

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 665 982**

51 Int. Cl.:

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

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **28.03.2012 PCT/JP2012/058199**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **04.10.2012 WO12133563**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **28.03.2012 E 12763971 (4)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **28.02.2018 EP 2692895**

54 Título: **Lámina de acero laminada en frío y su procedimiento de producción**

30 Prioridad:

28.03.2011 JP 2011070725

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

30.04.2018

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 y
YAMAMOTO, TAKESHI**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 665 982 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 frío y su procedimiento de producción

Campo técnico

5 La presente invención se refiere a una lámina de acero laminada en frío de alta resistencia que es excelente en ductilidad y capacidad de expansión de orificios, y su procedimiento de producción. Particularmente, la presente invención se refiere a una lámina de acero que utiliza un fenómeno TRIP (Plasticidad inducida por transformación).

La prioridad se reivindica en la Solicitud de patente japonesa N° 2011-70725, presentada el 28 de marzo de 2011, cuyo contenido se incorpora en la presente como referencia.

Antecedentes de la técnica

10 Se halla en proceso la obtención de una lámina de acero de alta resistencia, que es una materia prima a fin de lograr la compatibilidad entre el ahorro de peso de la carrocería, componentes y similares de un vehículo, y la seguridad. En general, cuando aumenta la resistencia de la lámina de acero, disminuye la ductilidad y, por lo tanto, se daña la conformabilidad. En consecuencia, el equilibrio de resistencia y ductilidad es necesario para utilizar la lámina de acero de alta resistencia para los elementos de los vehículos. Para este requerimiento, hasta ahora, se ha sugerido una denominada lámina de acero TRIP, en la que se usa la plasticidad inducida por transformación de la austenita retenida (por ejemplo, referirse al documento de patente 1 y el documento de patente 2).

15 Sin embargo, el acero TRIP tiene características en las que la resistencia y la ductilidad son excelentes, pero en general, la deformabilidad local, tal como la capacidad de expansión del orificio, es baja. Además, a fin de avanzar en el ahorro de peso de la carrocería del vehículo, es necesario aumentar el nivel de resistencia de uso de la lámina de acero de alta resistencia más allá de la técnica relacionada. Por lo tanto, por ejemplo, para utilizar la lámina de acero de alta resistencia para los componentes de la parte inferior, es necesario mejorar la deformabilidad local, tal como la capacidad de expansión de orificios.

20 El documento de patente 3 describe una lámina de acero ferrítica donde un valor medio de relaciones de intensidad aleatoria de rayos X de un grupo de orientaciones {100} <011> a {223} <110> al menos a 1/2 del espesor de la lámina, es 3,0 o más y un valor medio de relaciones de intensidad aleatoria de rayos X de tres orientaciones de {554} <225>, {111} <112> y {111} <110> es de 3,5 o menos.

Lista de citas

Bibliografía de patente

[Documento de patente 1] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación No. S61-217529

30 [Documento de patente 2] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación No. H5-59429

[Documento de patente 3] Publicación de solicitud de patente europea EP 1 327 695 A1

Compendio de la invención

Problemas para resolver por la invención

35 En consecuencia, un objeto de la presente invención es proporcionar una lámina de acero laminada en frío de alta resistencia, en la cual se mejoran la ductilidad y capacidad de expansión de los orificios en el acero TRIP, y su procedimiento de producción.

Medios para resolver los problemas

40 Los inventores de la presente han descubierto que en el acero TRIP, una lámina de acero laminación en frío, en la que se controla una densidad de polo de una orientación predeterminada del cristal, tiene excelente resistencia, ductilidad, capacidad de expansión de orificios y equilibrio entre los mismos. Además, los inventores de la presente han tenido éxito en la producción de una lámina de acero que es excelente en resistencia, ductilidad y capacidad de expansión de orificios mediante la optimización de los componentes químicos y las condiciones de producción del acero TRIP con el fin de controlar una microestructura de la lámina de acero. La esencia de la presente invención es la siguiente.

45 (1) De acuerdo con un aspecto de la presente invención, se proporciona una lámina de acero laminada en frío según la reivindicación 1.

Las realizaciones preferidas son las siguientes:

(2) En la lámina de acero laminada en frío de acuerdo con (1), un diámetro promedio en volumen de los granos es 2 μm a 15 μm .

(3) En la lámina de acero laminada en frío de acuerdo con (1) o (2), la densidad de polo promedio del grupo de orientación de $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ es 1,0 a 5,0, y la densidad de polo de la orientación del cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ es 1,0 a 4,0.

5 (4) En la lámina de acero laminada en frío de acuerdo con cualquiera de (1) a (3), entre los granos, una relación de área de los granos que excede 35 μm en un diámetro de círculo equivalente es limitada a 10% o menos.

(5) En la lámina de acero laminada en frío de acuerdo con cualquiera de (1) a (4), entre los granos, una proporción de granos, en que un valor obtenido por a división de una longitud de un grano en la dirección de laminación por una longitud de un grano en una dirección del espesor de lámina es 3,0 o menos, es 50% a 100%.

10 (6) En la lámina de acero laminada en frío de acuerdo con cualquiera de (1) a (5), se proporciona una capa de galvanizado en caliente o una capa de galvanizado y recocido en una superficie de la lámina de acero.

(7) De acuerdo con otro aspecto de la presente invención, se proporciona un procedimiento de producción de una lámina de acero laminada en frío según la reivindicación 7. Las realizaciones preferidas son las siguientes:

(8) En el procedimiento de producción de una lámina de acero laminada en frío de acuerdo con (7), el tiempo de espera t segundo cumple la siguiente Expresión 8 usando t_1 .

15 **$0 < t < t_1$... (Expresión 8)**

(9) En el procedimiento de producción de una lámina de acero laminada en frío de acuerdo con (7), el tiempo de espera t segundo cumple la siguiente Expresión 9 usando t_1 .

$t_1 < t < 2,5 \times t_1$... (Expresión 9)

20 (10) En el procedimiento de producción de una lámina de acero laminada en frío de acuerdo con cualquiera de (7) a (9), el primer laminación en caliente incluye una pasada que tiene una relación de reducción de laminación de 40% o más al menos una o más veces, y un tamaño de grano de austenita promedio del acero es a 100 μm o menos.

(11) En el procedimiento de producción de una lámina de acero laminada en frío de acuerdo con cualquiera de (7) a (10), en el segundo laminación en caliente, una elevación de temperatura del acero entre los respectivos pasos en el rango de temperatura de $T_1 + 30 \text{ }^\circ\text{C}$ a $T_1 + 200 \text{ }^\circ\text{C}$ se ajusta a 18 $^\circ\text{C}$ o inferior.

25 (12) En el procedimiento de producción de una lámina de acero laminada en frío de acuerdo con cualquiera de (7) a (11), el primer enfriamiento se realiza entre las cajas de laminación.

(13) En el procedimiento de producción de una lámina de acero laminada en frío de acuerdo con cualquiera de (7) a (12), a capa de galvanizado en caliente o una capa de galvanizado y recocido se forma sobre la superficie de la lámina de acero.

30 **Ventaja de la invención**

De acuerdo con los aspectos de la presente invención, es posible proporcionar una lámina de acero de alta resistencia que es excelente en ductilidad y capacidad de expansión de orificios, y un procedimiento de producción. Cuando se utiliza la lámina de acero, particularmente, el ahorro de peso de los vehículos y la seguridad de colisión de los vehículos pueden ser compatibles entre sí, y por lo tanto una contribución industrial es muy significativa.

35 **Breve descripción de los dibujos**

La FIG 1 es un diagrama que ilustra una relación entre una densidad de polo promedio D_1 de un grupo de orientación de $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ y resistencia a la tracción $TS \times$ relación de expansión del orificio λ .

La FIG. 2 es un diagrama que ilustra una relación entre una densidad de polo promedio D_1 de un grupo de orientación de $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ y resistencia a la tracción $TS \times$ elongación EL .

40 La FIG. 3 es un diagrama que ilustra una relación entre a densidad de polo D_2 de una orientación $\{332\}\langle 113 \rangle$ y resistencia a la tracción $TS \times$ relación de expansión del orificio λ .

La FIG. 4 es un diagrama que ilustra una relación entre a densidad de polo D_2 de una orientación $\{332\}\langle 113 \rangle$ y resistencia a la tracción $TS \times$ elongación EL .

45 La FIG. 5 es un diagrama que ilustra una relación entre un número de tiempos de laminación de 40% o más en laminación en bruto y un tamaño de grano de austenita promedio después de la laminación en bruto.

La FIG. 6 es un diagrama que ilustra una relación entre resistencia a la tracción TS y capacidad de expansión del orificio λ en ejemplos y ejemplos comparativos.

La FIG. 7 es un diagrama que ilustra una relación entre resistencia a la tracción TS y elongación EL en los ejemplos y ejemplos comparativos.

La FIG. 8 es un diagrama de flujo que ilustra el esquema (la primera mitad) de un procedimiento de producción de una lámina de acero laminada en frío relacionada con una realización de la presente invención.

- 5 La FIG. 9 es un diagrama de flujo que ilustra el esquema (la última mitad) de un procedimiento de producción de una lámina de acero laminada en frío relacionada con una realización de la presente invención.

Descripción de las realizaciones

10 En la lámina de acero TRIP, que es una de las tecnologías para aumentar la ductilidad, durante un proceso de recocido, ya que C en la austenita se concentra, y así aumenta la cantidad de austenita retenida o el contenido de C en la austenita retenida. En consecuencia, se mejora la resistencia a la tracción.

15 Los inventores de la presente han descubierto que en la lámina de acero TRIP, mediante la optimización de los componentes de acero o una microestructura durante la producción, mediante el inicio de un enfriamiento que se inicia desde un rango de temperatura de una región bifásica de ferrita y austenita o una región de austenita en una sola fase, mediante el control de un enfriamiento (enfriamiento de dos etapas) en un rango de temperatura predeterminado, y mediante la retención de la lámina de acero en este rango de temperatura, se puede obtener una lámina de acero en la que el equilibrio entre resistencia, ductilidad y expansibilidad del orificio es excelente.

De aquí en adelante, se describirá en detalle una lámina de acero laminada en frío relacionada con una realización de la presente invención.

Primero, se describirá una densidad de polo de una orientación del cristal de la lámina de acero laminada en frío.

20 Densidad de polo (D1 y D2) de la orientación del cristal:

25 En la lámina de acero laminada en frío relacionada con la realización, como densidades de polo de dos clases de orientaciones del cristal, con respecto a una sección transversal del espesor de la lámina, que es paralela con una dirección de laminación, una porción central del espesor de lámina dentro de un rango de 5/8 a 3/8 del espesor de lámina (que es un rango distante de una superficie de la lámina de acero por una distancia de 5/8 a 3/8 espesor de lámina en una dirección del espesor de lámina (dirección de profundidad) de la lámina de acero), se controlan una densidad de polo promedio D1 de un grupo de orientación de $\{100\}\langle 011\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$ (de aquí en adelante, se puede abreviar como una densidad de polo promedio), y una densidad de polo D2 de una orientación del cristal $\{332\}\langle 113\rangle$.

30 En la realización, la densidad de polo promedio es una característica (un grado de integración de orientación, un grado de desarrollo de una textura) de una textura particularmente importante (una orientación de cristal de un grano en una microestructura). Además, la densidad de polo promedio es una densidad de polo expresada por un promedio aritmético de densidades de polo de las respectivas orientaciones de cristal $\{100\}\langle 011\rangle$, $\{116\}\langle 110\rangle$, $\{114\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$ y $\{223\}\langle 110\rangle$.

35 En las FIG. 1 y 2, con respecto a una sección transversal en una porción central del espesor de lámina dentro de un rango de 5/8 a 3/8 de un espesor de lámina, la difracción de rayos X se realiza para obtener relaciones de intensidad de intensidades de difracción de rayos X de orientaciones respectivas para una muestra aleatoria, y se puede obtener la densidad de polo promedio de un grupo de orientación de $\{100\}\langle 011\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$ de las respectivas relaciones de intensidad.

40 Como se muestra en las FIG. 1 y 2, cuando la densidad de polo promedio del grupo de orientación de $\{100\}\langle 011\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$ es 6,5 o menos, una lámina de acero puede cumplir las propiedades (índices TS \times λ y TS \times EL se describirán posteriormente) que se han vuelto recientemente necesarios para el procesamiento de componentes de la parte inferior de la carrocería. Es decir, como las propiedades, la resistencia a la tracción TS, relación de expansión del orificio λ y elongación EL pueden cumplir TS \times $\lambda \geq 30.000$ (referir a la FIG 1) y TS \times EL ≥ 14.000 (referirse a la FIG. 2). En el caso de aumentar adicionalmente los índices TS \times λ y TS \times EL, es preferible que la densidad de polos promedio sea de 4,0 o menos, con más preferencia de 3,5 o menos, y aún con más preferencia de 3,0 o menos.

45 Además, cuando la densidad de polo promedio supera 6,5, la anisotropía en las propiedades mecánicas de una lámina de acero aumenta significativamente. Como resultado, se mejora la capacidad de expansión del orificio en una dirección específica, pero la capacidad de expansión del orificio en otras direcciones diferentes a la dirección específica se deteriora significativamente. Por lo tanto, en este caso, con respecto a las propiedades que son necesarias para el procesamiento de los componentes de la parte inferior de la carrocería, la lámina de acero no cumple TS \times $\lambda \geq 30.000$ y TS \times EL ≥ 14.000 .

Por otro lado, cuando la densidad de polo promedio es menor que 1,0, existe la preocupación de que la capacidad de expansión del orificio se deteriore. Por lo tanto, la densidad promedio de polos es 1,0 o más.

Además, debido al mismo motivo, la densidad de polo de la orientación del cristal $\{332\}\langle 113\rangle$ en la porción central del espesor de lámina dentro de un rango de 5/8 a 3/8 del espesor de lámina se ajusta a 5,0 o menos. De modo similar a las FIGS. 1 y 2, las FIGS. 3 y 4 muestran una relación entre la densidad de polo de la orientación del cristal $\{332\}\langle 113\rangle$ que se obtiene por difracción de rayos X y los respectivos índices ($TS \times \lambda$ y $TS \times EL$). Como se muestra en las FIGS. 3 y 4, la densidad de polo se puede ajustar a 5,0 o menos de modo de asegurar suficientemente los respectivos índices. Es decir, cuando la densidad de polo de la orientación del cristal $\{332\}\langle 113\rangle$ es 5,0 o menos, con respecto a las propiedades que se han vuelto necesarias recientemente para el procesamiento de componentes de la parte inferior de la carrocería, la lámina de acero puede cumplir $TS \times \lambda \geq 30.000$ y $TS \times EL \geq 14.000$. En el caso de aumentar adicionalmente los índices $TS \times \lambda$ y $TS \times EL$, es preferible que la densidad de polo sea 4,0 o menos, y más preferiblemente 3,0 o menos. Además, cuando la densidad del polo de la orientación del cristal $\{332\}\langle 113\rangle$ excede de 5,0, la anisotropía en las propiedades mecánicas de una lámina de acero aumenta significativamente. Como resultado, se mejora la capacidad de expansión del orificio en una dirección específica, pero la capacidad de expansión del orificio en otras direcciones diferentes a la dirección específica se deteriora significativamente. Por lo tanto, en este caso, con respecto a las propiedades que son necesarias para el procesamiento de los componentes de la parte inferior de la carrocería, la lámina de acero no cumple $TS \times \lambda \geq 30.000$ y $TS \times EL \geq 14.000$.

Por otro lado, cuando la densidad de polo de la orientación del cristal $\{332\}\langle 113\rangle$ es menor de 1,0, existe la preocupación de que la capacidad de expansión del orificio se deteriore. En consecuencia, la densidad de polo de la orientación del cristal $\{332\}\langle 113\rangle$ es 1,0 o más.

La razón por la que la densidad de polo descrita anteriormente de la orientación del cristal es importante para las propiedades de retención de forma durante el proceso de elongación y expansión del orificio no es necesariamente clara, pero se supone que la razón tiene una relación con el movimiento de deslizamiento de un cristal durante un proceso de expansión del orificio.

La densidad de polo 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 se pueden obtener mediante la medición usando un método de difracción de rayos X y similares en las mismas condiciones. La densidad del polo puede ser medida usando difracción de rayos X, EBSD (difracción de electrones por retrodispersión) o canalización de electrones. Por ejemplo, la densidad de polo del grupo de orientación de $\{100\}\langle 011\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$ se puede obtener de la siguiente manera. Las densidades de polos de las respectivas orientaciones de cristal $\{100\}\langle 011\rangle$, $\{116\}\langle 110\rangle$, $\{114\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$ y $\{223\}\langle 110\rangle$ se obtienen a partir de una textura tridimensional (ODF) calculada mediante un método de expansión en serie usando una pluralidad de figuras de polos entre las figuras de polo $\{110\}$, $\{100\}$, $\{211\}$ y $\{310\}$ medidas por los procedimientos y estas densidades de polos se promedian aritméticamente para obtener la densidad de polo del grupo de orientación de $\{100\}\langle 011\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$.

Con respecto a la muestra que se proporciona para la difracción de rayos X, el EBSD y la canalización de electrones, el espesor de la lámina de acero se puede reducir mediante pulido mecánico o similar a un espesor de lámina predeterminado, posteriormente, al mismo tiempo para eliminar una tensión mediante pulido químico, pulido electrolítico o similar, la muestra se puede ajustar para que una superficie apropiada que incluye un rango de 5/8 a 3/8 del espesor de la lámina sea una superficie de medición, y la densidad de polo se puede medir de acuerdo con los métodos descriptos anteriormente. Con respecto a la dirección del ancho de la lámina, es preferible que la muestra se recolecte en las proximidades a 1/4 o 3/4 de una posición del espesor de lámina (una posición distante de una superficie final de la lámina de acero a una distancia de 1/4 de un ancho de lámina de la lámina de acero).

Con respecto a no solo la porción central del espesor de la lámina sino también a tantas posiciones del espesor de lámina como sea posible, cuando la lámina de acero cumple la densidad de polo descrita anteriormente, se mejora adicionalmente la capacidad de expansión del orificio.

Sin embargo, la integración de orientación de la porción central del espesor de la lámina descrita anteriormente tiene la mayor influencia para la anisotropía de la lámina de acero, y por lo tanto la calidad del material de la porción central de espesor de la lámina representa generalmente propiedades de material de la totalidad de la lámina de acero. En consecuencia, se especifican la densidad de polo promedio del grupo de orientación de $\{100\}\langle 011\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$ y la densidad de polos de la orientación del cristal $\{332\}\langle 113\rangle$ en el rango 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 recolecta mediante el método descrito anteriormente, una dirección normal de una superficie de la lámina es paralela con $\langle hkl\rangle$, y una dirección de laminación es paralela a $\langle uvw\rangle$. Además, con respecto a una orientación del cristal, una orientación que es ortogonal a la superficie de la lámina se expresa comúnmente por (hkl) o $\{hkl\}$, y una orientación que es paralela a la dirección de laminación se expresa por $[uvw]$ o $\langle uvw \rangle$ $\{hkl\}\langle uvw\rangle$ representa colectivamente planos equivalentes, y $(hkl)[uvw]$ representa planos de cristal individuales. Es decir, en la realización, debido a que una estructura cúbica centrada en el cuerpo (estructura bcc) es un objetivo, por ejemplo, planos respectivos (111) , (-111) , $(1-11)$, $(11-1)$, $(-1-11)$, $(-11-1)$, $(1-1-1)$ y

(-1-1-1) son equivalentes, y por lo tanto no son distinguibles. En este caso, estas orientaciones se denominan colectivamente un plano {111}. La expresión ODF también se usa para la expresión de orientación de otras estructuras cristalinas que tienen una propiedad simétrica baja, y por lo tanto en la expresión ODF, una orientación individual generalmente se expresa por (hkl) [uvw]. Sin embargo, en la realización, {hkl} <uvw> y (hkl) [uvw] tienen el mismo significado.

A continuación, se describirá un valor de r (valor de Lankford) de la lámina de acero. En esta realización, para mejorar aún más la deformabilidad local, los valores r en direcciones respectivas (rL que es un valor r en una dirección de laminación que se describirá más adelante, r30 que es un valor r en una dirección que forma un ángulo de 30° con la dirección de laminación, r60 que es un valor r en una dirección que forma un ángulo de 60° con la dirección de laminación, y rC que es un valor r en una dirección ortogonal a la dirección de laminación) se puede ajustar dentro de un rango predeterminado. Estos valores r son importantes en la realización. Como resultado de la investigación intensiva de los inventores de la presente, se ha demostrado que cuando las densidades de polo respectivas descriptas anteriormente se controlan apropiadamente, y estos valores r se controlan apropiadamente, se puede obtener una excelente capacidad de expansión del orificio adicional.

Valor r (rC) en dirección ortogonal en la dirección de laminación:

Es decir, como resultado de la investigación intensiva de los inventores de la presente, han hallado que cuando las respectivas densidades de polo, que se describen anteriormente, se ajustan dentro del rango descrito anteriormente, en ese momento, y rC se ajusta a 0,70 o más, se puede obtener una buena capacidad de expansión del orificio. En consecuencia, rC se ajusta a 0,70 o más.

El límite superior de rC es 1,10 o menos para obtener una excelente capacidad de expansión del orificio.

Valor r (r30) en dirección de formación del ángulo de 30° con la dirección de laminación:

Como resultado de la investigación intensiva de los inventores de la presente, han hallado que cuando las respectivas densidades de polo, que se describen anteriormente, se ajustan dentro del rango descrito anteriormente, y r30 se ajusta a 1,10 o menos, se puede obtener buena capacidad de expansión del orificio. Por consiguiente, r30 se ajusta a 1,10 o menos.

El límite inferior de r30 puede ser 0,70 o más para obtener una capacidad de expansión del orificio excelente adicional.

Valor r (rL) en la dirección de laminación, y valor r (r60) en la Dirección de formación del ángulo de 60° con dirección de laminación:

Además, como resultado de la investigación intensiva de los inventores de la presente, han hallado que cuando las respectivas densidades de polo, que se describen anteriormente, rC, y r30 se ajustan dentro de los rangos descriptos anteriormente, al mismo tiempo, y rL y r60 cumplen $rL \geq 0,70$ y $r60 \leq 1,10$, respectivamente, también se puede obtener $TS \times \lambda$ excelente. Por consiguiente, rL es 0,70 o más, y r60 es 1,10 o menos.

Con respecto al límite superior de rL y el límite inferior de r60, que se describen anteriormente, rL es 1,10 o menos, y r60 es 0,70 o más de modo de obtener adicional capacidad de expansión del orificio excelente.

Cada valor de r descripto anteriormente se evalúa mediante una prueba de tracción usando un espécimen de prueba de tracción de JIS No. 5. En consideración de una lámina de acero de alta resistencia común, el valor r se puede evaluar dentro de un rango en el que la tensión de tracción está dentro un rango de 5% a 15% y dentro de un rango que corresponde a la elongación uniforme.

Sin embargo, en general, se sabe que la textura y el valor r tienen una correlación entre sí, pero en la lámina de acero laminada en frío relacionada con la realización, como ya se mencionó, la limitación para la densidad de polo de la orientación del cristal y la limitación para el valor de r son diferentes entre sí. Por lo tanto, cuando ambas limitaciones se cumplen simultáneamente, se puede obtener una excelente deformabilidad local adicional.

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

Una microestructura básica de la lámina de acero laminada en frío 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), una o más clases entre perlita, martensita y martensita templada se pueden incluir adicionalmente en la microestructura como un componente selectivo de la microestructura según sea necesario o de manera inevitable. Además, en la realización, una microestructura individual se evalúa mediante una relación de área.

La ferrita y la bainita concentran C en la austenita retenida y, por lo tanto, la ferrita y la bainita son necesarias para mejorar la elongación mediante el efecto TRIP. Además, la ferrita y la bainita también contribuyen a la mejora de la expansión del orificio. Se puede permitir que la fracción de ferrita y la fracción de bainita varíen dependiendo de un

nivel de resistencia que sea un objetivo de desarrollo, pero cuando la ferrita se configura de 5% a 80% y la bainita se ajusta de 5% a 80%, se puede obtener una excelente ductilidad y una excelente expansibilidad del orificio. Por consiguiente, la ferrita se ajusta de 5% a 80% y la bainita se ajusta de 5% a 80%.

- 5 La ferrita y la bainita concentran C en la austenita retenida y, por lo tanto, la ferrita y la bainita son necesarias para mejorar la elongación mediante el efecto TRIP. Además, la ferrita y la bainita también contribuyen a la mejora de la capacidad de expansión del orificio. Se puede permitir que la fracción de ferrita y la fracción de bainita varíen de acuerdo con un nivel de resistencia que sea un objetivo de desarrollo, pero cuando la ferrita se ajusta de 5% a 80% y la bainita se ajusta de 5% a 80%, se puede obtener una excelente ductilidad y una excelente capacidad de expansión del orificio. Por consiguiente, la ferrita se ajusta de 5% a 80% y la bainita se ajusta de 5% a 80%.
- 10 La austenita retenida es una estructura que aumenta la ductilidad, particularmente el alargamiento uniforme por plasticidad inducida por transformación, y es necesario que la austenita retenida sea del 2% o más en términos de una relación de área. Además, la austenita retenida se transforma en martensita mediante procesamiento y también contribuye a la mejora de la resistencia. Cuanto mayor 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 una austenita retenida superior al 30% en términos de una relación de área, y en este caso, se deterioran la capacidad de soldado o cualidades de la superficie. Por lo tanto, el límite superior de la relación de área de la austenita retenida se ajusta a 30% o menos.
- 15 Además, en un caso en el que es necesario aumentar aún más 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.
- 20 Cuando la martensita se genera en cierto grado durante el enfriamiento antes del inicio de la transformación bainítica, se puede obtener un efecto de promoción de la transformación bainítica o un efecto de estabilización de la austenita retenida. La martensita se temple por recalentamiento, por lo que la martensita templada se puede incluir en la microestructura según sea necesario. Sin embargo, cuando la martensita templada excede el 60% en términos de relación de área, la ductilidad disminuye y, por lo tanto, la martensita templada se limita al 60% o menos en términos de relación de área.
- 25 Además, la microestructura puede incluir perlita dentro de un rango de 10% o menos y martensita dentro de un rango de 20% o menos según sea necesario, respectivamente. Cuando la cantidad de perlita y la cantidad de martensita aumentan, la procesabilidad o deformabilidad local de la lámina de acero disminuye, o disminuye la tasa de utilización de C que genera una austenita retenida. Por lo tanto, en la microestructura, la perlita está limitada a 10% o menos, y la martensita está limitada a 20% o menos.
- 30 Aquí, la relación de área de austenita se puede determinar a partir de la intensidad de difracción que se puede obtener mediante la realización de difracción de rayos X con respecto a un plano, que es paralelo con una superficie de lámina, en la proximidad de una posición de 1/4 de espesor de lámina.
- Además, la relación de área de ferrita, perlita, bainita y martensita se puede determinar a partir de una imagen que se puede obtener al observar dentro de un rango de 1/8 a 3/8 de espesor de lámina (es decir, un rango de espesor de lámina) en el cual la posición de 1/4 de espesor de la lámina se convierte en el centro) usando un FE-SEM (microscopio electrónico de barrido de emisión de campo). En la observación FE-SEM, se recolecta una muestra de tal manera que una sección transversal de espesor de lámina paralela a la dirección de laminación de la lámina de acero se convierte en una superficie de observación, y pulido y grabado Nital se realizan con respecto a la superficie de observación.
- 35 Además, con respecto a la dirección del espesor de la lámina, en la proximidad de la superficie de la lámina de acero y en las proximidades del centro de la lámina de acero, la microestructura (componentes) de la lámina de acero puede diferir en gran medida de otras partes debido a la descarburación y la precipitación de Mn. Por lo tanto, en la realización, la observación de la microestructura se realiza en la posición de 1/4 de espesor de lámina, que es la referencia.
- 40 Además, en un caso de mejorar adicionalmente la elongación, el tamaño del grano en la microestructura, particularmente, un diámetro promedio en volumen puede hacerse fino. Además, mediante la realización del refinamiento del diámetro promedio del volumen, se mejoran las propiedades de fatiga (relación de límite de fatiga) que son necesarias para las láminas de acero para vehículos.
- 45 El número de granos gruesos tiene una mayor influencia sobre la elongación en comparación con los granos finos, y por lo tanto la elongación tiene una estrecha correlación con un diámetro promedio en volumen calculado como un volumen promedio ponderado en comparación con un diámetro promedio numérico. Por lo tanto, en el caso de obtener el efecto descrito anteriormente, el diámetro promedio en volumen puede ser de 2 μm a 15 μm , y más preferiblemente de 2 μm a 9,5 μm .
- 50 Además, cuando disminuye el diámetro promedio en volumen, se suprime la concentración de tensión local que se produce en un orden micrométrico, y de este modo se puede dispersar la tensión durante la deformación local. Por consiguiente, se considera que se mejora la elongación, particularmente, la elongación uniforme. Además, cuando el diámetro promedio de volumen disminuye, un límite de grano, que sirve como una barrera de movimiento de dislocación, se puede controlar apropiadamente. Además, el límite de grano actúa sobre la deformación plástica
- 55

repetitiva (fenómeno de fatiga) que se produce debido al movimiento de dislocación, y así se mejoran las propiedades de fatiga.

Además, el diámetro de un grano individual (unidad de grano) se puede determinar de la siguiente manera.

5 La perlita se especifica mediante la observación de la estructura utilizando un microscopio óptico. Además, las unidades de unidades de grano de ferrita, austenita, bainita, martensita y martensita templada están especificadas por EBSD. Cuando una estructura cristalina de una región determinada por el EBSD es una estructura cúbica centrada en la cara (estructura fcc), esta región se determina como austenita. Además, cuando una estructura cristalina de una región determinada por el EBSD es una estructura cúbica centrada en el cuerpo (estructura bcc), esta región se determina como cualquiera de ferrita, bainita, martensita y martensita templada. La ferrita, la bainita, 10 la martensita y la martensita templada se pueden distinguir utilizando un método KAM (desorientación promedio del núcleo) que está provisto en EBSP-OIM (marca registrada, patrón de difracción de retrodispersión de electrones-microscopia de orientación de imágenes). En el método KAM, una diferencia de orientación entre los píxeles respectivos se promedia en una primera aproximación (siete píxeles totales) en la que se utilizan un píxel hexagonal regular arbitrario (píxel central) entre los datos de medición, seis píxeles adyacentes al píxel, en una segunda aproximación (19 píxeles totales) en la que también se utilizan 12 píxeles situados más allá de los seis píxeles, o en una tercera aproximación (37 píxeles totales) en la que también se utilizan 18 píxeles situados más allá de los 12 píxeles. Entonces, se determina un valor promedio que se obtiene como un valor del píxel central, y esta operación se realiza con respecto a la totalidad de los píxeles. Cuando el cálculo de acuerdo con el método KAM se realiza sin exceder un límite de grano, se puede crear un mapa que expresa una variación de orientación intragranular. Este mapa muestra una distribución de tensión basada en la variación de orientación intragranular. 20

En la realización, la diferencia de orientación entre píxeles adyacentes se calcula mediante la tercera aproximación en el EBSP-OIM (marca registrada). El tamaño de grano de ferrita, bainita, martensita y austenita se puede obtener de la siguiente manera. Por ejemplo, la medición de orientación descrita anteriormente se realiza en una etapa de medición de 0,5 μm por debajo con un aumento de 1.500 veces, una posición en la que la diferencia de orientación 25 entre puntos de medición, que son adyacentes entre sí, excede 15° se determina como un límite de grano (este límite de grano 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 en el que se incluye perlita en la microestructura, con respecto a una imagen obtenida mediante un microscopio óptico, el tamaño de grano de perlita se puede calcular aplicando un método de procesamiento de imágenes tal como el proceso de binarización y un método de intersección.

30 En el grano (unidad de grano) definido como se describió anteriormente, en un caso donde un radio de círculo equivalente (un valor medio del diámetro del círculo equivalente) se ajusta a r , el volumen de un grano individual se puede obtener por $4 \times \pi \times r^3/3$, y se puede obtener un diámetro promedio en volumen por un promedio ponderado del volumen.

Además, se puede obtener una fracción de grano grueso que se describirá a continuación dividiendo la relación de área del grano grueso, que se obtiene mediante el método, por un área de un objeto a medir. 35

Además, se puede obtener una fracción de grano equiaxial que se describirá a continuación dividiendo la relación de área del grano equiaxial, que se obtiene mediante el método, por un área de un objeto a medir.

Asimismo, en el caso de mejorar aún más la capacidad de expansión del orificio, con respecto a los componentes totales de la microestructura, una relación de un área (fracción de grano grueso) ocupada por un grano (grano grueso) con un tamaño de grano que excede 35 μm por una unidad de área, puede estar limitada a 10% o menos. Cuando aumenta un grano que tiene un gran tamaño de grano, la resistencia a la tracción disminuye, y por lo tanto la deformabilidad local también disminuye. Por lo tanto, es preferible obtener el grano lo más fino posible. Además, cuando todos los granos reciben una tensión uniforme y equivalente, se mejora la capacidad de expansión del orificio. En consecuencia, la tensión local del grano se puede suprimir limitando la cantidad de granos gruesos. 40

45 Los inventores de la presente han continuado una investigación para una mayor deformabilidad local adicional. Como resultado, han encontrado el siguiente hecho. En un caso donde las respectivas densidades de polo, que se describen anteriormente, (y valores r) cumplen la condición descrita anteriormente, y cuando las propiedades equiaxiales del grano son excelentes, la dependencia direccional de un proceso de expansión de orificio es pequeña, y la deformabilidad local se mejora adicionalmente. Por lo tanto, en un caso de mejorar aún más la deformabilidad local, la fracción de grano equiaxial, que es un índice que indica las propiedades equiaxiales, se puede ajustar de 50% a 100%. Cuando la fracción de grano equiaxial es 50% o más, la deformabilidad en una dirección L, que es una dirección de laminación, y la deformabilidad en una dirección C, que es ortogonal a la dirección de laminación, se vuelve relativamente uniforme y se mejora la deformabilidad local. Además, la fracción de grano equiaxial representa una proporción de un grano (grano equiaxial), que tiene excelentes propiedades equiaxiales, entre los granos (por ejemplo, granos totales) en la microestructura de la lámina de acero, en la que un valor (dL/dt) obtenido dividiendo la longitud dL del grano en la dirección de laminación por la longitud dt del grano en la dirección del espesor de la lámina es 3,0 o menos. 50 55

La dureza Vickers de bainita tiene una influencia sobre la resistencia a la tracción. Junto con el progreso de la transformación bainítica, la austenita retenida se estabiliza y la austenita retenida contribuye a la mejora de la elongación. Además, cuando la dureza de la bainita es de 180 HV o más, la resistencia a la tracción y la capacidad de expansión del orificio se pueden mejorar adicionalmente. Con el fin de obtener un buen equilibrio entre la resistencia a la tracción y la capacidad de expansión del orificio, y un buen equilibrio entre la resistencia a la tracción y la elongación, la dureza Vickers de la bainita se ajusta a 180 HV o más. Además, la dureza de Vickers se mide usando un dispositivo de medición micro-Vickers.

C (concentración promedio de C) en la austenita retenida contribuye en gran parte a la estabilidad de la austenita retenida. Cuando la concentración promedio de C en la austenita retenida es 0,9% o más, se puede obtener suficiente estabilidad de la austenita retenida. Por consiguiente, el efecto TRIP se puede obtener efectivamente, y en consecuencia mejora la elongación. En consecuencia, la concentración promedio de C en la austenita retenida es 0,9% o más.

La concentración promedio de C en la austenita retenida se obtiene por difracción de rayos X. Es decir, en el análisis de rayos X usando rayos Cu-K α , se obtiene una constante de red a (la unidad es angstrom) desde un ángulo de reflexión de un plano (200), un plano (220) y un plano (311) de austenita, y de acuerdo con la siguiente Expresión 10, se puede calcular una concentración de carbono C_y en austenita retenida.

Cy = (a-3.572)/0.033 ... (Expresión 10)

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

C: 0,02% a 0,4%

C es necesario para asegurar alta resistencia y austenita retenida. Para obtener una cantidad suficiente de austenita retenida, el contenido de C, que está incluido en el acero, es de 0,02% o más. Por otro lado, cuando la lámina de acero incluye en exceso C, la soldabilidad se deteriora y, por lo tanto, el límite superior del contenido de C se ajusta a 0,4%. En un caso de mejora adicional de la resistencia y la elongación, es preferible que el contenido de C sea de 0,05% o más, más preferiblemente de 0,10% o más, y aún más preferiblemente de 0,12% o más. Además, en un caso de mejora adicional de la soldabilidad, es preferible que el contenido de C sea 0,38% o menos, y más preferiblemente 0,36% o menos.

Si: 0,001% a 2,5%

Si es un desoxidante, y el contenido de Si, que está incluido en el acero, es 0,001% o más. Además, el Si estabiliza la ferrita durante el recocido, y suprime la precipitación de cementita durante la transformación bainítica (durante la retención dentro de un rango de una temperatura predeterminado). En consecuencia, Si aumenta la concentración de C en austenita y contribuye a la fijación de austenita retenida. Cuanto más es el contenido de Si, más aumenta el efecto. Sin embargo, cuando se añade en exceso Si al acero, se deterioran las cualidades de la superficie, la capacidad de pintura, la soldabilidad y similares. Por lo tanto, el límite superior del contenido de Si se ajusta a 2,5%. En el caso de que el efecto de obtener austenita retenida estable sea suficientemente exhibido por Si, es preferible que el contenido de Si sea 0,02% o más, más preferiblemente 0,50% o más, y aún más preferiblemente 0,60% o más. Además, en el caso de asegurar adicionalmente las calidades superficiales, la capacidad de pintura, la soldabilidad y similares, es preferible que el contenido de Si sea del 2,2% o menos, y más preferiblemente del 2,0% o menos.

Mn: 0,001% a 4,0%

Mn es un elemento que estabiliza la austenita y aumenta la capacidad de endurecimiento. Para asegurar una capacidad de endurecimiento suficiente, el contenido de Mn, que está incluido en el acero, es 0,001% o más. Por otro lado, cuando Mn se agrega en exceso en el acero, la ductilidad se deteriora y, por lo tanto, el límite superior del contenido de Mn se ajusta a 4,0%. En el caso de asegurar una mayor capacidad de endurecimiento adicional, es preferible que el contenido de Mn sea de 0,1% o más, más preferiblemente de 0,5% o más, y aún más preferiblemente de 1,0% o más. Además, en un caso de asegurar una mayor ductilidad adicional, es preferible que el contenido de Mn sea del 3,8% o menos, y más preferiblemente del 3,5% o menos.

P: 0,15% o menos

P es una impureza, y cuando P se incluye en exceso en acero, la ductilidad o soldabilidad se deteriora. Por lo tanto, el límite superior del contenido de P se ajusta en 0,15%. Además, P funciona como un elemento de endurecimiento de solución sólida, pero P se incluye inevitablemente en acero. En consecuencia, no es necesario limitar particularmente el límite inferior del contenido de P, y el límite inferior es 0%. Además, cuando se considera el refinado general reciente (que incluye el refinado secundario), el límite inferior del contenido de P puede ser del 0,001%. En un caso de aumento adicional de ductilidad y soldabilidad, es preferible que el contenido de P sea de 0,10% o menos, y más preferiblemente de 0,05% o menos.

S: 0,03% o menos

S es una impureza, y cuando S está en exceso contenido en acero, se genera MnS que se extendió mediante la laminación en caliente. En consecuencia, se deteriora la conformabilidad tal como ductilidad y capacidad de expansión del orificio. En consecuencia, el límite superior del contenido de S se ajusta a 0,03%. Además, debido a que el S está inevitablemente incluido 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 (que incluye el refinado secundario), el límite inferior del contenido de S puede ser 0,0005%. En un caso de aumento adicional de ductilidad y capacidad de expansión del orificio, es preferible que el contenido de S sea 0,020% o menos, y más preferiblemente 0,015% o menos.

N: 0,01% o menos

N es una impureza, y cuando el contenido de N excede 0,01%, se deteriora la ductilidad. En consecuencia, el límite superior del contenido de N se ajusta a 0,01% o menos. Además, debido a que el N está inevitablemente incluido 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 el refinado general reciente (que incluye el refinado secundario), el límite inferior de el contenido de N puede ser 0,0005%. En un caso de aumento adicional de ductilidad, es preferible que el contenido de N sea 0,005% o menos.

Al: 0,001% a 2,0%

Al es un desoxidante, y cuando se considera el refinamiento general reciente (que incluye el refinamiento secundario), es preferible que el contenido de Al, que está incluido en el acero, sea del 0,001% o más. Además, Al estabiliza la ferrita durante el recocido, y suprime la precipitación de cementita durante la transformación bainítica (durante la retención dentro de un rango de una temperatura predeterminado). En consecuencia, Al aumenta la concentración de C en la austenita y contribuye a la fijación de la austenita retenida. Cuando el contenido de Al aumenta, el efecto aumenta aún más. Sin embargo, cuando Al se añade en exceso al acero, se deterioran las calidades de la superficie, la capacidad de pintura, la soldabilidad y similares. Por lo tanto, el límite superior del contenido de Al se ajusta a 2,0%. En el caso de que el efecto de obtener austenita retenida estable sea suficientemente exhibido por el Al, es preferible que el contenido de Al sea de 0,01% o más, y más preferiblemente de 0,02% o más. Además, en el caso de asegurar adicionalmente las calidades superficiales, la capacidad de pintura, la soldabilidad y similares, es preferible que el contenido de Al sea del 1,8% o menos, y más preferiblemente del 1,5% o menos.

O: 0,01% o menos

O (oxígeno) es una impureza, y cuando el contenido de O excede 0,01%, se deteriora la ductilidad. En consecuencia, el límite superior del contenido de O se ajusta a 0,01%. Además, debido a que el O está inevitablemente incluido en el acero, no es necesario limitar particularmente el límite inferior del contenido de O, y el límite inferior es 0%. Además, cuando se considera el refinado general reciente (que incluye el refinado secundario), el límite inferior del contenido de O puede ser 0,0005%.

Si + Al: 1,0% a 4,5%

Estos elementos son desoxidantes como se describió anteriormente, y la suma del contenido de Si y el contenido de Al es 1,0% o más. Además, tanto Si como Al estabilizan la ferrita durante el recocido, y suprimen la precipitación de cementita durante la transformación bainítica (durante la retención dentro de un rango de una temperatura predeterminada). En consecuencia, estos elementos aumentan la concentración de C en la austenita y contribuyen a la fijación de la austenita retenida. Sin embargo, cuando estos elementos se añaden en exceso al acero, las calidades de la superficie, la capacidad de pintura, la soldabilidad y similares se deterioran, y de este modo la suma del contenido de Si y el contenido de Al se ajusta a 4,5% o menos. En un caso de aumento adicional de las calidades de la superficie, capacidad de pintura, la soldabilidad y similares, es preferible que la suma sea 4,0% o menos, más preferiblemente 3,5% o menos, y aún más preferiblemente 3,0% o menos.

Los elementos químicos descritos anteriormente son componentes básicos (elementos básicos) de acero en la realización, y la composición química en la que los elementos básicos están controlados (incluidos o limitados), y en los que el equilibrio que incluye Fe y las 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), los siguientes elementos químicos (elementos selectivos) se pueden incluir adicionalmente en acero según sea necesario. Además, incluso cuando los elementos selectivos están inevitablemente incluidos (por ejemplo, en una cantidad menor que los límites inferiores de las cantidades de los respectivos elementos selectivos) en acero, el efecto en la realización no se deteriora.

Es decir, la lámina de acero laminada en frío relacionada con la realización puede incluir una o más clases entre Ti, Nb, B, Mg, REM, Ca, Mo, Cr, V, W, Ni, Cu, Co, Sn, Zr, y As como elemento selectivo para mejorar la conformabilidad local, por ejemplo, mediante control de inclusiones o refinamiento de precipitado.

- Ti, Nb, B, Cu y W mejoran la calidad del material a través de un mecanismo tal como la fijación de carbono y nitrógeno, el fortalecimiento de la precipitación, el control de la microestructura y el fortalecimiento del refinamiento. En consecuencia, una o más clases entre Ti, Nb, B, Cu y W se pueden añadir al acero según sea necesario. En este caso, con respecto a los límites inferiores de los contenidos de los elementos químicos respectivos, el contenido de Ti es preferiblemente 0,001% o más, el contenido de Nb es preferiblemente 0,005% o más, el contenido de B es preferiblemente 0,0001% o más, el contenido de Cu es preferiblemente 0,001% o más, y el contenido de W es preferiblemente 0,001% o más. Sin embargo, incluso cuando estos elementos químicos se añaden en exceso al acero, no se obtiene un efecto notable y, a la inversa, se deterioran la procesabilidad y la capacidad de fabricación. Por lo tanto, con respecto a los límites superiores de los contenidos de los elementos químicos respectivos, el contenido de Ti está limitado a 0,2% o menos, el contenido de Nb está limitado a 0,2% o menos, el contenido de B está limitado a 0,005% o menos, el contenido de Cu está limitado a 2,0% o menos, y el contenido de W está limitado a 1,0% o menos. Además, en consideración a la reducción de costos de la aleación, no es necesario agregar intencionalmente estos elementos químicos al acero, y el total de los límites inferiores del contenido de Ti, el contenido de Nb, el contenido de B, el contenido de Cu, y el contenido de W son 0%.
- Mg, REM (metal de tierra rara) y Ca son elementos selectivos importantes para mejorar la deformabilidad local de la lámina de acero mediante el control de las inclusiones en una forma inofensiva. En consecuencia, se pueden añadir una o más clases entre Mg, REM y Ca al acero según sea necesario. En este caso, todos los límites inferiores de las cantidades de los elementos químicos respectivos son preferiblemente de 0,0001%. Por otro lado, cuando estos elementos químicos se añaden en exceso al acero, la limpieza se deteriora. Por lo tanto, con respecto a los límites superiores de las cantidades de los elementos químicos respectivos, el contenido de Mg está limitado a 0,01% o menos, el contenido de REM está limitado a 0,1% o menos, y el contenido de Ca está limitado a 0,01% o menos. Además, en consideración a la reducción del costo de la aleación, no es necesario añadir deliberadamente estos elementos químicos al acero, y todos los límites inferiores del contenido de Mg, el contenido de REM y el contenido de Ca son 0%.
- Mo y Cr tienen un efecto de aumentar la resistencia mecánica o un efecto de mejora de la calidad de un material, y así uno o ambos de Mo y Cr se pueden añadir al acero según sea necesario. En este caso, con respecto a los límites inferiores de las cantidades de los elementos químicos respectivos, el contenido de Mo es preferiblemente del 0,001% o más, y el contenido de Cr es preferiblemente del 0,001% o más. Sin embargo, cuando estos elementos químicos se añaden en exceso al acero, la procesabilidad se deteriora inversamente. Por lo tanto, con respecto a los límites superiores de las cantidades de los elementos químicos respectivos, el contenido de Mo está limitado al 1,0%, y el contenido de Cr está limitado al 2,0%. Además, en consideración a la reducción del costo de la aleación, no es necesario añadir deliberadamente estos elementos químicos al acero, y todos los límites inferiores del contenido de Mo y el contenido de Cr son del 0%.
- V es efectiva para el fortalecimiento de la precipitación, y una generación de deterioro para la capacidad de expansión del orificio, que es causada por el fortalecimiento de la precipitación, es pequeño y, en consecuencia, V es un elemento selectivo efectivo para un caso en que es necesaria una buena capacidad de expansión del orificio y alta resistencia. Por consiguiente, V se puede añadir al acero según sea necesario. En este caso, es preferible que el contenido de V sea 0,001% o más. Sin embargo, cuando V se añade en exceso al acero, se deteriora la procesabilidad, y en consecuencia el contenido de V está limitado a 1,0% o menos. Además, en consideración a la reducción de costos de la aleación, no es necesario añadir deliberadamente V al acero y el límite inferior del contenido de V es 0%.
- Ni, Co, Sn, Zr, y As son elementos selectivos que aumentan la resistencia, y en consecuencia una o más clases entre Ni, Co, Sn, Zr, y As se pueden añadir al acero según sea necesario. En este caso, como contenidos efectivos (límites inferiores de las cantidades) de los respectivos elementos químicos, el contenido de Ni es preferiblemente 0,001% o más, el contenido de Co es preferiblemente 0,0001% o más, el contenido de Sn es preferiblemente 0,0001% o más, el contenido de Zr es 0,0001% o más, y el contenido de As es preferiblemente 0,0001% o más. Sin embargo, cuando estos elementos químicos se añaden en exceso al acero, la conformabilidad se pierde. Por lo tanto, con respecto a los límites superiores de las cantidades de los elementos químicos respectivos, el contenido de Ni está limitado a 2,0% o menos, el contenido de Co está limitado a 1,0% o menos, el contenido de Sn está limitado a 0,2% o menos, el contenido de Zr está limitado a 0,2% o menos, y el contenido de As está limitado a 0,5% o menos. Además, en consideración a la reducción de costos de la aleación, no es necesario añadir deliberadamente estos elementos químicos al acero, y todos los límites inferiores del contenido de Ni, el contenido de Co, el contenido de Sn, el contenido de Zr, y el contenido de As son 0%.
- Como se describió anteriormente, la lámina de acero laminada en frío relacionada con la realización tiene una composición química que incluye los elementos básicos descritos anteriormente, el resto que consiste en Fe e impurezas inevitables, o una composición química que incluye los elementos básicos descritos anteriormente y al menos una clase seleccionada de los elementos selectivos descritos anteriormente, el resto que consiste en Fe e impurezas inevitables.
- En la realización, un tratamiento de galvanizado en caliente o un tratamiento de aleación después del galvanizado se puede realizar en una superficie de la lámina de acero laminada en frío descrita anteriormente, y en consecuencia la

lámina de acero laminada en frío puede tener una capa de galvanizado en caliente o una capa de galvanizado y recocido en una superficie del mismo.

5 Además, en la realización, la lámina de acero laminada en frío (que incluye una lámina de acero galvanizada en caliente y una lámina de acero galvanizada y recocida) se puede someter a varios tipos de tratamientos superficiales (electro-revestimiento, revestimiento por inmersión en caliente, revestimiento de deposición, un tratamiento de cromato, un tratamiento sin cromo, un tratamiento de laminación, un tratamiento que usa diversos tipos de sales, y similares), y así la lámina de acero laminada en frío puede tener una película de metal (un recubrimiento o similar) o una película orgánica (una película laminada o similar) sobre una superficie de la misma.

10 Además, en la realización, el espesor de lámina de la lámina de acero laminada en frío no está particularmente limitado, pero por ejemplo, el espesor de lámina puede ser de 0,5 mm a 2,5 mm, o de 0,5 mm a menos de 2,0 mm. Además, la resistencia de la lámina de acero laminada en frío tampoco está particularmente limitado, y por ejemplo, la resistencia a la tracción puede ser de 440 MPa a 1,500 MPa.

A continuación, se describirá un procedimiento de producción de la lámina de acero laminada en frío relacionado con una realización de la presente invención.

15 Para lograr una excelente capacidad de expansión del orificio y una excelente elongación, es importante formar una textura (textura no desarrollada) que tenga una densidad de polo de menos anisotropía. Por lo tanto, se describirán a continuación los detalles de las condiciones de producción de la lámina de acero laminada en frío, que se produce, cumple con las condiciones descritas anteriormente de las respectivas densidades de polo.

20 Un procedimiento de producción que precede a la laminación en caliente no está particularmente limitado. Por ejemplo, varios tipos de refinamiento secundario se pueden realizar posteriormente para fundir y refinar usando un alto horno, un horno eléctrico, un convertidor o similar para fundir acero que cumple la composición química descrita anteriormente, por lo que se puede obtener el acero (acero fundido). Entonces, para obtener un lingote o bloque de acero a partir del acero, por ejemplo, el acero puede ser fundido por métodos de colada tales como un método de colada continua común, un método de lingote y un método de colada de bloque fino. En el caso de la colada
25 continua, el acero se puede laminar en caliente después de enfriar el acero una vez a baja temperatura (por ejemplo, temperatura ambiente) y recalentar el acero. De modo alternativo, el acero (bloque colado) inmediatamente después de ser fundido se puede laminar en caliente en forma continua. Además, como materia prima de acero (acero fundido), se puede usar chatarra.

30 Además, en la laminación en caliente que se describirá más adelante, después de una laminación en bruto, se puede realizar un acabado de laminación de forma continua después de unir una barra de lámina. En este momento, una barra en bruto se puede bobinar a la vez en una bobina, y se puede almacenar en una cubierta que tiene una función de retención de calor según sea necesario, y la unión se puede realizar después de rebobinar la bobina nuevamente.

35 Para obtener una lámina de acero de alta resistencia que sea excelente en deformabilidad local, es preferible cumplir las siguientes condiciones.

40 En primer lugar, a fin de aumentar la deformabilidad local, es importante un tamaño de grano de austenita después de la laminación en bruto, es decir, antes del acabado de laminación. Es decir, es preferible que el tamaño de grano de austenita antes de finalizar la laminación sea pequeño. Además, se ha demostrado que cuando un tamaño de grano de austenita promedio antes del acabado de laminación sea 200 μm o menos, esto es efectivo para asegurar una deformabilidad local suficiente. Además, en caso de que rC y r30 sean efectivamente controlados en un rango de 0,70 o más y 1,10 o menos, respectivamente, el tamaño promedio del grano de austenita antes de terminar de rodar es de 200 μm o menos.

45 Como se muestra en la FIG. 5, para obtener un tamaño de grano de austenita promedio de 200 μm o menos antes del acabado de laminación, el acero se lamina una o más veces (uno o más pasos) con una relación de reducción de laminación de 40% o más por laminación en bruto (un primer laminación en caliente) dentro de un rango de temperatura de 1.000 °C a 1.200 °C (preferiblemente, 1.150 °C o inferior).

50 A medida que aumentan la relación de reducción de la laminación y el número de veces de reducción de la laminación, se puede obtener un grano de austenita fino adicional. Por ejemplo, en la laminación en bruto, es preferible controlar el tamaño de grano de austenita promedio a 100 μm o menos. Para llevar a cabo el control de tamaño de grano, es preferible que una laminación en el que una relación de reducción de laminación de una pasada sea 40% o más se puede realizar dos o más veces (dos o más pasos). Sin embargo, con respecto a la laminación en bruto, cuando la relación de reducción de laminación de una pasada está limitada a 70% o menos, o el número de veces de reducción de laminación (la cantidad de pasos) se limita a 10 veces o menos, se puede reducir la preocupación acerca de una disminución de la temperatura o la generación excesiva de incrustaciones.

55 En consecuencia, la relación de reducción de laminación de una pasada en la laminación en bruto puede ser de 70% o menos, y el número de veces de reducción de laminación (la cantidad de pases) puede ser 10 veces o menos.

Como se describió anteriormente, cuando se reduce el tamaño del grano de austenita antes del acabado de laminación, se promueve la recrystalización de la austenita en el posterior acabado de laminación, y por lo tanto la reducción del tamaño del grano de austenita es efectiva para mejorar la capacidad de expansión del orificio. Además, la reducción del tamaño del grano de austenita antes del acabado de laminación también es efectiva desde los puntos de vista del control de rC y r30.

Se supone que el efecto se debe a que un límite de grano de austenita después de la laminación en bruto (es decir, antes del acabado de laminación) funciona como uno de los núcleos de recrystalización durante el acabado de laminación.

Para confirmar el tamaño del grano de austenita después de la laminación en bruto, es preferible enfriar rápidamente el acero (lámina de acero) antes de entrar al acabado de laminación a una tasa de enfriamiento lo más alta posible. Por ejemplo, la lámina de acero se enfría a una tasa de enfriamiento promedio de 10 °C/s o más. Además, una sección transversal de una pieza de lámina recogida de la lámina de acero obtenida después del enfriamiento se graba para hacer que un límite de grano de austenita en una microestructura emerja hacia el frente, y luego se realiza la medición usando un microscopio óptico. En este momento, con respecto a 20 campos de visualización o más con un aumento de 50 veces o más, el tamaño de grano de austenita se mide mediante análisis de imagen o un método de intersección, y se promedian los tamaños de grano de austenita respectivos para obtener un tamaño de grano de austenita promedio.

Además, como una condición para controlar la densidad de polo promedio del grupo de orientación de {100} <011> a {223} <110> y la densidad de polo de la orientación del cristal {332} <113> en la porción central del espesor de la lámina dentro de un rango de 5/8 a 3/8 del rango de espesor de la lámina para estar dentro de los rangos de densidad del polo descritos anteriormente, la laminación se controla en la acabado de laminación (un segundo laminación en caliente) después de la laminación con una temperatura T1 (°C), que se puede determinar como se muestra en la siguiente Expresión 11 mediante una composición química (en % en masa) de acero, ajustado como referencia.

$$T1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] + 350 \times [Nb] + 250 \times [Ti] + 40 \times [B] + 10 \times [Cr] + 100 \times [Mo] + 100 \times [V] \dots \text{(Expresión 11)}$$

Además, en la Expresión 11, [C], [N], [Mn], [Nb], [Ti], [B], [Cr], [Mo] y [V] representan porcentajes de masa de C, N, Mn, Nb, Ti, B, Cr, Mo y V en el acero, respectivamente. Además, el cálculo se realiza durante el ajuste de las cantidades de elementos químicos (componentes químicos) no contenidos en la Expresión 11 a 0%. Por lo tanto, en la composición básica que contiene solo los componentes básicos descritos anteriormente, se puede usar la siguiente Expresión 12 en lugar de la Expresión 11.

$$T1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] \dots \text{(Expresión 12)}$$

Además, cuando el acero incluye los elementos selectivos, es necesario para una temperatura calculada por la Expresión 11 en vez de la temperatura calculada por la Expresión 12 sea ajustada como T1 (°C).

En el acabado de laminación, la temperatura T1 (°C) que se puede obtener mediante la Expresión 11 o Expresión 12 se ajusta como una referencia, una relación de reducción de laminación grande se logra en un rango de temperatura de T1 + 30 °C a T1 + 200 °C (preferiblemente, un rango de temperatura de T1 + 50 °C a T1 + 100 °C), y la relación de reducción de laminación está limitada a un rango pequeño (que incluye 0%) en un rango de temperatura que es superior que o igual a Ar₃°C e inferior que T1 + 30 °C. Cuando se realiza el acabado de laminación además de la laminación en bruto, se puede aumentar la deformabilidad local de un producto final.

Es decir, cuando la relación de reducción de laminación grande se logra en un rango de temperatura de T1 + 30 °C a T1 + 200 °C, y la relación de reducción de laminación está limitada a un rango de temperatura que es igual o superior de Ar₃°C e inferior de T1 + 30 °C, la densidad de polo promedio del grupo de orientación de {100}<011> a {223}<110> y la densidad de polo de la orientación del cristal {332}<113> en la porción central del espesor de la lámina se controlan suficientemente. Por consiguiente, la capacidad de expansión del orificio del producto final mejora drásticamente.

La temperatura T1 en sí misma se obtiene empíricamente. Los inventores de la presente han encontrado empíricamente el siguiente hecho a través del experimento. Es decir, se puede determinar un rango de temperatura en el que se promueve la recrystalización en un rango de austenita de cada acero con la temperatura T1 ajustada como referencia. Para obtener una capacidad de expansión del orificio excelente adicional, es importante acumular una gran cantidad de deformación mediante la reducción de laminación, y por lo tanto, una relación de reducción de laminación acumulativa dentro de un rango de temperatura de T1 + 30 °C a T1 + 200 °C es del 50% o más. Además, desde el punto de vista de la promoción de la recrystalización por acumulación de tensión, es preferible que la relación de reducción de laminación acumulativa sea del 70% o más. Además, cuando el límite superior de la relación de reducción de laminación acumulativa está limitado, la temperatura de laminación también se puede lograr suficientemente, y así se puede suprimir adicionalmente una carga de laminación. En consecuencia, la relación de reducción de laminación acumulativa es del 90% o menos.

- Además, para aumentar la elongación y la ductilidad local de un producto final debido al aumento de la homogeneidad del acero (lámina original laminada en caliente), se controla el acabado de laminación para incluir una pasada de reducción de laminación grande que tiene una relación de reducción de laminación de 30% o más en un rango de temperatura de $T1 + 30\text{ °C}$ a $T1 + 200\text{ °C}$ al límite. De esta manera, en el acabado de laminación, en un
- 5 rango de temperatura de $T1 + 30\text{ °C}$ a $T1 + 200\text{ °C}$, 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 de enfriamiento, que se describirá posteriormente, la relación de reducción de laminación en la pasada final en el rango de temperatura es 30% o más. Es decir, la pasada final es la pasada de reducción de laminación grande. En un caso en que se requiere una procesabilidad superior adicional, las relaciones de reducción de laminación de dos pasadas
- 10 finales en un rango de temperatura de $T1 + 30\text{ °C}$ a $T1 + 200\text{ °C}$ se puede ajustar a 30% o más, respectivamente. En un caso de aumento de homogeneidad adicional de una lámina laminada en caliente, la relación de reducción de laminación de la pasada de reducción de laminación grande (una pasada) puede ser 40% o más. Además, en un caso de obtención de una forma excelente adicional de una lámina de acero, la relación de reducción de laminación de la pasada de reducción de laminación grande (una pasada) puede ser 70% o menos.
- 15 Además, como una condición en que r_L y r_{60} descritos anteriormente cumplen $r_L \geq 0,70$, y $r_{60} \leq 1,10$, además de un control apropiado de un tiempo de espera t que se describirá más adelante, en el rango de temperatura de $T1 + 30\text{ °C}$ a $T1 + 200\text{ °C}$, un aumento de temperatura de una lámina de acero entre las respectivas pasadas durante la reducción de laminación se suprime preferiblemente a 18 °C o menos.
- 20 Además, en el rango de temperatura de $T1 + 30\text{ °C}$ a $T1 + 200\text{ °C}$, cuando se suprime el aumento de temperatura de una lámina de acero entre las pasadas de laminación respectivas, se puede obtener austenita recristalizada uniforme.
- Además, la recristalización uniforme está promovida por la liberación de la tensión acumulada. Por consiguiente, después de que termina la reducción de laminación en un rango de temperatura de $T1 + 30\text{ °C}$ a $T1 + 200\text{ °C}$, se suprime una cantidad de procesamiento en un rango de temperatura que es mayor que o igual a $Ar_3\text{ °C}$ y menor que
- 25 $T1 + 30\text{ °C}$ (preferiblemente, $T1\text{ °C}$ a menor de $T1 + 30\text{ °C}$) para que sea lo más pequeña posible. Por consiguiente, la relación de reducción de laminación acumulativa en un rango de temperatura que es mayor que o igual a $Ar_3\text{ °C}$ y menor que $T1 + 30\text{ °C}$ está limitado a 30% o menos. En un caso de lograr una excelente forma de lámina en este rango de temperatura, es preferible la relación de reducción de laminación acumulativa de 10% o más. Sin embargo, en el caso en que se ajusta un valor alto en la capacidad de expansión del orificio, es preferible que la relación de
- 30 reducción de laminación acumulativa sea 10% o menos, y más preferiblemente 0%. Es decir, en un rango de temperatura que es mayor que o igual a $Ar_3\text{ °C}$ y menor que $T1 + 30\text{ °C}$, no es necesario realizar la reducción de laminación, e incluso cuando se realiza la reducción de laminación, la relación de reducción de laminación acumulativa se ajusta a 30% o menos.
- Además, cuando la relación de reducción de laminación en un rango de temperatura que es mayor que o igual a
- 35 $Ar_3\text{ °C}$ y menor que $T1 + 30\text{ °C}$ es grande, el grano de austenita recristalizada se extiende, t en consecuencia se deteriora la capacidad de expansión del orificio.
- Es decir, con respecto a las condiciones de producción relacionada con la realización, cuando la austenita se recristaliza de modo uniforme y fino en el acabado de laminación, se controla la textura de un producto. Por consiguiente, se puede mejorar la capacidad de expansión del orificio.
- 40 Cuando se realiza la laminación en un rango de temperatura menor que $Ar_3\text{ °C}$, o la relación de reducción de laminación acumulativa en un rango de temperatura que es mayor que o igual a $Ar_3\text{ °C}$ y menor que $T1 + 30\text{ °C}$ es demasiado grande, se desarrolla la textura de austenita. Como resultado, una lámina de acero que se puede obtener finalmente que no cumple al menos una de una condición en que la densidad de polo promedio del grupo de orientación de $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ en la porción central del espesor de la lámina es 1,0 a 6,5, y una condición
- 45 en que la densidad de polo de la orientación del cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ en la porción central del espesor de la lámina es 1,0 a 5,0. Por otro lado, en el acabado de laminación, cuando se realiza la laminación en un rango de temperatura mayor que $T1 + 200\text{ °C}$, o la relación de reducción de laminación acumulativa es demasiado pequeña, los granos gruesos o granos mixtos se pueden incluir en la microestructura, o la microestructura puede estar constituida por granos mixtos. Además, en este caso, aumenta una fracción de grano grueso o un diámetro promedio en volumen.
- 50 Aquí, la relación de reducción de laminación se puede obtener mediante los resultados reales o cálculo en la medición de una carga de laminación o un espesor de lámina, y similares. Además, una temperatura de laminación (por ejemplo, cada uno de los rangos de temperatura anteriores) se puede obtener mediante la medición real usando un termómetro entre las cajas, por cálculo a través de una simulación de cálculo en consideración de la generación de calor de procesamiento debido a una velocidad de línea, una relación de reducción de laminación, o similar, o al
- 55 realizar ambos (medición y cálculo real). Además, en la descripción anterior, la relación de reducción de laminación en una pasada representa un porcentaje de una cantidad de reducción de laminación en una pasada a un espesor de lámina de entrada antes de pasar a través de una caja de laminación (una diferencia entre el espesor de la lámina de entrada antes de pasar a través de la caja de laminación y un espesor de la lámina de salida después de pasar la caja de laminación). Cuando se establece como referencia un espesor de lámina de entrada antes de la
- 60 primera pasada en la laminación en cada uno de los rangos de temperatura, la relación de reducción de laminación

acumulativa representa una relación de una cantidad de reducción de laminación acumulativa a la referencia (una diferencia entre el espesor de la lámina de entrada antes de la primera pasada en la laminación en cada uno de los rangos de temperatura y el espesor de la lámina de salida después de una pasada final en la laminación en cada uno de los rangos de temperatura). Además, la temperatura de Ar_3 se obtiene mediante la siguiente Expresión 13.

$$Ar_3 = 879,4 - 516,1 \times [C] - 65,7 \times [Mn] + 38,0 \times [Si] + 274,7 \times [P] \dots \text{(Expresión 13)}$$

Con respecto a la laminación en caliente (acabado de laminación) que se realiza como se describió anteriormente, la laminación en caliente termina a una temperatura superior a Ar_3 °C. Cuando la laminación en caliente termina a una temperatura inferior a Ar_3 (°C), el acero se lamina en una región de dos fases (región bifásica) que incluye austenita y ferrita, y por lo tanto la integración de la orientación del cristal al grupo de orientación desde $\{100\} \langle 011 \rangle$ a $\{223\} \langle 110 \rangle$ se fortalece. Como resultado, la capacidad de expansión del orificio se deteriora significativamente. Aquí, cuando la terminación de laminación del acabado de laminación es $T1$ °C o superior, se puede reducir una cantidad de tensión en un rango de temperatura de $T1$ °C o menos, y así la anisotropía también se puede reducir adicionalmente. En consecuencia, la temperatura de terminación de laminación del acabado de laminación puede ser de $T1$ °C o superior.

Además, el enfriamiento (primer enfriamiento) después de la pasada final de reducción de laminación grande ((reducción de laminación en una caja de laminación) de la laminación en un rango de temperatura de $T1 + 30$ °C a $T1 + 200$ °C tiene un gran efecto sobre el tamaño del grano de austenita, y el tamaño del grano de austenita tiene un fuerte efecto sobre una fracción de grano equiaxial y una fracción de grano grueso de una microestructura después de la laminación en frío y el recocido.

El acero se enfría después de una caja de laminación correspondiente a la pasada final entre las pasadas de reducción de laminación grande de manera tal que se completa un tiempo de espera t (segundo), que se toma antes de una primera iniciación del enfriamiento después de la finalización de la pasada final entre las pasadas de reducción de laminación grande (como se describió anteriormente, las pasadas de reducción de laminación grande representan la reducción de laminación (pasada) que tiene una relación de reducción de laminación de 30% o más en el rango de temperatura de $T1 + 30$ °C a $T1 + 200$ °C) en la laminación en caliente, cumple la Expresión 14 (el primer enfriamiento). En la presente, $t1$ en la Expresión 14 se puede obtener mediante la siguiente Expresión 15. En la Expresión 15, Tf representa una temperatura (°C) de una lámina de acero en el momento de terminación de la pasada final en las pasadas de reducción de laminación grande, y PI representa una relación de reducción de laminación (%) en la pasada final entre las pasadas de reducción de laminación grande. Aquí, cuando se considera la operabilidad (por ejemplo, la corrección de forma o capacidad de control del segundo enfriamiento), el primer enfriamiento se puede realizar entre las cajas de laminación.

Cuando el tiempo de espera t excede el valor del lado derecho ($t1 \times 2,5$) de la Expresión 14, la recristalización casi se completa, por otro lado, se cultiva un grano significativamente y, por lo tanto, aumenta el tamaño de grano. Por lo tanto, el valor r (por ejemplo, rC y $r30$) y la elongación disminuyen significativamente. En consecuencia, cuando la iniciación de enfriamiento se controla de tal manera que el tiempo de espera t cumple la siguiente Expresión 14, se controla apropiadamente un tamaño de grano. Por lo tanto, el control de la iniciación de enfriamiento tiene un efecto sobre el logro de una elongación suficiente.

$$t < 2,5 \times t1 \dots \text{(Expresión 14)}$$

$$t1 = 0,001 \times ((Tf - T1) \times PI / 100)^2 - 0,109 \times ((Tf - T1) \times PI / 100) + 3,1 \dots \text{(Expresión 15)}$$

Cuando el tiempo de espera t se limita adicionalmente a menos de $t1$ segundos (la siguiente Expresión 16), el crecimiento del grano se puede suprimir en gran medida. En este caso, el diámetro promedio en volumen de un producto final se reduce aún más y, por lo tanto, la limitación es efectiva para controlar que el diámetro promedio en volumen sea de 15 μm o menos. Como resultado, incluso cuando la recristalización no progresa suficientemente, la elongación de la lámina de acero se puede aumentar más, al mismo tiempo, y se pueden mejorar las propiedades de fatiga.

$$t < t1 \dots \text{(Expresión 16)}$$

Por otro lado, cuando el tiempo de espera t se limita aún más dentro de un rango de $t1$ segundos a $2,5 \times t1$ segundos (la siguiente Expresión 17), el diámetro promedio en volumen aumenta en comparación con un caso en el que el tiempo de espera t es menor que $t1$ segundos. Sin embargo, la recristalización progresa lo suficiente y, por lo tanto, la orientación del cristal es aleatoria. Por consiguiente, la elongación de la lámina de acero se puede mejorar suficientemente, al mismo tiempo, y la isotropía se puede mejorar en gran medida.

$$t1 \leq t \leq 2,5 \times t1 \dots \text{(Expresión 17)}$$

Además, el primer enfriamiento descrito anteriormente se puede realizar entre las cajas de laminación o después de la caja final. Es decir, después de realizar el primer enfriamiento, se puede realizar la laminación que tiene una relación de reducción de laminación baja (por ejemplo, 30% o menos (o menos de 30%)) en un rango de temperatura de Ar_3 °C o superior (por ejemplo, de Ar_3 (°C) a $T1 + 30$ (o Tf) (°C)).

Una variación de temperatura de enfriamiento que es una diferencia entre una temperatura de la lámina de acero (temperatura de acero) en el momento de la iniciación del enfriamiento y una temperatura de la lámina de acero (temperatura de acero) en el momento de la terminación de enfriamiento en el primer enfriamiento es de 40 °C a 140 °C. Además, la temperatura de la lámina de acero T2 en el momento de la terminación del enfriamiento del primer enfriamiento es $T1 + 100$ °C o menos. Cuando la variación de la temperatura de enfriamiento es de 40 °C o superior, el crecimiento de grano del grano de austenita recristalizado también se puede suprimir. Y así la fuerza y la elongación se pueden aumentar. Cuando la variación de la temperatura de enfriamiento es de 140 °C o inferior, la recristalización puede avanzar aún más suficientemente y, por lo tanto, la densidad del polo se puede mejorar aún más. En consecuencia, también puede aumentar la capacidad de expansión del orificio.

Además, cuando la variación de la temperatura de enfriamiento está limitada a 140 °C o inferior, la temperatura de la lámina de acero se puede controlar de una manera relativamente fácil, y la selección de variante (evitando la limitación de la variante) se puede controlar de una manera relativamente efectiva y en consecuencia el desarrollo de una textura se puede suprimir adicionalmente. En consecuencia, en este caso, la isotropía se puede aumentar más y, por lo tanto, la dependencia de la procesabilidad en la orientación se puede reducir adicionalmente. Además, cuando la temperatura de la lámina de acero T2 en el momento de la terminación de enfriamiento del primer enfriamiento es $T1 + 100$ °C o menos, se puede obtener un efecto de enfriamiento adicional suficiente. Debido al efecto de enfriamiento, se puede suprimir el crecimiento del grano y, por lo tanto, se puede suprimir adicionalmente un aumento en el tamaño del grano.

Además, una tasa de enfriamiento promedio en el primer enfriamiento es 50 °C/s o más. Cuando la tasa de enfriamiento promedio en el primer enfriamiento es 50 °C/s o más, el crecimiento de grano del grano de austenita recristalizado se puede suprimir adicionalmente. Por otro lado, el límite superior de la tasa de enfriamiento promedio es de 200 °C/s o menos desde el punto de vista de una forma de la lámina.

Además, otras condiciones de enfriamiento en un rango desde la terminación del primer enfriamiento hasta la iniciación del bobinado (un segundo enfriamiento) no están particularmente limitadas, y de acuerdo con el propósito, la microestructura se puede controlar de forma flexible dentro de un rango de la microestructura descrita anteriormente mediante el establecimiento de un patrón de enfriamiento. Además, por ejemplo, en un caso de retención del tamaño de grano de austenita para que sea relativamente fino, se puede realizar el enfriamiento (este enfriamiento se incluye en el segundo enfriamiento) después de pasar a través de la caja de laminación final de un tren de laminación de acabado. De esta manera, el segundo enfriamiento se realiza posteriormente al primer enfriamiento. El segundo enfriamiento se inicia dentro de los 10 segundos posteriores al primer enfriamiento. De esta manera, cuando el segundo enfriamiento se inicia dentro de los 10 segundos posteriores a la primera refrigeración completa, un grano se puede volver más fino.

Además, el acero se enfría a una temperatura de 650 °C o menos (este enfriamiento se incluye en el segundo enfriamiento), y luego el acero (lámina original laminada en caliente) se bobina en un rango de temperatura de 650 °C o menos. Cuando el acero se bobina antes de alcanzar la temperatura de 650 °C o inferior, la anisotropía de una lámina de acero después de la laminación en frío aumenta y, por lo tanto, la capacidad de expansión del orificio disminuye significativamente. El límite inferior de la temperatura de bobinado es de 350 °C o superior para suprimir una carga de laminación en frío mediante la supresión de la generación de martensita.

La lámina original laminada en caliente que se produce como se describe anteriormente se enfría y se somete a decapado, y luego la laminación en frío se realiza a una relación de reducción de laminación (una relación de reducción de laminación en frío) de 30% a 90%. Cuando la relación de reducción de laminación es inferior al 30%, es difícil que ocurra la recristalización en el proceso de recocido posterior, y por lo tanto se hace difícil un control de textura (control de densidad de polo) por ferrita recristalizada que se describirá más adelante. Además, en este caso, la fracción de grano equiaxial disminuye, y por lo tanto un grano después del recocido se vuelve grueso. Además, cuando la relación de reducción de laminación excede el 90%, se desarrolla una textura durante el recocido, y por lo tanto la anisotropía de una orientación de cristal se vuelve fuerte. Por lo tanto, la relación de reducción de laminación de la laminación en frío se ajusta de 30% a 90%. Para controlar que un grano sea más fino mediante la mejora de la fracción de grano equiaxial, es preferible que la relación de reducción de laminación de la laminación en frío sea 40% o más. Además, para reducir aún más la anisotropía de una orientación de cristal, es preferible que la relación de reducción de laminación de la laminación en frío sea 80% o menos, más preferiblemente 70% o menos, y aún más preferiblemente 60% o menos.

En un caso en el que se desarrolla una textura fuerte en un acero laminado en frío (lámina de acero), incluso cuando se realiza un recocido posterior, la textura tiene una tendencia a ser transportada a una microestructura después del recocido. Como resultado, la ductilidad y la capacidad de expansión del orificio se pueden deteriorar. Por lo tanto, en el caso de realizar la laminación en frío, además del control de la textura de una lámina de acero laminada en caliente, es necesario debilitar la textura, que se desarrolla mediante laminación en frío, debido al control de las condiciones de recocido. El efecto de recocido se muestra mediante la realización de un calentamiento en dos etapas que cumple las Expresiones 19 y 20. La razón detallada por la cual la textura y las propiedades mecánicas de la lámina de acero pueden controlarse adecuadamente mediante el calentamiento en dos etapas no está clara. Sin embargo, se considera que un efecto de debilitamiento de la textura tiene una relación con la recuperación de la dislocación introducida durante la laminación en frío y la recristalización. Es decir, cuando una tasa de calentamiento

dentro de un rango de temperatura de 650 °C a A_{c1} °C es alta, la ferrita no se recrystaliza, y la ferrita no recrystalizada en la forma trabajada permanece durante la transformación inversa. Además, cuando un acero que incluye 0,01% del contenido de C, en % en masa, se somete al recocido en una región bifásica que incluye ferrita y austenita, la austenita que se forma bloquea el crecimiento de la ferrita recrystalizada, y la ferrita no recrystalizada tiene una tendencia a permanecer después del recocido. La ferrita no recrystalizada tiene una textura fuerte y, por lo tanto, tiene una influencia negativa en la deformabilidad local. Además, la ferrita no recrystalizada contiene mucha dislocación y, por lo tanto, se deteriora en gran medida la ductilidad. Por lo tanto, es preferible que una tasa de calentamiento dentro de un rango de temperatura de 650 °C a A_{c1} °C sea baja. Sin embargo, dado que la fuerza impulsora de la recrystalización es una acumulación de tensión por laminación, en un caso en el que la tasa de calentamiento a 650 °C es baja, se recupera la dislocación introducida por laminación en frío y, por lo tanto, no se produce la recrystalización. Como resultado, la textura que se desarrolla durante la laminación en frío permanece intacta y, por lo tanto, la deformabilidad local se deteriora. Particularmente, en un caso en el que la tasa de calentamiento dentro de un rango de temperatura de temperatura ambiente (por ejemplo, 25 °C) a 650 °C es baja, disminuye la densidad de dislocación, que se incluye en la microestructura al inicio de la recrystalización. Como resultado, lleva mucho tiempo para la recrystalización y, por lo tanto, es necesario que la tasa de calentamiento sea baja dentro del rango de temperatura de 650 °C a A_{c1} °C (es necesario que sea largo el tiempo de retención del acero en una temperatura región en la que se produce la recrystalización). Por consiguiente, el calentamiento en dos etapas, que cumple las Expresiones 19 y 20, se realiza durante el recocido. Es decir, una tasa de calentamiento promedio HR1 (°C/s) en un rango de temperatura (primera etapa) de la temperatura ambiente (por ejemplo, 25 °C) a 650 °C es de 0,3 °C/s o más, y una tasa de calentamiento promedio HR2 (°C/s) en un rango de temperatura (etapa posterior) de más de 650 °C a A_{c1} °C es $0,5 \times HR1$ (°C/s) o menos. Aquí, el límite inferior de la tasa de calentamiento promedio HR2 en la etapa posterior no está particularmente limitado, y por ejemplo, HR2 puede ser de 0,15 °C/s o más. La tasa de calentamiento promedio HR1 es de 200 °C/s o menos. Además, el calentamiento en dos etapas se puede llevar a cabo mediante un equipo de recocido continuo, un equipo de galvanizado en caliente continuo y un equipo de galvanizado y recocido continuo.

Sin embargo, la textura, que se desarrolla en la lámina original laminada en caliente, se lleva incluso después de la laminación en frío y recocido. Por lo tanto, en un caso donde la textura de la lámina original laminada en caliente no se controla apropiadamente, incluso cuando las condiciones de calentamiento durante el recocido se controlan a las condiciones descritas anteriormente, la deformabilidad local de una lámina de acero se deteriora. Por consiguiente, como precondiciones a la laminación en frío y recocido, cuando la laminación en caliente se controla mediante las condiciones descritas anteriormente para hacer que la textura de una lámina original laminada en caliente sea aleatoria, y luego las condiciones de calentamiento durante el recocido se controlan a las condiciones descritas anteriormente, se puede mejorar suficientemente una excelente ductilidad y excelente capacidad de expansión del orificio.

Además, el acero que se calienta se retiene dentro de un rango de temperatura de A_{c1} °C a 900 °C que se obtiene mediante el calentamiento en dos etapas durante 1 segundo a 300 segundos. A una temperatura inferior a A_{c1} °C o durante un tiempo inferior a 1 segundo, la transformación inversa de una fase de baja temperatura tal como ferrita a austenita no progresa suficientemente, y por lo tanto no se puede obtener una segunda fase en un proceso de enfriamiento posterior y no se puede obtener suficiente resistencia. Además, en este caso, la fase de baja temperatura tal como la ferrita y la textura después de la laminación en frío permanecen intactas y, por lo tanto, la deformabilidad local se deteriora. Por otro lado, a una temperatura superior a 900 °C o durante un tiempo superior a 300 segundos, un grano se vuelve grueso por la retención, y el valor de r o la elongación disminuyen.

Aquí, A_{c1} , la tasa de calentamiento promedio HR1 en la etapa anterior, y la tasa de calentamiento promedio HR2 en la etapa posterior se pueden obtenerse mediante la siguiente Expresión 18, Expresión 19 y Expresión 20, respectivamente.

$$A_{c1} = 723 - 10,7 \times [Mn] - 16,9 \times [Ni] + 29,1 \times [Si] + 16,9 \times [Cr] + 290 \times [As] + 6,38 \times [W] \dots \text{(Expresión 18)}$$

$$HR1 \geq 0,3 \dots \text{(Expresión 19)}$$

$$HR2 \leq 0,5 \times HR1 \dots \text{(Expresión 20)}$$

Luego, el acero se enfría a un rango de temperatura de 580 °C a 780 °C a una tasa de enfriamiento promedio de 1 °C/s a 20 °C/s (un tercer enfriamiento, enfriamiento en la primera etapa). Cuando la tasa de enfriamiento promedio es menor de 1 °C/s o la temperatura de terminación de enfriamiento es 780 °C o más, no se obtiene una fracción de ferrita necesaria y la elongación disminuye. Por otro lado, cuando la tasa de enfriamiento promedio es de 20 °C/s o más, o la temperatura de terminación de enfriamiento es menor de 580 °C, se debe generar perlita, y así la capacidad de expansión del orificio disminuye.

Luego, el acero se enfría a un rango de temperatura de 350 °C a 500 °C a una tasa de enfriamiento promedio de 5 °C/s a 200 °C/s (un cuarto enfriamiento, enfriamiento en la segunda etapa). Como un método, después del enfriamiento, el acero se retiene intacto dentro de un rango de temperatura de 350 °C a 500 °C durante un tiempo de t_{OA} segundos a 1,000 segundos. Además, como otro método, después del enfriamiento descrito anteriormente, el

acero se enfría aún más a 350 °C o menos (un quinto de enfriamiento), y luego el acero se recalienta a un rango de temperatura de 350 °C a 500. °C, y el acero se retiene dentro de un rango de temperatura de 350 °C a 500 °C durante un tiempo de t_{OA} segundos a 1,000 segundos. Cuando el acero se retiene durante un tiempo inferior a t_{OA} segundos o en un rango de temperatura inferior a 350 °C o superior a 500 °C, la transformación bainítica no progresa lo suficiente y, por lo tanto, no se puede obtener una buena capacidad de expansión del orificio. Entre estas condiciones, cuando el acero se retiene durante un tiempo más corto que t_{OA} segundos o en un rango de temperatura inferior a 350 °C, se debe generar una gran cantidad de martensita, y por lo tanto no solo se deteriora la capacidad de expansión del orificio sino también la elongación. Además, cuando el acero se retiene en un rango de temperatura superior a 500 °C, se debe generar una gran cantidad de perlita, y así disminuye adicionalmente la capacidad de expansión del orificio. Además, cuando la tasa de enfriamiento promedio en el cuarto enfriamiento se ajusta a 5°C/s o más, la generación de perlita también se puede suprimir. Además, no es necesario limitar particularmente el límite superior de la tasa de enfriamiento promedio en el cuarto enfriamiento, pero el límite superior puede ser de 200 °C/s para aumentar la precisión del control de la temperatura.

Aquí, t_{OA} se puede obtener mediante la siguiente Expresión 21.

15 [Expresión matemática 2]

$$t_{OA} = 10^{0,0002(T_{OA}-425)^{2+1,18}} \dots \text{(Expresión 21)}$$

Aquí, T_{OA} representa una temperatura de retención en un rango de temperatura de 350 °C a 500 °C.

Además, con respecto a la lámina de acero laminada en frío que se obtiene, se puede realizar la laminación de endurecimiento según sea necesario. De acuerdo con laminación de endurecimiento, se puede evitar una marca de estirado que se produce durante el mecanizado, y se puede corregir una forma de la lámina de acero.

Además, con respecto a la lámina de acero laminada en frío que se produce como se describe anteriormente, se puede realizar un tratamiento de galvanizado en caliente o un tratamiento de galvanizado y recocido según sea necesario para formar una capa galvanizada en caliente o una capa de galvanizado y recocido sobre una superficie de la lámina de acero laminada en frío. En este caso, antes de formar una capa de revestimiento, la atmósfera en un horno se puede controlar de tal manera que un logaritmo ($\log(p_{H_2O}/p_{H_2})$) de una relación de presión de vapor de agua parcial p_{H_2O} a una presión de hidrógeno parcial p_{H_2} cumple -3,0 a 0,0, y se puede realizar el recocido (por ejemplo, calentamiento en las condiciones o retención predeterminadas descritas anteriormente dentro de un rango de temperatura predeterminado). De acuerdo con el recocido, se puede suprimir la generación de una porción no revestida, que tiene tendencia a producirse sobre una lámina de acero, que incluye el contenido de Si, o puede promover la aleación. Por consiguiente, se puede aumentar adicionalmente la calidad del revestimiento.

Además, se pueden aplicar diversos tipos de tratamiento superficial como se describió anteriormente a la lámina de acero laminada en frío que se puede obtener.

Para referencia, las Figs. 9 y 10 muestran un diagrama de flujo que ilustra el esquema de un procedimiento de producción, la lámina de acero laminada en frío relacionada con la realización.

35 [Ejemplos]

Se describirá un contenido técnico de la presente invención con referencia a ejemplos de la presente invención.

Se describirán los resultados del examen realizado utilizando acero Nros. A a Y y acero Nros. A a g que tienen una composición química que se muestra en las Tablas 1 a 3 (el resto incluye Fe e impurezas inevitables).

El acero se derritió y coló. Luego, el acero se calentó a un rango de temperatura de 900 °C a 1.300 °C tal como estaba, o el acero se calentó a un rango de temperatura de 900 °C a 1.300 °C después de recalentar el acero que se enfrió de una vez a la temperatura ambiente. Luego, se realizó la laminación en caliente mientras se controlaba la temperatura de la lámina de acero bajo las condiciones de producción mostradas en las Tablas 4 y 7. Después de que la laminación en caliente se terminó a una temperatura mayor de A_{r3} , el acero se enfrió. Luego, el acero se bobinó para obtener una lámina original laminada en caliente que tiene un espesor de 2 mm a 5 mm. Luego, el acero (lámina original laminada en caliente) se sometió a decapado y se laminó en frío hasta un espesor de 1,2 mm a 2,3 mm. Luego, para recocer, el acero se calentó y retuvo. Luego, la lámina de acero que se obtuvo se enfrió con dos etapas y se retuvo. Luego, con respecto a la lámina de acero, se realizó la laminación de endurecimiento a 0,5% de una relación de reducción de laminación para obtener una lámina de acero laminada en frío. Aquí, la lámina de acero laminada en frío se produjo de tal manera que las condiciones de producción después de laminación en caliente cumplieron las condiciones de producción mostradas en las Tablas 8 a 11. Además, con respecto a la producción N° A1, además de la lámina de acero laminada en frío no recubierta (lámina original laminada en frío), también se produjeron una lámina de acero galvanizada en caliente y una lámina de acero galvanizada y recocida mediante la formación de una capa de galvanizado en caliente y una capa de galvanizado y recocido en una superficie de la lámina de acero. Además, en la Producción N.° 02, la reducción de laminación que tiene una relación de reducción de laminación de 30% o más no se realizó en el rango de temperatura de $T1 + 30$ °C a $T1 + 200$ °C, y

por lo tanto era imposible calcular t1. Por lo tanto, en la Producción N. ° 02, se usó como PI una relación de reducción de laminación de una pasada final en el rango de temperatura de T1 + 30 °C a T1 + 200 °C.

5 Los componentes químicos de cada acero se muestran en las Tablas I a 3, y cada condición de producción se muestra en las Tablas 4 a 7, y Tablas 8 a 11. Además, una microestructura y propiedades mecánicas de una lámina de acero que se obtuvo se muestran en las Tablas 12 a 15. Además, en las Tablas 12 a 15, F, B, y retenido, M, P y t-M representan relaciones de área de ferrita, bainita, austenita retenida, martensita, perlita y martensita templada, respectivamente.

10 Además, con respecto a los resultados que se obtuvieron, se muestra una relación entre la resistencia TS y la capacidad de expansión del orificio λ en la FIG. 6, y se muestra una relación entre la resistencia TS y la elongación EL en la FIG. 7.

15 Además, la resistencia a la tracción TS, elongación (elongación total) EL, valores r en las direcciones respectivas (rL, rC, r30 y r60: de acuerdo con JIS Z 2254 (2008) (ISO10113 (2006))) se determinaron mediante una prueba de tracción de acuerdo con JIS Z 2241. Además, la capacidad de expansión del orificio λ se determinó mediante una prueba de expansión del orificio de acuerdo con el Estándar JFS T1001 de la Federación del Hierro y Acero de Japón. Además, otras condiciones en la medición de los valores r fueron las mismas que las condiciones de la realización.

20 Además, con respecto a la porción central del espesor de la hoja, dentro de una región de 5/8 a 3/8 de una sección transversal de espesor de la lámina, que es paralela a una dirección de laminación en una posición 1/4 en una dirección del ancho de la lámina, se midió una densidad de polo a un paso de 0,5 μm usando el EBSD descrito anteriormente.

25 Como se muestra en las FIG. 6 y 7, se puede entender que una de acero, en la que una composición química y una microestructura (particularmente, densidades de polos de las respectivas orientaciones de cristal) de la lámina de acero están controladas apropiadamente, tiene una excelente capacidad de expansión del orificio y ductilidad. Además, en una lámina de acero galvanizada en caliente y una lámina de acero galvanizada y recocida que se obtuvieron en la Producción N.° A1, la microestructura y las propiedades mecánicas de la lámina de acero revestida respectiva eran las mismas que las propiedades mecánicas y la microestructura de láminas originales laminadas en frío (Tablas 12 a 15) correspondientes a los Números de producción.

Tabla 1

Acero N.º	Componente químico/% en masa								
	C	Si	Mn	P	S	N	Al	O	Si+Al
A	0,168	1,40	2,05	0,001	0,007	0,0026	0,032	0,0032	1,43
B	0,191	1,33	2,25	0,001	0,005	0,0032	0,035	0,0023	1,36
C	0,255	0,97	1,55	0,002	0,007	0,0033	0,038	0,0026	1,01
D	0,380	2,46	3,80	0,001	0,005	0,0033	0,710	0,0021	3,17
E	0,280	0,75	1,35	0,002	0,005	0,0055	0,310	0,0029	1,06
F	0,144	1,05	3,20	0,012	0,003	0,0032	0,040	0,0038	1,09
G	0,266	0,90	1,54	0,001	0,002	0,0025	0,101	0,0029	1,00
H	0,111	0,57	2,20	0,001	0,029	0,0019	0,690	0,0023	1,26
I	0,211	1,87	1,88	0,001	0,003	0,003	0,030	0,003	1,90
J	0,263	1,70	1,46	0,001	0,003	0,0034	0,850	0,0031	2,55
K	0,303	1,00	2,52	0,001	0,002	0,0024	0,021	0,0031	1,02
L	0,360	2,03	1,78	0,001	0,003	0,0032	0,018	0,0028	2,05
M	0,177	0,62	1,40	0,001	0,003	0,0033	1,700	0,0034	2,32
N	0,140	1,29	2,82	0,001	0,003	0,0033	0,035	0,0022	1,33
O	0,281	1,38	2,20	0,001	0,003	0,0022	0,035	0,0035	1,41

ES 2 665 982 T3

Acero N.º	Componente químico/% en masa								
	C	Si	Mn	P	S	N	Al	O	Si+Al
P	0,361	1,11	2,77	0,001	0,003	0,0033	0,032	0,0036	1,14
Q	0,185	1,35	1,82	0,001	0,005	0,0032	0,025	0,0031	1,37
R	0,108	1,60	2,40	0,001	0,002	0,0022	0,033	0,0011	1,63
S	0,171	1,00	2,05	0,001	0,005	0,0029	0,025	0,0031	1,03
T	0,296	1,27	2,44	0,001	0,003	0,0032	0,030	0,0035	1,30
U	0,101	1,01	1,40	0,001	0,002	0,0033	0,003	0,0024	1,01
V	0,320	1,17	2,20	0,001	0,003	0,0021	0,028	0,0036	1,20
W	0,282	0,98	2,26	0,003	0,015	0,0027	0,033	0,0019	1,01
X	0,060	1,31	1,02	0,001	0,015	0,0041	0,018	0,0022	1,33
Y	0,151	1,60	0,88	0,002	0,007	0,0029	0,011	0,0031	1,61
a	<u>0,610</u>	1,05	2,20	0,001	0,003	0,0021	0,035	0,0012	1,09
b	0,177	1,00	<u>450</u>	0,020	0,003	0,0041	0,034	0,0015	1,03
C	0,178	1,27	2,00	0,001	0,003	0,0042	0,033	0,0034	1,30
d	0,165	0,99	2,40	0,001	0,003	0,0035	0,035	0,0026	1,03
e	0,201	1,01	1,00	0,001	<u>0,067</u>	0,0035	0,036	0,0022	1,05
f	0,164	1,10	2,20	0,001	0,003	0,0023	0,033	0,0036	1,13
g	0,290	0,97	1,90	0,001	0,003	0,0044	0,032	0,0035	1,00

[Tabla 2]

Acero N.º	Componente químico/% en masa															
	Ti	Nb	B	Mg	REM	Ca	Mo	Cr	V	W	Ni	Cu	Co	Sn	Zr	As
A	0,02	0,02	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
C	-	0,04	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
D	0,02		0,0020	-	0,0035	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
E	-	0,02	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
F	0,03	0,07	-	-	0,0044	-	-	0,1	-	-	-	-	-	-	-	-
G	G -	0,02	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
H	0,15	0,03	-	-	0,0005	0,0009	-	-	-	0,05	-	-	-	-	-	-
I	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
J	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
K	0,03	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
L	-	-	0,0002	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

ES 2 665 982 T3

Acero N.º	Componente químico/% en masa															
	Ti	Nb	B	Mg	REM	Ca	Mo	Cr	V	W	Ni	Cu	Co	Sn	Zr	As
M	-	-	-	-	-	0,0022	-	-	0,15	-	-	-	-	-	-	-
N	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
O	0,05	-	-	-	-	-	-	-	0,20	-	-	-	-	-	-	0,01
P	0,04	-	-	0,006	-	-	0,022	-	0,05	-	-	-	-	-	-	-
Q	-	-	0,0002	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,4	-	-	-
R	0,05	0,01	-	0,004	0,004	-	-	0,8	-	-	-	-	-	-	-	-
S	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,11	-	-
T	0,03	-	0,0002	-	-	-	-	-	-	-	1,4	-	-	-	-	-
U	0,10	-	-	-	-	-	0,01	-	-	-	-	1,1	-	-	-	-
V	-	-	-	0,004	0,005	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,18	-
W	-	-	-	-	-	-	0,88	-	-	-	-	-	-	-	-	-
X	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Y	-	-	-	-	-	-	-	1,96	-	-	-	-	-	-	-	-
a	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
b	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
c	<u>0,25</u>	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
d	-	<u>0,25</u>	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
e	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
f	-	-	-	<u>0,02</u>	-	-	-	-	<u>1,10</u>	-	-	-	-	-	-	-
g	-	-	-	-	<u>0,15</u>	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

[Tabla 3]

Acero N.º	T1 /°C	Ar3 /°C	Ac1 /°C	Comentarios
A	865	712	742	Ejemplo
B	854	684	737	Ejemplo
C	868	683	735	Ejemplo
D	869	528	754	Ejemplo
E	862	675	730	Ejemplo
F	886	638	721	Ejemplo
G	860	675	733	Ejemplo
H	900	699	716	Ejemplo
I	854	718	757	Ejemplo
J	854	713	757	Ejemplo

ES 2 665 982 T3

Acero N.º	T1 /°C	Ar3 /°C	Ac1 /°C	Comentarios
K	865	596	725	Ejemplo
L	856	654	763	Ejemplo
M	868	720	726	Ejemplo
N	854	671	730	Ejemplo
O	889	642	743	Ejemplo
P	877	553	726	Ejemplo
Q	853	716	743	Ejemplo
R	877	727	757	Ejemplo
S	854	695	730	Ejemplo
T	865	615	710	Ejemplo
U	877	774	737	Ejemplo
V	857	615	734	Ejemplo
W	944	623	727	Ejemplo
X	851	831	750	Ejemplo
Y	871	805	793	Ejemplo
a	863	460	730	Ejemplo comparativo
b	858	536	704	Ejemplo comparativo
c	916	705	739	Ejemplo comparativo
d	942	674	726	Ejemplo comparativo
e	852	749	742	Ejemplo comparativo
f	964	692	731	Ejemplo comparativo
g	856	642	731	Ejemplo comparativo

Tabla 4

Producción N.º	Acero N.º	Laminación a 1.000 °C a 1.200 °C			Laminación a T1 + 30 °C a T1 + 200 °C			
		Número de veces de reducción de laminación de 40% o más /-	Relación de reducción de laminación de cada reducción de laminación de 40% o más/-	Tamaño del grano de austenita/ µm	Relación de reducción de laminación acumulativa/ %	Número de veces de reducción de laminación/-	Número de veces de reducción de laminación de 30% o más/-	Aumento de temperatura entre las pasadas respectivas /°C
A1	A	2	45/45	80	64	2	2	10
A2	A	2	45/45	85	69	3	2	5
A3	A	2	40/40	80	58	2	2	10
A4	A	2	40/40	80	58	2	2	12
A5	A	2	40/40	80	51	2	2	15
B1	B	2	45/45	85	66	3	2	10
B2	B	2	45/45	80	64	2	2	15
B3	B	2	40/40	80	51	2	2	13
B4	B		40/40	80	51	2	2	13
B5	B	2	40/40	80	64	2	2	13
C1	C	2	40/40	80	64	2	2	18
C2	C	0	—	250	64	2	2	15
D1	D	1	40	120	50	2	1	9
D2	D	1	50	130	35	1	1	10
E1	E	2	45/45	90	67	2	2	5
E2	E	2	45/45	80	64	2	2	8
F1	F	2	45/45	75	62	2	2	13
F2	F	1	50	110	69	3	2	13
F3	F	2	45/45	80	69	3	2	13
G1	G	3	40/40/40	80	71	3	2	8
H1	H	2	45/45	80	71	3	2	10
I1	1	2	45/45	75	74	3	2	5
I2	1	2	45/45	75	58	2	2	12
I3	1	1	50	120	64	2	2	9
I4	1	2	45/45	75	64	2	2	5
I5	1	2	45/45	75	58	2	2	9
I6	1	2	45/45	75	61	2	2	5
I7	1	2	45/45	75	61	2	2	5
I8	1	2	45/45	75	64	2	2	5
I9	1	2	45/45	75	61	2	2	5

Tabla 5

Producción N.º	Relación de reducción de laminación antes de la pasada final de la pasada de reducción de laminación grande /%	PI/ %	Variación de la temperatura de enfriamiento en el primer enfriamiento / °C	Tiempo tomado antes de la iniciación del segundo enfriamiento después de la terminación del primer enfriamiento /s	Relación de reducción de laminación acumulativa a una temperatura igual o mayor de Ar ₃ °C y menor de T1 + 30 °C /%	TF /°C	t1 / s	2,5 x t1 / s	t /s	t/t /-
A1	35	45	100	1,5	0	984	0,13	0,33	0,28	2,13
A2	35	40	80	1,5	10	934	0,87	2,18	1,15	1,32.
A3	35	35	60	1,0	0	912	1,59	3,97	1,60	1,01
A4	35	35	60	1,0	0	900	1,93	4,81	2,00	1,04
A5	30	30	65	0,5	0	892	2,29	533	2,15	0,94
B1	30	40	120	2,0	0	982	0,14	0,35	0,29	2,02
B2	40	40	80	1,5	0	922	0,88	2,21	1,15	1,30
B3	30	30	60	1,0	5	889	2,08	5,19	1,02	0,49
B4	30	30	60	1,5	0	899	1,82	4,55	0,07	0,04
B5	40	40	60	1,5	0	899	1,47	3,68	0,07	0,05
C1	40	40	100	0,5	0	966	0,37	0,92	0,37	1,01
C2	40	40	30	1,5	0	936	0,88	2,20	1,15	1,31
D1	29	30	100.	1,5	0	963	0,83	2,07	0,49	0,59
D2	-	35	100	1,0	0	963	0,60	1,50	0,70	1,16
E1	40	45	30	2,5	40	909	1,22	3,04	1,47	1,21
E2	40	40	80	1,0	0	929	0,88	2,20	1,15	1,31
F1	30	45	120	1,5	15	944	0,95	2,37	1,04	1,09
F2	35	40	120	1,5	0	954	0,88	2,21	6,00	6,78
F3	35	40	100	2,0	0	954	0,88	2,21	2,01	2,27
G1	40	40	100	1,0	0	958	0,36	0,91	0,37	1,01
H1	40	40	100	2,0	20	959	1,10	2,75	1,21	1,10
I1	40	45	100	1,0	0	952	0,24	0,60	0,49	2,04
I2	30	40	80	1,5	0	922	0,88	2,20	1,15	1,31
I3	40	40	100	1,0	0	911	1,14	2,84	2,00	1,76
I4	40	40	100	1,0	0	933	0,49	1,22	0,97	1,98
I5	40	30	100	1,0	0	920	0,75	1,86	1,20	1,61
I6	40	35	100	1,0	0	980	0,13	0,34	0,29	2,16
i7	40	35	100	1,0	0	951	0,25	0,62	0,33	1,33
I8	40	40	100	1,0	0	890	1,60	3,99	,150	0,94
I9	40	35	100	1,0	0	920	0,75	1,86	1,41	1,89

Tabla 6

Producción N.º	Acero N.º	Laminación a 1.000 °C a 1.200 °C			Laminación a T1 + 30 °C a T1 + 200 °C			
		Número de veces de reducción de laminación de 40% o más +/-	Relación de reducción de laminación de cada reducción de laminación de 40% o más/-	Tamaño del grano de austenita/ µm	Relación de reducción de laminación acumulativa/ %	Número de veces de reducción de laminación/-	Número de veces de reducción de laminación de 30% o más/-	Aumento de temperatura entre las pasadas respectivas /°C
J1	J	3	40/40/40	85	65	2	2	12
J2	J	2	45/45	75	58	2	2	15
K1	K	3	40/40/40	50	68	2	2	14
K2	K		40/40/40	50	71	3	2	15
L1	L	2	45/45	80	67	3	1	18
L2	L	2	45/45	80	66	3	2	18
M1	M	1	50	150	55	2	1	10
M2	M	1	50	150	52	2	1	10
N1	N	2	45/45	75	58	2	1	5
N2	N	1	50	130	54	3	2	15
N3	N	2	45/45	70	72	3	2	25
O1	O	2	45/45	80	52	2	1	10
O2	O	1	40	120	25	1	0	15
P1	P	2	45/45	75	64	2	2	10
Q1	Q	2	45/45	80	69	3	2	12
R1	R	2	45/45	75	71	3	2	12
S1	S	2	45/45	80	69	3	2	13
S2	S	2	45/45	75	64	2	2	8
T1	T	2	40/40	80	67	2	2	9
T2	T	2	45/45	85	64	2	2	6
U1	U	2	45/45	75	67	2	2	5
V1	V	2	45/45	85	71	3	2	12
W1	VV	1	50	130	50	1	1	13
X1	X	2	40/50	80	54	2	2	15
X2	X	2	45/50	75	63	2	2	16
Y1	Y	2	45/40	70	51	2	2	13
Y2	Y	2	40/40	85	64	2	2	16
a1	a	2	45/45	75	76	3	2	16
b1	b	1	50	120	67	2	2	15
c1	o	2	45/45	75	67	2	2	18
d1	d	2	45/45	75	64	2	2	18
e1	e	2	45/45	80	51	2	1	15
f1	f	2	45/45	80	61	3	2	12
g1	g	2	45/45	75	51	2	1	10

[Tabla 7]

Producción N.º	Relación de reducción de laminación antes de la pasada final de la pasada de reducción de laminación grande /%	PI/ %	Variación de la temperatura de enfriamiento en el primer enfriamiento / °C	Tiempo tomado antes de la iniciación del segundo enfriamiento después de la terminación del primer enfriamiento /s	Relación de reducción de laminación acumulativa a una temperatura igual o mayor de Ar ₃ °C y menor de T1 + 30 °C /%	TF /°C	t1 / s	2,5 x t1 / s	t /s	t/t /-
J1	30	50	50	1,0	0	962	0,13	0,33	0,30	2,34
J2	30	40	60	1,5	0	922	0,88	2,20	1,46	1,66
K1	35	50	100	1,5	0	961	0,17	0,43	0,42	2,44
K2	35	45	100	1,5	0	923	0,93	2,32	0,98	1,06
L1	25	45	120	1,0	0	953	0,25	0,62	0,37	1,49
L2	30	40	100	1,0	0	923	0,90	2,24	0,66	0,74
M1	25	40	120	1,5	10	966	0,36	0,89	0,49	1,38
M2	20	40	80	1,0	0	966	0,36	0,89	0,25	0,70
N1	30	40	80	1,0	0	952	0,37	0,92	0,49	1,34
N2	30	30	70	1,5	25	930	1,14	2,84	2,01	1,77
N3	40	40	90	2,5	10	899	1,46	3,66	1,33	0,91
O1	20	40	100	1,0	0	985	0,38	0,96	0,37	0,97
O2	-	25	100	1,5	10	955	1,57	3,91	1,15	0,74
P1	45	35	20	1,0	0	973	0,58	1,44	0,49	0,85
Q1	35	40	100	1,0	0	952	0,36	0,91	0,37	1,02
R1	40	40	100	1,0	0	985	0,26	0,64	0,39	1,52
S1	35	40	80	1,0	0	992	0,13	0,33	0,28	2,16
S2	40	40	80	1,5	0	922	0,87	2,18	0,81	0,93
T1	45	40	100	1,0	15	961	0,39	0,96	0,37	0,96
T2	40	40	100	1,5	0	931	0,91	2,28	0,98	1,07
U1	45	40	80	1,0	10	976	0,36	0,89	0,49	1,38
V1	40	40	80	1,5	0	953	0,39	0,96	0,49	1,27
W1	-	50	80	2,0	10	1051	0,13	0,33	0,32	2,44
X1	30	30	50	2,0	5	961	0,59	1,47	0,31	0,53
X2	30	40	120	1,5	10	890	1,63	4,08	2,00	1,23
Y1	30	30	80	2,0	25	920	1,71	4,28	2,10	1,23
Y2	40	40	40	1,5	10	883	2,60	6,50	0,26	0,10
a1	45	45	100	1,0	0	960	0,25	0,64	0,37	1,45
b1	40	45	100	1,0	0	954	0,26	0,65	0,49	1,88
c1	40	45	100	1,5	0	994	0,51	1,26	0,79	1,56
d1	40	40	100	2,0	0	999	1,12	2,79	1,21	1,08
e1	25	35	100	1,0	0	951	0,53	1,31	0,49	0,93
f1	30	30	100	2,0	0	1012	1,75	4,37	1,21	0,69
g1	25	35	100	1,5	0	953	0,55	1,37	0,49	0,89

ES 2 665 982 T3

[Tabla 8]

Producción N.º	Temperatura de bobinado / °C	Relación de reducción de laminación en frío	HR1 / °C/ s	HR2 / °C/ s	Ac1 / °C	Temperatura de recocido / °C	Tiempo de retención durante el recocido /s
A1	500	45	2,0	0,9	742	790	60
A2	500	45	1,5	0,7	742	660	60
A3	550	55	2,0	0,8	742	830	60
A4	500	65	2,5	1,2	742	820	50
A5	550	58	0,9	0,7	742	800	90
B1	500	45	2,5	1,0	737	850	30
B2	500	45	2,7	1,1	737	850	90
B3	400	35	1,3	0,5	737	800	50
B4	450	45	1,1	0,5	737	830	100
B5	500	92	2,2	1,0	737	850	100
C1	600	50	2,5	1,0	735	800	30
C2	600	50	3,0	1,2	735	800	30
D1	600	40	2,1	1,0	754	820	40
D2	600	40	2,1	0,8	754	820	40
E1	600	50	1,8	0,6	730	750	40
E2	600	50	1,6	0,7	730	750	40
F1	500	40	2,3	1,1	721	830	90
F2	500	40	1,5	0,6	721	830	90
F3	680	40	2,1	1,0	721	820	60
G1	600	55	2,0	1,0	733	760	30
H1	500	45	2,0	0,8	716	850	90
I1	600	50	1,5	0,7	757	780	30
I2	600	50	1,7	0,8	757	780	90
I3	600	55	0,2	0,4	757	780	30
I4	600	45	2,5	1,2	757	950	30
I5	600	50	1,4	0,5	757	820	400
I6	600	53	1,5	0,6	757	800	0,5
I7	600	58	1,3	0,6	757	850	40
I8	600	60	1,4	0,7	757	850	10
I9	600	50	0,8	0,4	757	780	60

ES 2 665 982 T3

[Tabla 9]

Producción N.º	Tercer enfriamiento		Cuarto enfriamiento		Quinto enfriamiento		T _{OA} / °C	t _{OA} / s	Tiempo de retención / s
	Tasa de enfriamiento promedio /°C /s	Temperatura de terminación del enfriamiento /°C	Tasa de enfriamiento promedio /°C /s	Temperatura de terminación del enfriamiento /°C	Tasa de enfriamiento promedio /°C /s	Temperatura de terminación del enfriamiento /°C			
A1	3	650	10	360	-	-	360	106	350
A2	2	610	10	350	-	-	350	202	250
A3	2	700	30	380	-	-	380	38	19
A4	2,5	650	30	330	-	-	330	966	250
A5	10	650	12	400	-	-	400	20	200
B1	5	740	20	350	-	-	350	202	350
B2	3	650	60	350	-	-	350	202	350
B3	1,5	750	60	-	60	200	400	20	150
B4	2	680	110	-	80	150	350	202	250
B5	2	650	50	430	-	-	430	15	200
C1	3	730	70	430	-	-	430	15	350
C2	3	730	60	430	-	-	430	15	350
D1	2	750	50	370	-	-	370	61	400
D2	1,5	780	10	370	-	-	370	61	400
E1	2	700	60	430	-	-	430	15	350
E2	6	580	10	430	-	-	430	15	300
F1	1,5	730	60	380	-	-	380	38	250
F2	2	700	50	380	-	-	380	38	250
F3	3	650	40	440	-	-	440	17	100
G1	7	600	10	410	-	-	410	17	100
H1	2	710	70	400	-	-	400	20	375
I1	4	700	50	480	-	-	480	61	150
I2	2	650	10	560	-	-	560	-	350
I3	4	650	50	420	-	-	420	15	100
I4	2	650	50	400	-	-	400	20	250
I5	2	700	50	430	-	-	430	15	200
I6	3	680	50	420	-	-	420	15	150
I7	0,5	780	50	380	-	-	380	38	100
I8	1	810	50	420	-	-	420	15	30
I9	2	700	2	450	-	-	450	20	100

ES 2 665 982 T3

[Tabla 10]

Producción N.º	Temperatura de bobinado / °C	Relación de reducción de laminación en frío	^{1/2} HR1 / °C/s	HR2 / °C/s	Ac1 / °C	Temperatura de recocido / °C	Tiempo de retención durante el recocido /s
J1	600	50	1,5	0,6	757	780	30
J2	600	50	1,3	0,6	757	780	90
K1	550	40	1,9	0,9	725	855	30
K2	600	45	1,8	0,6	725	800	90
L1	600	45	2,0	1,0	763	800	30
L2	600	45	2,3	1,0	763	800	30
M1	500	50	2,1	1,0	726	840	60
M2	500	20	1,6	0,7	726	840	60
N1	550	40	1,1	0,5	730	870	100
N2	500	50	1,5	0,7	730	800	20
N3	550	50	1,2	0,5	730	790	60
O1	600	40	1,2	0,6	743	800	30
O2	600	40	1,2	0,5	743	800	30
P1	600	40	1,3	0,4	726	800	40
Q1	600	50	1,5	0,5	743	810	40
R1	500	40	1,7	0,8	757	830	90
S1	550	55	1,0	0,4	730	780	60
S2	550	45	0,6	0,2	730	780	60
T1	500	50	3,0	1,4	710	900	200
T2	500	50	2,5	1,2	710	870	20
U1	500	45	2,1	1,0	737	850	30
V1	600	50	2,0	1,0	734	860	40
W1	550	40	1,8	0,8	727	800	40
X1	500	80	1,6	0,7	750	780	50
X2	500	60	1,6	0,7	750	820	50
Y1	450	60	2,0	1,0	793	850	60
Y2	550	60	1,4	0,6	793	830	60
a1	600	45	1,3	0,5	730	820	30
b1	600	45	1,0	0,4	704	820	30
c1	600	45	1,3	0,6	739	820	30
d1	600	45	1,2	0,4	726	820	30
e1	600	50	1,3	0,5	742	820	30
f1	600	40	1,1	0,5	731	820	30
g1	600	55	1,6	0,7	731	820	30

ES 2 665 982 T3

[Tabla 11]

Producción N.º	Tercer enfriamiento		Cuarto enfriamiento		Quinto enfriamiento		T _{OA} /°C	t _{OA} /s	Tiempo de retención
	Tasa de enfriamiento promedio °C /s	Temperatur a de terminación del enfriamiento °C	Tasa de enfriamiento promedio °C /s	Temperatur a de terminación del enfriamiento °C	Tasa de enfriamiento promedio °C /s	Temperatur a de terminación del enfriamiento °C			
J1	2	730	10	490		-	490	106	200
J2	1	710	40	490	-	-	490	106	250
K1	4	760	10	350	-	-	350	202	350
K2	2,5	630	10	480	-	-	480	61	300
L1	4	710	10	480	-	-	480	61	300
L2	4	710	40	480	-	-	480	61	400
M1	2,5	720	60	380	-	-	380	38	250
M2	3	710	50	380	-	-	380	38	300
N1	2	720	70	405	-	-	405	18	250
N2	2,3	570	20	400	-	-	400	20	50
N3	3	680	40	390	-	-	390	27	150
O1	4	710	50	350	-	-	350	202	250
O2	4	710	60	350	-	-	350	202	150
P1	2	740	15	300	-	-	300	-	350
Q1	4	700	60	430	-	-	430	15	350
R1	2	690	50	430	-	-	430	15	350
S1	2	680	10	400	-	-	400	20	400
S2	2,5	670	40	400	-	-	400	20	400
T1	1	750	50	430	-	-	430	15	400
T2	15	670	30	430	-	-	430	15	400
U1	6	710	70	430	-	-	430	15	400
V1	6	690	60	400	-	-	400	20	400
W1	4	680	60	430	-	-	430	15	400
X1	3,5	650	20	-	20	300	380	38	200
X2	3	700	40	380	-	-	380	38	150
Y1	5	600	20	410	-	-	410	17	150
Y2	4	650	40	-	40	250	420	15	40
a1	5	710	60	430	-	-	430	15	350
b1	4	730	50	430	-	-	430	15	350
c1	6	690	50	430	-	-	430	15	350
d1	4	700	40	430	-	-	430	15	350
e1	5	700	40	430	-	-	430	15	350
f1	5	710	50	430	-	-	430	15	350
g1	4	720	10	490	-	-	430	15	350

[Tabla 12]

Producción N.º	D1 %	D2 %	F %	B %	Y Residual %	M %	P %	t-M %	HV _B /-	Cy %	rL /-	rC /-
A1	2,6	2,5	31	48	11	4	6	0	309	1,1	0,83	0,84
A2	6,6	3,0	81	9	3	5	2	0	238	0,6	0,80	0,81
A3	2,3	1,9	36	3	4	53	4	0	249	0,7	0,88	0,89
A4	2,9	2,3	35	4	3	55	3	0	255	0,6	0,91	0,98
A5	6,9	5,2	59	19	4	10	8	0	255	0,6	1,19	1,13
B1	2,1	2,6	25	45	13	7	10	0	311	1,2	0,84	0,85
B2	2,2	3,0	22	46	12	10	10	0	278	1,1	0,79	0,81
B3	1,5	2,4	30	11	15	2	2	40	244	1,3	0,91	0,89
B4	1,9	2,7	17	10	10	3	3	57	271	1,3	1,01	0,99
B5	6,7	5,9	32	48	12	7	1	0	258	1,3	1,21	1,19
C1	3,0	2,5	37	42	16	0	5	0	250	1,3	0,78	0,80
C2	6,6	3,5	30	41	5	19	3	2	244	1,6	0,40	0,40
D1	3,1	3,8	22	51	6	17	4	0	291	1,1	0,83	0,84
D2	6,6	5,8	20	65	3	1	10	1	303	0,7	0,84	0,85
E1	6,7	7,1	29	55	12	0	4	0	240	1,4	0,73	0,75
E2	3,6	2,5	60	13	17	5	5	0	261	1,7	0,79	0,81
F1	3,2	4,0	20	55	9	6	10	0	249	1,3	0,72	0,75
F2	1,1	1,2	24	57	10	9	0	0	244	0,8	1,17	1,11
F3	6,6	4,6	33	48	10	9	0	0	261	0,8	0,93	0,89
G1	3,4	2,0	49	33	16	2	0	0	263	1,3	0,78	0,80
H1	3,1	3,6	25	43	11	11	10	0	221	1,3	0,72	0,76
I1	3,5	2,8	30	33	17	16	4	0	211	1,6	0,74	0,77
I2	3,2	2,5	36	12	1	29	22	0	144	0,8	0,78	0,80
I3	6,8	5,1	42	33	12	13	0	0	241	1,2	1,22	1,19
I4	2,6	2,1	5	79	12	4	0	0	250	1,6	1,19	1,11
I5	3,0	2,5	30	33	17	16	4	0	238	1,6	1,12	1,11
I6	2,2	1,8	87	4	3	4	2	0	244	1,6	0,91	0,88
I7	2,8	2,6	4	81	11	1	3	0	271	1,6	0,87	0,87
I8	2,4	2,3	3	85	9	3	0	0	243	1,6	0,92	0,91
I9	3,5	2,8	41	11	1	16	31	0	251	1,6	0,93	0,90

[Tabla 13]

Producción N.º	r30 /-	r60 /-	Relación de área de grano grueso /%	Diámetro promedio en volumen /µm	Fración de grano equiaxial /%	TS /MPa	EL /%	Λ /%	TS x EL /MPa%	TS x Λç /MPa%	Comentarios
A1	0,85	0,88	2,5	3,3	29	785	24	72	19000	56888	Ejemplo
A2	0,90	0,92	10,5	11,2	73	320	34	91	10880	29234	Ejemplo comparativo
A3	0,83	0,81	9,2	10,0	60	1115	9	24	10035	27119	Ejemplo comparativo
A4	0,85	0,84	8,9	6,9	65	1199	8	22	9592	26077	Ejemplo comparativo
A5	0,69	0,71	9,8	8,1	41	591	27	41	15957	24231	Ejemplo comparativo
B1	0,86	0,89	2,6	3,4	29	788	24	78	19000	61512	Ejemplo
B2	0,90	0,92	10,5	11,2	73	778	24	75	19000	58459	Ejemplo
B3	0,85	0,86	9,3	10,0	66	1091	21	53	22911	57823	Ejemplo
B4	0,91	0,88	0,6	3,1	19	1233	17	49	20961	60417	Ejemplo
B5	0,85	0,79	0,6	2,8	7	955	16	19	15280	18145	Ejemplo comparativo
C1	0,91	0,93	3,4	4,1	34	598	28	92	17000	55089	Ejemplo comparativo
C2	1,26	1,15	10,5	11,2	73	598	22	48	13412	28919	Ejemplo
D1	0,99	0,99	4,5	5,2	40	1216	14	30	17000	36221	Ejemplo
D2	0,95	0,96	6,4	7,1	50	1211	8	6	9732	7268	Ejemplo comparativo
E1	1,01	1,01	13,4	14,0	89	585	29	38	17000	22321	Ejemplo comparativo
E2	0,90	0,92	10,5	11,2	73	588	29	90	17000	53121	Ejemplo
F1	0,97	0,98	9,4	10,1	67	1198	14	40	17000	47420	Ejemplo
F2	0,89	0,91	41,0	16,1	91	1100	15	27	16500	29714	Ejemplo comparativo
F3	0,66	0,69	13,0	5,8	79	1001	13	15	13013	15015	Ejemplo comparativo
G1	0,91	0,93	3,4	4,1	34	594	29	90	17000	53627	Ejemplo
H1	0,97	0,98	11,0	11,7	76	844	20	62	17000	52621	Ejemplo
I1	0,94	0,95	4,5	5,2	40	593	37	90	22000	53484	Ejemplo
I2	0,90	0,92	10,5	11,2	73	583	38	29	22000	16912	Ejemplo comparativo
I3	0,99	0,91	4,5	7,4	40	709	18	31	12762	21979	Ejemplo comparativo
I4	0,94	0,95	38,0	16,4	31	889	14	22	12446	19558	Ejemplo comparativo
I5	0,90	0,92	30,3	15,3	33	711	19	23	13509	16353	Ejemplo comparativo
I6	0,81	0,81	10,1	7,3	55	288	36	71	10368	20448	Ejemplo comparativo
I7	0,83	0,88	8,1	6,3	56	1081	11	34	11891	36754	Ejemplo comparativo
I8	0,83	0,84	2,1	4,1	63	1121	9	39	10089	43719	Ejemplo comparativo
I9	0,83	0,88	7,3	7,4	73	661	13	31	8593	20491	Ejemplo comparativo

ES 2 665 982 T3

[Tabla 14]

Producción N.º	D1 %	D2 %	F %	B %	y Residual %	M %	P %	tM %	HV _B /-	Cy %	r _L /-	rC /-
J1	2,9	2,2	34	29	14	19	4	0	188	1,5	0,82	0,83
J2	3,2	2,5	34	41	5	15	5	0	200	1,0	0,78	0,80
K1	2,7	3,8	24	51	9	11	5	0	290	1,0	0,76	0,79
K2	3,5	3,5	35	40	10	12	3	0	212	1,3	0,73	0,76
L1	3,0	3,0	30	47	11	4	8	0	180	1,6	0,78	0,80
L2	3,4	3,4	32	39	14	6	9	0	192	1,5	0,74	0,77
M1	2,9	2,8	26	38	22	4	10	0	267	1,5	0,89	0,89
M2	6,9	5,3	26	42	16	7	9	0	240	1,4	0,93	0,92
N1	2,6	3,8	11	68	18	1	2	0	229	1,8	0,74	0,77
N2	2,2	1,9	37	24	4	6	29	0	260	0,8	0,88	0,87
N3	3,1	2,9	41	34	11	6	8	0	266	1,1	1,09	1,05
O1	3,0	3,5	30	48	9	9	4	0	325	1,3	0,78	0,80
O2	6,7	5,5	44	4	7	43	2	0	340	1,1	0,58	0,58
P1	3,3	3,8	11	6	1	11	7	64	330	0,5	0,74	0,77
Q1	2,9	2,5	31	46	17	2	4	0	266	1,6	0,78	0,80
R1	2,8	3,6	27	40	9	16	8	0	239	1,2	0,76	0,79
S1	2,8	2,6	33	33	21	4	9	0	236	2,1	0,83	0,84
S2	3,7	3,5	40	39	17	0	4	0	250	1,6	0,72	0,76
T1	2,3	2,5	7	73	13	1	6	0	251	1,5	0,78	0,80
T2	2,8	3,0	10	62	21	0	7	0	240	1,9	0,73	0,76
U1	2,8	3,3	21	63	12	2	2	0	244	1,3	0,74	0,77
V1	2,7	2,8	15	59	15	4	7	0	231	1,6	0,76	0,79
W1	3,6	3,2	23	51	5	20	1	0	262	1,0	0,79	0,81
X1	4,0	4,0	41	21	15	0	4	19	253	1,3	0,88	0,85
X2	2,1	2,3	25	55	14	2	4	0	249	1,1	0,89	0,91
Y1	1,8	1,4	35	41	9	10	5	0	253	1,1	0,87	0,87
Y2	5,1	4,5	37	10	13	3	2	35	241	1,2	0,97	0,99
a1	2,8	3,0	22	51	5	21	1	0	249	0,7	0,77	0,79
b1	4,0	3,9	22	42	12	23	1	0	244	0,7	0,53	0,64
c1	8,3	9,5	30	51	9	4	6	0	261	1,3	0,42	0,56
d1	8,4	9,6	27	48	8	8	9	0	283	1,1	0,41	0,55
e1	3,1	2,8	30	41	7	21	1	0	240	1,2	0,75	0,78
f1	6,6	8,1	27	41	6	22	4	0	261	1,1	0,42	0,56
g1	3,1	2,3	24	48	13	7	8	0	250	1,5	0,74	0,77

[Tabla 15]

Producción N.º	r30 /-	r60 /-	Relación de área de grano grueso /%	Diámetro promedio en volumen /µm	Fración de grano equiaxial /%	TS /MPa	EL /%	Λ /%	TS x EL /MPa%	TS x Λ _c /MPa%	Comentarios
J1	0,88	0,91	2,8	3,5	30	608	36	92	22000	55638	Ejemplo
J2	0,90	0,92	13,2	13,9	88	603	36	91	22000	54683	Ejemplo
K1	0,95	0,96	4,5	5,2	40	1194	16	29	19000	35112	Ejemplo
K2	0,99	0,99	8,9	9,6	64	1194	16	28	19000	33412	Ejemplo
L1	0,91	0,93	3,4	4,1	34	795	28	68	22000	54439	Ejemplo
L2	0,95	0,96	6,0	6,7	48	785	28	67	22000	52920	Ejemplo
M1	1,00	1,00	4,5	5,2	40	592	29	94	17000	55626	Ejemplo
M2	0,96	0,97	17,1	13,4	17	592	22	49	13032	29027	Ejemplo comparativo
N1	0,92	0,94	4,5	5,2	40	974	17	51	17000	49242	Ejemplo
N2	0,81	0,79	5,9	7,4	41	901	14	33	12614	29335	Ejemplo comparativo
N3	0,79	0,81	15,0	13,0	51	811	19	39	15409	31629	Ejemplo
O1	0,89	0,91	3,4	4,1	34	874	19	59	17000	51554	Ejemplo
O2	1,18	1,31	10,5	11,2	73	984	14	13	13998	12389	Ejemplo comparativo
P1	0,94	0,95	4,5	5,2	40	1483	6	33	8899	49554	Ejemplo comparativo
Q1	0,91	0,93	3,4	4,1	34	600	32	93	19000	55527	Ejemplo
R1	0,92	0,93	3,5	4,3	35	1110	15	43	17000	47316	Ejemplo
S1	0,86	0,89	2,6	3,3	29	594	32	94	19000	56102	Ejemplo
S2	0,96	0,96	7,4	8,1	55	590	32	89	19000	52836	Ejemplo
T1	0,92	0,94	3,4	4,1	34	1004	19	49	19000	49585	Ejemplo
T2	0,98	0,98	8,9	9,6	64	989	19	47	19000	46071	Ejemplo
U1	0,94	0,95	4,5	5,2	40	665	26	86	17000	57158	Ejemplo
V1	0,94	0,95	4,5	5,2	40	756	22	76	17000	57346	Ejemplo
W1	1,05	1,04	14,7	11,6	96	1459	12	32	17000	46227	Ejemplo
X1	0,71	0,70	2,8	3,6	31	901	27	53	24327	47753	Ejemplo
X2	0,85	0,83	18,2	12,2	95	1021	24	57	24504	58197	Ejemplo
Y1	0,83	0,84	16,9	13,4	91	1051	24	58	25224	60958	Ejemplo
Y2	0,85	0,81	3,0	3,5	38	1190	18	34	21420	40460	Ejemplo
a1	0,96	0,97	4,0	11,2	38	893	14	13	12537	11496	Ejemplo comparativo
b1	1,27	1,28	5,3	10,0	29	1091	5	14	5455	15099	Ejemplo comparativo
c1	1,20	1,22	8,5	7,1	33	893	15	29	13429	25708	Ejemplo comparativo
d1	1,19	1,21	12,9	10,1	49	1058	8	23	8539	24749	Ejemplo comparativo
e1	0,91	0,93	5,4	11,7	39	722	14	25	10108	17849	Ejemplo comparativo
f1	1,18	1,20	13,5	3,5	80	1079	13	9	13763	9192	Ejemplo comparativo
g1	0,90	0,92	5,1.	9,6	43	688	20	25	113768	17210	Ejemplo comparativo

$$t_{OA} = 10^{0,0002(TOA-425)^2} + 1,18 \dots \text{(Expresión 6)}$$

$$t_{OA} = 10^{0,0002(TOA-425)^2+1,18} \dots \text{(Expresión 21)}$$

5

$$t_{OA} = 10^{0,0002(TOA-425)^2} + 1,18 \dots \text{(Expresión 6)}$$

Anteriormente, se han descrito los ejemplos preferidos de la presente invención, pero la presente invención no está limitada a los ejemplos. La adición, omisión, sustitución y otras modificaciones de configuración se pueden realizar dentro de un rango que no se aparta de la esencia de la presente invención. La presente invención no está limitada por la descripción descrita anteriormente, y está limitada solo por las reivindicaciones adjuntas.

[Aplicabilidad industrial]

Con respecto al acero TRIP, se proporciona una lámina de acero laminada en frío de alta resistencia que es excelente en ductilidad y capacidad de expansión del orificio, y uno de sus procedimientos de producción.

REIVINDICACIONES

1. Una lámina de acero laminada en frío que comprende una composición química de la lámina de acero que incluye, en % en masa,
- C: 0,02% a 0,4%,
- 5 Si: 0,001% a 2,5%,
- Mn: 0,001 % a 4,0%,
- Al: 0,001% a 2,0%,
- P: limitado a 0,15% o menos,
- S: limitado a 0,03% o menos,
- 10 N: limitado a 0,01 % o menos,
- O: limitado a 0,01% o menos,
- opcionalmente uno o más seleccionado del grupo que consiste en
- Ti: 0,001% a 0,2%,
- Nb: 0,005% a 0,2%,
- 15 B: 0,0001% a 0,005%,
- Mg: 0,0001% a 0,01%,
- REM: 0,0001 % a 0,1 %,
- Ca: 0,0001% a 0,01%,
- Mo: 0,001 % a 1,0%,
- 20 Cr: 0,001% a 2,0%
- V: 0,001% a 1,0%,
- W: 0,001% a 1,0%,
- Ni: 0,001% a 2,0%,
- Cu: 0,001% a 2,0%,
- 25 Co: 0,0001% a 1,0%,
- Sn: 0,0001% a 0,2%,
- Zr: 0,0001% a 0,2%, y
- As: 0,0001% a 0,5%; y
- el resto consiste en Fe e impurezas inevitables,
- 30 donde una suma del contenido de Si y el contenido de Al es 1,0% un 4,5% en la composición química de la lámina de acero,
- una densidad de polo promedio de un grupo de orientación de $\{100\}<011>$ a $12231<110>$, que es una densidad de polo expresada por un promedio aritmético de densidades de polo 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 polo de una orientación del cristal $\{332\}<113>$ es 1,0 a 5,0 en una porción central del espesor de la lámina dentro de un rango 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, 5% a 80% de ferrita, 5% a 80% de bainita, y 2% a 30% de austenita retenida, en la microestructura, martensita está limitada a 20% o menos, perlita está limitada a 10% o menos, y martensita templada está limitada a 60% o menos,
- 40

- donde 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 r_L que es el valor de Lankford en la dirección de laminación es 0,70 a 1,10, y r_{60} que es un valor de Lankford en una dirección que forma un ángulo de 60° con la dirección de laminación es 0,70 a 1,10, y
- donde una dureza de Vickers de la bainita es 180 HV o más, y una concentración promedio de C en la austenita retenida es 0,9% o más.
2. La lámina de acero laminada en frío según la reivindicación 1,
- donde un diámetro promedio en volumen de los granos es $2\ \mu\text{m}$ a $15\ \mu\text{m}$.
- 10 3. La lámina de acero laminada en frío según la reivindicación 1 ó 2,
- donde la densidad de polo promedio del grupo de orientación de $\{100\}\langle 011\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$ es 1,0 a 5,0, y la densidad de polo de la orientación del cristal $\{332\}\langle 113\rangle$ es 1,0 a 4,0.
4. La lámina de acero laminada en frío según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3,
- 15 donde entre los granos, una relación de área de granos que excede $35\ \mu\text{m}$ en un diámetro de círculo equivalente está limitada a 10% o menos.
5. La lámina de acero laminada en frío según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4,
- donde entre los granos, una proporción de granos, en que un valor obtenido por la división de una longitud de un grano en la dirección de laminación por una longitud de un grano en una dirección del espesor de lámina i es 3,0 o menos, es 50% a 100%.
- 20 6. La lámina de acero laminada en frío según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5,
- donde y una capa de galvanizado en caliente o una capa de galvanizado y recocido se proporciona en una superficie de la lámina de acero.
7. Un procedimiento de producción de una lámina de acero laminada en frío según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5, el procedimiento de producción que comprende:
- 25 Un primer proceso de laminación en caliente de realización de una laminación a caliente con respecto a un acero, de modo de ajustar un tamaño de grano de austenita promedio del acero a $200\ \mu\text{m}$ o menos, donde el primer proceso de laminación en caliente incluye al menos una pasada de reducción de laminación con una relación de reducción de laminación de 40% o más en un rango de temperatura de $1,000\ ^\circ\text{C}$ a $1,200\ ^\circ\text{C}$, y
- la composición química de acero que consiste en, en % de masa,
- 30 C: 0,02% a 0,4%,
- Si: 0,001% a 2,5%
- Mn: 0,001% a 4,0%,
- Al: 0,001% a 2,0%,
- P: limitado a 0,15% o menos,
- 35 S: limitado a 0,03% o menos,
- N: limitado a 0,01 % o menos,
- O: limitado a 0,01 % o menos,
- opcionalmente uno o más seleccionado del grupo que consiste en
- Ti: 0,001% a 0,2%,
- 40 Nb: 0,005% a 0,2%,
- B: 0,0001% a 0,005%,
- Mg: 0,0001% a 0,01%,

- REM: 0,0001% a 0,1%,
 Ca: 0,0001% a 0,01%,
 Mo: 0,001% a 1,0%,
 Cr: 0,001% a 2,0%,
 5 V: 0,001% a 1,0%,
 W: 0,001 % a 1,0%,
 Ni: 0,001% a 2,0%,
 Cu: 0,001% a 2,0%,
 Co: 0,0001% a 1,0%,
 10 Sn: 0,0001% a 0,2%,
 Zr: 0,0001% a 0,2%, y
 As: 0,0001% a 0,5%; y
 el resto que consiste en Fe e impurezas inevitables, y
 donde una suma del contenido de Si y el contenido de Al es 1,0% a 4,5%;
- 15 un segundo proceso de laminación en caliente de la realización de una laminación en caliente con respecto al acero, donde el segundo laminación en caliente es un acabado de laminación,
 donde el proceso de laminación en caliente incluye una pasada de reducción de laminación grande con una relación de reducción de laminación de 30% o más en un rango de temperatura de $T1 + 30\text{ °C}$ a $T1 + 200\text{ °C}$ cuando una temperatura calculada por la siguiente Expresión 1 se ajusta a $T\text{ °C}$,
- 20 una relación de reducción de laminación acumulativa en el rango de temperatura de $T1 + 30\text{ °C}$ a $T1 + 200\text{ °C}$ es 50% a 90%,
 donde una pasada final es la pasada de reducción de laminación grande,
 opcionalmente laminación después de realizar el primer enfriamiento, donde una relación de reducción de laminación acumulativa en un rango de temperatura mayor de o igual a $Ar_3\text{ °C}$ calculada por la siguiente Expresión 4 y menor de $T1 + 30\text{ °C}$ se limita a 30% o menos, y una temperatura de terminación de laminación es el $Ar_3\text{ °C}$ calculado por la siguiente Expresión 4 o mayor;
- 25 un primer proceso de enfriamiento de realización de un enfriamiento con respecto al acero, de modo que un tiempo de espera t segundo, que se ajusta como un tiempo desde la finalización de la pasada final entre los pasos de reducción de laminación grandes a una iniciación del enfriamiento, cumple la siguiente, Expresión 2;
- 30 donde una tasa de enfriamiento promedio en el primer enfriamiento es 50 °C/s a 200 °C/s ,
 una variación de la temperatura de enfriamiento que es una diferencia entre una temperatura del acero en el momento de la iniciación del enfriamiento y una temperatura del acero en el momento de la terminación del enfriamiento es 40 °C a 140 °C , en el primer enfriamiento,
 la temperatura del acero en el momento de la terminación del enfriamiento es $T1 + 100\text{ °C}$ o inferior,
- 35 un segundo proceso de enfriamiento para la realización de un enfriamiento con respecto al acero,
 el segundo enfriamiento se inicia dentro de 10 segundos después de que el acero pasa a través una caja de laminación final y después de terminar el primer enfriamiento;
 un proceso de bobinado para la realización de bobinado con respecto al acero en un rango de temperatura de 350 °C a 650 °C ;
- 40 un proceso de decapado para la realización de un decapado con respecto al acero;
 un proceso de laminación en frío para la realización de una laminación en frío con respecto al acero a una relación de reducción de laminación de 30% a 90%;

un proceso de calentamiento en dos etapas para la realización de un calentamiento en dos etapas con respecto al acero, en que una tasa de calentamiento promedio HR1 en un rango de temperatura de temperatura ambiente a 650 °C es 0,3 °C/s a 200 °C/s, y una tasa de calentamiento promedio HR2 en un rango de temperatura de más de 650 °C a Ac_1 °C, cuando Ac_1 calculada mediante la siguiente Expresión 5, es 0,5 x HR1 o menos, en la unidad de °C/s;

- 5 un proceso de retención para la realización de una retención con respecto al acero dentro de un rango de temperatura de Ac_1 °C a 900 °C durante 1 segundo a 300 segundos;

un proceso de enfriamiento para la realización un enfriamiento con respecto al acero hasta un rango de temperatura de 580 °C a 780 °C a una tasa de enfriamiento promedio de 1 °C/s a 20 °C/s;

- 10 un proceso de enfriamiento para la realización un enfriamiento con respecto al acero a una temperatura T_{OA} , que está dentro de un rango de temperatura de 350 °C a 500 °C, a una tasa de enfriamiento promedio de 5 °C/s a 200 °C/s; y

un proceso de retención para la realización de una retención con respecto al acero de modo de obtener una lámina de acero, donde el acero se retiene dentro del rango de temperatura de 350 °C a 500 °C durante un tiempo de t_{OA} segundos o más, que se calcula mediante la siguiente Expresión 6, a 1000 segundos o menos, o

- 15 un proceso de enfriamiento y retención para la realización de un enfriamiento y retención con respecto al acero de modo de obtener una lámina de acero, donde el acero se enfría adicionalmente a una temperatura de 350 °C o inferior, luego el acero se recalienta en el rango de temperatura de 350 °C a 500 °C, y el acero se retiene dentro del rango de temperatura de 350 °C a 500 °C durante el tiempo de t_{OA} segundos o más, que se calcula mediante la siguiente Expresión 6, a 1000 segundos o menos, donde

- 20 **$T1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] \dots$ (Expresión 1)**

donde [C], [N], y [Mn] representan porcentajes de masa del contenido de C, el contenido de N, y el contenido de Mn en el acero, respectivamente,

donde una temperatura calculada por la siguiente Expresión 7 en lugar de la temperatura calculada por la Expresión 1 se ajusta como $T1$ °C,

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

donde [C], [N], [Mn], [Nb], [Ti], [B], [Cr], [Mo], y [V] representa los porcentajes de masa de C, N, Mn, Nb, Ti, B, Cr, Mo, y V, respectivamente,

$t < 2,5 \times t1 \dots$ (Expresión 2)

- 30 aquí, $t1$ se expresa mediante la siguiente Expresión 3,

$t1 = 0,01 \times ((Tf-T1) \times PI/100)^2 - 0,109 \times ((Tf-T1) \times PI/100) + 3,1 \dots$ (Expresión 3)

aquí, Tf representa una temperatura Celsius del acero en el momento de la terminación de la pasada final, y $P1$ representa un porcentaje de la relación de reducción de laminación durante la pasada final,

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

- 35 donde [C], [Mn], [Si] y [P] representan porcentajes de masa del contenido de C, el contenido de Mn, el contenido de Si y el contenido de P en el acero, respectivamente,

$Ac_1 = 723 - 10,7 \times [Mn] - 16,9 \times [Ni] + 29,1 \times [Si] + 16,9 \times [Cr] + 290 \times [As] + 6,38 \times [W] \dots$ (Expresión 5)

- 40 donde [Mn], [Ni], [Si], [Cr], [As] y [W] representan los porcentajes de masa del contenido de Mn, el contenido de Ni, el contenido de Si, el contenido de Cr, el contenido de As y el contenido de W en el acero, respectivamente,

$t_{OA} = 10^{0,0002(TOA-425)^2} + 1,18 \dots$ (Expresión 6)

8. El procedimiento de producción de una lámina de acero laminada en frío según la reivindicación 7, donde el tiempo de espera t segundo cumple la siguiente Expresión 8 usando $t1$.

$0 < t < t1 \dots$ (Expresión 8)

- 45

9. El procedimiento de producción de una lámina de acero laminada en frío de acuerdo la reivindicación 7, donde el tiempo de espera t segundo cumple la siguiente Expresión 9 usando $t1$.

$t_l < t < 2,5 \times t_l$... (Expresión 9)

10. El procedimiento de producción de una lámina de acero laminada en frío de acuerdo cualquiera de las reivindicaciones 7 a 9,

5 donde el primer laminación en caliente incluye una pasada que tiene una relación de reducción de laminación de 40% o más al menos dos o más veces, de modo de controlar que un tamaño de grano de austenita promedio del acero sea 100 μm o menos.

11. El procedimiento de producción de una lámina de acero laminada en frío de acuerdo cualquiera de las reivindicaciones 7 a 10,

10 donde una temperatura de ascenso del acero entre los respectivos pasos en el rango de temperatura de $T_1 + 30$ °C a $T_1 + 200$ °C se ajusta a 18 °C o menos en el segundo laminación en caliente.

12. El procedimiento de producción de una lámina de acero laminada en frío de acuerdo cualquiera de las reivindicaciones 7 a 11,

donde el primer enfriamiento se realiza entre las cajas de laminación.

15 **13.** El procedimiento de producción de una lámina de acero laminada en frío de acuerdo cualquiera de las reivindicaciones 7 a 12,

donde una capa de galvanizado en caliente o una capa por galvanizado y recocido se forma en una superficie de la lámina de acero.

FIG. 1

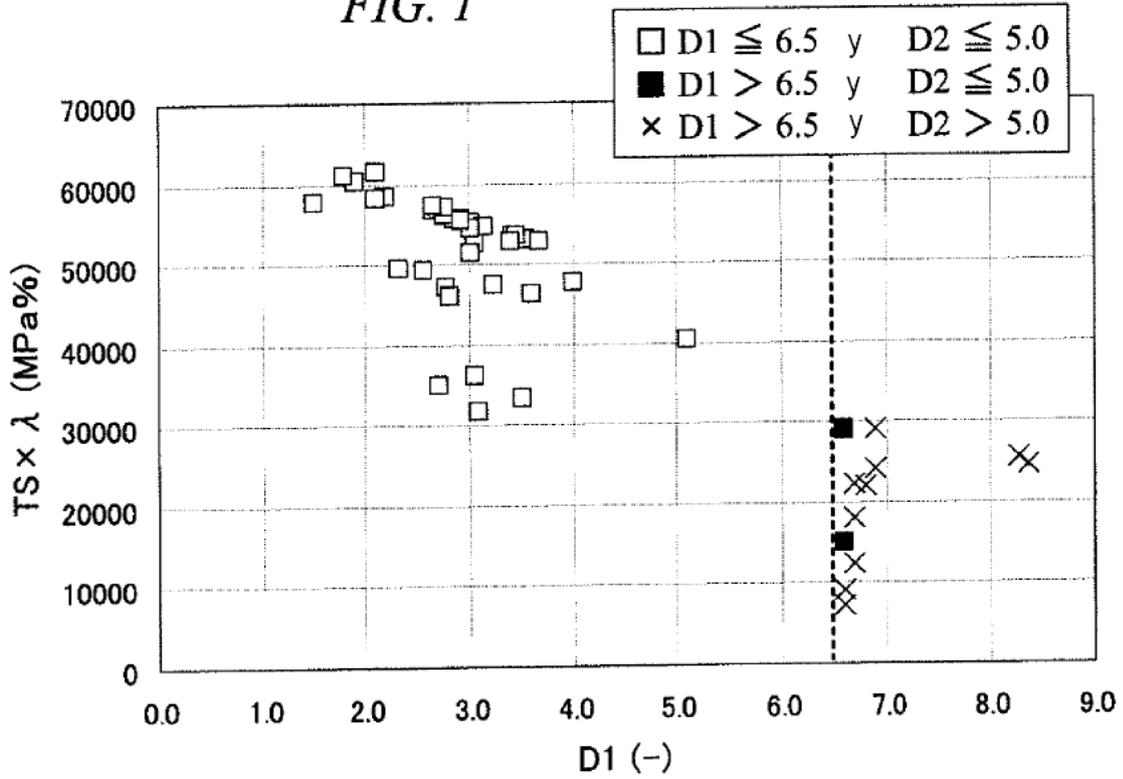


FIG. 2

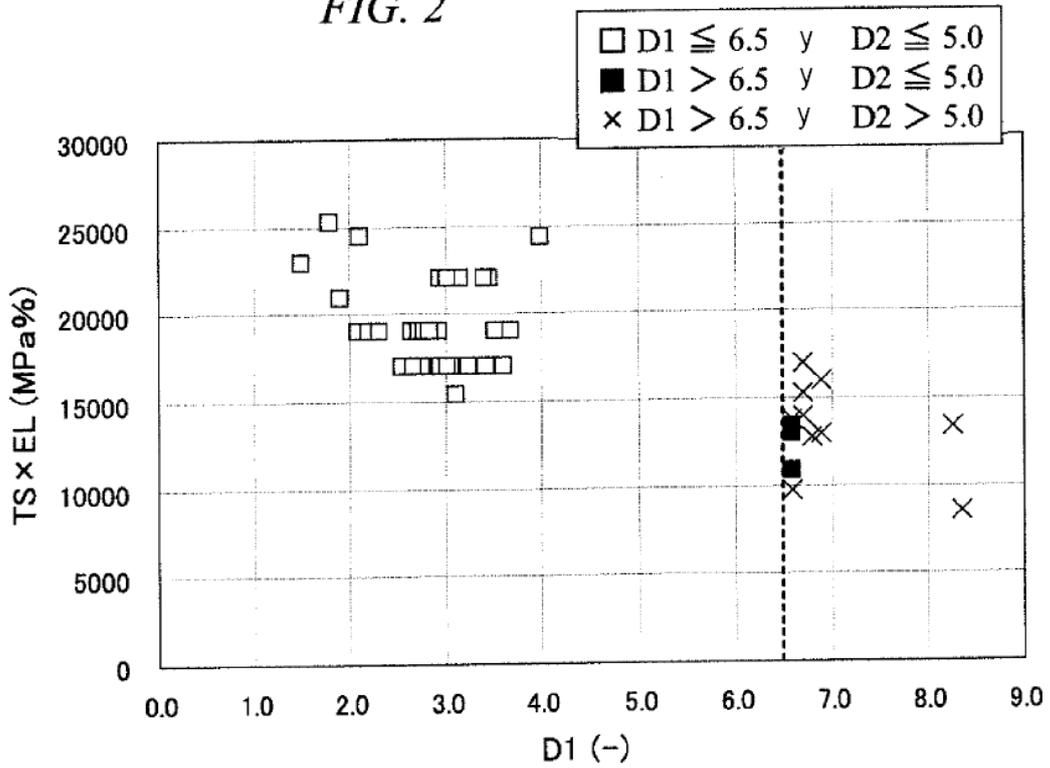


FIG. 3

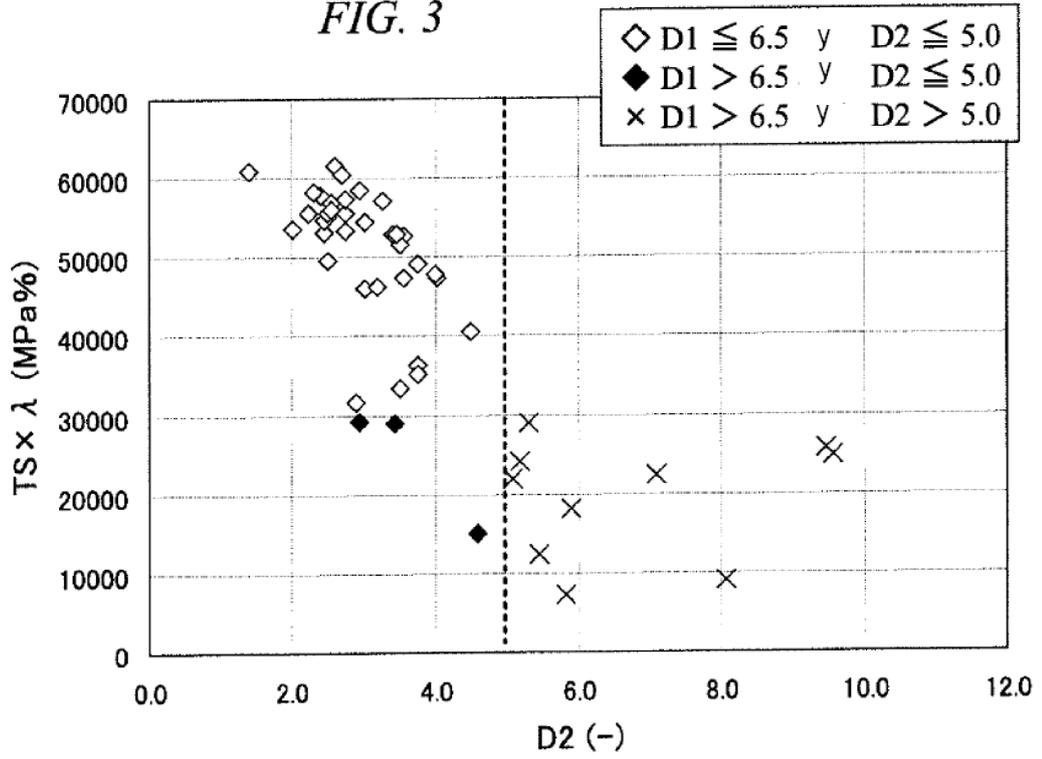


FIG. 4

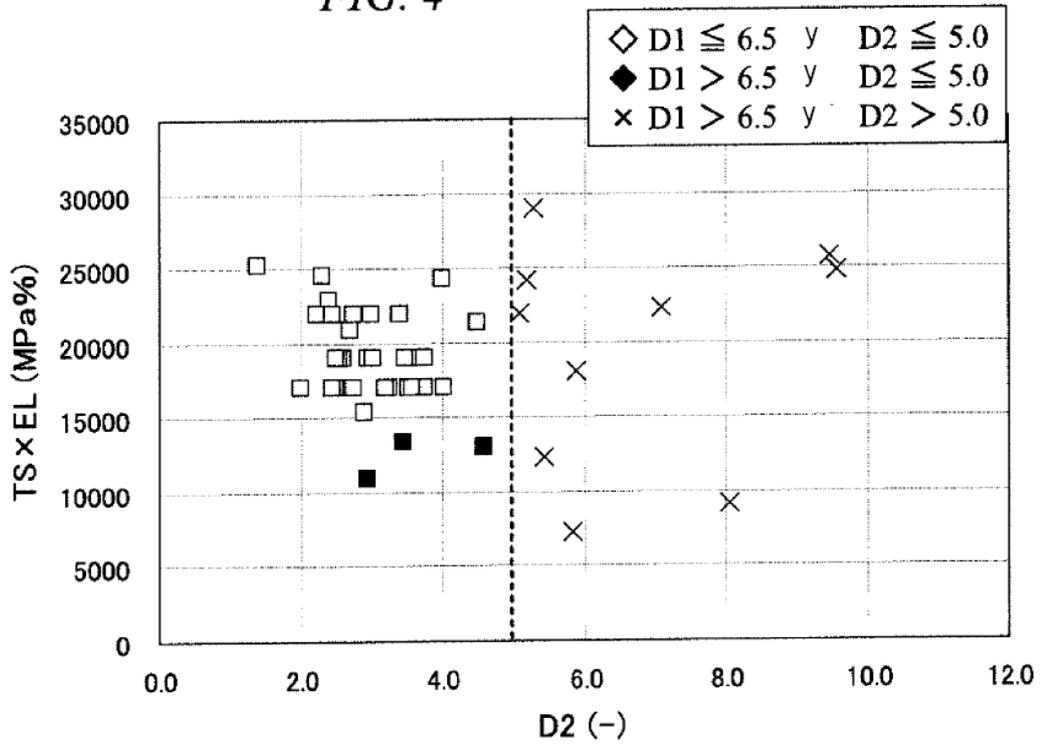


FIG. 5

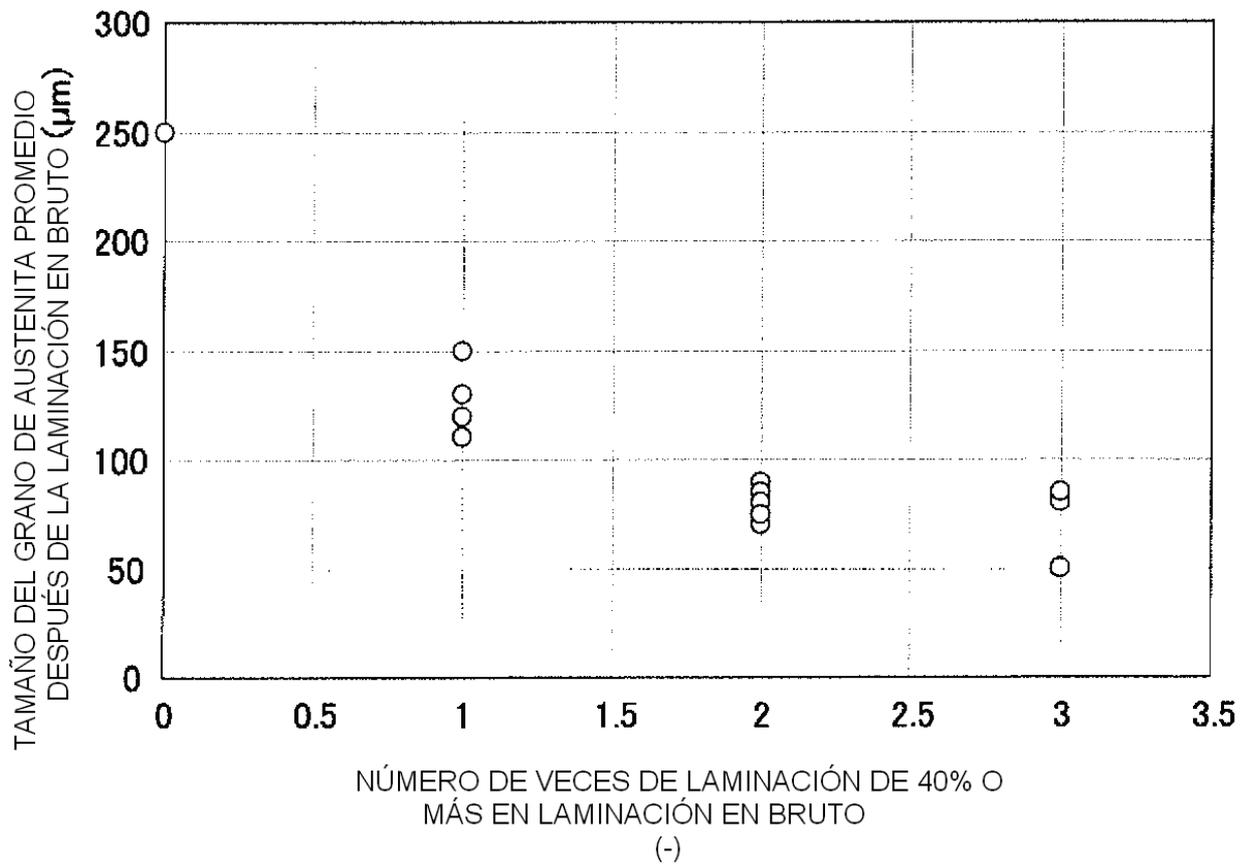


FIG. 6

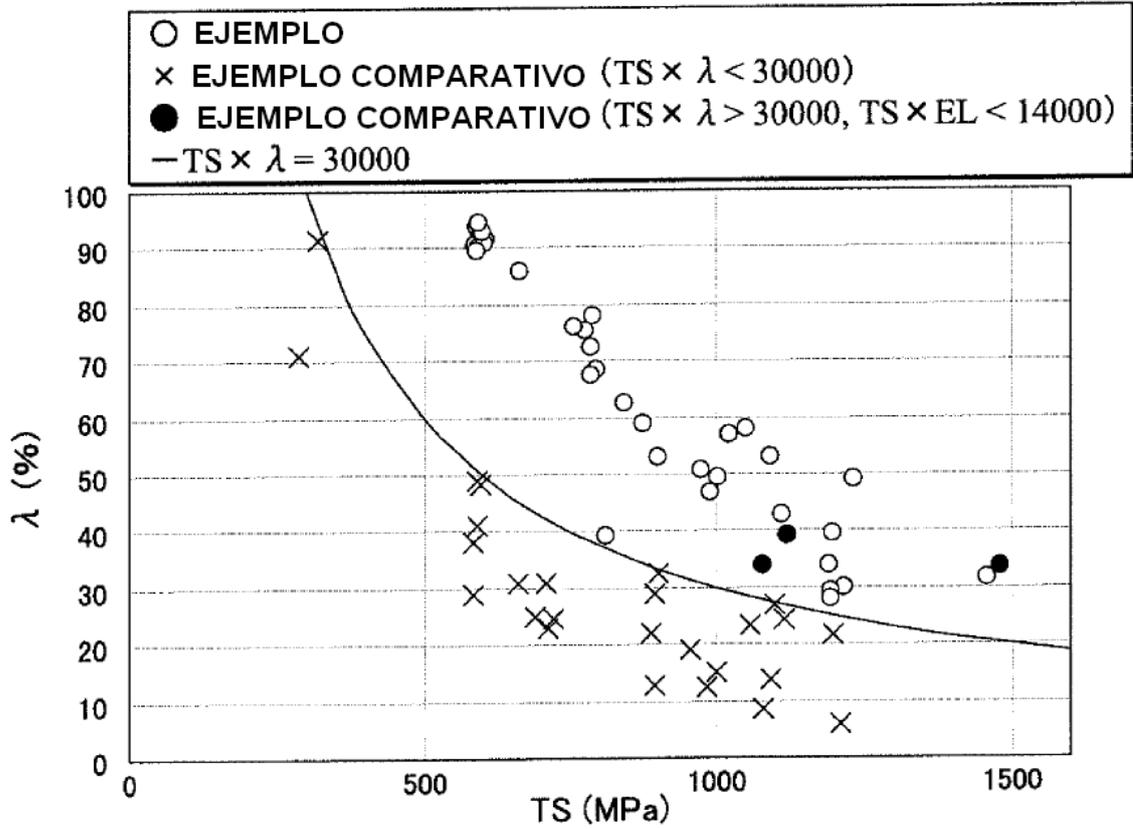


FIG. 7

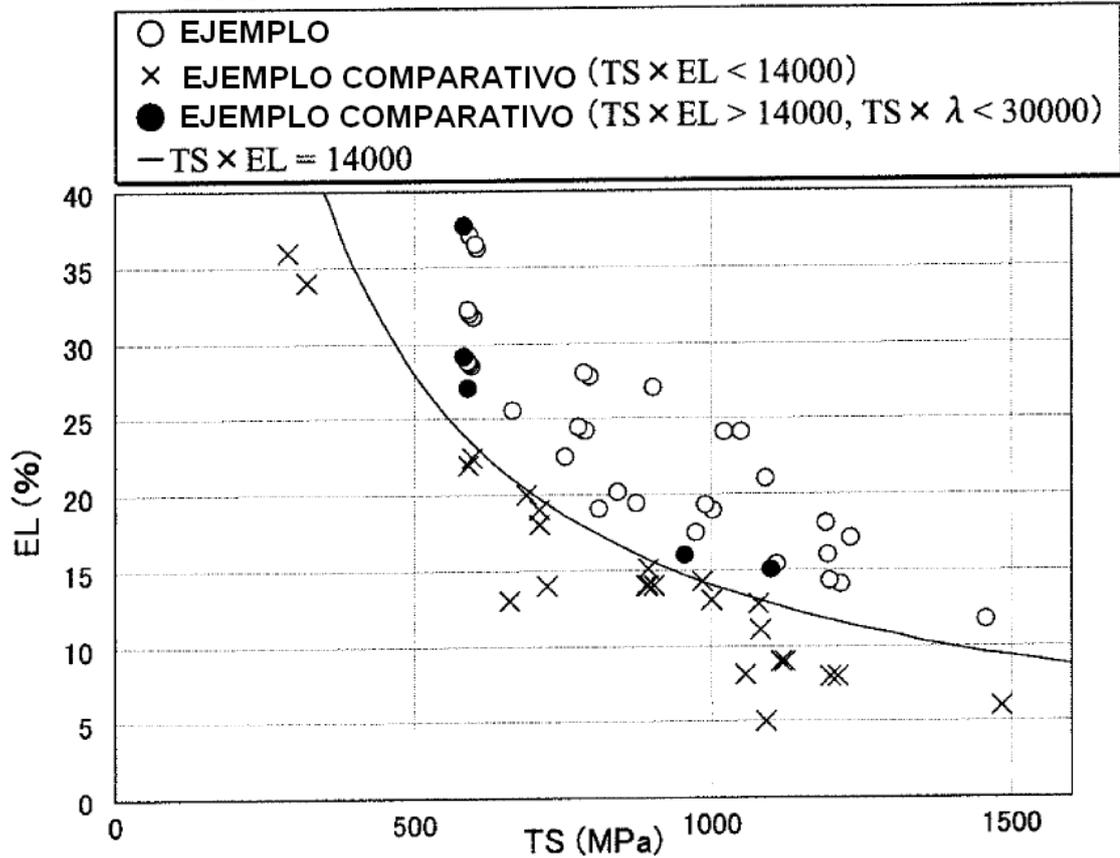


FIG. 8

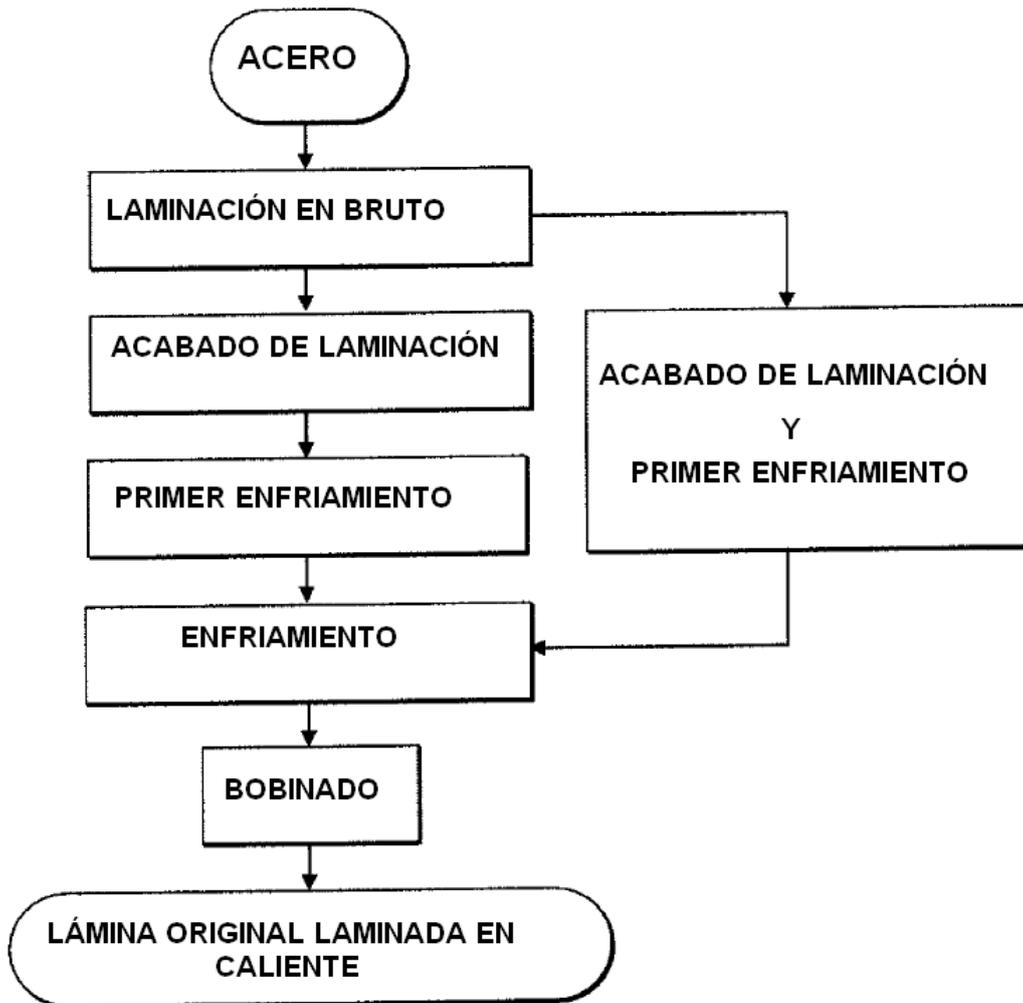


FIG. 9

