	86,4	92	0,8	5,7	0,7	Acero comparativo
C-16	GI	12,2	80,5	7,3	86	4,8	4,7	0,7	Acero de invención
C-17	HR	5,9	01,5	2,6	82	8,3	4,9	0,7	Acero comparativo

Tabla 4-2 Microestructura y propiedades mecánicas

Acero	Grado del acero*	Fracción de volumen de ferrita (%)	Fracción de volumen de bainita (%)	Suma del volumen de las fracciones de martensita y austenita (%)	Proporción de granos de martensita con una relación de aspecto de 3 o más en los granos de martensita en la parte central de espesor de la chapa (%)	Longitud en la dirección de laminación de los granos de martensita en la parte central del espesor de la chapa (µm)	Suma de las relaciones de intensidad aleatoria de rayos X de orientación <011> y <111> según se ve desde la dirección de laminación	Suma de las relaciones de intensidad aleatoria de rayos X de orientación <001> según se ve desde la dirección de laminación	Observaciones
D-1	HR	12	77,7	10,3	93	7,8	4,0	0,7	Acero de invención
E-1	HR	10,5	80,2	9,3	89	3,8	5,1	0,7	Acero de invención
E-2	HR	8,4	82,0	9,0	88	19,0	4,8	0,7	Acero de invención
E-3	HR	17	74,3	8,7	03	23,9	5,4	0,7	Acero comparativo
E-4	HR	11,7	77,1	11,2	88	8,3	4,3	0,7	Acero de invención
E-5	HR	10,8	78,8	10,4	90	7,6	3,0	1,0	Acero comparativo
E-6	HR	15,7	75,4	8,9	88	9,8	3,8	0,9	Acero de invención
E-7	HR	13	77,8	9,2	85	3,8	2,8	11	Acero comparativo
E-8	HR	16,7	73,6	0,7	87	5,5	2,4	1,0	Acero comparativo
E-9	HR	16	73,9	10,1	91	10,2	3,7	0,9	Acero de invención
E-10	HR	8,5	81,1	10,4	89	11,1	6,2	0,6	Acero de invención
E-11	HR	5,4	85,9	8,7	86	79	34	1,2	Acero comparativo
F-1	HR	8,4	82,8	8,7	85	0,1	5,2	0,7	Acero de invención
G-1	GA	10,7	77,4	115	89	0,1	4,8	0,7	Acero de invención
H-1	HR	6,5	84,9	8,6	83	9,5	5,7	0,6	Acero de invención
a-1	HR	43,9	53,8	2,3	88	5,7	5,2	0,7	Acero comparativo
b-1	HR	13,6	53,7	32,7	93	8,7	5,1	0,7	Acero comparativo
c-1	HR	8,1	82,1	9,8	89	8,8	4,9	0,6	Acero comparativo
d-1	HR	12,2	78,0	8,9	03	4,5	4,9	0,7	Acero comparativo
e-1	HR	3	87,0	10,0	87	3,8	5,0	0,7	Acero comparativo

[Tabla 5]

Tabla 5 Microestructura y propiedades mecánicas

Acero	Resistencia a la tracción. TS (MPa)	Alargamiento total (%)	Relación de expansión del orificio. $\lambda$ (%)	TS x EI	TS x $\lambda$	Relación límite de fatiga en la dirección de laminación	Relación del límite de fatiga de punzonado en la dirección de laminación	Observaciones
A-1	820	24,0	73	19680	59860	0,68	0,32	Acero de invención
B-1	875	21,2	47	18550	41125	0,71	0,41	Acero de invención
C-1	820	23,4	69	19188	56580	0,56	0,39	Acero de invención
C-2	834	22,9	67	19099	55878	0,58	0,24	Acero comparativo
C-3	840	22,3	68	19068	57120	0,55	0,33	Acero de invención
C-4	817	24,2	11	19771	58007	0,55	0,36	Acero de invención
C-5	798	24,9	69	19870	55062	0,56	0,40	Acero de invención
C-6	773	22,0	72	17006	55656	0,56	0,36	Acero comparativo
C-7	838	22,3	68	18687	56984	0,55	0,39	Acero de invención
C-8	803	24,2	72	19433	57816	0,55	0,34	Acero de invención
C-9	829	23,3	68	19316	56372	0,55	0,21	Acero comparativo
C-10	810	23,7	50	19197	40500	0,55	0,38	Acero de invención
C-11	823	23,4	40	19258	31120	0,59	0,42	Acero comparativo
C-12	784	25,8	71	20227	55664	0,59	0,37	Acero de invención
C-13	661	30,7	83	20293	54863	0,58	0,42	Acero comparativo
C-14	838	23,2	69	19442	57822	0,56	0,41	Acero de invención
C-15	976	18,0	37	17568	36112	0,57	0,38	Acero comparativo
C-16	781	24,5	74	19135	57794	0,55	0,38	Acero de invención
C-17	712	26,8	91	19082	64792	0,56	0,18	Acero comparativo
D-1	842	22,5	63	18945	53046	0,66	0,42	Acero de invención
E-1	809	23,5	67	19012	54203	0,69	0,39	Acero de invención

ES 2 734 741 T3

E-2	803	23,9	53	19192	42559	0,67	0,41	Acero de invención
E-3	782	25,0	43	19550	33626	0,73	0,40	Acero comparativo
E-4	822	23,1	63	18988	51786	0,62	0,39	Acero de invención
E-5	811	23,5	65	19059	52715	0,53	0,38	Acero comparativo
E-6	787	24,5	70	19282	55090	0,57	0,41	Acero de invención
E-7	801	24,3	68	19464	54468	0,53	0,37	Acero comparativo
E-8	780	25,3	69	19734	53820	0,49	0,36	Acero comparativo
E-9	788	25,0	68	19700	53584	0,56	0,39	Acero de invención
E-10	813	23,3	65	18943	52845	0,34	0,42	Acero de invención
E-11	810	23,9	68	19359	55080	0,50	0,38	Acero comparativo
F-1	802	22,9	46	18366	36892	0,67	0,39	Acero de invención
G-1	793	23,2	48	18398	38064	0,66	0,41	Acero de invención
H-1	801	24,1	69	19304	55269	0,69	0,40	Acero de invención
a-1	603	34,1	108	20562	65124	0,70	0,20	Acero comparativo
b-1	1016	16,8	29	17069	29464	0,68	0,38	Acero comparativo
c-1	782	22,3	42	17439	32844	0,65	0,34	Acero comparativo
d-1	792	25,0	42	19800	33264	0,68	0,37	Acero comparativo
e-1	809	23,0,	66	18607	53394	<u>0,51</u>	0,38	Acero comparativo

Como se muestra en las Tablas 2 a 5, los aceros A-1, B-1, C-1, C-3 a C-5, C-7, C-8, C-10, C-12, C-14, C-16, D-1, E-1, E-2, E-4, E-6, E-9, E-10, F-1, G-1, H-1 y I-1 son ejemplos cada uno que tiene una composición química y una microestructura de acero que satisfacen las especificadas en la presente invención. Mientras tanto, los aceros C-2, C-6, C-9, C-11, C-13, C-15, C-17, E-3, E-5, E-7, E-8, E-11, a-1, b-1, c-1, d-1 y e-1 son ejemplos que tienen una composición química y una microestructura de acero que no satisfacen los especificados en la presente invención.

Para todas las chapas de acero laminadas en caliente de la presente invención, por ejemplo, el acero A-1, la fracción de área de las fases duras, la proporción de las fases duras con una relación de aspecto de 3 o más en las fases duras presentes en la parte central de espesor de la chapa, la longitud en la dirección de laminación de las fases duras presentes en la parte central de espesor de la chapa y la relación de intensidad aleatoria de rayos X satisfacen todas las especificadas en la presente invención. Además, todas las chapas de acero laminadas en caliente de los ejemplos de la presente invención mostraron una resistencia a la tracción de 780 MPa o más. Además, las chapas de acero laminadas en caliente de los ejemplos de la presente invención satisfacen (resistencia a la tracción (MPa)) x (alargamiento total (%))  $\geq$  18000 y (resistencia a la tracción (MPa)) x (relación de expansión del orificio (%))  $\geq$  35000, mostró un límite de fatiga de 0,55 o más y un límite de fatiga de punzonado de 0,30 o más.

Para el acero C-2 como ejemplo comparativo, la temperatura de reducción en la etapa final de la laminación de

acabado en la etapa [d] fue de 946°C, que es más alta que  $T_2$  (903°C), especificada en la fórmula (D), en más de 20°C. Para el acero C-9, la relación de reducción en la pasada final del laminado de acabado en la etapa [d] fue tan baja como del 2%. Por lo tanto, para ambos ejemplos, la proporción de las fases duras con una relación de aspecto de 3 o más en las fases duras presentes en la parte central del espesor de la chapa fue tan baja como menos que las fases duras presentes en la parte central del espesor de la chapa fue tan baja como menos del 60%, y la relación de límite de fatiga de perforación en la dirección de laminación fue un valor bajo de menos de 0,3.

Para el acero C-6, la temperatura de reducción en la pasada final de la laminación de acabado en la etapa [d] fue de 782°C, que es inferior a  $T_2$  (903°C), especificada en la fórmula (D), en más de 100°C. Para el acero C-13, la velocidad de enfriamiento promedio en un intervalo de temperatura igual o superior a  $T_3$  (°C) e inferior a 750°C en la etapa [f] fue de 25°C/s, que es demasiado bajo. Por lo tanto, para ambos ejemplos, la ferrita promovió su generación para tener una fracción de área alta del 68% o más, y la bainita tuvo una fracción de área tan baja como del 23% o menos, que no sirve como el principal constituyente de la microestructura. En consecuencia, ambos ejemplos mostraron una resistencia a la tracción de menos de 780 MPa. En particular, para el acero C-6, la ferrita generada fue ferrita no recristalizada y se exhibió baja ductilidad, y (resistencia a la tracción (MPa)) x (alargamiento total (%))  $\geq 18000$  no se satisfizo.

Para el acero C-11, la velocidad de enfriamiento promedio de la temperatura de reducción final a 750°C en la etapa [e] fue de 49°C, lo cual es demasiado bajo. Por lo tanto, la longitud en la dirección de laminación de las fases duras en la parte central del espesor de la chapa fue tan larga como 22,4 mm, y (resistencia a la tracción (MPa)) x (relación de expansión del orificio (%))  $\geq 35000$  no se satisfizo.

Para el acero C-15, el tiempo de mantenimiento en un intervalo de temperatura igual o superior a  $T_3$  (°C) e inferior a  $T_4$  (°C) en la etapa [g] fue de 3,1 s, que es demasiado corto; por lo tanto, la fracción de área de las fases duras fue tan alta como del 86,4%, la bainita no sirvió como el constituyente principal de la microestructura. Por lo tanto, se mostró baja ductilidad y (resistencia a la tracción (MPa)) x (alargamiento total (%))  $\geq 18000$  no se satisfizo.

Para el acero C-17, la temperatura de bobinado en la etapa [h] fue de 533 °C, que es más alta que  $T_4$  (475°C) especificada en la fórmula (F). Por lo tanto, la fracción de área de bainita en la estructura de la chapa de acero laminada en caliente fue del 91,5%, lo que es excesivo, y la fracción de área de las fases duras fue tan baja como menos del 3%. En consecuencia, la resistencia a la tracción era tan baja como menos de 780 MPa, y la relación de límite de fatiga de punzonado en la dirección de laminación era tan baja como menos de 0,3.

Para el acero E-3, el tiempo de calentamiento de la placa en la etapa [b] fue de 1809 s, que es más corto que el tiempo  $t_1$  (1919 s) especificado en la fórmula (A). Por lo tanto, la longitud en la dirección de laminación de las fases duras en la parte central del espesor de la chapa fue tan larga como 23,9 mm, y (resistencia a la tracción (MPa)) x (relación de expansión del orificio (%))  $\geq 35000$  no se satisfizo.

Para el acero E-5, la relación de reducción total durante la laminación en bruto en la etapa [c] fue tan baja como del 41%. Para el acero E-7, el número de veces que se enfrió la capa de la superficie de la placa hasta el punto de transformación  $Ar_3$  o menor durante la laminación en bruto en la etapa [c] fue solo una vez. Para el acero E-8, de las seis pasadas de laminación en la etapa [d], solo una pasada satisfizo una relación de forma X de 2,3 o más. Para el acero E-11, la relación de reducción de laminación a 1100°C o menos en la etapa [d] fue tan baja como del 34%. Por lo tanto, en estos aceros, la suma de las relaciones de intensidad aleatoria de rayos X de orientación <011> y la orientación de <111> tal como se ve desde la dirección de laminación fue tan baja como menos de 3,5, y una relación de intensidad aleatoria de rayos X de <001> la orientación vista desde la dirección de laminación era más de 1,0. En consecuencia, todos estos aceros mostraron una relación límite de fatiga en la dirección de laminación tan baja como menos de 0,55.

Para el acero a-1, el contenido de C fue del 0,016%, que es demasiado bajo. Por lo tanto, la resistencia a la tracción era tan baja como menos de 780 MPa, y la relación de límite de fatiga de punzonado en la dirección de laminación era tan baja como menos de 0,3.

Para el acero b-1, el contenido de C fue del 0,254%, que es demasiado alto. Para el acero d-1, el contenido de S fue del 0,0243%, que es demasiado alto. Por lo tanto, ambos ejemplos mostraron una capacidad de expansión del orificio baja y no satisfacían (resistencia a la tracción (MPa)) x (relación de expansión del orificio (%))  $\geq 35000$ .

Para el acero c-1, el contenido de P fue del 0,133%, que es demasiado alto. Por lo tanto, se mostró una baja trabajabilidad, y ninguna (resistencia a la tracción (MPa)) x (alargamiento total (%))  $\geq 18000$  ni (resistencia a la tracción (MPa)) x (relación de expansión del orificio (%))  $\geq 35000$  se satisfizo.

Para el acero e-1, el contenido total de Si y Al fue del 0,19%, que es demasiado bajo. Por lo tanto, la vida de inicio de grieta por fatiga fue corta y la relación de límite de fatiga en la dirección de laminación fue tan baja como 0,51.

#### Aplicabilidad industrial

Según la presente invención, se puede proporcionar una chapa de acero laminada en caliente que tiene excelentes características de fatiga en la dirección de laminación y trabajabilidad y que tiene una resistencia a la tracción de 780

MPa o más. La presente invención puede aplicarse adecuadamente a chapas de acero con un espesor de chapa de 8 mm o menos. Una chapa de acero laminada en caliente según la presente invención puede prolongar la vida útil de las piezas de suspensión y similares de los materiales de automóviles, contribuyendo así significativamente a la industria.

Lista de signos de referencia

- 1 orificio de punzonado de ensayo de fatiga

**REIVINDICACIONES**

1. Una chapa de acero laminada en caliente que tiene una composición química que consiste, en % en masa,

C: 0,03 al 0,2%,

Mn: 0,1 al 3,0%,

P: 0,10% o menos,

S: 0,03% o menos,

Al + Si: 0,2 al 3,0%,

N: más del 0% e igual o menos del 0,01%,

O: más del 0% e igual o menos del 0,01%,

uno o ambos seleccionados de

Ti: igual o mayor que  $(0,005 + 48/14 [N] + 48/32 [S])$  % igual o menor que el 0,3%, en donde [N] indica el contenido de N en % en masa y [S] indica el contenido de S en % en masa, y

Nb: del 0,01 al 0,3%;

Mg: del 0 al 0,01%,

Ca: del 0 al 0,01%,

REM: del 0 al 0,1%,

B: del 0 al 0,01%,

Cu: del 0 al 2,0%,

Ni: del 0 al 2,0%,

Mo: del 0 al 1,0%,

V: del 0 al 0,3%,

Cr: del 0 al 2,0%, y

el resto: hierro e impurezas, y

una microestructura de la chapa de acero laminada en caliente que contiene bainita como la fracción de área más alta, y contiene fases duras constituidas por martensita y/o austenita en una cantidad de, en fracción de área, igual o superior al 3% y menor al 20%,

en donde el 60% o más de las fases duras presentes en una parte central de espesor de chapa tienen una relación de aspecto de 3 o más, en donde la relación de aspecto se define por la longitud del eje mayor de la fase dura/la longitud del eje menor de la fase dura, en donde "la longitud del eje mayor de la fase dura" es "la longitud de la fase dura en la dirección de laminación de la chapa de acero", y "la longitud del eje menor de la fase dura" es "la longitud de la fase dura en la dirección del espesor de la chapa de acero";

las fases duras presentes en la parte central del espesor de la chapa tienen una longitud en una dirección de laminación de menos de 20 mm, y

la suma de las relaciones de intensidad aleatoria de rayos X de orientación <011> y <111> vista desde la dirección de laminación es de 3,5 o más, y una relación de intensidad aleatoria de rayos X de orientación <001> vista desde la dirección de laminación es 1,0 o menos, en donde las relaciones de intensidad aleatoria de rayos X se refieren a una estructura de hierro cúbica centrada en el cuerpo (b.c.c.) en la chapa de acero laminada en caliente, y

en donde la chapa de acero laminada en caliente exhibe una resistencia a la tracción de 780 MPa o más, una relación límite de fatiga de punzonado de 0,30 o más, y una relación de límite de fatiga de 0,55 o más, y satisface las siguientes ecuaciones:

$$(\text{resistencia a la tracción (MPa)}) \times (\text{alargamiento total (\%)}) \geq 18000$$

y

## ES 2 734 741 T3

(resistencia a la tracción MPa) x (porcentaje de expansión del orificio %)  $\geq$  35000, en donde la resistencia a la tracción, el límite de fatiga de punzonado, la relación del límite de fatiga, el alargamiento total y la relación de expansión del orificio se determinan como se indica en la descripción.

2. La chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 1, en donde la fracción de área de bainita es del 65 al 97%.

3. La chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 1, que comprende, en % en masa,

uno o más seleccionados de

Mg: 0,0005 al 0,01%

Ca: 0,0005 al 0,01%, y

REM: 0,0005 al 0,1%.

4. La chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 1, que tiene una composición química que comprende, en % en masa,

B: 0,0002 al 0,01%.

5. La chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 1, que comprende, en % en masa,

uno o más seleccionados de

Cu: 0,01 al 2,0%,

Ni: 0,01 al 2,0%,

Mo: 0,01 al 1,0%,

V: 0,01 al 0,3%, y

Cr: 0,01 al 2,0%.

6. La chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 1, que comprende una capa galvanizada por inmersión en caliente o una capa galvanizada en su superficie.

FIG. 1

