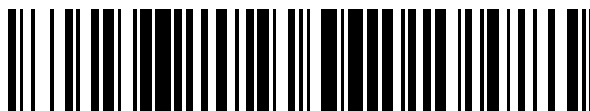


19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 655 939**

51 Int. Cl.:

<b>C23C 2/40</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/12</b>	(2006.01)
<b>C23C 2/28</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/10</b>	(2006.01)
<b>C23C 2/06</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/08</b>	(2006.01)
<b>C23C 2/02</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/06</b>	(2006.01)
<b>C21D 8/04</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/04</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/60</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/02</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/38</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/00</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/34</b>	(2006.01)	<b>C21D 9/46</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/16</b>	(2006.01)	<b>C21D 8/02</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/14</b>	(2006.01)	<b>B32B 15/01</b>	(2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **28.03.2012 PCT/JP2012/058160**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **04.10.2012 WO12133540**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **28.03.2012 E 12762991 (3)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **20.12.2017 EP 2692893**

54 Título: **Lámina de acero laminada en caliente y método de producción de la misma**

30 Prioridad:

**28.03.2011 JP 2011070725**

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

**22.02.2018**

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**NOZAKI TAKAYUKI;  
TAKAHASHI MANABU;  
FUJITA NOBUHIRO;  
YOSHIDA HIROSHI;  
WATANABE SHINICHIRO;  
YAMAMOTO TAKESHI;  
WAKABAYASHI CHISATO;  
OKAMOTO RIKI y  
SANO KOHICHI**

74 Agente/Representante:

**ELZABURU, S.L.P**

**ES 2 655 939 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**

Lámina de acero laminada en caliente y método de producción de la misma

**Campo técnico**

5 La presente invención se refiere a una lámina de acero laminada en caliente que es excelente en deformabilidad local, tal como flexibilidad, expansibilidad, maleabilidad de fresado y expansibilidad de agujeros, y la dependencia azimutal de la formabilidad es pequeña, y que es excelente en ductilidad, y un método de producción de la misma. Particularmente, la presente invención se refiere a una lámina de acero usando un fenómeno de Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP).

**Antecedentes de la técnica**

10 Para contener las emisiones de dióxido de carbono de los vehículos, se ha desarrollado el ahorro de peso de una carrocería de un vehículo usando una lámina de acero de alta resistencia. Además, a fin de asegurar la seguridad de los pasajeros, además de una lámina de acero blando, se usa frecuentemente una lámina de acero de alta resistencia para la carrocería del vehículo. Además, para que el ahorro de peso de la carrocería del vehículo se desarrolle en el futuro, es necesario aumentar una resistencia de la lámina de acero de alta resistencia en uso más  
15 que la de la técnica relacionada. Por consiguiente, por ejemplo, para usar la lámina de acero de alta resistencia para componentes de bajos de carrocería, es necesario mejorar la deformabilidad local para un procedimiento de fresado.

Sin embargo, generalmente, cuando la resistencia de una lámina de acero aumenta, la formabilidad disminuye. Por lo tanto, la elongación uniforme, que es importante para el estiramiento o alargamiento, disminuye. En contraste, el Documento No de Patente 1 describe un método para asegurar la elongación uniforme haciendo que quede austenita en una lámina de acero.  
20

Además, el Documento No de Patente 1 también describe un método para controlar una estructura metalográfica de la lámina de acero para mejorar la ductilidad local, que es necesaria para una flexión, un procedimiento de expansión de agujeros o un procedimiento de fresado. Además, el Documento No de Patente 2 describe que la reducción de una diferencia en dureza entre microestructuras controlando las inclusiones para controlar las microestructuras hasta una única estructura es eficaz para la flexibilidad o el procedimiento de expansión de agujeros.  
25

El Documento de Patente D3 describe una lámina de acero de alta resistencia con un alto módulo de Young, y un método de producción para controlar la estructura metalográfica de la lámina de acero.

30 Para la coexistencia entre ductilidad y resistencia, el Documento No de Patente 3 describe una tecnología para obtener una fracción apropiada de ferrita y bainita. En la tecnología, se realiza un control de la estructura metalográfica mediante un control del enfriamiento después de la laminación en caliente, se han de controlar los precipitados y una estructura de transformación. Sin embargo, todos los métodos son métodos de mejora de la deformabilidad local que dependen del control de la estructura (un control de la microestructura categórico), y por tanto la deformabilidad local es afectada en gran medida por una estructura base.

35 Por otra parte, el Documento No de Patente 4 describe una tecnología para mejorar una calidad material de una lámina de acero laminada en caliente aumentando una cantidad de reducción de laminación en un procedimiento de laminación en caliente continuo. Esta tecnología es una llamada tecnología de refinado de grano. En el Documento No de Patente 4, se realiza una reducción grande de la laminación a una temperatura muy baja en una región de austenita para transformar austenita no recristalizada en ferrita. Según esto, los granos de ferrita, que es una fase principal de un producto, se refinan, y por tanto la resistencia y la tenacidad son aumentadas. Sin embargo, en el método de producción descrito en el Documento No de Patente 4, no se considera una mejora de la deformabilidad local y la ductilidad.  
40

Como se describió anteriormente, para mejorar la deformabilidad local de la lámina de acero de alta resistencia, se realiza principalmente el control de la estructura incluyendo las inclusiones.

45 Además, a fin de usar la lámina de acero de alta resistencia como miembros para vehículos, se necesita el equilibrio de resistencia y ductilidad. Para este requisito, hasta ahora, se sugiere una lámina de acero TRIP, en la que se usa la plasticidad inducida por transformación de la austenita retenida (por ejemplo, véanse el Documento de Patente 1 y el Documento de Patente 2).

50 Sin embargo, el acero TRIP tiene características en las que la resistencia y la ductilidad son excelentes, pero generalmente, la deformabilidad local, tal como la expansibilidad de agujeros, es baja. Por lo tanto, es necesario que la deformabilidad local, tal como la expansibilidad de agujeros, sea mejorada para usar el acero TRIP, por ejemplo, como lámina de acero de alta resistencia de componentes de bajos de carrocería.

**Lista de citaciones**

Bibliografía de Patentes

[Documento de Patente 1] Solicitud de Patente Japonesa No examinada, Primera Publicación N° S61-217529

[Documento de Patente 2] Solicitud de Patente Japonesa No examinada, Primera Publicación N° H5-59429

5 [Documento de Patente 3] Solicitud de Patente Japonesa JP 2009 030159 A

Bibliografía No de Patentes

[Documento No de Patente 1] Takahashi et al., Nippon Steel Technical Report (2003) No. 378, P. 7

[Documento No de Patente 2] Kato et al., Iron-Making research (1984) vol. 312, P. 41

[Documento No de Patente 3] K. Sugimoto et al., ISIJ International (2000) Vol. 40, p. 920

10 [Documento No de Patente 4] NFG product introduction of NAKAYAMA STEEL WORKS, LTD.; <http://www.nakayama-steel.co.jp/menu/product/nfg.html>

**Compendio de la invención**

Problema a ser solucionado por la invención

15 Un objeto de la presente invención es proporcionar una lámina de acero de alta resistencia laminada en caliente de acero TRIP, que es excelente en deformabilidad local, en la que la dependencia azimutal de la formabilidad es pequeña, y que es excelente en ductilidad en acero TRIP, y un método de producción de la misma. Además, un objeto de la presente invención es proporcionar un método de producción de una lámina de acero de alta resistencia laminada en caliente en la que la anisotropía de la lámina de acero laminada en caliente es mejorada controlando una textura mediante laminación en caliente.

20 Medios para solucionar los problemas

Los presentes inventores han encontrado que en el acero TRIP, cuando se controla apropiadamente una densidad de polos de una orientación cristalina predeterminada, la deformabilidad local es mejorada. Además, los presentes inventores han tenido éxito en producir una lámina de acero que es excelente en deformabilidad local y otras propiedades mecánicas optimizando componentes químicos y condiciones de producción del acero TRIP para controlar una microestructura de la lámina de acero.

25 La esencia de la presente invención es como sigue.

(1) Según un aspecto de la presente invención, se proporciona una lámina de acero laminada en caliente definida en la reivindicación 1.

30 (2) La lámina de acero laminada en caliente según (1), en donde un diámetro medio volumétrico de los granos es 1  $\mu\text{m}$  a 4  $\mu\text{m}$ .

(3) La lámina de acero laminada en caliente según (1), en donde la densidad de polos media del grupo de orientaciones de  $\{100\}\langle 011 \rangle$  a  $\{223\}\langle 110 \rangle$  es 1,0 a 5,0, y la densidad de polos de la orientación cristalina  $\{332\}\langle 113 \rangle$  es 1,0 a 4,0.

35 (4) La lámina de acero laminada en caliente según uno cualquiera de (1) a (3), en donde, entre la pluralidad de granos, una relación de área de granos que exceden de 20  $\mu\text{m}$  está limitada a 10% o menos.

(5) La lámina de acero laminada en caliente según uno cualquiera de (1) a (4), en donde con respecto al menos a 100 granos de la austenita retenida y la martensita, una desviación estándar de una distancia  $L_{MA}$  entre los granos más cercanos unos a otros puede ser 5  $\mu\text{m}$  o menos.

40 (6) En un aspecto adicional de la presente invención, se proporciona un método de producción de la lámina de acero laminada en caliente, definido en la reivindicación 6.

(7) El método de producción de la lámina de acero laminada en caliente según (6), en el que el tiempo de espera  $t$  (segundo) satisface además la siguiente Expresión 5 que usa  $t_1$ .

$t < t_1$  (Expresión 5).

45 (8) El método de producción de la lámina de acero laminada en caliente según (6), en el que el tiempo de espera  $t$  (segundo) satisface además la siguiente Expresión 6 que usa  $t_1$ .

$t1 \leq t \leq t1 \times 2,5$  (Expresión 6).

(9) El método de producción de la lámina de acero laminada en caliente según (6), en donde en el control de intervalos de temperatura, una velocidad de variación de la temperatura es  $-40^{\circ}\text{C/h}$  a  $40^{\circ}\text{C/h}$ .

5 (10) El método de producción de la lámina de acero laminada en caliente según (6), en donde el procedimiento de enfriamiento primario se realiza entre puestos de laminación.

### Efectos de la invención

10 Según los aspectos de la presente invención, es posible proporcionar una lámina de acero de alta resistencia laminada en caliente que es excelente en deformabilidad local tal como flexibilidad, expansibilidad, ductilidad de fresado y expansibilidad de agujeros, y en la que la dependencia azimutal de la formabilidad es pequeña, y que es excelente en ductilidad, y un método de producción de la misma. Cuando se usa la lámina de acero, particularmente, el ahorro de peso de los vehículos y la seguridad de colisión de los vehículos pueden ser compatibles el uno con la otra, y por tanto la contribución industrial es significativa.

### Breve descripción de los dibujos

15 La FIG. 1 es un diagrama que ilustra una relación entre una densidad de polos media de un grupo de orientaciones de  $\{100\}<011>$  a  $\{223\}<110>$  y  $d/RmC$  (espesor de lámina  $d$ /radio de flexión mínimo  $RmC$ ).

La FIG. 2 es un diagrama que ilustra una relación entre una densidad de polos de una orientación  $\{332\}<113>$  y  $d/RmC$ .

La FIG. 3 es un diagrama que ilustra una relación entre un valor  $r$  ( $rC$ ) en una dirección ortogonal a una dirección de laminación y  $d/RmC$ .

20 La FIG. 4 es un diagrama que ilustra una relación entre un valor  $r$  ( $r30$ ) en una dirección que forma un ángulo de  $30^{\circ}$  con la dirección de laminación y  $d/RmC$ .

La FIG. 5 es un diagrama que ilustra una relación entre el número de veces de laminación de 40% o más en laminación tosca y un tamaño de grano de austenita de la laminación tosca.

25 La FIG. 6 es un diagrama de flujo que ilustra el bosquejo de un método de producción de la lámina de acero laminada en caliente relacionada con una realización de la presente invención.

### Descripción de realizaciones

30 Como se describió anteriormente, según lo encontrado en la técnica relacionada, la expansibilidad de agujeros, la flexibilidad y similares son mejoradas mediante un control de inclusiones, refinado de precipitados, homogeneización de una microestructura, un control de estructura de fase única, y una reducción en diferencia de dureza entre microestructuras, y similares. Sin embargo, con sólo estas tecnologías, no hay otra opción más que limitar una configuración de la estructura principal. Además, para una alta resistencia, cuando se añaden elementos representativos tales como Nb y Ti que contribuyen en gran medida a un aumento en la resistencia, la anisotropía aumenta en gran medida. Por lo tanto, hay un problema en que puede sacrificarse otro factor de formabilidad, o se limita una dirección de blancos de perforación antes de la formación. Por lo tanto, se limita una utilización de la lámina de acero.

En la lámina de acero TRIP, que es una de las tecnologías para aumentar la ductilidad, durante un procedimiento de recocido, por medio de concentración de C en la austenita, y por tanto una cantidad de austenita retenida o la cantidad de C en la austenita retenida aumenta. Por consiguiente, la resistencia a la tracción es mejorada.

40 Por lo tanto, respecto a la lámina de acero TRIP, los presentes inventores han hecho un examen y una investigación sobre el refinado de granos de una microestructura y un control de la textura en un procedimiento de laminación en caliente para mejorar la maleabilidad de flexión y la expansibilidad de agujeros. Como resultado, les ha quedado claro que la deformabilidad local de la lámina de acero TRIP puede ser mejorada suficientemente, controlando la densidad de polos de la orientación cristalina, a ser descrita más adelante. Además, a los presentes inventores les ha quedado claro que particularmente la deformabilidad local de la lámina de acero TRIP es mejorada drásticamente, en un caso donde  $rC$ , que es un valor de Lankford (valor  $r$ ) en una dirección ortogonal a una dirección de laminación, y  $r30$ , que es un valor de Lankford (valor  $r$ ) en una dirección que forma un ángulo de  $30^{\circ}$  con la dirección de laminación, están en equilibrio el uno con el otro.

45 La presente invención se refiere a una lámina de acero laminada en caliente según las reivindicaciones 1 a 5 y a un método de producción de una lámina de acero laminada en caliente según las reivindicaciones 6 a 10. Pueden tomarse en más detalle realizaciones de la invención reivindicada a partir de la siguiente descripción:

Primero, se describirá la densidad de polos de la orientación cristalina de la lámina de acero laminada en caliente.

Densidad de polos (D1 y D2) de la orientación cristalina:

5 En la lámina de acero laminada en caliente, como densidades de polos de dos tipos de orientaciones cristalinas, con respecto a una sección transversal del espesor de la lámina, que es paralela a una dirección de laminación, en una porción central del espesor de la lámina dentro de un intervalo de 5/8 a 3/8 del espesor de la lámina (esto es, un intervalo distante de una superficie de la lámina de acero en una distancia de un intervalo de 5/8 a 3/8 del espesor de la lámina en una dirección del espesor de la lámina (dirección de profundidad) de la lámina de acero), se controlan una densidad de polos media D1 de un grupo de orientaciones de  $\{100\}\langle 011\rangle$  a  $\{223\}\langle 110\rangle$  (abreviada en lo sucesivo como densidad de polos media), y una densidad de polos D2 de una orientación cristalina  $\{332\}\langle 113\rangle$ .

10 En la presente invención, la densidad de polos media es una característica (un grado de integración de orientaciones, un grado de desarrollo de una textura) de una textura particularmente importante (una orientación cristalina de un grano en una microestructura). Además, la densidad de polos media es una densidad de polos expresada por una media aritmética de densidades de polos de orientaciones cristalinas respectivas  $\{100\}\langle 011\rangle$ ,  $\{116\}\langle 110\rangle$ ,  $\{114\}\langle 110\rangle$ ,  $\{112\}\langle 110\rangle$ , y  $\{223\}\langle 110\rangle$ .

15 Con respecto a una sección transversal en una porción central del espesor de la lámina dentro de un intervalo de 5/8 a 3/8 de un espesor de la lámina, se realiza Difracción por Retrodispersión de Electrones (EBSD) o difracción de rayos X para obtener relaciones de intensidad de la intensidad de difracción de electrones o la intensidad de difracción de rayos X de orientaciones respectivas para una muestra aleatoria, y se obtiene la densidad de polos media de un grupo de orientaciones de  $\{100\}\langle 011\rangle$  a  $\{223\}\langle 110\rangle$  a partir de las relaciones de intensidad respectivas.

20 Cuando la densidad de polos media del grupo de orientaciones de  $\{100\}\langle 011\rangle$  a  $\{223\}\langle 110\rangle$  es 6,5 o menos,  $d/RmC$  (un índice obtenido dividiendo un espesor de lámina  $d$  por el radio de flexión mínimo  $RmC$  (flexión en la dirección C)), que es necesario para el procesamiento de componentes de bajos de carrocería o componentes del chasis, puede satisfacer 1,5 o más. Esta condición es una condición para satisfacer las dos condiciones siguientes, particularmente, una es entre la resistencia a la tracción  $TS$  y la relación de expansión de agujeros  $\lambda$ , y otra es entre la resistencia a la tracción  $TS$  y la elongación  $EL$ , que son necesarias para miembros de bajos de carrocería, esto es,  $TS \times \lambda \geq 30.000$  y  $TS \times EL \geq 14.000$ . Además, cuando la densidad de polos media es 5,0 o menos, una relación ( $Rm45/RmC$ ) del radio de flexión mínimo  $Rm45$  de flexión de dirección  $45^\circ$  al radio de flexión mínimo  $RmC$  de flexión de dirección C, que es un índice de la dependencia azimutal (isotropía) de la formabilidad, disminuye, y por tanto puede asegurarse una alta deformabilidad local que no depende de una dirección de flexión. Por consiguiente, la densidad de polos media es 6,5 o menos, y preferiblemente 5,0 o menos. En un caso donde es necesaria una expansibilidad de agujeros más excelente o una característica del límite de flexión más pequeña, la densidad de polos media es más preferiblemente menos que 4,0, y aún más preferiblemente menos que 3,0.

35 Cuando la densidad de polos media del grupo de orientaciones de  $\{100\}\langle 011\rangle$  a  $\{223\}\langle 110\rangle$  excede de 6,5, la anisotropía de las propiedades mecánicas de la lámina de acero aumenta significativamente. Como resultado, la deformabilidad local es mejorada sólo en una dirección específica, pero la deformabilidad local en otras direcciones diferentes de la dirección se deteriora significativamente. Por lo tanto, en este caso, la lámina de acero puede no satisfacer  $d/RmC \geq 1,5$ , como se muestra en la FIG. 1.

Por otra parte, cuando la densidad de polos media es menos que 1,0, hay un problema de que la deformabilidad local se deteriora. Por lo tanto, la densidad de polos media es 1,0 o más.

40 Además, por la misma razón, la densidad de polos de la orientación cristalina  $\{332\}\langle 113\rangle$  en la porción central del espesor de la lámina dentro de un intervalo de 5/8 a 3/8 del espesor de la lámina se ajusta a 5,0 o menos. Esta condición es una condición en la que la lámina de acero satisface  $d/RmC \geq 1,5$ . Particularmente, la condición es una condición para satisfacer las dos condiciones siguientes entre la resistencia a la tracción  $TS$  y la relación de expansión de agujeros  $\lambda$ , y la resistencia a la tracción  $TS$  y la elongación  $EL$ , que son necesarias para miembros de bajos de carrocería, esto es, tanto  $TS \times \lambda \geq 30.000$  como  $TS \times EL \geq 14.000$ .

45 Además, cuando la densidad de polos es 4,0 o menos,  $7S \times \lambda$  o  $d/RmC$  pueden ser aumentados adicionalmente. Por consiguiente, es preferible que la densidad de polos sea 4,0 o menos, y más preferiblemente 3,0 o menos. Cuando la densidad de polos excede de 5,0, la anisotropía de las propiedades mecánicas de la lámina de acero aumenta significativamente. Como resultado, la deformabilidad local es mejorada sólo en una dirección específica, pero la deformabilidad local en otras direcciones diferentes de la dirección se deteriora significativamente. Por lo tanto, en este caso, la lámina de acero puede no satisfacer de manera fiable  $d/RmC \geq 1,5$ , como se muestra en la FIG. 2.

Por otra parte, cuando la densidad de polos media es menos que 1,0, hay un problema de que la deformabilidad local se deteriora. Por lo tanto, la densidad de polos de la orientación cristalina  $\{332\}\langle 113\rangle$  es 1,0 o más.

55 La densidad de polos tiene el mismo significado que una relación de intensidad aleatoria de rayos X. La relación de intensidad aleatoria de rayos X es un valor numérico obtenido dividiendo la intensidad de difracción de un material de muestra por la intensidad de difracción de una muestra estándar que no tiene integración en una orientación específica. La intensidad de difracción (rayos X o electrón) de la muestra estándar, y la intensidad de difracción del material de muestra pueden obtenerse por medida usando un método de difracción de rayos X y similares bajo las

mismas condiciones. La densidad de polos puede medirse usando difracción de rayos X, Difracción por Retrodispersión de Electrones (EBSD), o canalización de electrones. Por ejemplo, la densidad de polos del grupo de orientaciones de  $\{100\}\langle 011\rangle$  a  $\{223\}\langle 110\rangle$  puede obtenerse como sigue. Las densidades de polos de orientaciones respectivas  $\{100\}\langle 011\rangle$ ,  $\{116\}\langle 110\rangle$ ,  $\{114\}\langle 110\rangle$ ,  $\{112\}\langle 110\rangle$ , y  $\{223\}\langle 110\rangle$  se obtienen a partir de una textura tridimensional (ODF) calculada por un método de expansión de series usando una pluralidad de figuras de polos entre las figuras de polos  $\{110\}$ ,  $\{100\}$ ,  $\{211\}$ , y  $\{310\}$  medidas por los métodos, y estas densidades de polos se promedian aritméticamente para obtener la densidad de polos del grupo de orientaciones  $\{100\}\langle 011\rangle$  a  $\{223\}\langle 110\rangle$ .

Con respecto a la muestra que se proporciona para la difracción de rayos X, la EBSD y la canalización de electrones, el espesor de la lámina de acero puede ser reducido por pulido mecánico o similar hasta un espesor de lámina predeterminado. A continuación, en el mismo momento de retirar una deformación por pulido químico, pulido por electrólisis, o similares, la muestra puede ser ajustada a fin de que una superficie apropiada que incluye un intervalo de 5/8 a 3/8 del espesor de la lámina sea una superficie de medida. Y la densidad de polos puede medirse según los métodos descritos anteriormente. Con respecto a una dirección de la anchura de la lámina, es preferible que la muestra sea recogida en las proximidades de 1/4 o 3/4 de una posición de espesor de lámina (una posición que es distante de una superficie extrema de la lámina de acero en una distancia que es 1/4 de una anchura de lámina de la lámina de acero).

Con respecto a no sólo la porción central del espesor de la lámina sino también tantas posiciones de espesor de lámina como sean posibles, cuando la lámina de acero satisface la densidad de polos descrita anteriormente, la deformabilidad local es mejorada adicionalmente. Sin embargo, la integración de las orientaciones de la porción central del espesor de la lámina descrita anteriormente es la más fuerte, y un efecto sobre la anisotropía de la lámina de acero es grande, y por tanto la calidad material de la porción central del espesor de la lámina es generalmente representativa de propiedades materiales de la totalidad de la lámina de acero. Por consiguiente, se especifican la densidad de polos media del grupo de orientaciones de  $\{100\}\langle 011\rangle$  a  $\{223\}\langle 110\rangle$  y la densidad de polos de la orientación cristalina  $\{332\}\langle 113\rangle$  en un intervalo de 5/8 a 3/8 de la porción central del espesor de la lámina.

Aquí,  $\{hkl\}\langle uvw\rangle$  representa que cuando la muestra se recoge por el método descrito anteriormente, una dirección normal de una superficie de la lámina es paralela a  $\langle hkl\rangle$ , y una dirección de laminación es paralela a  $\langle uvw\rangle$ . Además, con respecto a una orientación cristalina, una orientación que es comúnmente ortogonal a la superficie de la lámina se expresa mediante  $(hkl)$  o  $\{hkl\}$ , y una orientación que es paralela a la dirección de laminación se expresa mediante  $[uvw]$  o  $\langle uvw\rangle$ .  $\{hkl\}\langle uvw\rangle$  representa colectivamente planos equivalentes, y  $(hkl)[uvw]$  representa plano cristalino individual. Esto es, en la realización, dado que una estructura cúbica centrada en el cuerpo (estructura bcc) es un objetivo, por ejemplo, los planos respectivos  $(111)$ ,  $(-111)$ ,  $(1-11)$ ,  $(11-1)$ ,  $(-1-11)$ ,  $(-11-1)$ ,  $(1-1-1)$ , y  $(-1-1-1)$  son equivalentes, y por tanto no son distinguibles. En este caso, estas orientaciones se llaman colectivamente plano  $\{111\}$ . También se usa la expresión ODF para expresión de orientación de otras estructuras cristalinas que tienen una baja propiedad simétrica, y por tanto, en la expresión ODF, una orientación individual se expresa generalmente mediante  $(hkl)[uvw]$ . Sin embargo, en la realización,  $\{hkl\}\langle uvw\rangle$  y  $(hkl)[uvw]$  tienen el mismo significado.

Valor  $r$  ( $r_C$ ) en dirección ortogonal a la dirección de laminación:

El valor  $r$  (valor de Lankford) de la lámina de acero es importante en la presente invención. Esto es, como resultado de la intensiva investigación de los presentes inventores, como se muestra en la FIG. 3, los presentes inventores han encontrado que cuando las densidades de polos respectivas, que se describen anteriormente, se ajustan dentro de los intervalos descritos anteriormente y, al mismo tiempo,  $r_C$  se ajusta a 0,70 o más, puede obtenerse una buena expansibilidad de agujeros y una buena flexibilidad. Por consiguiente,  $r_C$  es 0,70 o más.

El límite superior de  $r_C$  es 1,10 o menos para obtener una expansibilidad de agujeros y una flexibilidad más excelentes.

Valor  $r$  ( $r_{30}$ ) en la dirección que tiene un ángulo de 30° con la dirección de laminación:

El valor  $r$  (valor de Lankford) de la lámina de acero es importante en la presente invención. Esto es, como resultado de la intensiva investigación de los presentes inventores, como se muestra en la FIG. 4, los presentes inventores han encontrado que cuando las densidades de polos respectivas, que se describen anteriormente, se ajustan dentro de los intervalos descritos anteriormente y, al mismo tiempo,  $r_{30}$  se ajusta a 1,10 o menos, puede obtenerse una buena expansibilidad de agujeros y una buena flexibilidad. Por consiguiente,  $r_{30}$  es 1,10 o menos.

El límite inferior de  $r_{30}$  es 0,70 obtener una expansibilidad de agujeros y una flexibilidad más excelentes.

El valor  $r$  descrito anteriormente se evalúa mediante un ensayo de tracción usando un espécimen de ensayo de tracción de JIS N° 5. En consideración de una lámina de acero de alta resistencia común, el valor  $r$  puede evaluarse dentro de un intervalo en el que la deformación a la tracción está dentro de un intervalo de 5% a 15% y dentro de un intervalo que corresponde a elongación uniforme.

Sin embargo, generalmente, se sabe que la textura y el valor  $r$  tienen una correlación la una con el otro, pero en la lámina de acero laminada en caliente relacionada con la realización, como ya se mencionó, la limitación para la densidad de polos de la orientación cristalina y la limitación para el valor  $r$  son diferentes la una de la otra. Por lo

tanto, cuando ambas limitaciones se satisfacen al mismo tiempo, puede obtenerse una buena deformabilidad local.

A continuación, se describirá una microestructura de la lámina de acero laminada en caliente relacionada con la realización.

5 Una microestructura básica de la lámina de acero laminada en caliente relacionada con la realización incluye ferrita, bainita y austenita retenida. En la realización, además de los componentes básicos de la microestructura (en lugar de una parte de ferrita, bainita, y austenita retenida), pueden estar incluidos uno o más tipos de pearlita y martensita (incluyendo martensita templada) en la microestructura como componente selectivo de la microestructura según sea necesario o de una manera inevitable. Además, en la realización, se evalúa una microestructura individual mediante una relación de área.

10 La ferrita y la bainita concentran C en la austenita retenida, y por tanto la ferrita y la bainita son necesarias para la mejora de la ductilidad por el efecto TRIP. Además, la ferrita y la bainita también contribuyen a la mejora de la expansibilidad de agujeros. Puede permitirse que la fracción de ferrita y la fracción de bainita varíen dependiendo de un nivel de resistencia que es un objetivo de desarrollo, cuando la ferrita se ajusta a de 20% a 50% y la bainita se ajusta a de 10% a 60%, se es capaz de obtener una excelente ductilidad y una excelente expansibilidad de agujeros.  
15 Por consiguiente, la ferrita se ajusta a de 20% a 50%, y la bainita se ajusta a de 10% a 60%.

La austenita retenida es una estructura que aumenta la ductilidad, particularmente, la elongación uniforme por plasticidad inducida por transformación, y es necesario que la austenita retenida sea 2% o más en términos de una relación de área. Además, la austenita retenida es transformada en martensita por el procesamiento, y también contribuye a la mejora de la resistencia. Cuanto más alta es la relación de área de la austenita retenida, más preferible es. Sin embargo, es necesario aumentar el contenido de C y Si para asegurar que la austenita retenida excede de 30% en términos de una relación de área, y en este caso, la soldabilidad o las calidades superficiales se deterioran. Por lo tanto, el límite superior de la relación de área de la austenita retenida se ajusta a 30% o menos. Además, en un caso donde es necesario aumentar adicionalmente la elongación uniforme, es preferible que la austenita retenida sea 3% o más, más preferiblemente 5% o más, y aún más preferiblemente 8% o más.

25 Además, la microestructura puede contener cada una de pearlita y martensita (incluyendo martensita templada) en una fracción de 20%. Cuando la cantidad de pearlita y martensita aumenta, la maleabilidad y deformabilidad local de la lámina de acero disminuyen, o una velocidad de utilización de C, que genera austenita retenida, disminuye. Por lo tanto, en la microestructura, la pearlita está limitada a 20% o menos, y la martensita está limitada a 20% o menos.

30 Aquí, la relación de área de la austenita puede determinarse a partir de la intensidad de difracción que puede obtenerse realizando difracción de rayos X con respecto a un plano, que es paralelo a una superficie de la lámina, en las proximidades de la posición 1/4 del espesor de la lámina.

Además, la relación de área de la ferrita, pearlita, bainita y martensita puede determinarse a partir de una imagen que puede obtenerse observando 1/8 a 3/8 del intervalo de espesor de la lámina (esto es, un intervalo de espesor de la lámina en el que la posición 1/4 del espesor de la lámina se convierte en el centro) usando un Microscopio Electrónico de Barrido de Emisión de Campo (FE-SEM). En la observación FE-SEM, se recoge una muestra de tal manera que una sección transversal del espesor de la lámina que es paralela a la dirección de laminación de la lámina de acero se convierte en una superficie de observación, y se realiza un pulido y un grabado con Nital con respecto a la superficie de observación.

40 Además, con respecto a la dirección del espesor de la lámina, en las proximidades de la superficie de la lámina de acero y en las proximidades del centro de la lámina de acero, la microestructura (componente) de la lámina de acero puede ser diferente en gran medida de otras porciones debido a descarburización y segregación de Mn. Por lo tanto, en la realización, la observación de la microestructura se realiza en el 1/4 de la posición del espesor de la lámina, que es la referencia.

45 Además, en un caso de mejorar adicionalmente la elongación, el tamaño del grano en la microestructura, particularmente, un diámetro medio volumétrico, se hace fino. Además, haciendo un refinado del diámetro medio volumétrico, por tanto las propiedades de fatiga (relación límite de fatiga) que son necesarias para láminas de acero para vehículos son mejoradas.

50 El número de granos gruesos tiene una alta tasa de influencia sobre la elongación en comparación con los granos finos, y por tanto la elongación tiene una estrecha correlación con un diámetro medio volumétrico calculado como una media ponderada del volumen en comparación con un diámetro medio numérico. Por lo tanto, en un caso de obtener el efecto descrito anteriormente, el diámetro medio volumétrico es de 1  $\mu\text{m}$  a 15  $\mu\text{m}$ , preferiblemente de 1  $\mu\text{m}$  a 9,5  $\mu\text{m}$ , y más preferiblemente de 1  $\mu\text{m}$  a 4  $\mu\text{m}$ .

55 Además, cuando el diámetro medio volumétrico disminuye, la concentración de deformación local que se produce en un orden micrométrico es suprimida, y por tanto la deformación durante la deformación local puede ser dispersada. Por consiguiente, se considera que la elongación, particularmente, la elongación uniforme, es mejorada. Además, cuando el diámetro medio volumétrico disminuye, un límite de grano, que está sirviendo como barrera del movimiento de dislocación, puede ser controlado apropiadamente. Además, el límite de grano actúa sobre la

deformación plástica repetitiva (fenómeno de fatiga) que se produce debido al movimiento de dislocación, y por tanto las propiedades de fatiga son mejoradas.

Además, el diámetro de un grano individual (unidad de grano) puede determinarse como sigue.

5 La pearlita es especificada por observación de la estructura usando un microscopio óptico. Además, las unidades de grano de ferrita, austenita, bainita y martensita son especificadas por EBSD. Cuando una estructura cristalina de una región que es determinada por la EBSD es una estructura cúbica centrada en las caras (estructura fcc), esta región se determina como austenita. Además, cuando una estructura cristalina de una región que es determinada por la EBSD es una estructura cúbica centrada en el cuerpo (estructura bcc), esta región es determinada como una cualquiera de ferrita, bainita y martensita. La ferrita, bainita y martensita pueden ser distinguidas usando un método de Desorientación Media de Kernel (KAM) que está equipado para EBSP-OIM (marca comercial registrada, Patrón de Retrodifracción de Electrones-Microscopía de Imágenes por Orientación). En el método KAM, se promedia una diferencia en orientación entre píxeles respectivos en una primera aproximación (total siete píxeles) en la que se usan un píxel hexagonal regular arbitrario (píxel central) entre los datos de medida y seis píxeles que son adyacentes al píxel, en una segunda aproximación (total 19 píxeles) en la que se usan también 12 píxeles posicionados más afuera de los seis píxeles, o en una tercera aproximación (total 37 píxeles) en la que se usan también 18 píxeles posicionados más afuera de los 12 píxeles. Después, un valor medio que se obtiene se determina como valor del píxel central, y esta operación se realiza con respecto a la totalidad de los píxeles. Cuando el cálculo según el método KAM se realiza sin exceder un límite de grano, puede crearse un mapa, que está expresando una variación de la orientación intragranular. Este mapa muestra una distribución de deformaciones en base a la variación de la orientación local intragranular.

En la realización, se calcula la diferencia de orientación entre píxeles adyacentes mediante la tercera aproximación en el EBSP-OIM (marca comercial registrada). El tamaño de grano de la ferrita, bainita, martensita y austenita puede obtenerse como sigue. Por ejemplo, la medida de la orientación descrita anteriormente se realiza en una etapa de medida de 0,5  $\mu\text{m}$  por debajo con un aumento de 1.500 veces, una posición en la que la diferencia de orientación entre puntos de medida, que son adyacentes unos a otros, excede de 15° se determina como límite de grano (este límite de grano, necesariamente, puede no ser un límite de grano general), y se calcula un diámetro de círculo equivalente para obtener el tamaño de grano. En un caso donde está contenida pearlita en la microestructura, con respecto a una imagen obtenida por un microscopio óptico, el tamaño de grano de la pearlita puede calcularse aplicando un método de procesamiento de imágenes tal como procesamiento de binarización y un método de intercepción.

En el grano (unidad de grano) definido como se describió anteriormente, en un caso donde un radio de círculo equivalente (un valor la mitad del diámetro de círculo equivalente) se ajusta a  $r$ , el volumen de un grano individual puede obtenerse por  $4 \times \pi \times r^3 / 3$ , y un diámetro medio volumétrico puede obtenerse por una media ponderada del volumen.

Además, puede obtenerse una relación de área de un grano grueso siguiente dividiendo el área del grano grueso, que se obtiene por el método, por un área de un objeto a ser medido.

Además, puede determinarse la siguiente distancia  $L_{MA}$  usando un límite entre la austenita y un grano distinto a la austenita y un límite entre la martensita y un grano distinto a martensita que se obtienen por el método anterior (sólo, FE-SEM con el que EBSD es posible).

Además, en un caso de mejorar adicionalmente la flexibilidad, con respecto a los componentes totales de la microestructura, una relación de un área (relación de área de un grano grueso) que está ocupada por un grano (grano grueso) que tiene un tamaño de grano, que está excediendo de 20  $\mu\text{m}$  por unidad de área, puede ser limitado a 10% o menos. Cuando un grano que tiene un tamaño de grano grande aumenta, la resistencia a la tracción disminuye, y por tanto la deformabilidad local también disminuye. Por lo tanto, es preferible hacer el grano tan fino como sea posible. Además, cuando todos los granos reciben uniformemente y equivalentemente una deformación, la flexibilidad es mejorada. Por consiguiente, la deformación local del grano puede ser suprimida limitando la cantidad de granos gruesos.

Además, para mejorar adicionalmente la deformabilidad local tal como la flexibilidad, expansibilidad, maleabilidad de fresado y expansibilidad de agujeros, es preferible que una estructura dura tal como austenita retenida y martensita esté dispersada. Por lo tanto, entre granos de austenita retenida y martensita, la desviación estándar de una distancia  $L_{MA}$  [ $\mu\text{m}$ ] entre los granos cristalinos más cercanos (austenita retenida o martensita) los unos con los otros puede ajustarse a 5  $\mu\text{m}$ . En este caso, con respecto al menos a 100 granos de austenita retenida y martensita, la desviación estándar de la distancia  $L_{MA}$  puede obtenerse midiendo la distancia  $L_{MA}$ .

A continuación, se describirá la razón por la que los componentes químicos (elementos químicos) de la lámina de acero laminada en caliente relacionada con la realización se limitan. Aquí, "%" en el contenido de los componentes químicos respectivos representa "% en masa".

C: 0,02% a 0,5%



- El C es necesario para asegurar una alta resistencia y austenita retenida. Es necesario que el contenido de C sea 0,02% o más para obtener una cantidad suficiente de austenita retenida. Por otra parte, cuando la lámina de acero contiene C excesivamente, la soldabilidad se deteriora, y por tanto el límite superior del contenido de C se ajusta a 0,5% o menos. En un caso de mejorar adicionalmente la resistencia y la elongación, es preferible que el contenido de C sea 0,05% o más, más preferiblemente 0,06% o más, y aún más preferiblemente 0,08% o más. Además, en un caso de mejorar adicionalmente la soldabilidad, es preferible que el contenido de C sea 0,45% o menos, y más preferiblemente 0,40% o menos.
- Si: 0,001% a 4,0%
- El Si es un desoxidante, y el acero contiene 0,001% o más de Si. Además, el Si estabiliza la ferrita durante un control de temperatura después de la laminación en caliente, y suprime la precipitación de cementita después del bobinado (durante la transformación bainítica). Por consiguiente, el Si aumenta la concentración de C en la austenita, y contribuye al aseguramiento de la austenita retenida. Cuando mayor es el contenido de Si, más aumenta el efecto. Sin embargo, cuando el Si se añade excesivamente al acero, las calidades superficiales, pintabilidad, soldabilidad y similares se deterioran. Por lo tanto, el límite superior del contenido de Si se ajusta a 4,0% o menos.
- En un caso de que un efecto de obtención de austenita retenida estable sea exhibido suficientemente por el Si, es preferible que el contenido de Si sea 0,02% o más, más preferiblemente 0,20% o más, y aún más preferiblemente 0,50% o más. Además, en un caso de asegurar adicionalmente las calidades superficiales, pintabilidad, soldabilidad y similares, es preferible que el contenido de Si sea 3,5% o menos, y más preferiblemente 3,0% o menos.
- Mn: 0,001% a 4,0%
- El Mn es un elemento que estabiliza la austenita, y aumenta la capacidad de endurecimiento. Es necesario que el acero contenga 0,001% o más de Mn para asegurar una capacidad de endurecimiento suficiente. Por otra parte, cuando el Mn se añade excesivamente en el acero, la ductilidad se deteriora, y por tanto el límite superior del contenido de Mn se ajusta a 4,0%. Para asegurar una capacidad de endurecimiento aún más alta, es preferible que el contenido de Mn sea 0,1% o más, más preferiblemente 0,5% o más, y aún más preferiblemente 1,0% o más.
- Además, en un caso de asegurar una ductilidad aún más alta, es preferible que el contenido de Mn sea 3,8% o menos, y más preferiblemente 3,5% o menos.
- P: 0,15% o menos
- El P es una impureza, y cuando el P está contenido excesivamente en el acero, la ductilidad o la soldabilidad se deterioran. Por lo tanto, el límite superior del contenido de P se ajusta a 0,15% o menos. Además, el P funciona como un elemento de endurecimiento de disoluciones sólidas, pero el P está contenido inevitablemente en el acero. Por consiguiente, no es necesario limitar particularmente el límite inferior del contenido de P, y el límite inferior es 0%. Además, cuando se considera un refinado general reciente (incluyendo refinado secundario), el límite inferior del contenido de P puede ser 0,001%. En un caso de aumentar adicionalmente la ductilidad y la soldabilidad, es preferible que el contenido de P sea 0,12% o menos, y más preferiblemente 0,10% o menos.
- S: 0,03% o menos
- El S es una impureza, y cuando el S está contenido excesivamente en el acero, se genera MnS, que se alarga por la laminación en caliente. Por lo tanto, la formabilidad, tal como la ductilidad y la expansibilidad de agujeros, se deteriora. Por lo tanto, el límite superior del contenido de S se ajusta a 0,03%. Además, dado que el S está contenido inevitablemente en el acero, no es necesario limitar particularmente el límite inferior del contenido de S, y el límite inferior es 0%. Además, cuando se considera el refinado general reciente (incluyendo refinado secundario), el límite inferior del contenido de S puede ser 0,001%. En un caso de aumentar adicionalmente la ductilidad y la expansibilidad de agujeros, es preferible que el contenido de S sea 0,020% o menos, y más preferiblemente 0,015% o menos.
- O: 0,01% o menos
- El O (oxígeno) es una impureza, y cuando el contenido de O excede de 0,01%, la ductilidad se deteriora. Por lo tanto, el límite superior del contenido de O se ajusta a 0,01%. Además, dado que el O está contenido inevitablemente en el acero, no es necesario limitar el límite inferior del contenido de O, y el límite inferior es 0%. Además, cuando se considera un refinado general reciente (incluyendo refinado secundario), el límite inferior del contenido de O puede ser 0,0005%.
- Al: 0,001% a 4,0%
- El Al es un desoxidante, y cuando se considera un refinado general reciente (incluyendo refinado secundario), está contenido 0,001% o más de Al en el acero. Además, el Al estabiliza la ferrita durante un control de temperatura después de la laminación en caliente, y suprime la precipitación de cementita durante la transformación bainítica. Por consiguiente, el Al aumenta la concentración de C en la austenita, y contribuye al aseguramiento de la austenita retenida. Cuando el contenido de Al está creciendo, el efecto aumenta adicionalmente. Sin embargo, cuando el Al se añade excesivamente al acero, las calidades superficiales, la pintabilidad y la soldabilidad se deterioran. Por lo tanto,

el límite superior del contenido de Al se ajusta a 4,0%. En un caso de que un efecto de obtención de austenita retenida estable sea exhibido suficientemente por el Al, es preferible que el contenido de Al sea 0,005% o más, y más preferiblemente 0,01% o más. Además, en un caso donde sea necesario asegurar adicionalmente las calidades superficiales, la pintabilidad, la soldabilidad y similares, es preferible que el contenido de Al sea 3,5% o menos, y más preferiblemente 3,0% o menos.

N: 0,01% o menos

El N es una impureza, y cuando el contenido de N excede de 0,01%, la ductilidad se deteriora. Por lo tanto, el límite superior del contenido de N se ajusta a 0,01% o menos. Además, dado que el N está contenido inevitablemente en el acero, no es necesario limitar particularmente el límite inferior del contenido de N, y el límite inferior es 0%. Además, cuando se considera un refinado general reciente (incluyendo refinado secundario), el límite inferior del contenido de N puede ser 0,0005%. En un caso de aumentar adicionalmente la ductilidad, es preferible que el contenido de N sea 0,005% o menos.

Si + Al: 1,0% a 4,0%

Estos elementos son desoxidantes, como se describió anteriormente. Además, tanto el Si como el Al estabilizan la ferrita durante un control de la temperatura después de la laminación en caliente, y suprimen la precipitación de cementita después del bobinado (durante la transformación bainítica). Por consiguiente, estos elementos aumentan la concentración de C en la austenita, y contribuyen al aseguramiento de la austenita retenida. Como resultado, la suma del contenido de Si y el contenido de Al es 1,0% o más. Sin embargo, cuando estos elementos se añaden excesivamente al acero, las calidades superficiales, la pintabilidad, la soldabilidad y similares se deterioran, y por tanto la suma del contenido de Si y el contenido de Al se ajusta a 4,0% o menos. En un caso de asegurar adicionalmente las calidades superficiales, la pintabilidad, la soldabilidad y similares, es preferible que la suma sea 3,5% o menos, y más preferiblemente 3,0% o menos.

Los elementos químicos descritos anteriormente son componentes básicos (elementos básicos) del acero en la realización, y la composición química en la que se controlan los elementos básicos (contenidos o limitados), y en la que el resto consiste en Fe e impurezas inevitables, es una composición básica de la realización. Sin embargo, en la realización, además de los componentes básicos (en lugar de una parte de Fe del resto), pueden estar contenidos los siguientes elementos químicos (elementos selectivos) en el acero según sea necesario. Además, incluso cuando los elementos selectivos están contenidos inevitablemente (por ejemplo, en una cantidad menor que los límites inferiores de las cantidades de los elementos selectivos respectivos) en el acero, el efecto en la realización no se deteriora.

Esto es, la lámina de acero laminada en caliente relacionada con la realización puede contener uno o más tipos entre Ti, Nb, B, Mg, REM, Ca, Mo, Cr, V, W, Ni, Cu, Co, Sn, Zr, y As como elemento selectivo para mejorar la deformabilidad local, por ejemplo, mediante el control de inclusiones o el refinado de precipitados.

Además, en un caso de obtener resistencia por refuerzo de precipitación, pueden dejarse generar carbo-nitruros finos. Es eficaz añadir Ti, Nb, V, W, y Cu para obtener el refuerzo de precipitación. Además, la lámina de acero puede contener uno o más tipos de estos según sea necesario.

Para obtener el efecto por adición de Ti, Nb, V, W, y Cu, el contenido de Ti es 0,001% o más, el contenido de Nb es 0,001% o más, el contenido de V es 0,001% o más, el contenido de W es 0,001% o más, y el contenido de Cu es 0,001% o más. Sin embargo, incluso cuando los elementos químicos se añaden excesivamente al acero, un aumento en resistencia se satura, y además de esto, la recristalización después de la laminación en caliente se suprime, y por tanto, es difícil controlar la orientación cristalina. Por lo tanto, el contenido de Ti se limita a 0,2% o menos, el contenido de Nb se limita a 0,2% o menos, el contenido de V se limita a 1,0% o menos, el contenido de W se limita a 1,0% o menos, y el contenido de Cu se limita a 2,0% o menos. Además, en consideración de la reducción de costes de aleación, no es necesario añadir intencionadamente estos elementos químicos al acero, y todo el contenido de Ti, el contenido de Nb, el contenido de V, el contenido de W, y el contenido de Cu son 0%.

En un caso de aumentar la capacidad de endurecimiento de una estructura y realizar un control de fases secundario para asegurar la resistencia, es eficaz añadir uno o más tipos entre B, Mo, Cr, y As según la necesidad. Para obtener el efecto, el contenido de B es 0,0001% o más, el contenido de Mo y el contenido de Cr son 0,001% o más, y el contenido de As es 0,0001% o más. Sin embargo, cuando estos elementos químicos se añaden excesivamente, la maleabilidad se deteriora de manera inversa, y por tanto el límite superior del contenido de B se limita a 0,005%, el límite superior del contenido de Mo se limita a 1,0%, el límite superior del contenido de Cr se limita a 2,0%, y el límite superior del contenido de As se limita a 0,50%. Además, por reducción de costes de aleación, no es necesario añadir intencionadamente estos elementos químicos al acero, y todo el contenido de B, el contenido de Mo, el contenido de Cr, y el contenido de As son 0%.

El Mg, REM (Metal de Tierras Raras), y el Ca son elementos selectivos importantes para mejorar la deformabilidad local de la lámina de acero controlando las inclusiones hasta un tipo inocuo. Por consiguiente, pueden añadirse uno o más tipos entre Mg, REM, y Ca al acero según sea necesario. En este caso, todos los límites inferiores de los elementos químicos respectivos son 0,0001% o más. Por otra parte, cuando estos elementos químicos se añaden

excesivamente al acero, la limpieza se deteriora. Por lo tanto, con respecto a los límites superiores de los contenidos de los elementos químicos respectivos, el contenido de Mg se limita a 0,010% o menos, el contenido de REM se limita a 0,1% o menos, y el contenido de Ca se limita a 0,010% o menos. Además, por reducción de costes de aleación, no es necesario añadir intencionadamente estos elementos químicos al acero, y todo el contenido de Mg, el contenido de REM, y el contenido de Ca son 0%.

El Ni, Co, Sn, y Zr son elementos selectivos para aumentar la resistencia, y pueden añadirse uno o más tipos de estos elementos químicos al acero según sea necesario. En este caso, el contenido de Ni es 0,001% o más, el contenido de Co es 0,0001% o más, el contenido de Sn es 0,0001% o más, y el contenido de Zr es 0,0001% o más. Sin embargo, cuando estos elementos químicos se añaden excesivamente al acero, la formabilidad se pierde. Por lo tanto, con respecto a los límites superiores de los elementos químicos respectivos, el contenido de Ni se limita a 2,0% o menos, el contenido de Co se limita a 1,0% o menos, el contenido de Sn se limita a 0,2% o menos, y el contenido de Zr se limita a 0,2% o menos. Además, por reducción de costes de aleación, no es necesario añadir intencionadamente estos elementos químicos al acero, y todo el contenido de Ni, el contenido de Co, el contenido de Sn, y el contenido de Zr son 0%.

Como se describió anteriormente, la lámina de acero laminada en caliente de la presente invención tiene una composición química que consiste en los elementos básicos descritos anteriormente, consistiendo el resto en Fe e impurezas inevitables, o una composición química que consiste en los elementos básicos descritos anteriormente y al menos uno de los elementos selectivos descritos anteriormente, consistiendo el resto en Fe e impurezas inevitables.

Además, la lámina de acero laminada en caliente relacionada con la realización puede someterse a un tratamiento de superficie. Por ejemplo, la lámina de acero laminada en caliente puede incluir diversos tipos de película (película o revestimiento) aplicando tratamientos de superficie tales como electrorrevestimiento, revestimiento por inmersión en caliente, revestimiento por deposición, un tratamiento de aleación después del revestimiento, formación de película orgánica, laminación de película, un tratamiento usando sales orgánicas/sales inorgánicas, y un tratamiento no de cromo (tratamiento no de cromato). Como ejemplo de estas películas, la lámina de acero laminada en caliente puede incluir una capa galvanizada por inmersión en caliente o una capa galvarrecocida sobre una superficie de la misma. Incluso cuando la lámina de acero laminada en caliente incluye la película, la deformabilidad local puede ser mantenida suficientemente.

Además, en esta realización, el espesor de lámina de la lámina de acero laminada en caliente no está limitado particularmente, pero por ejemplo, el espesor de lámina puede ser de 1,5 mm a 10 mm, o de 2,0 mm a 10 mm. Además, la resistencia de la lámina de acero laminada en caliente tampoco está limitada particularmente, y por ejemplo, la resistencia a la tracción puede ser de 440 MPa a 1.500 MPa.

La lámina de acero laminada en caliente relacionada con la realización es aplicable a los usos generales de una lámina de acero de alta resistencia, y la deformabilidad local tal como la flexibilidad, la maleabilidad y la expansibilidad de agujeros de la lámina de acero de alta resistencia es mejorada significativamente.

Además, una dirección, que es realizada por procesamiento de flexión, a la lámina de acero laminada en caliente es diferente dependiendo de los componentes a ser procesados, y la dirección no está limitada particularmente. En la lámina de acero laminada en caliente relacionada con la realización, pueden obtenerse las mismas propiedades en todas las direcciones de flexión, y por tanto la lámina de acero laminada en caliente es aplicable a formación de materiales compuestos, incluyendo modos de procesamiento tales como flexión, estiramiento y alargamiento.

A continuación, se describirá un método de producción de la lámina de acero laminada en caliente. La presente invención proporciona un método de producción de una lámina de acero laminada en caliente, descrito en las reivindicaciones 6 a 10.

Para obtener una excelente deformabilidad local, es importante formar una textura (textura no desarrollada) que tenga una densidad de polos de menos anisotropía, y controlar apropiadamente rC y r30. Se describirán a continuación detalles de condiciones de producción para controlar la densidad de polos, rC y r30 respectivas con respecto a la lámina de acero laminada en caliente que se produce.

Un método de producción que precede a la laminación en caliente no está particularmente limitado. Por ejemplo, pueden realizarse diversos tipos de refinado secundario posteriormente a la fusión y refinado usando un alto horno, un horno eléctrico, un convertidor o similar para acero fundido que está satisfaciendo la composición química descrita anteriormente, por lo cual puede obtenerse acero (acero fundido). Después, para obtener un lingote o bloque de acero a partir del acero, por ejemplo, el acero puede ser colado por métodos de colado tales como un método de colado continuo común, un método de lingotes y un método de colado de bloques delgados. En el caso del colado continuo, el acero puede ser laminado en caliente después de enfriar el acero una vez hasta una temperatura baja (por ejemplo, la temperatura ambiente), y recalentando el acero. Alternativamente, el acero (bloque colado), inmediatamente después de ser colado, puede ser laminado en caliente continuamente. Además, como materia prima del acero (acero fundido), puede usarse chatarra.

Para obtener una lámina de acero laminada en caliente de alta resistencia que es excelente en deformabilidad local,

es preferible satisfacer las siguientes condiciones.

Es preferible que el tamaño de grano de la austenita antes de la laminación de acabado sea pequeño para aumentar la deformabilidad local. Además, se ha demostrado que cuando un tamaño de grano de la austenita medio antes de la laminación de acabado es 200 µm o menos, esto es eficaz para obtener una deformabilidad local suficiente.

- 5 Como se muestra en la FIG. 5, para obtener un tamaño de grano de la austenita medio de 200 µm o menos antes de la laminación de acabado, el acero puede ser laminado una o más veces con una relación de reducción de laminación de 40% o más por laminación tosca (primera laminación en caliente) dentro de un intervalo de temperaturas de 1.000°C a 1.200°C (preferiblemente, 1.150°C o más bajas).

- 10 Según aumentan la relación de reducción de laminación y el número de veces de reducción de laminación, puede obtenerse un grano de austenita más fino. Por ejemplo, en la laminación tosca, es preferible controlar el tamaño de grano medio de austenita a 100 µm o menos. Para realizar un control del tamaño de grano, puede realizarse dos o más veces una laminación en la que una relación de reducción de laminación de un paso es 40% o más (dos o más pasos). Sin embargo, con respecto a la laminación tosca, cuando la relación de reducción de laminación de un paso se limita a 70% o menos, o el número de veces de reducción de laminación (el número de pasos) se limita a 10 veces o menos, se es capaz de reducir un problema acerca de una disminución de la temperatura o generación excesiva de escamas. Por consiguiente, en la laminación tosca, la relación de reducción de laminación de un paso puede ser 70% o menos, y el número de veces de reducción de laminación (el número de pasos) puede ser 10 veces o menos.

- 20 Como se describió anteriormente, cuando el tamaño de grano de la austenita antes de la laminación de acabado se hace pequeño, se promueve la recristalización de la austenita en la laminación de acabado posterior, y por tanto la reducción del tamaño de grano de la austenita es eficaz para mejorar la deformabilidad local.

Se supone que el efecto es debido a que un límite del grano de la austenita después de la laminación tosca (esto es, antes de la laminación de acabado) funciona como uno de los núcleos de recristalización durante la laminación de acabado.

- 25 Para confirmar el tamaño de grano de la austenita después de la laminación tosca, es preferible enfriar rápidamente el acero (lámina de acero) antes de que entre en la laminación de acabado a una velocidad de enfriamiento tan alta como sea posible. Por ejemplo, la lámina de acero se enfría a una velocidad de enfriamiento media de 10°C/s o más alta. Además, una sección transversal de un trozo de lámina recogido de la lámina de acero obtenida después de enfriar se graba con ácido para hacer que un límite de grano de la austenita en una microestructura emerja hacia delante, y después se realiza una medida usando un microscopio óptico. En este momento, con respecto a 20 campos de visión o más a un aumento de 50 veces, el tamaño de grano de la austenita se mide por análisis de imágenes o un método de intercepción, y los tamaños de grano de la austenita respectivos se promedian para obtener un tamaño de grano de la austenita medio.

- 35 Después de la laminación tosca, la laminación de acabado puede realizarse continuamente después de cortar una barra de lámina. En este momento, puede enrollarse una barra tosca de inmediato en una bobina, y puede ser almacenada en una cubierta que tenga una función de retención del calor según sea necesario, y el corte puede realizarse después de rebobinar la bobina de nuevo.

- 40 Además, como una condición para controlar la densidad de polos media del grupo de orientaciones de {100}<011> a {223}<110> y la densidad de polos de la orientación cristalina {332}<113> en la porción central del espesor de la lámina dentro de un intervalo de los 5/8 a 3/8 del espesor de la lámina dentro de los intervalos de densidad de polos descritos anteriormente, se controla una laminación en la laminación de acabado (segunda laminación en caliente) después de la laminación tosca con una temperatura T1 (°C), que puede determinarse como se muestra en la siguiente Expresión 7 por una composición química (en % en masa) del acero, establecida como referencia.

- 45 
$$T1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] + 350 \times [Nb] + 250 \times [Ti] + 40 \times [B] + 10 \times [Cr] + 100 \times [Mo] + 100 \times [V]$$
 (Expresión 7)

- Además, en la Expresión 7, [C], [N], [Mn], [Nb], [Ti], [B], [Cr], [Mo], y [V] representan porcentajes en masa del contenido de C, el contenido de N, el contenido de Mn, el contenido de Nb, el contenido de Ti, el contenido de B, el contenido de Cr, el contenido de Mo, y el contenido de V en el acero, respectivamente. Además, el cálculo se realiza mientras se establece el contenido de elementos químicos (componentes químicos) no contenidos en la Expresión 7 a 0%. Por lo tanto, en la composición básica que contiene sólo los componentes básicos descritos anteriormente, puede usarse la siguiente Expresión 8 en lugar de la Expresión 7.

- 55 
$$T1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn]$$
 (Expresión 8)

Además, cuando el acero contiene elementos selectivos, es necesario que una temperatura calculada por la Expresión 7 en lugar de la temperatura calculada por la Expresión 8 se establezca como T1 (°C).

- En la laminación de acabado, la temperatura T1 (°C) que puede obtenerse por la Expresión 7 o la Expresión 8 se

establece como referencia, se asegura una relación de reducción de laminación grande en un intervalo de temperaturas de  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  a  $T1 + 200^{\circ}\text{C}$  (preferiblemente, un intervalo de temperaturas de  $T1 + 50^{\circ}\text{C}$  a  $T1 + 100^{\circ}\text{C}$ ), y la relación de reducción de laminación se limita a un intervalo pequeño (incluyendo 0%) en un intervalo de temperaturas que es más alto que o igual a  $Ar_3^{\circ}\text{C}$  y más bajo que  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ . Cuando la laminación de acabado se realiza además de la laminación tosca, la deformabilidad local de un producto final puede ser aumentada.

Cuando la relación de reducción de laminación grande se asegura en un intervalo de temperaturas de  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  a  $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ , y la relación de reducción de laminación se limita en un intervalo de temperaturas que es más alto que o igual a  $Ar_3^{\circ}\text{C}$  y más bajo que  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ , la densidad de polos media del grupo de orientaciones de  $\{100\}<011>$  a  $\{223\}<110>$  y la densidad de polos de la orientación cristalina  $\{332\}<113>$  en la porción central del espesor de la lámina dentro de un intervalo de los 5/8 a 3/8 del espesor de lámina se controlan suficientemente. Por consiguiente, la deformabilidad local del producto final es mejorada drásticamente. La temperatura  $T1$  en sí se obtiene empíricamente. Los presentes inventores han encontrado empíricamente el siguiente hecho mediante un experimento. Esto es, un intervalo de temperaturas en el que la recristalización en un intervalo de austenita de cada acero es promovida puede determinarse con la temperatura  $T1$  establecida como referencia. Para obtener una deformabilidad local más satisfactoria, es importante acumular una gran cantidad de deformaciones por reducción de laminación, y por tanto una relación de reducción de laminación acumulativa dentro de un intervalo de temperaturas de  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  a  $T1 + 200^{\circ}\text{C}$  es 50% o más. Además, desde el punto de vista de promover la recristalización por acumulación de deformaciones, es preferible que la relación de reducción de laminación acumulativa sea 70% o más. Además, cuando el límite superior de la relación de reducción de laminación acumulativa se limita, la temperatura de laminación puede ser asegurada más suficientemente, y por tanto una carga de laminación puede ser suprimida adicionalmente. Por consiguiente, la relación de reducción de laminación acumulativa puede ser 90% o menos.

Además, para aumentar la homogeneidad de la lámina laminada en caliente, y elevar la elongación y la ductilidad local de un producto final hasta el límite, la laminación de acabado se controla para incluir un paso de reducción de laminación grande que tiene una relación de reducción de laminación de 30% o más en un intervalo de temperaturas de  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  a  $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ . De esta manera, en la laminación de acabado, en un intervalo de temperaturas de  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  a  $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ , se realiza al menos una vez de reducción de laminación que tiene una relación de reducción de laminación de 30% o más. Particularmente, cuando se considera el control del enfriamiento, a ser descrito más adelante, la relación de reducción de laminación del paso final en el intervalo de temperaturas es 30% o más. Esto es, es preferible que el paso final sea el paso de reducción de laminación grande. En un caso donde se requiere una maleabilidad aún más alta, las relaciones de reducción de laminación de dos pasos finales puede ajustarse a 30% o más, respectivamente. En un caso de elevar adicionalmente la homogeneidad de una lámina laminada en caliente, la relación de reducción de laminación del paso de reducción de laminación grande (un paso) puede ser 40% o más. Además, en un caso de obtener una forma más satisfactoria de una lámina de acero, la relación de reducción de laminación del paso de reducción de laminación grande (un paso) puede ser 70% o menos.

Además, en un intervalo de temperaturas de  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  a  $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ , cuando el aumento de temperatura de una lámina de acero entre pasos de laminación respectivos se suprime (por ejemplo,  $18^{\circ}\text{C}$  o más baja), puede obtenerse austenita recristalizada más uniforme.

Además, la recristalización uniforme es promovida por la liberación de deformaciones acumuladas. Por consiguiente, después de se termina la reducción de laminación en un intervalo de temperaturas de  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  a  $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ , una cantidad de procesamiento en un intervalo de temperaturas que es más alto que o igual a  $Ar_3^{\circ}\text{C}$  y más bajo que  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  (preferiblemente,  $T1^{\circ}\text{C}$  a más bajo que  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ ) es suprimida para que sea tan pequeña como sea posible. Por consiguiente, la relación de reducción de laminación acumulativa en un intervalo de temperaturas que es más alto que o igual a  $Ar_3^{\circ}\text{C}$  y más bajo que  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  se limita a 30% o menos. En un caso de asegurar una excelente forma de lámina en este intervalo de temperaturas, es preferible la relación de reducción de laminación acumulativa de 10% o más. Sin embargo, en un caso donde se establece un valor alto en deformabilidad local, es preferible que la relación de reducción de laminación acumulativa sea 10% o menos, y más preferiblemente 0%. Esto es, en un intervalo de temperaturas que sea más alto que o igual a  $Ar_3^{\circ}\text{C}$  y más bajo que  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ , no es necesario realizar la reducción de laminación, e incluso cuando la reducción de laminación se realiza, la relación de reducción de laminación acumulativa se ajusta a 30% o menos.

Además, cuando la relación de reducción de laminación en un intervalo de temperaturas que es más alto que o igual a  $Ar_3^{\circ}\text{C}$  y más bajo que  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  es grande, el grano de austenita recristalizado se expande, y por tanto la deformabilidad local se deteriora.

Esto es, con respecto a las condiciones de producción relacionadas con la realización, cuando la austenita se recristaliza uniformemente y finamente en la laminación de acabado, la textura y el valor  $r$  de un producto laminado en caliente son controlados. Por consiguiente, la deformabilidad local, tal como la expansibilidad de agujeros y la flexibilidad, puede ser mejorada.

Cuando la laminación se realiza en un intervalo de temperaturas más bajo que  $Ar_3^{\circ}\text{C}$ , o la relación de reducción de laminación acumulativa en un intervalo de temperaturas que es más alto que o igual a  $Ar_3^{\circ}\text{C}$  y más bajo que  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  es demasiado grande, la textura de la austenita se desarrolla. Como resultado, una lámina de acero laminada

en caliente que puede obtenerse finalmente que no satisface al menos una de una condición en la que la densidad de polos media del grupo de orientaciones de  $\{100\}<011>$  a  $\{223\}<110>$  en la porción central del espesor de la lámina es 1,0 a 6,5, y una condición en la que la densidad de polos de la orientación cristalina  $\{332\}<113>$  es 1,0 a 5,0. Por otra parte, en la laminación de acabado, cuando la laminación se realiza en un intervalo de temperaturas más alto que  $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ , o la relación de reducción de laminación acumulativa es demasiado pequeña, pueden incluirse granos gruesos o mixtos en la microestructura, o la microestructura puede estar constituida por granos mixtos. Además, en este caso, una relación de área de granos que excede de  $20\ \mu\text{m}$  o un diámetro medio volumétrico aumenta.

Aquí, la relación de reducción de laminación puede obtenerse mediante resultados reales o un cálculo en la medida de una carga de laminación o un espesor de lámina, y similares. Además, puede obtenerse una temperatura de laminación (por ejemplo, cada uno de los intervalos de temperaturas anteriores) mediante una medida real usando un termómetro entre puestos, por cálculo mediante una simulación de cálculo en consideración de la generación de calor del procesamiento debida a una velocidad de línea, una relación de reducción de laminación, o similares, o realizando ambos de ellos (medida real y cálculo). Además, en la descripción anterior, la relación de reducción de laminación en un paso representa un porcentaje de una cantidad de reducción de laminación en un paso a un espesor de lámina de entrada antes de pasar a través de un puesto de laminación (una diferencia entre el espesor de lámina de entrada antes de pasar a través del puesto de laminación y un espesor de lámina de salida después de pasar el puesto de laminación). Cuando un espesor de lámina de entrada antes del primer paso en la laminación en cada uno de los intervalos de temperaturas anteriores se establece como referencia, la relación de reducción de laminación acumulativa representa un porcentaje de una cantidad de reducción de laminación acumulativa a la referencia (una diferencia entre el espesor de lámina de entrada antes del primer paso en la laminación en cada uno de los intervalos de temperaturas anteriores y el espesor de lámina de salida después de un paso final en la laminación en cada uno de los intervalos de temperaturas). Además, la temperatura  $Ar_3$  se obtiene mediante la siguiente Expresión 9.

$$Ar_3 = 879,4 - 516,1 \times [C] - 65,7 \times [Mn] + 38,0 \times [Si] + 274,7 \times [P] \quad (\text{Expresión 9})$$

Con respecto a la laminación en caliente (laminación de acabado) que se realiza como se describió anteriormente, cuando la laminación en caliente se termina a una temperatura más baja que  $Ar_3(^{\circ}\text{C})$ , el acero se lamina en una región de dos fases (región de temperatura de dos fases) que incluye austenita y ferrita, y por tanto la integración de la orientación cristalina al grupo de orientaciones  $\{100\}<011>$  a  $\{223\}<110>$  se hace fuerte. Como resultado, la deformabilidad local se deteriora significativamente. Aquí, cuando la temperatura de terminación de laminación de la laminación de acabado es  $T1^{\circ}\text{C}$  o más alta, una cantidad de deformación en un intervalo de temperaturas de  $T1^{\circ}\text{C}$  o más baja puede ser reducido, y por tanto la anisotropía puede ser reducida adicionalmente. Como resultado, la deformabilidad local puede ser aumentada adicionalmente. Por consiguiente, la temperatura de terminación de laminación de la laminación de acabado puede ser  $T1^{\circ}\text{C}$  o más alta.

Además, el enfriamiento (enfriamiento primario) después del paso de reducción de laminación grande final (reducción de laminación en un puesto de laminación) de la laminación en un intervalo de temperaturas de  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  a  $T1 + 200^{\circ}\text{C}$  tiene un gran efecto sobre un tamaño de grano de un producto final. Además, debido al enfriamiento, se obtiene un grano equiaxiado (de tamaño uniforme), y por tanto la microestructura puede ser controlada para tener menos grano grueso.

El acero se enfría después de un puesto de laminación que corresponde al paso final entre los pasos de reducción de laminación grandes de una manera tal que un tiempo de espera  $t$  (segundo), que se toma antes del inicio del enfriamiento primario después de completarse el paso final entre los pasos de reducción de laminación grandes (como se describió anteriormente, los pasos de reducción de laminación grandes representan la reducción de laminación (paso) que tiene una relación de reducción de laminación de 30% o más en el intervalo de temperaturas de  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  a  $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ ) en la laminación en caliente, satisface la Expresión 10. Aquí,  $t_1$  en la Expresión 10 puede obtenerse mediante la siguiente Expresión 11. En la Expresión 11,  $T_f$  representa una temperatura ( $^{\circ}\text{C}$ ) de una lámina de acero en el momento de completarse el paso final de los pasos de reducción de laminación grandes, y  $P1$  representa una relación de reducción de laminación (%) en el paso final entre los pasos de reducción de laminación grandes. Aquí, cuando se considera la ejecutabilidad (por ejemplo, corrección de forma o controlabilidad del enfriamiento secundario), puede realizarse el enfriamiento primario entre puestos de laminación.

Cuando el tiempo de espera  $t$  excede del valor del lado derecho ( $2,5 \times t_1$ ) de la Expresión 10, la recrystalización está casi completa, por otra parte, crecen significativamente los granos, y por tanto un tamaño de grano aumenta. Por lo tanto, el valor  $r$  y la elongación disminuyen. Por consiguiente, el tiempo de espera  $t$  se ajusta a  $2,5 \times t_1$  segundos o menos.

$$t \leq 2,5 \times t_1 \quad (\text{Expresión 10})$$

$$t_1 = 0,001 \times ((T_f - T_1) \times P1/100)^2 - 0,109 \times ((T_f - T_1) \times P1/100) + 3,1 \quad (\text{Expresión 11})$$

Cuando el tiempo de espera  $t$  se limita adicionalmente para que sea menos que  $t_1$  segundos, el crecimiento del grano puede ser suprimido en gran medida. En este caso, un diámetro medio volumétrico de un producto final puede

ser controlado a 4  $\mu\text{m}$  o menos. Como resultado, incluso cuando la recristalización no progresa suficientemente, la elongación de la lámina de acero puede ser mejorada suficientemente, y al mismo tiempo, las propiedades de fatiga pueden ser mejoradas.

5 Por otra parte, cuando el tiempo de espera  $t$  se limita adicionalmente a  $t_1$  segundos a  $2.5 \times t_1$  segundos, el diámetro medio volumétrico aumenta (por ejemplo, excediendo de 4  $\mu\text{m}$ ) en comparación con un caso en el que el tiempo de espera  $t_1$  es menos que  $t_1$ . Sin embargo, la recristalización progresa suficientemente, y por tanto la orientación cristalina se vuelve aleatoria. Por consiguiente, la elongación de la lámina de acero puede ser mejorada suficientemente, y al mismo tiempo, la isotropía puede ser mejorada en gran medida.

10 Además, el enfriamiento primario descrito anteriormente puede realizarse entre puestos de laminación o después del puesto de laminación final. Esto es, después de realizar el enfriamiento primario, puede realizarse una laminación que tiene una relación de reducción de laminación baja (por ejemplo, 30% o menos (o menos que 30%)) en un intervalo de temperaturas de  $\text{Ar}_3^\circ\text{C}$  o más altas (por ejemplo, de  $\text{Ar}_3^\circ\text{C}$  a  $T_1 + 30$  (o  $T_f$ )  $^\circ\text{C}$ )).

15 Es preferible que una variación de la temperatura de enfriamiento que es una diferencia entre una temperatura de la lámina de acero (temperatura del acero) en el momento del inicio del enfriamiento y una temperatura de la lámina de acero (temperatura del acero) en el momento de la terminación del enfriamiento en el enfriamiento primario sea  $40^\circ\text{C}$  a  $140^\circ\text{C}$ . Además, es preferible que la temperatura de la lámina de acero  $T_2$  en el momento de completarse el enfriamiento del enfriamiento primario sea  $T_1 + 100^\circ\text{C}$  o más baja. Cuando la variación de la temperatura de enfriamiento es  $40^\circ\text{C}$  o más alta, el crecimiento de grano del grano de austenita recristalizada puede ser suprimido adicionalmente. Cuando la variación de la temperatura de enfriamiento es  $140^\circ\text{C}$  o más baja, la recristalización  
20 puede progresar suficientemente adicionalmente, y por tanto la densidad de polos puede ser mejorada adicionalmente. Además, cuando la variación de la temperatura de enfriamiento se limita a  $140^\circ\text{C}$  o más baja, la temperatura de la lámina de acero puede ser controlada de una manera relativamente fácil, y la selección variante (evitación de limitación variante) puede ser controlada de una manera relativamente eficaz, y por tanto el desarrollo de una textura puede ser suprimido adicionalmente. Por consiguiente, en este caso, la isotropía puede ser elevada  
25 adicionalmente, y por tanto la dependencia de la orientación de la maleabilidad puede ser disminuida adicionalmente. Además, cuando la temperatura de la lámina de acero  $T_2$  en el momento de terminación de enfriamiento del enfriamiento primario es  $T_1 + 100^\circ\text{C}$  o más baja, puede obtenerse un efecto de enfriamiento suficiente adicional. Debido al efecto de enfriamiento, el crecimiento del grano puede ser suprimido, y por tanto un aumento del tamaño del grano de austenita puede ser suprimido adicionalmente.

30 Además, es preferible que una velocidad de enfriamiento media en el enfriamiento primario sea  $50^\circ\text{C/s}$  o más. Cuando la velocidad de enfriamiento media en el enfriamiento primario es  $50^\circ\text{C/s}$  o más, el crecimiento de grano del grano de austenita recristalizado puede ser suprimido adicionalmente. Por otra parte, no es necesario ajustar particularmente el límite superior de la velocidad de enfriamiento media, pero la velocidad de enfriamiento media puede ser  $200^\circ\text{C/s}$  o menos desde el punto de vista de una forma de lámina.

35 Después de la laminación de acabado, el acero se enfría a una velocidad de enfriamiento media de  $10^\circ\text{C/s}$  a  $100^\circ\text{C/s}$  hasta una temperatura  $T_3$  dentro de un intervalo de  $630^\circ\text{C}$  a  $800^\circ\text{C}$  que está en las proximidades de un extremo de un intervalo de ferrita pro-eutectoide (enfriamiento secundario). Después, el acero es retenido durante 1 a 20 segundos en un intervalo de temperaturas de  $630^\circ\text{C}$  a  $800^\circ\text{C}$ , o enfriado lentamente hasta una temperatura dentro de un intervalo que es más alto que o igual a  $550^\circ\text{C}$  y más bajo que la temperatura  $T_3$  desde la temperatura  
40  $T_3$  a una velocidad de enfriamiento media de  $20^\circ\text{C/s}$ . Puede obtenerse fácilmente una cantidad suficiente de ferrita mediante el control de la temperatura. Además, un grano puede ser refinado mediante el enfriamiento en  $630^\circ\text{C}$  a  $800^\circ\text{C}$  a una velocidad de enfriamiento media de  $10^\circ\text{C/s}$ . En un caso de un tratamiento de retención isotérmica sustancial, cuando un tiempo de retención excede de 20 segundos, una fracción de ferrita se hace demasiado alta, y por tanto la resistencia disminuye. Por otra parte, cuando el tiempo de retención es menos que un segundo, una cantidad de generación de ferrita se hace deficiente. Además, cuando una temperatura a la que se detiene el enfriamiento lento es más baja que  $550^\circ\text{C}$  o una temperatura de detención del enfriamiento antes de la retención o el enfriamiento lento es más baja que  $630^\circ\text{C}$ , hay una posibilidad de que pueda ocurrir la transformación de la pearlita. Por lo tanto, la temperatura a la que se detiene el enfriamiento lento se ajusta a  $550^\circ\text{C}$  o más alta, y la temperatura de detención del enfriamiento antes de la retención o el enfriamiento lento se ajusta a  $630^\circ\text{C}$  o más alta.

50 Además, el acero se enfría hasta una temperatura dentro de un intervalo de  $350^\circ\text{C}$  a  $500^\circ\text{C}$  y se enrolla. Después de realizar un control del intervalo de temperaturas para retener la bobina enrollada (acero) dentro de un intervalo de  $350^\circ\text{C}$  a  $500^\circ\text{C}$  durante 30 minutos a 300 minutos, la bobina resultante se enfría con aire. Cuando La temperatura de bobinado es más alta que  $500^\circ\text{C}$ , la transformación bainítica progresa excesivamente. Además, cuando la temperatura de bobinado es más baja que  $350^\circ\text{C}$ , la transformación bainítica es suprimida excesivamente, y por tanto la estabilización de la austenita retenida por concentración de C no es suficiente. Además, en este caso, se produce la transformación martensítica durante el enfriamiento por aire, y por tanto no es posible obtener una cantidad suficiente de austenita retenida. Además, cuando el tiempo de retención a  $350^\circ\text{C}$  a  $500^\circ\text{C}$  es menos que 30 minutos, el progreso de la transformación bainítica no es suficiente, y la fracción de austenita retenida disminuye.  
55 Por otra parte, el tiempo de retención excede de 300 minutos, precipita cementita o la cementita precipitada crece, y por tanto la fracción diana de austenita retenida puede no obtenerse. Además, cuando una velocidad de variación de la temperatura de la bobina en el control de intervalos de temperaturas es  $-40^\circ\text{C/h}$  a  $40^\circ\text{C/h}$ , se produce

gradualmente una variación de temperatura en la bobina. Por consiguiente, las calidades materiales en la bobina pueden ser controladas para que sean más homogéneas.

Según el método de producción descrito anteriormente, puede obtenerse una lámina de acero laminada en caliente que tiene una deformabilidad local excelente.

- 5 Además, con respecto a la lámina de acero laminada en caliente que se obtiene, puede realizarse una laminación de paso superficial según sea necesario. Según la laminación de paso superficial, puede impedirse una deformación estiradora que se produce durante la maquinización, puede corregirse una forma de una lámina de acero.

- 10 Además, la lámina de acero laminada en caliente que se obtiene puede someterse a un tratamiento superficial. Por ejemplo, pueden aplicarse tratamientos superficiales tales como electrorrevestimiento, revestimiento por inmersión en caliente, revestimiento por deposición, un tratamiento de aleación después del revestimiento, formación de película orgánica, laminación de película, un tratamiento usando sales orgánicas/sales inorgánicas, y un tratamiento no de cromo a la lámina de acero laminada en caliente que se obtiene. Como ejemplo de estos tratamientos, puede formarse una capa galvanizada por inmersión en caliente o una capa galvarrecocida sobre una superficie de la lámina de acero laminada en caliente. Incluso cuando se realizan los tratamientos superficiales, la deformabilidad local puede ser mantenida suficientemente.
- 15

Por referencia, la FIG. 6 muestra un diagrama de flujo que ilustra el bosquejo de un método de producción de la lámina de acero laminada en caliente relacionada con la realización.

### Ejemplos

El contenido técnico de la presente invención se describirá con referencia a ejemplos de la presente invención.

- 20 Se describirán los resultados del examen realizado usando acero a un acero t que tiene una composición química (el resto incluye Fe e impurezas inevitables) mostrada en las Tablas 1 y 2. El acero se fundió y se coló. Después, se calentó el acero hasta un intervalo de temperaturas de 900°C a 1.300°C recalentando el acero como está, o recalentando acero que fue enfriado de una vez hasta la temperatura ambiente. Después, se realizó una laminación en caliente (un intervalo de austenita que es un intervalo de temperaturas de Ar<sub>3</sub> o más altas) y un control de temperatura (enfriamiento o retención) bajo las condiciones de producción mostradas en las Tablas 3 a 6, por lo cual se obtuvo una lámina de acero laminada en caliente que tenía un espesor de 2 mm a 5 mm.
- 25

[Tabla 1]

[Tabla 2]

- 30 Las Tablas 7 a 9 muestran características y propiedades mecánicas de un microestructura (incluyendo una textura). Además, en las Tablas 7 a 9,  $\gamma$ , F, B, M, y P representan relaciones de área de austenita retenida, ferrita, bainita, martensita y pearlita, respectivamente. Además,  $f_{20}$ ,  $d_v$ , y  $\sigma_{MA}$  representan un porcentaje de una relación de área de un grano (grano grueso) que excede de 20  $\mu\text{m}$ , un diámetro medio volumétrico de un grano, y la desviación estándar de la distancia  $L_{MA}$  descrita anteriormente, respectivamente.

- 35 Como índice de deformabilidad local, se usó la relación de expansión de agujeros  $\lambda$  y el radio de flexión límite ( $d/RmC$ ) según flexión en V de 90° del producto final. Además, se realizaron un ensayo de tracción (medida de TS y EL), un ensayo de flexión y un ensayo de expansión de agujeros según JIS Z 2241, JIS Z 2248 (ensayo de flexión de 90° de bloque V), y el Estándar de la federación del Hierro y el Acero de Japón JFS T1001, respectivamente. Además, con respecto a la porción central del espesor de lámina dentro de una región de 5/8 a 3/8 de una sección transversal del espesor de lámina que es paralela a una dirección de laminación en una posición 1/4 en una dirección de anchura de lámina, se midió una densidad de polos a un paso de 0,5  $\mu\text{m}$  usando el EBSD descrito anteriormente. Además, se midieron valores  $r$  ( $rC$ ,  $r30$ ) de las direcciones respectivas por el método descrito anteriormente según JIS Z 2254 (2008) (ISO10113 (2006)).
- 40

- Además, un subrayado en las Tablas 1 a 8 indica condiciones que no satisfacen las condiciones de la presente invención. Además, en la Producción N° 38, dado que una laminación dentro de un intervalo de temperaturas de T1 + 30°C a T1 + 200°C no incluye un paso de 30% o más, como valor de P1, se usó una relación de reducción de laminación del paso final en la laminación dentro de un intervalo de temperaturas de T1 + 30°C a T1 + 200°C.
- 45

[Tabla 3]

[Tabla 4]

[Tabla 5]

- 50 [Tabla 6]

[Tabla 7]



[Tabla 8]

[Tabla 9]

5 Los Nos. de producción 1 a 14, y 25 a 34 satisfacen las condiciones de la presente invención, y por tanto d/RmC, TS×λ, y TS×EL de la lámina de aceros que se obtuvieron en los números de producción fueron excelentes. Además, cuando las condiciones de producción se optimizaron, d/RmC, TS×λ, y TS×EL fueron mejorados adicionalmente.

Por otra parte, en los Nos. de producción 15 a 24, y 35, las condiciones de la presente invención no se satisficieron, y por tanto al menos uno de d/RmC, TS×λ, y TS×EL de la lámina de acero que se obtuvo no fue suficiente.

Anteriormente, se han descritos los ejemplos preferidos de la presente invención, pero la presente invención no se limita a los ejemplos.

10 La presente invención no es limitada por la descripción descrita anteriormente, y es limitada sólo por las reivindicaciones adjuntas.

**Aplicabilidad industrial**

15 Con respecto a acero TRIP, se proporciona una lámina de acero laminada en caliente que es excelente en deformabilidad local, en la que la dependencia de la orientación de la formabilidad es pequeña, y que es excelente en ductilidad, y un método de producción de la misma.

Tabla 1

ACERO N°	COMPONENTE QUÍMICO / EN % EN MASA									T1 /°C	Ar <sub>3</sub> /°C
	C	Si	Mn	P	S	Al	Si+Al	N	O		
a	0,15	1,5	2,5	0,11	0,005	0,01	1,51	0,003	0,005	854	725
b	0,15	1,58	3,47	0,09	0,004	0,8	2,38	0,0025	0,001	870	659
c	0,2	2,1	2,15	0,08	0,01	0,01	2,11	0,001	0,003	892	737
d	0,44	0,5	1,8	0,01	0,009	1,5	2	0,004	0,002	888	556
e	<u>0,81</u>	1,55	3	0,07	0,012	1,2	Ç,75	0,006	0,004	874	342
f	0,22	1,5	2,5	0,09	0,011	3,8	<u>5,3</u>	0,0055	0,009	887	683
g	0,28	1,5	0,05	0,04	0,017	2,1	3,6	0,0013	0,008	883	800
h	0,34	0,15	2,9	0,018	0,022	3,2	3,35	0,0089	0,004	899	524
i	0,24	0,94	3,5	<u>0,2</u>	<u>0,04</u>	1,5	2,44	0,01	0,0036	879	616
j	<u>0,001</u>	2,5	3,6	0,13	0,006	1	3,5	<u>0,05</u>	0,002	888	773
k	0,025	1,3	2,5	0,11	0,004	0,3	1,6	0,004	0,005	851	782
l	0,073	1,5	2,3	0,08	0,003	0,1	1,6	0,003	0,006	875	770
m	0,095	1,4	1,9	0,02	0,008	0,01	1,41	0,008	0,008	852	764
n	0,11	0,4	2,4	0,06	0,01	1,5	1,9	0,009	0,009	903	697
o	0,13	0,002	1,6	0,08	0,006	2,1	2,102	0,01	0,01	882	729
p	0,19	2,1	1,8	0,04	0,007	0,01	2,11	0,003	0,007	882	754

# ES 2 655 939 T3

q	0,075	2,8	0,8	0,13	0,013	0,01	2,81	0,002	0,002	917	930
r	0,061	3,9	0,7	0,12	0,012	0,01	3,91	0,009	0,003	864	983
s	0,15	1,8	0,005	0,06	0,011	0,01	1,81	0,002	0,004	860	887
t	0,03	0,003	1,3	0,08	0,027	3,9	3,903	0,01	0,008	880	801

Tabla 2

ACERO N°	COMPONENTE QUÍMICO / EN % EN MASA															
	Ti	Nb	V	W	Cu	B	Mo	Cr	As	Mg	REM	Ca	Ni	Co	Sn	Zr
a	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,05	0	0
b	0,06	0	0	0,03	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,1	0
c	0	0	0	0,04	0	0	0,38	0	0	0	0	0	0	0	0	0
d	0	0	0,3	0	0	0	0	0	0	0	0,03	0	0	0	0	0,015
e	0	0	0	0,06	0	0	0	0	0	0	0	0	0,005	0	0	0
f	0	0,09	0	0,1	0,002	0	0	0	0	0,008	0	0	0	0	0	0
g	0,09	0,03	0	0	0	0	0	0	0,3	0	0	0,009	0	0	0	0
h	0	0	0	0	0	0,0022	0	3,9	0	0	0	0	0	0	0	0
i	0,04	0,03	0	0,02	0,002	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
j	0	0	0	0	0	0	0,36	0	0	0	0	0	0	0	0	0
k	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
l	0	0	0	0	0	0	0,23	0	0	0	0	0,004	0	0	0	0
m	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,003	0	0	0	0	0	0
n	0,16	0	0	0	0	0	0,1	0	0	0	0,09	0	0	0,03	0	0,15
o	0	0	0	0,03	0,014	0	0,3	0	0	0	0	0	0,6	0	0	0
p	0,1	0	0	0	0	0,002	0,03	0	0	0	0	0	0	0	0	0
q	0,2	0,03	0	0	0,03	0	0	0,6	0	0	0	0	0	0	0,15	0
r	0,001	0	0	0,09	0,025	0	0	1,3	0	0	0	0	0	0	0	0
s	0,03	0	0	0	0	0	0,01	0,1	0,03	0	0,04	0	1,9	0	0	0
t	0	0	0,2	0	0	0	0,03	0,6	0	0	0	0	0	0	0	0

Tabla 3

Nº DE PRODUCCIÓN	ACERO Nº	T1 /°C	NÚMERO DE VECES DE REDUCCIÓN DE LAMINACIÓN DE 40% O MÁS A 1.000°C A 1.200°C /-	RELACIÓN DE REDUCCIÓN DE LAMINACIÓN DE 40% O MÁS A 1.000°C A 1.200°C /%			TAMAÑO DE GRANO DE AUSTENITA / μm	
1	a	854	1	50			120	
2	a	854	1	45			130	
3	b	870	1	40			140	
4	b	870	1	50			130	
5	c	892	1	45			130	
6	c	892	1	45			130	
7	d	888	1	40			160	
8	d	888	1	45			150	
9	a	854	1	50			120	
10	a	854	2	40	40		70	
11	b	870	2	45	45		70	
12	c	892	2	45	45		70	
13	c	892	2	40	40		95	
14	d	888	2	50	40		90	
15	a	854	1	50			120	
16	b	870	2	45	45		70	
17	c	892	2	45	45		70	
18	d	888	2	40	45		95	
19	g	883	<u>0</u>				<u>350</u>	
20	j	888	1	50			120	
21	e	874	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE					
22	f	887	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE					
23	h	899	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE					
24	i	879	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE					

ES 2 655 939 T3

25	k	851	1	50			105
26	l	875	2	45	45		90
27	m	852	1	50			130
28	n	903	1	50			130
29	o	882	2	45	45		80
30	p	882	1	50			105
31	q	917	2	50	45		65
32	r	864	1	50			130
33	s	860	1	50			160
34	t	880	1	50			180
35	a	854	1	45			130
36	c	892	2	40	40		95
37	c	892	2	40	40		95
38	c	892	2	40	40		95
39	c	892	2	40	40		95
40	j	888	1	50			120

Tabla 4

Nº DE PRODUCCIÓN	RELACIÓN DE REDUCCIÓN DE LAMINACIÓN ACUMULATIVA A T1 + 30°C A T1 + 200°C /%	RELACIÓN DE REDUCCIÓN DE LAMINACIÓN ANTES DE UN PASO DEL PASO FINAL A T1 + 30°C A T1 + 200°C /%	RELACIÓN DE REDUCCIÓN DE LAMINACIÓN DEL PASO FINAL A T1 + 30°C A T1 + 200°C /%	NÚMERO DE VECES DE REDUCCIÓN DE LAMINACIÓN DE 30% O MÁS A T1 + 30°C A T1 + 200°C /-	AUMENTO DE TEMPERATURA MÁXIMO DURANTE LA REDUCCIÓN DE LAMINACIÓN A T1 + 30°C A T1 + 200°C /°C
1	73,0	55	40	2	15
2	67,5	50	35	2	5
3	59,1	35	37	2	15
4	62,1	45	31	2	18
5	58,6	40	31	2	13
6	79,0	65	40	2	14
7	61,5	45	30	2	16
8	64,3	49	30	2	17

ES 2 655 939 T3

9	60,8	44	30	2	18
10	71,3	59	30	2	18
11	67,0	45	40	2	13
12	62,8	38	40	2	15
13	55,8	33	34	2	20
14	58,7	41	30	2	20
15	<u>40,5</u>	15	30	1	12
16	51,0	30	30	1	20
17	50,3	29	30	1	15
18	70,6	58	30	1	12
19	<u>48,7</u>	21	35	1	30
20	74,8	58	40	1	40
21	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE				
22	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE				
23	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE				
24	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE				
25	73,0	55	40	2	20
26	69,8	45	45	2	15
27	68,5	55	30	2	10
28	70,8	55	35	2	15
29	76,0	60	40	2	15
30	75,5	65	30	2	20
31	54,5	30	35	2	16
32	64,3	49	30	2	24
33	72,0	60	30	2	23
34	69,0	55	31	2	16
35	<u>45,6</u>	15	36	1	12
36	<u>45,7</u>	33	19	1	20
37	55,8	33	34	2	20
38	57,0	20	20	<u>0</u>	20
39	55,8	33	34	2	20
40	74,8	58	40	1	40

Tabla 5

Nº DE PRODUCCIÓN	RELACIÓN DE REDUCCIÓN DE LAMINACIÓN ACUMULATIVA A UNA TEMPERATURA IGUAL A O MÁS ALTA QUE Ar <sub>3</sub> °C Y MÁS BAJA QUE T1 + 30°C /%	Tf /°C	P1 /%	t1 /s	2,5 x t1 /s	t /s	t/t1 /-	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO DEL ENFRIAMIENTO PRIMARIO /°C/s	VARIACIÓN EN TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO EN EL ENFRIAMIENTO PRIMARIO /°C
1	10	935	40	0,62	1,55	0,8	1,29	50	50
2	0	892	35	1,83	4,57	2	1,10	60	60
3	25	945	37	0,85	2,11	1	1,18	60	90
4	5	920	31	1,65	4,13	2,3	1,39	70	80
5	15	955	31	1,35	3,38	2	1,48	80	80
6	0	934	40	1,55	3,88	2,2	1,42	70	70
7	25	970	30	1,02	2,56	0,9	0,88	70	90
8	5	960	30	1,21	3,03	1	0,83	70	60
9	15	921	30	1,31	3,28	2	1,52	70	80
10	0	990	30	0,32	0,79	0,7	2,21	70	40
11	0	1.012	40	0,14	0,34	0,3	2,22	60	60
12	10	985	40	0,43	1,07	0,9	2,10	60	60
13	25	965	34	1,01	2,53	1,2	1,19	50	60
14	15	993	30	0,66	1,65	0,8	1,21	50	60
15	<u>45</u>	880	30	2,31	5,78	5	2,16	30	60
16	21	930	30	1,46	3,66	5	<u>3,42</u>	40	90
17	29	1.075	30	0,13	0,32	0,1	0,77	60	50
18	29	890	30	3,03	7,59	15	<u>4,94</u>	80	10
19	<u>35</u>	910	35	2,16	5,40	0,5	0,23	60	30
20	<u>35</u>	860	40	4,45	11,12	9	2,02	60	60
21	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE								
22	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE								
23	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE								
24	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE								
25	10	880	40	1,97	4,93	1,5	0,76	50	90
26	16	910	45	1,63	4,08	2,5	1,53	60	80
27	20	900	30	1,74	4,34	0,8	0,46	60	100

ES 2 655 939 T3

28	16	890	35	3,62	9,04	2,2	0,61	60	160
29	14	920	40	1,67	4,19	0,6	0,36	60	50
30	13	940	30	1,51	3,77	1,2	0,80	80	60
31	11	945	35	2,13	5,32	1,6	0,75	60	90
32	12	885	30	2,45	6,13	1,8	0,73	60	100
33	16	870	30	2,78	6,96	0,2	0,07	60	80
34	18	915	31	2,04	5,09	0,6	0,30	70	75
35	<u>45</u>	880	36	2,17	5,42	5	2,31	30	60
36	25	965	33	1,05	2,64	1,2	1,14	50	60
37	<u>45</u>	965	34	1,01	2,53	1,2	1,19	50	60
38	25	965	20	1,72	4,30	2	1,16	50	60
39	25	965	34	1,01	2,53	1,2	1,19	50	60
40	0	860	40	4,45	11,12	9	2,02	60	60

Tabla 6

Nº DE PRODUCCIÓN	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO DESDE 800°C HASTA T3°C /°C/s	TIEMPO DE RETENCIÓN EN 630°C HASTA 800°C /s	T3 /°C	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO DESDE T3°C HASTA UNA TEMPERATURA IGUAL A O MÁS ALTA QUE 550°C Y MÁS BAJA QUE T3°C /°C/s	TEMPERATURA DE BOBINADO /°C	TIEMPO DE RETENCIÓN DESPUÉS DEL BOBINADO /min	VELOCIDAD DE VARIACIÓN DE TEMPERATURA DURANTE LA RETENCIÓN /°C/h
1	40	12	680	-	420	290	-20
2	50	15	680	-	450	300	-10
3	50	14	695	-	468	250	10
4	60	16	695	-	472	290	30
5	50	18	670	-	438	280	40
6	40	11	670	-	447	240	-20
7	80	10	665	-	459	100	-40
8	70	16	665	-	387	150	30



ES 2 655 939 T3

9	70	8	67 5	-	459	90	20
10	60	-	67 5	15	364	50	-10
11	60	-	66 0	18	483	260	40
12	50	-	68 5	10	415	290	20
13	50	3	68 5	-	456	300	30
14	40	5	67 5	-	369	300	-10
15	<u>40</u>	5	68 0	-	<u>550</u>	300	-2
16	60	7	66 5	-	405	250	-10
17	<u>5</u>	<u>30</u>	65 5	-	<u>150</u>	<u>400</u>	40
18	70	10	69 5	-	395	150	20
19	40	-	67 0	<u>25</u>	450	<u>10</u>	10
20	50	<u>60</u>	68 0	-	<u>259</u>	40	50
21	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE						
22	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE						
23	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE						
24	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE						
25	50	10	68 0	-	380	100	10
26	50	8	67 0	-	375	120	15
27	40	9	67 5	-	400	160	-15
28	40	-	68 0	10	425	120	-20
29	60	-	65 5	15	410	150	17
30	90	4	69 5	-	375	200	25
31	40	15	67 5	-	360	300	-10
32	20	10	68	-	480	240	-5

ES 2 655 939 T3

			0				
33	40	13	66 5	-	490	250	25
34	40	-	68 0	8	425	100	35
35	<u>40</u>	5	68 0	-	<u>550</u>	300	-2
36	<u>50</u>	3	68 5	-	456	300	30
37	50	3	68 5	-	456	300	30
38	50	3	68 5	-	456	300	30
39	50	-	68 5	<u>30</u>	456	300	30
40	50	10	68 5	-	380	100	10

Tabla 7

Nº DE PRODUCCIÓN	ACERO Nº	D1 /-	D2 /-	rC /-	r30 /-	f <sub>20</sub> /%	d <sub>v</sub> / μm	σ <sub>MA</sub> / μm
1	a	2,6	2,2	0,87	1,04	8	7	4,8
2	a	2,2	2,1	0,9	0,96	6	5	4,7
3	b	2,9	2,8	0,79	1,05	8	9	4,2
4	b	2,7	2,7	0,85	1,02	9	5	4,6
5	c	3,5	3,2	0,72	1,1	8	5	3,9
6	c	3	2,8	0,73	1,1	7	8	3,8
7	d	3,9	3,5	0,7	1,08	8	4	4,6
8	d	2,9	2,7	0,9	1,06	8	3	4,7
9	a	3,5	2,9	0,75	1,05	9	9	4,8
10	a	2,1	2	0,95	1,02	8	8	5
11	b	2,9	2,6	0,72	1,06	9	7	4,8
12	c	3	2,9	0,85	0,95	7	6	3,6
13	c	3,8	3,8	0,75	0,98	6	5	3,2
14	d	3,4	3,1	0,75	1,05	8	6	4,5

ES 2 655 939 T3

15	a	<u>7,2</u>	<u>6,4</u>	<u>0,67</u>	<u>1,24</u>	12	7	5,1
16	b	5,2	4,3	<u>0,64</u>	<u>1,15</u>	15	16	4,6
17	c	5,8	4,5	0,71	1,08	14	12	8,3
18	d	6,4	4,9	<u>0,68</u>	<u>1,18</u>	15	10	7,6
19	g	<u>7,6</u>	<u>5,4</u>	<u>0,65</u>	<u>1,22</u>	75	12	8,7
20	j	<u>7,1</u>	<u>6,4</u>	<u>0,65</u>	<u>1,15</u>	14	7	5,8
21	e	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE						
22	f	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE						
23	h	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE						
24	j	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE						
25	k	5,8	4,8	0,87	1,05	8	2	2,5
26	l	3,8	3,7	0,78	1,1	10	5	5,5
27	m	5,9	5	0,9	1,1	5	3	3,5
28	n	5,5	4,8	0,75	1,05	4	2	2,9
29	o	5,5	4,5	0,7	0,99	6	2	4,9
30	p	5,7	4,5	0,75	1,02	8	4	5,6
31	q	5,5	4,2	0,75	0,99	4	2	4,5
32	r	5,1	4,7	0,88	1,02	3	2	1,8
33	s	5,5	4,7	0,78	1,05	9	3	5,5
34	t	5,5	4,8	0,89	1,09	5	3	4,9
35	a	<u>6,9</u>	<u>5,8</u>	<u>0,64</u>	<u>1,25</u>	10	8	4,8
36	c	<u>6,6</u>	<u>5,1</u>	<u>0,68</u>	<u>1,12</u>	9	7	3,2
37	c	<u>6,7</u>	5	<u>0,64</u>	<u>1,08</u>	12	8	3,2
38	c	6,4	4,5	<u>0,65</u>	<u>1,25</u>	15	8	3,2
39	c	3,9	3,8	0,74	1,01	6	5	3,2
40	j	4,8	3,8	0,88	1,03	9	8	2,5

Tabla 8

Nº DE PRODUCCIÓN	$\gamma$ /%	F /%	B /%	P /%	M /%
1	13,5	26	45	3	12,5
2	10,5	35	48	0	6,5
3	8,5	42	39	0	10,5
4	10,6	38	40	0	11,4
5	7,8	42	36	10	4,2
6	16,8	39	41	0	3,2
7	14,8	22	45	7	11,2
8	14,2	26	42	5	12,8
9	13	25	40	4	18
10	7,8	47	29	2	14,2
11	10	39	39	0	12
12	10,5	42	39	0	8,5
13	10,6	38	42	0	9,4
14	12,6	21	38	10	18,4
15	4,8	20,8	<u>70</u>	4	0,4
16	3,9	35	36	8	17,1
17	4,7	<u>52</u>	0	0	<u>43,3</u>
18	12,5	23	43	3	18,5
19	3,6	22	<u>5</u>	<u>25</u>	<u>44,4</u>
20	<u>0,5</u>	<u>62</u>	<u>8</u>	0	<u>29,5</u>
21	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE				
22	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE				
23	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE				
24	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE				
25	2,5	45	39	2	11,5
26	3,5	29	45	6	16,5

ES 2 655 939 T3

27	3,7	34	45	7	10,3
28	8,9	26	46	0	19,1
29	12,4	27	55	0	5,6
30	5,8	24	55	0	15,2
31	4,5	36	45	0	14,5
32	3,8	36	54	4	2,2
33	14,5	25	51	4	5,5
34	7,8	44	35	10	3,2
35	3	20,8	<u>71,8</u>	4	0,4
36	10,5	40	43	0	6,5
37	10,8	42	40	0	7,2
38	10,5	42	39	0	8,5
39	<u>1,8</u>	20	38	<u>32</u>	8,2
40	<u>0,8</u>	48	45	1	5,2

Tabla 9

Nº DE PRODUCCIÓN	TS /MPa	EL /%	$\lambda$ /%	d/RmC /-	TS $\times$ $\lambda$ /MPa%	TS $\times$ EL /MPa%	COMENTARIOS
1	1.026	20	70	3,3	71.820	20.520	EJEMPLO
2	985	30	80	3,2	78.800	29.550	EJEMPLO
3	859	35	85	3,2	73.015	30.065	EJEMPLO
4	1.055	18	75	2,3	79.125	18.990	EJEMPLO
5	850	25	80	2,7	68.000	21.250	EJEMPLO
6	1.148	18	40	2,3	45.920	20.664	EJEMPLO
7	1.450	13	30	2,1	43.500	18.850	EJEMPLO
8	1.426	14	35	3,3	49.910	19.964	EJEMPLO
9	760	28	60	3,2	45.600	21.280	EJEMPLO
10	735	20	90	3,2	66.150	14.700	EJEMPLO
11	890	16	100	2,7	89.000	14.240	EJEMPLO

ES 2 655 939 T3

12	788	19	80	2,3	63.040	14.972	EJEMPLO
13	850	19	70	1,5	59.500	16.150	EJEMPLO
14	1.056	18	40	1,6	42.240	19.008	EJEMPLO
15	805	15	35	1,1	28.175	12.075	EJEMPLO COMPARATIVO
16	840	7	25	1,2	21.000	5.880	EJEMPLO COMPARATIVO
17	780	16	25	1,2	19.500	12.480	EJEMPLO COMPARATIVO
18	1.609	8	10	1,2	16.090	12.872	EJEMPLO COMPARATIVO
19	948	12	30	1,1	28.440	11.376	EJEMPLO COMPARATIVO
20	489	32	60	1,2	29.340	15.648	EJEMPLO COMPARATIVO
21	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE						EJEMPLO COMPARATIVO
22	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE						EJEMPLO COMPARATIVO
23	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE						EJEMPLO COMPARATIVO
24	SE AGRIETÓ DURANTE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE						EJEMPLO COMPARATIVO
25	457	39	80	2,5	36.560	17.823	EJEMPLO
26	594	31	78	2,1	46.332	18.414	EJEMPLO
27	764	27	45	3,1	34.380	20.628	EJEMPLO
28	793	25	60	2,7	47.580	19.825	EJEMPLO
29	864	23	55	1,9	47.520	19.872	EJEMPLO
30	1.126	20	35	1,7	39.410	22.520	EJEMPLO
31	945	25	32	1,8	30.240	23.625	EJEMPLO
32	602	32	75	1,7	45.150	19.264	EJEMPLO
33	1015	24	31	1,5	31.465	24.360	EJEMPLO
34	530	34	95	1,6	50.350	18.020	EJEMPLO
35	750	11	21	1,3	15.750	8.250	EJEMPLO COMPARATIVO
36	790	18	35	1,3	27.650	14.220	EJEMPLO
37	820	20	30	1,3	24.600	16.400	EJEMPLO COMPARATIVO
38	830	22	35	1,3	29.050	18.260	EJEMPLO COMPARATIVO
39	870	10	12	1,1	10.440	8.700	EJEMPLO COMPARATIVO
40	440	30	60	2,1	26.400	13.200	EJEMPLO COMPARATIVO

**REIVINDICACIONES**

1. Una lámina de acero laminada en caliente que tiene una composición química que consiste, en % en masa, en
- C: 0,02% a 0,5%,
- Si: 0,001% a 4,0%,
- 5 Mn: 0,001% a 4,0%,
- Al: 0,001% a 4,0%,
- P: 0,15% o menos,
- S: 0,03% o menos,
- N: 0,01% o menos, y
- 10 O: 0,01% o menos, y
- opcionalmente uno o más seleccionados del grupo que consiste en
- Ti: 0,001% a 0,2%,
- Nb: 0,001% a 0,2%,
- V: 0,001% a 1,0%,
- 15 W: 0,001% a 1,0%,
- Cu: 0,001% a 2,0%,
- B: 0,0001% a 0,005%,
- Mo: 0,001 % a 1,0%,
- Cr: 0,001% to 2,0%,
- 20 As: 0,0001% a 0,50%,
- Mg: 0,0001% a 0,010%,
- REM: 0,0001 % a 0,1 %,
- Ca: 0,0001% a 0,010%,
- Ni: 0,001% a 2,0%,
- 25 Co: 0,0001% a 1,0%,
- Sn: 0,0001% a 0,2%, y
- Zr: 0,0001% a 0,2%;
- y consistiendo el resto en Fe e impurezas inevitables,
- en donde
- 30 una suma de un contenido del Si y un contenido del Al es 1,0% a 4,0% en la composición química de la lámina de acero,
- una densidad de polos media de un grupo de orientaciones de  $\{100\}<011>$  a  $\{223\}<110>$ , que es una densidad de polos expresada por una media aritmética de densidades de polos de orientaciones cristalinas respectivas  $\{100\}<011>$ ,  $\{116\}<110>$ ,  $\{114\}<110>$ ,  $\{112\}<110>$ , y  $\{223\}<110>$ , es 1,0 a 6,5, y una densidad de polos de una orientación cristalina  $\{332\}<113>$  es 1,0 a 5,0 en una porción central del espesor de lámina dentro de un intervalo de 5/8 a 3/8 de un espesor de lámina,
- 35 una microestructura de la lámina de acero incluye granos,
- la microestructura de la lámina de acero consiste en, en una relación de área, 2% a 30% de austenita retenida, 20% a 50% de ferrita, 10% a 60% de bainita, 20% o menos de pearlita, y 20% o menos de martensita incluyendo
- 40 martensita templada,

un diámetro medio volumétrico de los granos es 1  $\mu\text{m}$  a 15  $\mu\text{m}$ ,

$r_C$ , que es un valor de Lankford en una dirección ortogonal a una dirección de laminación, es 0,70 a 1,10, y  $r_{30}$ , que es un valor de Lankford en una dirección que forma un ángulo de 30° con la dirección de laminación es 0,70 a 1,10.

5 2. La lámina de acero laminada en caliente según la reivindicación 1, en donde el diámetro medio volumétrico de los granos es 1  $\mu\text{m}$  a 4  $\mu\text{m}$ .

3. La lámina de acero laminada en caliente según la reivindicación 1, en donde la densidad de polos media del grupo de orientaciones de  $\{100\}\langle 011\rangle$  a  $\{223\}\langle 110\rangle$  es 1,0 a 5,0, y la densidad de polos de la orientación cristalina  $\{332\}\langle 113\rangle$  es 1,0 a 4,0.

10 4. La lámina de acero laminada en caliente según las reivindicaciones 1-3, en donde entre los granos, una relación de área de los granos que excede de 20  $\mu\text{m}$  se limita a 10% o menos.

5. La lámina de acero laminada en caliente según las reivindicaciones 1-4, en donde entre los granos de austenita retenida y martensita, la desviación estándar de una distancia  $L_{MA}$  [ $\mu\text{m}$ ] entre los granos cristalinos más cercanos de austenita retenida o martensita unos con otros es 5  $\mu\text{m}$  o menos, en donde con respecto al menos a 100 granos de austenita retenida y martensita, la desviación estándar de la distancia  $L_{MA}$  se obtiene midiendo la distancia  $L_{MA}$ .

15 6. Un método de producción de la lámina de acero laminada en caliente de la reivindicación 1, comprendiendo el método de producción:

un primer procedimiento de laminación en caliente para realizar una laminación en caliente con respecto a un acero, para ajustar un tamaño de grano de austenita medio del acero a 200  $\mu\text{m}$  o menos, en donde el primer procedimiento de laminación en caliente incluye realizar un paso una o más veces con una relación de reducción de laminación de 40% o más en un intervalo de temperaturas de 1.000°C a 1.200°C,

20

teniendo el acero una composición química que consiste, en % en masa, en

C: 0,02% a 0,5%,

Si: 0,001% a 4,0%,

Mn: 0,001% a 4,0%,

25 Al: 0,001 % a 4,0%,

P: 0,15% o menos,

S: 0,03% o menos,

N: 0,01% o menos, y

O: 0,01% o menos, y

30 opcionalmente uno o más seleccionados del grupo que consiste en

Ti: 0,001% a 0,2%,

Nb: 0,001% a 0,2%,

V: 0,001% a 1,0%,

W: 0,001% a 1,0%,

35 Cu: 0,001% a 2,0%,

B: 0,0001% a 0,005%,

Mo: 0,001% a 1,0%,

Cr: 0,001% a 2,0%,

As: 0,0001% a 0,50%,

40 Mg: 0,0001% a 0,010%,

REM: 0,0001 % a 0,1%,

Ca: 0,0001% a 0,010%,



Ni: 0,001 % a 2,0%,

Co: 0,0001% a 1,0%,

Sn: 0,0001 % a 0,2%, y

Zr: 0,0001% a 0,2%;

5 y consistiendo el resto en Fe e impurezas inevitables, y

en donde una suma de un contenido del Si y un contenido del Al es 1,0% a 4,0%;

un segundo procedimiento de laminación en caliente para realizar la laminación en caliente con respecto al acero, que es un procedimiento de laminación de acabado, en donde el segundo procedimiento de laminación en caliente incluye

10 una laminación con una relación de reducción de laminación acumulativa en el intervalo de temperaturas de  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  a  $T1 + 200^{\circ}\text{C}$  de 50% a 90%, que incluye un paso de reducción de laminación grande que tiene una relación de reducción de laminación de 30% o más en un intervalo de temperaturas de  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  a  $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ , en donde el paso final del segundo procedimiento de laminación en caliente es dicho paso de reducción de laminación grande,

15 un procedimiento de enfriamiento primario para realizar un enfriamiento con respecto al acero, en donde un tiempo de espera  $t$  (segundo), que se ajusta como un tiempo desde la finalización del paso final entre los pasos de reducción de laminación grandes hasta un inicio del enfriamiento, satisface la siguiente Expresión 10,

20 en donde la variación de la temperatura de enfriamiento, que es la diferencia entre la temperatura del acero en el momento del inicio del enfriamiento y la temperatura del acero en el momento de la terminación del enfriamiento, en el enfriamiento primario es  $40^{\circ}\text{C}$  a  $140^{\circ}\text{C}$ , la temperatura del acero  $T2$  en el momento de la finalización del enfriamiento del enfriamiento primario es  $T1 + 100^{\circ}\text{C}$  o más baja, y

la velocidad de enfriamiento media del enfriamiento primario es  $50^{\circ}\text{C/s}$  a  $200^{\circ}\text{C/s}$ , y opcionalmente, antes o después de realizar el procedimiento de enfriamiento primario, una laminación que tiene una relación de reducción de laminación de 30% o menos en un intervalo de temperaturas de  $Ar_3^{\circ}\text{C}$  y hasta  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ ;

una temperatura terminal de laminación del segundo procedimiento de laminación en caliente de  $Ar_3^{\circ}\text{C}$  o más alta;

25 después de la laminación de acabado, un procedimiento de enfriamiento para realizar un enfriamiento con respecto al acero a una velocidad de enfriamiento media de  $10^{\circ}\text{C/s}$  a  $100^{\circ}\text{C/s}$  hasta una temperatura  $T3$  dentro de un intervalo de  $630^{\circ}\text{C}$  a  $800^{\circ}\text{C}$ ;

30 un procedimiento de retención para realizar una retención, en donde el acero es retenido dentro del intervalo de temperaturas de  $630^{\circ}\text{C}$  a  $800^{\circ}\text{C}$  durante 1 segundo a 20 segundos, o es enfriado lentamente desde la temperatura  $T3$  hasta un intervalo de temperaturas dentro de más bajo que  $T3$  y más alto que o igual a  $550^{\circ}\text{C}$  a una velocidad de enfriamiento media de  $20^{\circ}\text{C/s}$  o menos;

un procedimiento de bobinado para realizar un bobinado del acero en un intervalo de temperaturas de  $350^{\circ}\text{C}$  a  $500^{\circ}\text{C}$ ; y

35 un procedimiento de enfriamiento por aire para realizar un enfriamiento del acero con aire, en donde el acero, que está retenido en el intervalo de temperaturas de  $350^{\circ}\text{C}$  a  $500^{\circ}\text{C}$  durante 30 minutos a 300 minutos, es enfriado después por el aire;

en donde:

la temperatura  $T1$  se calcula mediante la siguiente Expresión 7:

40 
$$T1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] + 350 \times [Nb] + 250 \times [Ti] + 40 \times [B] + 10 \times [Cr] + 100 \times [Mo] + 100 \times [V]$$
 (Expresión 7)

en donde  $[C]$ ,  $[N]$ ,  $[Mn]$ ,  $[Nb]$ ,  $[Ti]$ ,  $[B]$ ,  $[Cr]$ ,  $[Mo]$ , y  $[V]$  representan porcentajes en masa del contenido de C, el contenido de N, el contenido de Mn, el contenido de Nb, el contenido de Ti, el contenido de B, el contenido de Cr, el contenido de Mo, y el contenido de V en el acero, respectivamente;

la temperatura  $Ar_3$  se obtiene mediante la siguiente Expresión 9:

45 
$$Ar_3 = 879,4 - 516,1 \times [C] - 65,7 \times [Mn] + 38,0 \times [Si] + 274,7 \times [P]$$
 (Expresión 9)

y  $t$  se expresa mediante la siguiente Expresión 10:

$$t \leq 2,5 \times t1$$
 (Expresión 10)

en donde  $t_1$  se expresa mediante la siguiente Expresión 11:

$$t_1 = 0,001 \times ((T_f - T_1) \times P1/100)^2 - 0,109 \times ((T_f - T_1) \times P1/100) + 3,1 \quad (\text{Expresión 11})$$

en donde  $T_f$  representa una temperatura Celsius del acero en el momento de la finalización del paso final, y  $P1$  representa un porcentaje de la relación de reducción de laminación durante el paso final.

- 5 7. El método de producción de una lámina de acero laminada en caliente según la reivindicación 6, en donde el tiempo de espera  $t$  (segundo) satisface además la siguiente Expresión 5 que usa  $t_1$ ,

$$t < t_1 \quad (\text{Expresión 5}).$$

8. El método de producción de una lámina de acero laminada en caliente según la reivindicación 6, en donde el tiempo de espera  $t$  (segundo) satisface además la siguiente Expresión 6 que usa  $t_1$ ,

10  $t_1 \leq t \leq t_1 \times 2,5 \quad (\text{Expresión 6}).$

9. El método de producción de una lámina de acero laminada en caliente según la reivindicación 6, en donde en el control de intervalos de temperaturas, una velocidad de variación de la temperatura es  $-40^\circ\text{C/h}$  a  $40^\circ\text{C/h}$ .

10. El método de producción de una lámina de acero laminada en caliente según la reivindicación 6, en donde el procedimiento de enfriamiento primario se realiza entre puestos de laminación.

15

FIG. 1

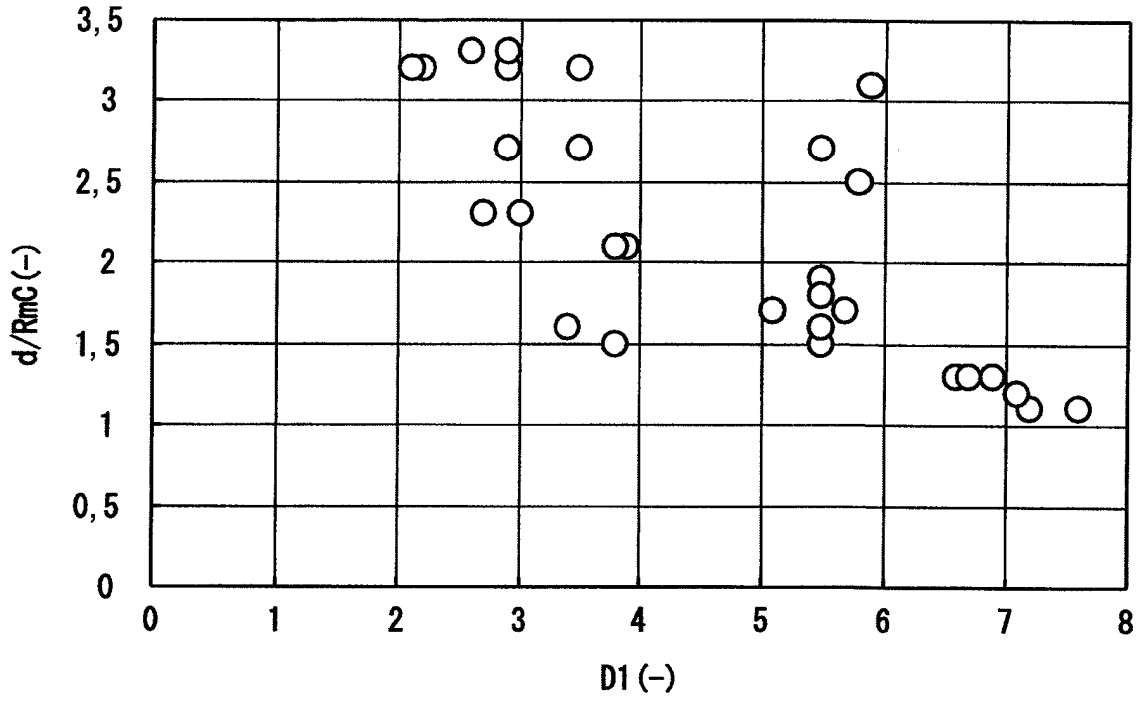


FIG. 2

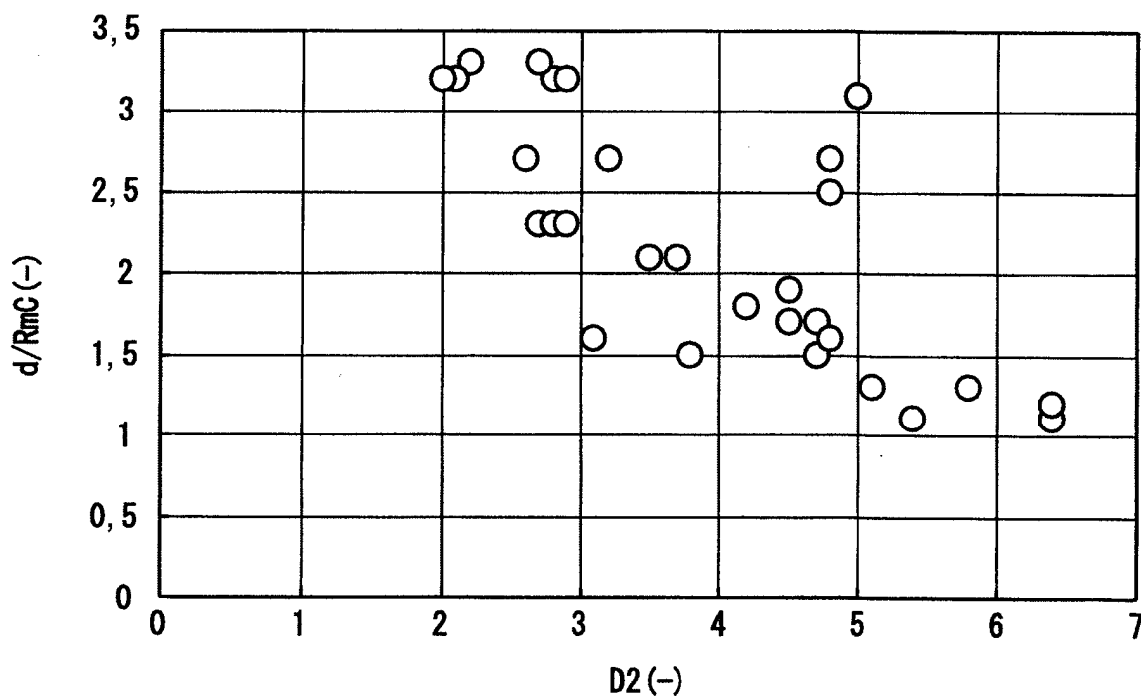


FIG. 3

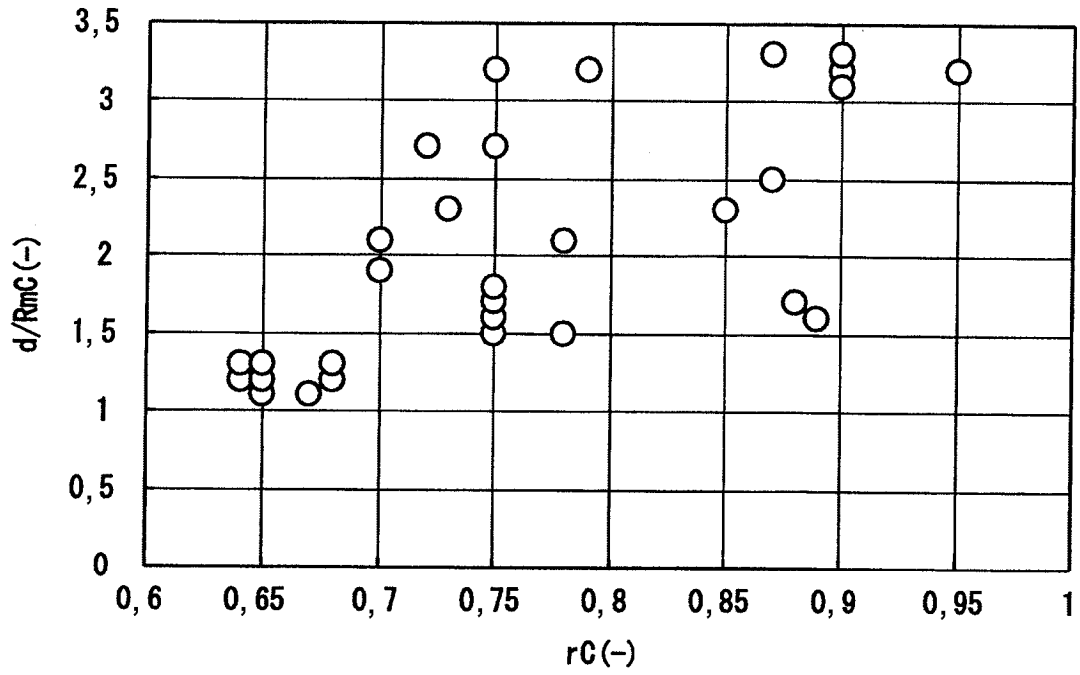


FIG. 4

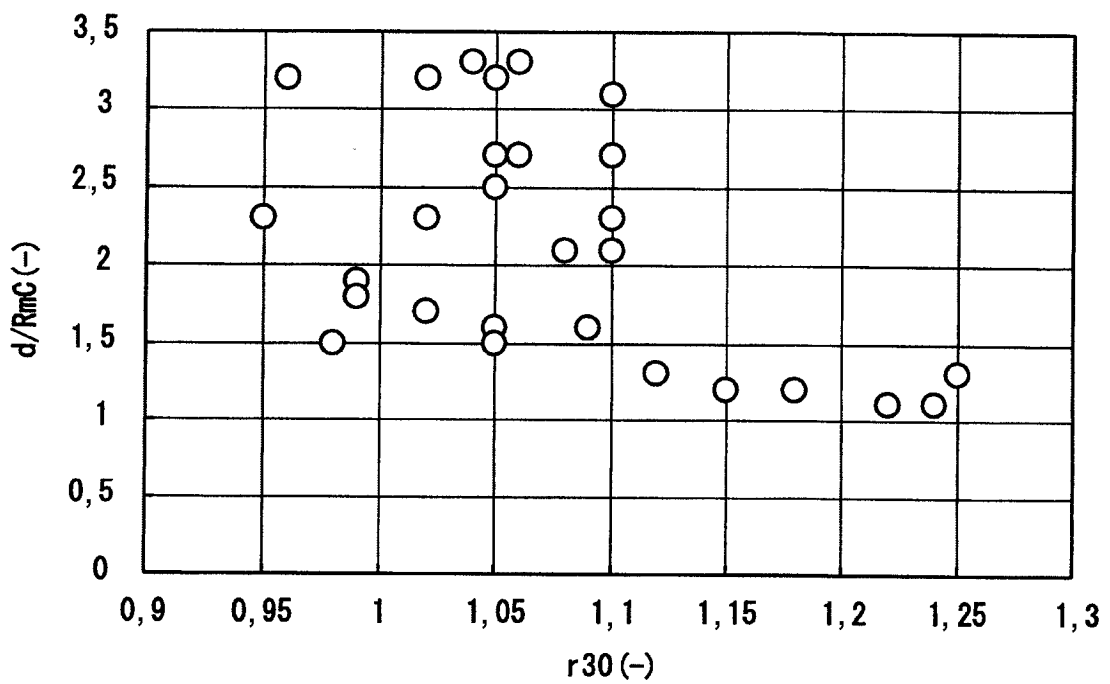


FIG. 5

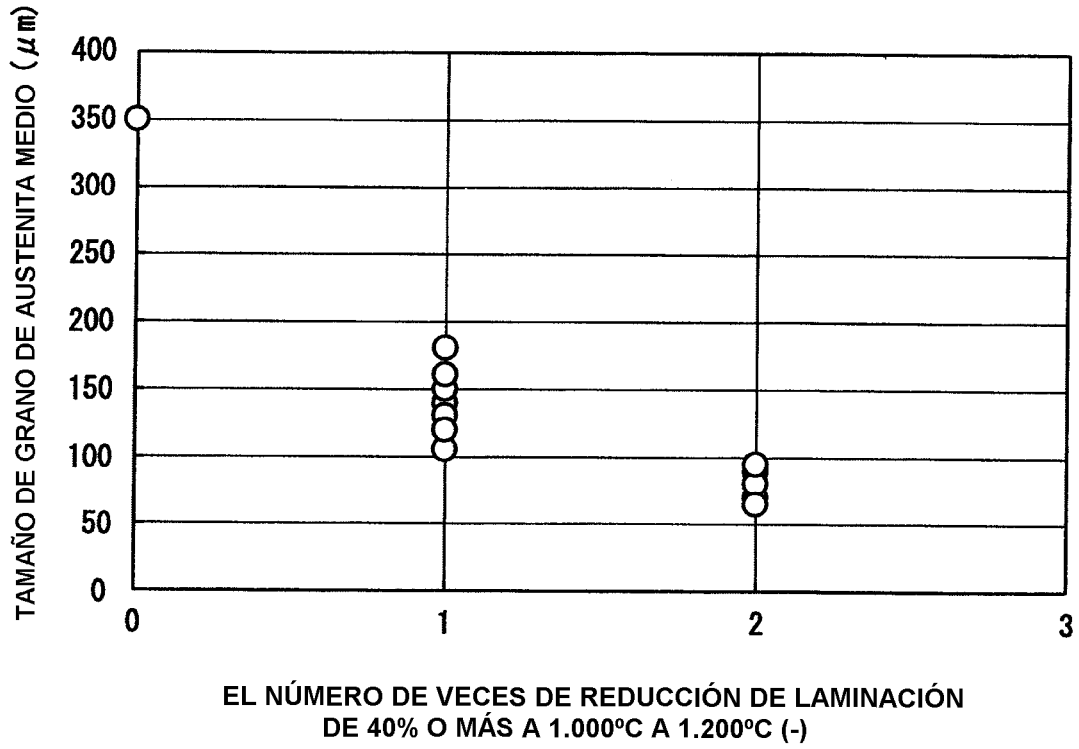


FIG. 6

