

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 713 154**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/26	(2006.01)	C21D 8/02	(2006.01)
C22C 38/28	(2006.01)	C22C 38/30	(2006.01)		
C22C 38/54	(2006.01)	C22C 38/32	(2006.01)		
C21D 9/48	(2006.01)	C22C 38/42	(2006.01)		
C22C 38/02	(2006.01)	C22C 38/44	(2006.01)		
C22C 38/04	(2006.01)	C22C 38/46	(2006.01)		
C22C 38/06	(2006.01)	C22C 38/48	(2006.01)		
C22C 38/20	(2006.01)	C22C 38/50	(2006.01)		
C22C 38/22	(2006.01)	C22C 38/52	(2006.01)		
C22C 38/24	(2006.01)	C21D 6/00	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **07.01.2015 PCT/JP2015/000032**

87 Fecha y número de publicación internacional: **16.07.2015 WO15105045**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **07.01.2015 E 15735579 (3)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **28.11.2018 EP 3093362**

54 Título: **Acero inoxidable ferrítico y método para producir el mismo**

30 Prioridad:

08.01.2014 JP 2014001362
11.11.2014 JP 2014228501

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

20.05.2019

73 Titular/es:

JFE STEEL CORPORATION (100.0%)
2-3, Uchisaiwai-cho 2-chome
Chiyoda-ku, Tokyo, 100-0011, JP

72 Inventor/es:

YOSHINO, MASATAKA;
OTA, HIROKI;
TA, AYAKO;
MATSUBARA, YUKIHIRO;
MIZUTANI, AKITO y
FUJISAWA, MITSUYUKI

74 Agente/Representante:

CARVAJAL Y URQUIJO, Isabel

ES 2 713 154 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

Acero inoxidable ferrítico y método para producir el mismo

[Campo técnico]

5 La presente invención se relaciona con un acero inoxidable ferrítico que tiene suficiente resistencia a la corrosión y capacidad de formación y excelentes propiedades superficiales libres de defectos de costura causados por laminado en caliente o recocido, y también con un método para producir el acero inoxidable ferrítico.

[Antecedentes de la técnica]

10 El acero inoxidable ferrítico, que es barato y altamente resistente a la corrosión, se usa en una amplia variedad de aplicaciones, que incluyen material de construcción, equipo de transporte, electrodomésticos, instrumentos de cocina, partes de automóviles, etc., y la gama de aplicaciones ha experimentado una mayor expansión en los últimos años. Para ser adecuado para estas aplicaciones, se requiere que el acero inoxidable ferrítico no solo tenga resistencia a la corrosión sino que también tenga una capacidad de formación suficiente que permita trabajar el acero en las formas deseadas (en otras palabras, el alargamiento debe ser grande (en lo sucesivo, que tiene un alargamiento suficientemente alto, puede denominarse como que tiene ductilidad), el valor promedio de Lankford (en lo sucesivo puede denominarse "valor r promedio") debe ser alto, y el valor absoluto de la anisotropía en el plano de valor r (en lo sucesivo se puede denominar $|\Delta r|$) debe ser pequeño. También es necesario tener excelentes propiedades de superficie si las aplicaciones requieren superficies estéticamente atractivas.

15 A este respecto, la Literatura 1 de Patentes divulga un acero inoxidable ferrítico que tiene una excelente capacidad de formación y resistencia a la formación de crestas, conteniendo el acero inoxidable ferrítico, en términos de% en masa, C: 0.02% a 0.06%, Si: 1.0% o menos, Mn: 1.0% o menos, P: 0.05% o menos, S: 0.01% o menos, Al: 0.005% o menos, Ti: 0.005% o menos, Cr: 11% a 30% y Ni: 0.7% o menos y satisfaciendo $0.06 \leq (C + N) \leq 0.12$, $1 \leq N/C$, y $1.5 \cdot 10^{-3} \leq (V + N) \leq 1.5 \cdot 10^{-2}$ (C, N y V respectivamente representan los contenidos de elementos respectivos en términos de % en masa). Sin embargo, la Literatura 1 de Patentes es completamente silenciosa acerca de la anisotropía. Además, el recocido en caja (por ejemplo, recocido a 860°C durante 8 horas) es necesario después del laminado en caliente. Dado que el proceso de recocido de cajas requiere aproximadamente una semana para finalizar si también se cuentan los pasos de recocido y enfriamiento, la baja productividad surge como un problema.

20 La Literatura 2 de Patentes divulga un acero inoxidable ferrítico con excelentes propiedades de capacidad de trabajo y de superficie, obtenido por laminación en caliente de un acero que contiene, en términos de% en masa, C: 0.01% a 0.10%, Si: 0.05% a 0.50%, Mn : 0.05% a 1.00%, Ni: 0.01% a 0.50%, Cr: 10% a 20%, Mo: 0.005% a 0.50%, Cu: 0.01% a 0.50%, V: 0.001% a 0.50%, Ti: 0.001 % a 0.50%, Al: 0.01% a 0.20%, Nb: 0.001% a 0.50%, N: 0.005% a 0.050% y B: 0.00010% a 0.00500%, recocido de la lámina laminada en caliente en un horno de caja o un horno continuo de una línea de recocido y decapado (línea AP) en una región de temperatura de ferrita monofásica, y realización del laminado en frío y el recocido final. Sin embargo, cuando se utiliza un horno de caja, existe un problema de baja productividad como en la Literatura 1 de Patentes descrita anteriormente. Aunque la Literatura 2 de Patentes no menciona el alargamiento, el recocido de una lámina laminada en caliente en un horno de recocido continuo en una región de temperatura monofásica de ferrita produce una cristalización insuficiente debido a la baja temperatura de recocido, y el alargamiento disminuye en comparación con cuando se realiza el recocido en caja en una región de temperatura monofásica de ferrita. Además, en general, cuando el acero inoxidable ferrítico tal como el que se describe en la Literatura de Patentes 2 es colado o laminado en caliente, se producen grupos de grano cristalino (colonias) que tienen orientaciones de cristal similares y surge un problema de un $|\Delta r|$ grande. Además, la Literatura 3 de Patentes reivindica mejorar la capacidad de procesamiento de la lámina de acero inoxidable ferrítica y la Literatura 4 de Patentes divulga una lámina de acero inoxidable ferrítica para tanques de combustible y tuberías de combustible.

[Lista de citas]

45 [Literatura de patentes]

[PTL 1] Patente japonesa No. 3584881 (Republicación de la Publicación Internacional PCT No. WO00/60134)

[PTL 2] Patente japonesa No. 3581801 (Publicación de Solicitud de Patente Japonesa no examinada No. 2001-3134)

[PTL 3] Documento JP 2003 201547 A

50 [PTL 4] Documento US 2004/094240 A1

[Resumen de la invención]

[Problema técnico]

5 La presente invención aborda los problemas descritos anteriormente y busca proporcionar un acero inoxidable ferrítico que tenga suficiente resistencia a la corrosión y capacidad de formación y excelentes propiedades de superficie libres de defectos de costura causados por laminación en caliente o recocido, y un método para producir el acero inoxidable ferrítico.

10 Para los propósitos de la presente invención, una resistencia suficiente a la corrosión indica que cuando una hoja de acero tiene un acabado pulido con papel de esmeril #600, tiene sus porciones de superficie final selladas y sometidas a 3 ciclos de una prueba de ciclo de atomizado con sal (incluyendo cada ciclo atomización de sal (35°C, 5% en masa de NaCl, atomización: 2 horas) → secado (60°C, humedad relativa: 40%, 4 horas) → humectación (50°C, humedad relativa ≥ 95%, 2 horas)) prescrito en el documento JIS H 8502, la fracción del área de óxido (= área de óxido/área total de lámina de acero X 100 [%]) de la superficie de la lámina de acero es del 25% o menos.

15 Una capacidad de formación suficiente indica que una muestra de prueba tomada en una dirección de 90° con respecto a la dirección de laminado muestra que una elongación después de la fractura es del 25% o más en una prueba de tracción realizada de acuerdo con el documento JIS Z 2241, que el valor r promedio calculado a partir de la fórmula (1) a continuación es 0.65 o más bajo una tensión del 15% en una prueba de tracción realizada de acuerdo con el documento JIS Z 2241, y que el valor absoluto ($|\Delta r|$) de la anisotropía en el plano del valor r (en lo sucesivo indicado como Δr) calculado a partir de la fórmula (2) a continuación es 0.30 o menos:

$$\text{Valor } r \text{ promedio} = (r_L + 2 \times r_D + r_C) / 4 \quad (1)$$

$$\Delta r = (r_L - 2 \times r_D + r_C) / 2 \quad (2)$$

20 donde r_L representa un valor r observado en una prueba de tracción realizada en una dirección paralela a la dirección de laminado, r_D representa un valor r observado en una prueba de tracción realizada en una dirección de 45° con respecto a la dirección de laminado, y r_C representa un valor r observado en una prueba de tracción realizada en una dirección de 90° con respecto a la dirección de laminado.

[Solución al problema]

25 Se han realizado estudios para abordar los problemas y se ha encontrado que un acero inoxidable ferrítico que tiene suficiente resistencia a la corrosión y capacidad de formación se obtiene al recocer una lámina de acero inoxidable ferrítico que tiene una composición apropiada en una región de temperatura de doble fase de ferrita-austenita antes de laminar en frío una lámina de acero laminada en caliente. La presencia de defectos de costura en la superficie de la lámina de acero se puede eliminar controlando aún más los contenidos de V, Ti y Nb dentro del intervalo apropiado de composición de acero descrito anteriormente para no causar la precipitación de carbonitruros de Cr gruesos durante el laminado en caliente. Se ha encontrado que no solo se mejorarán como resultado la resistencia a la corrosión y la capacidad de formación, sino también las propiedades de la superficie.

La presente invención se ha realizado sobre la base de los hallazgos descritos anteriormente y se define por las reivindicaciones.

35 En esta especificación, % que indica la composición de acero indica % en masa.

[Efectos ventajosos de la invención]

De acuerdo con la presente invención, se obtiene un acero inoxidable ferrítico que tiene suficiente resistencia a la corrosión y capacidad de formación (alto alargamiento, gran valor r promedio y pequeño $|\Delta r|$) y excelentes propiedades de superficie con menos defectos de costura.

40 [Descripción de las realizaciones]

La presente invención se describirá ahora en detalle.

Un acero inoxidable ferrítico comprende, en términos de% en masa, C: 0.005% a 0.05%, Si: 0.02% a 0.50%, Mn: 0.05% a 1.0%, P: 0.04% o menos, S: 0.01 % o menos, Cr: 15.5% a 18.0%, Al: 0.001% a 0.10%, N: 0.01% a 0.06%, V: 0.01% a 0.25%, Ti: 0.001% a 0.020%, Nb: 0.001% a 0.030 %, y el balance que es Fe e impurezas inevitables, en las que se satisface $V/(Ti + Nb) \geq 2.0$. En la presente invención, el equilibrio de los componentes en la composición es importante, y en particular, el equilibrio de V, Ti y Nb es importante. Es importante que se cumpla V: 0.01% a 0.25%, Ti: 0.001% a 0.020%, Nb: 0.001% a 0.030% y $V/(Ti + Nb) \geq 2.0$. Cuando los componentes de la composición se combinan como tales, se puede obtener un acero inoxidable ferrítico que tiene suficiente resistencia a la corrosión, capacidad de formación suficiente y excelentes propiedades de superficie con menos defectos de costura.

En primer lugar, se describen los detalles técnicos de la presente invención.

Se ha enfocado en una técnica para lograr la capacidad de formación deseada recociendo una hoja laminada en caliente durante un corto período de tiempo utilizando un horno de recocido continuo, que es un horno con alta productividad, en lugar de recocer una hoja laminada en caliente durante un largo período de tiempo tal como en recocido en caja (recocido por lotes). El problema de la técnica relacionada que utiliza hornos de recocido continuo es que, dado que el recocido se realiza en una región de temperatura monofásica de ferrita, no se produce una recristalización suficiente, no se logra una elongación suficiente y $|\Delta r|$ es grande debido a que las colonias permanecen incluso después del recocido de lámina laminada en frío. Luego, se ha ideado el recocido de una lámina laminada en caliente en una región de doble fase de ferrita-austenita, y luego laminar en frío la lámina resultante laminada en caliente y recocida y recocer la lámina laminada en frío resultante mediante un proceso normal para que la microestructura del acero vuelva a una sola fase de ferrita en la etapa final.

Es decir, cuando una lámina laminada en caliente es recocida en una región de temperatura de doble fase de ferrita-austenita más alta que la región de temperatura de una sola fase de ferrita, se promueve la recristalización de una fase de ferrita. Como un resultado, los granos de cristal de ferrita a los que se ha introducido la tensión de trabajo por laminación en caliente no permanecen después del recocido de la lámina laminada en frío, y se mejora el alargamiento después del recocido de la lámina laminada en frío. Cuando se forma una fase de austenita a partir de una fase de ferrita por recocido de lámina laminada en caliente, la fase de austenita se forma teniendo orientaciones de cristal que es diferente de la de la fase de ferrita antes del recocido, y por lo tanto las colonias de la fase de ferrita se destruyen efectivamente. Como un resultado, en una microestructura de una lámina laminada en frío y recocida después de la laminación en frío y el recocido de la lámina laminada en frío, se desarrolla una textura de fibra y que mejora el valor r , las colonias se rompen y la anisotropía de la microestructura se relaja. Por lo tanto, se obtienen excelentes propiedades como la pequeña $|\Delta r|$.

Cuando el recocido de lámina laminada en caliente se realiza en una región de doble fase de ferrita-austenita, se forma una estructura de doble fase que incluye una fase de ferrita y una fase de martensita formada por la transformación de una fase de austenita. Cuando una lámina laminada en caliente y recocida que contiene la fase de martensita se lamina en frío, la fase de ferrita cerca de la fase de martensita se deforma preferencialmente debido a que la fase de martensita es más dura que la fase de ferrita, y la deformación por laminación se concentra en esas fases de ferrita, lo que aumenta aún más el número de sitios de recristalización durante el recocido de lámina laminada en frío. Como un resultado, la recristalización durante el recocido de la lámina laminada en frío se promueve aún más, y la anisotropía de la microestructura después del recocido de la lámina laminada en frío se relaja aún más.

Sin embargo, se ha encontrado que cuando una lámina laminada en caliente hecha de un acero que tiene una composición convencional es recocida en la región de doble fase de ferrita-austenita, se producen defectos de tipo línea (en lo sucesivo, defectos de costura) en la dirección de laminación después del recocido de lámina laminada en frío, y las propiedades de la superficie se degradan significativamente, lo que plantea un nuevo problema.

Con el fin de lograr tanto la capacidad de formación como las propiedades superficiales, se ha investigado la causa de la aparición de defectos de costura como resultado del recocido de lámina laminada en caliente en la región de doble fase de ferrita-austenita. Se ha encontrado que los defectos de costura son causados por una fase de martensita significativamente dura que existe en una porción de capa superficial de una lámina de acero después del recocido de lámina laminada en caliente. En otras palabras, cuando la fase de martensita significativamente dura está presente en una porción de capa superficial de una lámina de acero después del recocido de lamina laminada en caliente, las tensiones se concentran en las interfaces entre la fase de martensita significativamente dura y la fase de ferrita durante el proceso posterior de laminado en frío y causa microrupturas que formarían defectos de costura después del recocido de lámina laminada en frío. La fase de martensita se forma como resultado de la transformación de una fase austenita, que se ha formado en el recocido de lámina laminada en caliente en la región de doble fase de ferrita-austenita, a medida que avanza el enfriamiento. Se ha estudiado la dureza de los granos de martensita en la microestructura. Se ha encontrado que si bien la mayor parte de la fase de martensita tiene una dureza Vickers (HV) de aproximadamente 300 a 400, alguna parte de la fase de martensita ha mostrado una dureza significativamente alta con un VH superior a 500, y que ocurren microrupturas en el laminado en frío en las interfaces entre la fase de ferrita y la fase de martensita significativamente dura con HV superior a 500.

Los inventores han examinado qué causa que la fase de martensita significativamente dura que tiene un HV superior a 500 se produzca localmente después del recocido de lámina laminada en caliente, y aplicó la tecnología para superar este problema. Como resultado, se ha encontrado que la fase de martensita significativamente dura se forma cuando están presentes carbonitruros de Cr gruesos antes del recocido de lámina laminada en caliente. El mecanismo detrás de esto es probablemente el siguiente. En el recocido de lámina laminada en caliente, la fase de austenita se forma por la disolución de los carbonitruros de Cr que se han precipitado durante la laminación en caliente. Si los carbonitruros de Cr antes del recocido de lámina laminada en caliente son gruesos, la cantidad de carbono (C) suministrada a la fase de austenita aumenta. Como resultado, la región en la que se disolvieron localmente carbonitruros de Cr gruesos presenta una mayor concentración de C en comparación con la región en la que no se disolvió carbonitruros de Cr grueso. La fase de martensita significativamente dura se forma después del recocido de lámina laminada en caliente de esta fase de austenita que tiene altas concentraciones de C.

Los inventores se centraron entonces en la tecnología para prevenir la precipitación de carbonitruros de Cr gruesos durante la laminación en caliente. Como resultado, se ha encontrado que la precipitación de carbonitruros de Cr gruesos durante la laminación en caliente se puede evitar cuando la composición de acero contiene V, Ti y Nb en cantidades de V: 0.01% a 0.25%, Ti: 0.001% a 0.020% y Nb : 0.001% a 0.030%, y satisface $V/(Ti + Nb) \geq 2.0$.

En otras palabras, se ha encontrado que cuando se contienen cantidades apropiadas de estos elementos, los carbonitruros complejos (Cr, V, Ti, Nb)(C, N) que contienen V, Ti y Nb se precipitan en lugar de los carbonitruros de Cr durante el laminado en caliente y estos carbonitruros complejos se precipitan de manera más fina y homogénea que los carbonitruros de Cr, suprimiendo así la aparición de carbonitruros de Cr gruesos.

Este efecto se exhibe mediante la incorporación de una cantidad apropiada de V. Titanio (Ti) y Nb tienen mayor afinidad con C y N que con Cr, y forman carbonitruros más fácilmente que con Cr. Cuando Ti o Nb se usan solos, Ti o Nb se precipitarán como Ti(C, N) o Nb(C, N) separados de los carbonitruros de Cr, y no se obtiene el efecto de suprimir la formación de carbonitruros de Cr gruesos.

El vanadio (V) también es un elemento que tiene una fuerte afinidad con C y N. El vanadio (V) tiende a formar carbonitruros complejos (Cr, V, Ti, Nb)(C, N) con Cr, Ti y Nb y los carbonitruros de Cr se precipitan como (Cr, V, Ti, Nb)(C, N) si se contiene una cantidad apropiada de V además de Ti y Nb. Dado que se precipitan estos (Cr, V, Ti, Nb)(C, N) que contienen V, Ti y Nb que tienen una tasa de difusión más pequeña que la de Cr, el crecimiento o engrosamiento después de la precipitación se rige por la difusión de V, Ti y Nb. Por lo tanto, los precipitados son más finos que los carbonitruros de Cr convencionales y la aparición de carbonitruros gruesos durante la laminación en caliente puede suprimirse efectivamente.

Se ha puesto de manifiesto que debido a estos efectos, se suprime la formación de la fase martensita significativamente dura causada por la disolución de carbonitruros de Cr gruesos durante el recocido de lámina laminada en caliente en la región de doble fase de ferrita-austenita, y se reduce significativamente la ocurrencia de defectos de costura después del recocido de lámina laminada en frío.

En otras palabras, para lograr la capacidad de formación deseada sin degradar las propiedades de la superficie al realizar recocido de lámina laminada en caliente durante un corto período de tiempo utilizando un horno de recocido continuo en lugar de realizar recocido de lámina laminada en caliente durante un largo período de tiempo tal como en el recocido en caja (recocido por lotes), es necesario no solo realizar el recocido de lámina laminada en caliente durante un corto período de tiempo en la región de doble fase de ferrita-austenita, sino también que la composición de acero contenga una mezcla adecuada de V, Ti y Nb.

Ahora se describirá la composición del acero inoxidable ferrítico de acuerdo con la presente invención. En la siguiente descripción, % indica % en masa, a menos que se indique lo contrario.

C: 0.005% a 0.05%

El carbono (C) tiene el efecto de expandir la región de temperatura de la fase dual, que tiene una fase de ferrita y una fase de austenita, durante el recocido de la lámina laminada en caliente debido a la promoción de la formación de una fase de austenita. Para obtener este efecto, el contenido de C debe ser de 0.005% o más. Con un contenido de C superior al 0.05%, la lámina de acero se endurece y la ductilidad se degrada. Además, la fase de martensita significativamente dura se forma después del recocido de lámina laminada en caliente incluso de acuerdo con la presente invención, y se inducen defectos de costura después del recocido de la lámina laminada en frío. Por consiguiente, el contenido de C debe estar dentro del intervalo de 0.005% a 0.05%. El límite inferior es preferiblemente del 0.01% y más preferiblemente del 0.015%. El límite superior es preferiblemente de 0.035%, más preferiblemente de 0.03%, y aún más preferiblemente de 0.025%.

Si: 0.02% a 0.50%

5 El silicio (Si) es un elemento que actúa como un agente desoxidante durante la fusión del acero. Con el fin de obtener este efecto, el contenido de Si debe ser de 0.02% o más. Sin embargo, con un contenido de Si superior al 0.50%, la lámina de acero se endurece y aumenta la carga de laminación durante la laminación en caliente. Además, se deteriora la ductilidad después del recocido de lámina laminada en frío. Por consiguiente, el contenido de Si debe estar en el intervalo de 0.02% a 0.50%, preferiblemente en el intervalo de 0.10% a 0.35%, y más preferiblemente en el intervalo de 0.25% a 0.30%.

Mn: 0.05% a 1.0%

10 Al igual que con el carbono (C), el manganeso (Mn) tiene un efecto de expandir la región de temperatura de la fase dual, que tiene una fase de ferrita y una fase de austenita, durante el recocido de la lámina laminada en caliente debido a la promoción de la formación de una fase de austenita. Con el fin de obtener este efecto, el contenido de Mn debe ser 0.05% o más. Sin embargo, con un contenido de Mn superior a 1.0%, la cantidad de MnS generada aumenta y se deteriora la resistencia a la corrosión. En consecuencia, el contenido de Mn debe estar en el intervalo de 0.05% a 1.0%. El límite inferior es preferiblemente 0.1% y más preferiblemente 0.2%. El límite superior es preferiblemente 0.8%, más preferiblemente 0.35%, y aún más preferiblemente 0.3%.

15 P: 0.04% o menos

El fósforo (P) es un elemento que promueve la fractura intergranular por segregación intergranular y, por lo tanto, el contenido de P es preferiblemente lo más bajo posible. El límite superior es de 0.04%, preferiblemente de 0.03% o menos, y más preferiblemente de 0.01% o menos.

S: 0.01% o menos

20 El azufre (S) es un elemento que degrada la ductilidad, resistencia a la corrosión, etc., formando inclusiones con base en sulfuro, tal como MnS. Sus efectos adversos son particularmente notables cuando el contenido de S supera el 0.01%. Por lo tanto, el contenido de S es preferiblemente lo más bajo posible, y el límite superior del contenido de S en la presente invención es de 0.01%, más preferiblemente de 0.007% o menos, y aún más preferiblemente 0.005% o menos.

25 Cr: 15.5% a 18.0%

30 El cromo (Cr) es un elemento que tiene un efecto de mejorar la resistencia a la corrosión formando una película de pasivación sobre una superficie de lámina de acero. Con el fin de obtener este efecto, el contenido de Cr debe ser 15.5% o más. Sin embargo, con un contenido de Cr superior a 18.0%, una fase de austenita no se forma suficientemente durante el recocido de lámina laminada en caliente y no se obtienen las propiedades del material deseadas. Por consiguiente, el contenido de Cr debe estar en el intervalo de 15.5% a 18.0%, más preferiblemente en el intervalo de 16.0% a 18.0%, y aún más preferiblemente en el intervalo de 16.0% a 17.0%.

Al: 0.001% a 0.10%

35 Como con Si, el aluminio (Al) es un elemento que actúa como un agente desoxidante. Con el fin de obtener este efecto, el contenido de Al debe ser de 0.001% o más. Sin embargo, con un contenido de Al superior a 0.10%, la cantidad de inclusiones con base en Al, tal como Al_2O_3 , aumenta y las propiedades de la superficie tienden a degradarse. Por lo tanto, el contenido de Al debe estar en el intervalo de 0.001% a 0.10%, preferiblemente en el intervalo de 0.001% a 0.07%, más preferiblemente en el intervalo de 0.001% a 0.05%, y aún más preferiblemente en el intervalo de 0.001% a 0.03%.

N: 0.01% a 0.06%

40 Al igual que con C y Mn, el nitrógeno (N) tiene el efecto de promover la expansión de la región de temperatura de la fase dual, que tiene una fase de ferrita y una fase de austenita, durante el recocido de la lámina laminada en caliente debido a la promoción de formación de una fase de austenita. Con el fin de obtener este efecto, el contenido de N debe ser de 0.01% o más. Sin embargo, con un contenido de N superior 0.06%, se degrada la ductilidad significativamente y se degrada la resistencia a la corrosión debido a la precipitación acelerada de nitruros de Cr. En consecuencia, el contenido de N debe estar en el intervalo de 0.01% a 0.06%, preferiblemente en el intervalo de 0.01% a 0.05%, y más preferiblemente en el intervalo de 0.02% a 0.04%.

V: 0.01% a 0.25%

50 El vanadio (V) es un elemento extremadamente crítico en la presente invención. El vanadio (V) se caracteriza por tener una mayor afinidad por C y N que por Cr, y cuando se satisface $V/(Ti + Nb) \geq 2.0$, el vanadio combinado con Cr, Ti y Nb se precipita como (Cr, V, Ti, Nb)(C, N) durante el laminado en caliente y elimina la precipitación de

ES 2 713 154 T3

carbonitruros de Cr gruesos. Debido a este efecto, la formación de la fase de austenita extremadamente rica en C se suprime durante el recocido de lámina laminada en caliente, la fase de martensita significativamente dura no se forma después del recocido de lámina laminada en caliente, y se previene la aparición de defectos de costura de la superficie como resultado de las microrrupturas generadas durante el laminado en frío. Con el fin de obtener este efecto, el contenido de V debe ser de 0.01% o más. Sin embargo, con un contenido de V superior al 0.25%, se degrada la capacidad de trabajo y el costo de producción aumenta. Por consiguiente, el contenido de V debe estar en el intervalo de 0.01% a 0.25%, preferiblemente en el intervalo de 0.03% a 0.20%, y más preferiblemente en el intervalo de 0.05% a 0.15%.

Ti: 0.001% a 0.020%, Nb: 0.001% a 0.030%, $V/(Ti + Nb) \geq 2.0$

Como con V, Ti y Nb son elementos que tienen mayor afinidad con C y N que con Cr y tienen un efecto de supresión de la precipitación de carbonitruros de Cr gruesos formando (Cr, V, Ti, Nb) (C, N) con V y Cr durante el laminado en caliente si el acero contiene V. Con el fin de obtener este efecto, debe contener 0.001% o más de Ti y 0.001% o más de Nb mientras satisface $V/(Ti + Nb) \geq 2.0$. Sin embargo, cuando el contenido de Ti excede 0.020% o el contenido de Nb excede 0.030%, Ti (C, N) y Nb (C, N) se precipitan independientemente durante la laminación en caliente en lugar de (Cr, V, Ti, Nb) (C, N). Por lo tanto, no se obtiene el efecto de suprimir la formación de carbonitruros de Cr gruesos, y no se pueden obtener las propiedades de superficie deseadas. Por consiguiente, el contenido de Ti debe estar en el intervalo de 0.001% a 0.020%, y el contenido de Nb debe estar en el intervalo de 0.001% a 0.030%. El contenido de Ti está preferiblemente en el intervalo de 0.001% a 0.015% y más preferiblemente en el intervalo de 0.003% a 0.010%. El contenido de Nb está preferiblemente en el intervalo de 0.001% a 0.025% y más preferiblemente en el intervalo de 0.005% a 0.020%. Cuando $V/(Ti + Nb)$ es menor que 2.0, el V necesario para formar carbonitruros compuestos se vuelve deficiente, y Ti, Nb y V forman cada uno independientemente carburos o nitruros; por lo tanto, la formación de carbonitruros de Cr gruesos no se puede suprimir suficientemente. Por lo tanto, $V/(Ti + Nb)$ debe ser 2.0 o más, preferiblemente 3.0 o más, y más preferiblemente 4.0 o más. En contraste, si $V/(Ti + Nb)$ excede 30.0, V, Ti y Nb no se usan para formar carbonitruros compuestos incluso cuando los contenidos de V, Ti y Nb están en los intervalos designados, y la cantidad de V en un estado disuelto en la matriz se aumenta. Por lo tanto, la lámina de acero se endurece y disminuye la elongación. El límite superior de $V/(Ti + Nb)$ es preferiblemente 30.0.

El balance es Fe e impurezas inevitables.

Aunque los efectos ventajosos de la presente invención se consiguen mediante la composición descrita anteriormente, los siguientes elementos pueden estar contenidos con el fin de mejorar aún más la capacidad de fabricación y las propiedades del material.

Al menos uno seleccionado de Cu: 0,1% a 1,0%, Ni: 0,1% a 1,0%, Mo: 0,1% a 0,5% y Co: 0,01% a 0,5%.

El cobre (Cu) y el níquel (Ni) son ambos elementos que mejoran la resistencia a la corrosión y se contienen preferiblemente si se requiere una resistencia a la corrosión particularmente alta. Además, Cu y Ni tienen el efecto de promover la expansión de la región de temperatura de la fase dual, que tiene una fase de ferrita y una fase de austenita, durante el recocido de la lámina laminada en caliente debido a la promoción de la formación de una fase de austenita. Sin embargo, un contenido de Cu superior al 1,0% no es preferible ya que la capacidad de trabajo en caliente se ve degradada. Si se va a contener Cu, el contenido de Cu debe ser de 1.0% o menos, preferiblemente en el intervalo de 0.2% a 0.8%, y más preferiblemente en el intervalo de 0.3% a 0.5%. Un contenido de Ni que exceda el 1.0% no es preferible ya que la capacidad de trabajo está degradada. Si se va a contener Ni, el contenido de Ni debe ser de 1.0% o menos, preferiblemente en el intervalo de 0.1% a 0.6%, y más preferiblemente en el intervalo de 0.1% a 0.3%.

El molibdeno (Mo) es un elemento que mejora la resistencia a la corrosión y es efectivo usar Mo cuando se requiere una resistencia a la corrosión particularmente alta. Este efecto se hace notable en un contenido de Mo del 0.1% o más. Sin embargo, no es preferible un contenido de Mo superior al 0.5% ya que la formación de una fase de austenita durante el recocido de lamina laminada en caliente es insuficiente y no se obtienen las propiedades deseadas del material. Por lo tanto, si se va a contener Mo, el contenido de Mo debe ser de 0.1% a 0.5% o menos y preferiblemente en el intervalo de 0.1% a 0.3%.

El cobalto (Co) es un elemento que mejora la tenacidad. Este efecto se obtiene en un contenido de Co del 0.01% o más. Con un contenido de Co superior al 0.5%, se degrada la capacidad de trabajo. Por lo tanto, si se va a contener Co, el contenido de Co debe ser de 0.5% o menos y preferiblemente en el intervalo de 0.01% a 0.2%.

Al menos uno seleccionado de Mg: 0.0002% a 0.0050%, B: 0.0002% a 0.0050%, REM: 0.01% a 0.10% y Ca: 0.0002% a 0.0020%

Mg: 0.0002% a 0.0050%

5 El magnesio (Mg) es un elemento que tiene un efecto de mejorar la capacidad de trabajo en caliente. Con el fin de obtener este efecto, el contenido de Mg debe ser del 0.0002% o más. Sin embargo, con un contenido de Mg superior al 0.0050%, se degrada la calidad de la superficie. Por lo tanto, si se va a contener Mg, el contenido de Mg debe estar en el intervalo de 0.0002% a 0.0050%, preferiblemente en el intervalo de 0.0005% a 0.0035%, y más preferiblemente en el intervalo de 0.0005% a 0.0020%.

B: 0.0002% a 0.0050%

10 El boro (B) es un elemento efectivo para prevenir la fragilización por trabajo secundario. Con el fin de obtener este efecto, el contenido de B debe ser del 0.0002% o más. Sin embargo, en un contenido de B superior al 0.0050%, se degrada la capacidad de trabajo en caliente. Por lo tanto, con un contenido de B, el contenido de B debe estar en el intervalo de 0.0002% a 0.0050%, preferiblemente en el intervalo de 0.0005% a 0.0035%, y más preferiblemente en el intervalo de 0.0005% a 0.0020%.

REM: 0.01% a 0.10%

15 Un metal de tierras raras (REM) es un elemento que mejora la resistencia a la oxidación y, en particular, tiene el efecto de mejorar la resistencia a la corrosión de una zona de soldadura al suprimir la formación de películas de óxido en la zona de soldadura. Con el fin de obtener este efecto, el contenido de REM debe ser de 0.01% o más. Sin embargo, con un contenido de REM superior al 0.10%, se degrada la capacidad de fabricación, como una propiedad de decapado durante el recocido de la lámina laminada en frío. Además, dado que REM es un elemento costoso, la incorporación excesiva de los mismos aumenta el coste de fabricación, lo que no es preferible. Si se debe contener REM, el contenido de REM debe estar en el intervalo de 0.01% a 0.10%.

20 Ca: 0.0002% a 0.0020%

25 El calcio (Ca) es un componente efectivo para prevenir la obstrucción de la boquilla causada por la cristalización de inclusiones con base en Ti que se producen fácilmente durante la colada continua. Con el fin de obtener este efecto, el contenido de Ca debe ser del 0.0002% o más. Sin embargo, con un contenido de Ca superior al 0.0020%, se genera CaS y se degrada la resistencia a la corrosión. Por consiguiente, si se va a contener Ca, el contenido de Ca debe estar en el intervalo de 0.0002% a 0.0020%, preferiblemente en el intervalo de 0.0005% a 0.0015%, y más preferiblemente en el intervalo de 0.0005% a 0.0010%.

30 A continuación, se describe un método para producir un acero inoxidable ferrítico de acuerdo con la presente invención. Un acero inoxidable ferrítico de acuerdo con la presente invención se obtiene laminando en caliente una placa de acero que tiene la composición descrita anteriormente, recociendo la lámina laminada en caliente resultante manteniendo la lámina laminada en caliente en un intervalo de temperatura de 880°C a 1000°C durante 5 segundos a 15 minutos para obtener una lámina laminada en caliente y recocida, laminar en frío la lámina laminada en caliente y recocida, y recocer la lámina laminada en frío resultante manteniendo la lámina laminada en frío en un intervalo de temperatura de 800°C a 950°C durante 5 segundos a 5 minutos.

35 En primer lugar, un acero fundido que tiene la composición descrita anteriormente se funde utilizando un método conocido tal como uno de un convertidor de acero, un horno eléctrico, un horno de fundición al vacío o similares y se forma un material de acero (placa) mediante un método de colada continuo o un método de lingotaje-conformación rectangular. La placa se calienta a 1100°C a 1250°C durante 1 a 24 horas y se lamina en caliente, o directamente se lamina en caliente según se cuele para formar una lámina laminada en caliente.

40 A continuación, se realiza el laminado en caliente. En la bobina, la temperatura de la bobina es preferiblemente 500°C o más y 850°C o menos. No es preferible una temperatura de bobinado inferior a 500°C, ya que la recristalización después del bobinado es insuficiente y la ductilidad después del recocido de la lámina laminada en frío a veces puede degradarse. El tamaño del grano puede aumentar cuando la lámina laminada en caliente se enrolla a una temperatura superior a 850°C y puede producirse un deterioro de la superficie durante el prensado. Por consiguiente, la temperatura de bobinado está preferiblemente en el intervalo de 500°C a 850°C.

45 Posteriormente, se realiza el recocido de lámina laminada en caliente de retención de la lámina laminada en caliente a una temperatura de 880°C a 1000°C, que es una temperatura de la región de doble fase de ferrita-austenita, durante 5 segundos a 15 minutos.

50 El recocido de lamina laminada en caliente es un paso importante de la presente invención para obtener las propiedades de superficie y la capacidad de formación deseadas. A una temperatura de recocido de lámina laminada en caliente inferior a 880°C, no se produce una recristalización suficiente y los efectos de la presente invención provocados por el recocido de fase dual pueden no obtenerse ya que esta temperatura está en la región monofásica de ferrita. Sin embargo, si la temperatura de recocido supera los 1000°C, la disolución de los carburos se acelera, la concentración de C de la fase de austenita aumenta cada vez más y la fase de martensita

significativamente dura, se forma después del recocido de lámina laminada en caliente. Por lo tanto, no se obtienen las propiedades de superficie deseadas.

5 Cuando la temperatura de recocido de lamina laminada en caliente supera los 1000°C, disminuye la cantidad de la fase de austenita. Por lo tanto, se reduce la cantidad de la fase de martensita formada después del recocido de lamina laminada en caliente. Como resultado, no se puede obtener suficientemente un efecto de relajación de la anisotropía de la microestructura causada por la concentración de la deformación por laminación en la fase de ferrita cerca de la fase de martensita cuando la microestructura que contiene la fase de ferrita y la fase de martensita está laminada en frío y no se puede obtener un $|\Delta r|$ deseado.

10 Si el tiempo de recocido es inferior a 5 segundos, la formación de la fase de austenita y la recristalización de la fase de ferrita no son suficientes incluso mediante recocido a la temperatura designada, y por lo tanto no se obtiene la capacidad de formación deseada. Si el tiempo de recocido es de más de 15 minutos, algunos de (Cr, V, Ti, Nb)(C, N) se disuelven, promoviendo un aumento en la concentración de C en la fase de austenita. Por lo tanto, debido al mismo mecanismo descrito anteriormente, no se obtienen las propiedades de superficie deseadas.

15 Si el tiempo de recocido es superior a 15 minutos, se produce un aumento excesivo del contenido de C en la fase de martensita formada por la transformación de la fase de austenita después del recocido de lamina laminada en caliente debido al mecanismo descrito anteriormente. La fase de martensita se descompone en carburos y la fase de ferrita durante el recocido de lamina laminada en frío; sin embargo, si la concentración de C es excesivamente grande, la fase de martensita se transforma en la fase de ferrita que contiene una gran cantidad de carburos. Como resultado, después del recocido de lámina laminada en frío, la microestructura se convierte en una microestructura de grano mixto constituida por granos de ferrita que tienen menos carburos intragranulares e intergranulares y granos de ferrita que tienen excesivos carburos intragranulares e intergranulares. En tal microestructura, hay una diferencia en la dureza entre los granos con menos carburos y los granos con más carburos; por lo tanto, la tensión de deformación se concentra en la interfaz entre dos granos, se forman fácilmente grandes huecos a partir de carburos intergranulares y se degrada la ductilidad.

25 Por lo tanto, el recocido de lamina laminada en caliente implica mantener una temperatura de 880°C a 1000°C durante 5 segundos a 15 minutos, preferiblemente mantener una temperatura de 900°C a 1000°C durante 15 segundos a 15 minutos, y más preferiblemente mantener una temperatura de 900°C a 1000°C durante 15 segundos a 3 minutos.

30 A continuación, se realiza el recocido de lámina laminada en frío y laminado en frío. Si es necesario, se realiza decapado para obtener un producto.

La laminación en frío se realiza preferiblemente con una reducción del 50% o más desde el punto de vista de la capacidad de formación y la corrección de la forma. En la presente invención, el laminado en frío y el recocido pueden repetirse dos veces o más, y una lámina de acero inoxidable que tiene un espesor de 200 μm o menos puede formarse por laminado en frío.

35 En el recocido de lámina laminada en frío, se mantiene una temperatura de 800°C a 950°C durante 5 segundos a 5 minutos para obtener una excelente capacidad de formación.

40 El recocido de lámina laminada en frío es un paso importante para convertir una microestructura de doble fase de ferrita-martensita formada por recocido de lámina laminada en caliente en una microestructura monofásica de ferrita. A una temperatura de recocido de lámina laminada en frío inferior a 800°C, la recristalización no se produce de manera suficiente y no se pueden obtener la ductilidad y el valor r promedio deseados. Si la temperatura de recocido de lámina laminada en frío supera 950°C y si la composición del acero es tal, esta temperatura se encuentra en la región de temperatura de doble fase de ferrita-austenita, la lámina de acero se torna dura debido a la formación de la fase de martensita después del recocido de lámina laminada en frío y no se puede obtener la ductilidad deseada. Incluso si la composición del acero es tal, esta temperatura está en la región de temperatura de una sola fase de ferrita, el engrosamiento excesivo de los granos de cristal degrada el brillo de la lámina de acero, lo que no es preferible desde el punto de vista de la calidad de la superficie. Si el tiempo de recocido es inferior a 5 segundos, la recristalización de la fase de ferrita no se produce de manera suficiente incluso a la temperatura de recocido designada; por lo tanto, la ductilidad deseada y el valor r promedio no se pueden obtener. No se prefiere un tiempo de recocido que exceda los 5 minutos desde el punto de vista de la calidad de la superficie, ya que los granos de cristal se endurecen excesivamente y el brillo de la lámina de acero se degrada. Por lo tanto, el recocido de lámina laminada en frío se realizará manteniendo una temperatura en el intervalo de 800°C a 950°C durante 5 segundos a 5 minutos, y preferiblemente en el intervalo de 850°C a 900°C durante 15 segundos a 3 minutos. Si es deseable un brillo más alto, se puede realizar un recocido brillante (BA).

Se puede realizar un proceso de afilado, pulido o similares para mejorar aún más las propiedades de la superficie.

[Ejemplo 1]

La presente invención se describirá ahora con más detalle a través de ejemplos.

5 Un acero inoxidable que tiene una composición química mostrada en la Tabla 1 se fundió en un horno de fusión a vacío a pequeña escala de 50 kg. El lingote de acero resultante se calentó a 1150°C durante 1 hora y luego se laminó en caliente en una lámina laminada en caliente con un espesor de 3.5 mm. La lámina laminada en caliente se sometió a recocido de lámina laminada en caliente bajo las condiciones descritas en la Tabla 2, y se desincrustó la superficie de la lámina recocida resultante mediante un tratamiento de limpieza con chorro de perdigones y decapado. El decapado involucró sumergir la lámina en una solución de ácido sulfúrico al 20% en masa a una temperatura de 80°C durante 120 segundos y luego sumergir la lámina en una solución mixta de ácido nítrico al 15
10 % en masa-ácido fluorhídrico al 3 % en masa a una temperatura de 55°C durante 60 segundos. La lámina decapada se laminó en frío hasta un grosor de 0.7 mm, y se realizó el recocido de la lámina laminada en frío bajo las condiciones descritas en la Tabla 2. La lámina recocida resultante se sometió a un tratamiento de desincrustación que involucró el decapado electrolítico en una solución acuosa de Na₂SO₄ al 18% en masa que tiene una temperatura de solución de 80°C bajo condiciones de 25 C/dm², y decapado electrolítico en una solución acuosa de HNO₃ al 10% en masa que tiene una temperatura de solución de 50°C bajo condiciones de 30 C/dm². Como resultado, se obtuvo una lámina laminada en frío, decapada y recocida.
15

La lámina laminada en frío, decapada y recocida así obtenida se evaluó para las siguientes propiedades.

(1) Evaluación de propiedades de superficie

20 Se contó el número de defectos de costura que son de 5 mm o más y que están presentes por metro cuadrado de una lámina de acero después del recocido de lámina laminada en frío. Se clasificaron las muestras con 5 o menos defectos de costura por metro cuadrado de la lámina de acero observada en la superficie de la lámina laminada en frío y recocida como Pasa (P), y se clasificaron las muestras con más de 5 defectos de costura como falla (F).

(2) Evaluación de la ductilidad.

25 Se tomó una muestra de prueba de tracción del documento JIS 13B de la lámina laminada en frío, decapada y recocida en una dirección de 90° con respecto a la dirección de laminado, y se realizó una prueba de tracción de acuerdo con el documento JIS Z 2241 para medir el alargamiento después de fractura. Se clasificaron las muestras con elongación después de una fractura del 25% o más como Pasa (P) y se clasificaron las muestras elongación después de una fractura de menos de 25% como Falla (F).

(3) Evaluación del valor r promedio y $|\Delta r|$

30 Se tomaron muestras de prueba de tracción del documento JIS 13B de la lámina laminada en frío, decapada y recocida en una dirección (dirección L) paralela a la dirección de laminado, una dirección (dirección D) 45° con respecto a la dirección de laminado, y una dirección (dirección C) 90° con respecto a la dirección de laminado. La prueba de tracción de acuerdo con el documento JIS Z 2241 se llevó a cabo hasta un 15% de deformación y se interrumpió. Se midieron los valores r de las respectivas direcciones y se calculó el valor r promedio ($= (r_L + 2r_D + r_C)/4$) y el valor absoluto ($|\Delta r|$) de la anisotropía en el plano del valor r ($\Delta r = (r_L - 2r_D + r_C)/2$). Aquí, r_L , r_D y r_C son, respectivamente, valores r en la dirección L, la dirección D y la dirección C. Se clasificaron las muestras con un valor r promedio de 0.65 o más como Pasa (P) y se clasificaron las muestras con un valor r promedio menor a 0.65 como Falla (F). Se clasificaron las muestras con Δr de 0.30 o menos como Pasa (P) y las muestras con $|\Delta r|$ superior a 0.30 como falla (F).
35

40 (4) Evaluación de la resistencia a la corrosión.

Se tomaron muestras de prueba de 60 mm X 100 mm de la lámina laminada en frío, decapada y recocida, la superficie de la misma fue terminada con pulido con papel esmeril #600 y se sellaron las superficies finales para preparar una pieza de prueba para ser utilizada en una prueba del ciclo de atomización salina prescrita en el documento JIS H 8502. La prueba del ciclo de atomización salina se realizó 3 ciclos, donde cada ciclo incluye la atomización salina (35°C, 5% de NaCl, atomización: 2 horas) → secado (60°C, humedad relativa: 40%, 4 horas) → humectación (50°C, humedad relativa \geq 95%, 2 horas). Se fotografió la superficie de la pieza de prueba después de 3 ciclos de la prueba de ciclo de atomización salina, se midió el área de óxido de la superficie de pieza de prueba mediante procesamiento de imágenes, y se calculó la fracción del área de óxido ((área de óxido en la pieza de prueba/área total de la pieza de prueba) X 100 [%]) como una proporción con respecto al área total de la pieza de prueba. Las muestras con una fracción de área de óxido de 10% o menos se clasificaron como Pasa con una resistencia a la corrosión (PP) particularmente excelente, se clasificaron las muestras con una fracción de área de óxido de más del 10% pero no más del 25% como Pasa (P), y se clasificaron las muestras con una fracción de área de óxido de más del 25% como Falla (F).
45
50

Los resultados de la evaluación se muestran en la Tabla 2 junto con las condiciones de recocido de lámina laminada en caliente y las condiciones de recocido de lámina laminada en frío.

(% en masa)

[Tabla 1]

Tipos de acero	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	N	V	Ti	Nb	Cu	Ni	Mo	Mg	B	Co	REM	Ca	V/(Ti+Nb)	Nota
A	0.03	0.23	0.9	0.03	0.004	18.0	0.002	0.03	0.02	0.002	0.001	-	0.1	-	-	-	-	-	-	6.67	*E1
B	0.04	0.14	0.8	0.01	0.003	17.2	0.038	0.04	0.11	0.008	0.001	-	0.2	-	-	-	-	-	-	12.2	*E1
C	0.02	0.14	0.8	0.03	0.003	16.4	0.001	0.04	0.06	0.003	0.001	-	0.2	-	-	-	-	-	-	20	*E1
D	0.03	0.40	0.4	0.02	0.002	17.3	0.027	0.03	0.20	0.010	0.014	-	0.3	-	-	-	-	-	-	8.3	*E1
E	0.04	0.26	0.7	0.03	0.009	16.4	0.003	0.02	0.07	0.011	0.009	-	0.1	-	-	-	-	-	-	3.5	*E1
F	0.03	0.08	0.2	0.01	0.008	16.6	0.079	0.05	0.12	0.001	0.006	-	0.2	-	-	-	-	-	-	17.1	*E1
G	0.01	0.33	0.8	0.02	0.005	16.3	0.067	0.02	0.12	0.009	0.001	-	0.3	-	-	-	-	-	-	12.0	*E1
H	0.03	0.21	0.8	0.03	0.003	17.5	0.081	0.02	0.14	0.014	0.025	-	0.5	-	-	-	-	-	-	3.6	*E1
I	0.04	0.47	0.5	0.03	0.002	17.3	0.035	0.05	0.01	0.001	0.003	-	0.1	-	-	-	-	-	-	2.5	*E1
J	0.02	0.33	0.4	0.03	0.004	16.1	0.001	0.04	0.23	0.015	0.022	-	0.4	-	-	-	-	-	-	6.2	*E1
K	0.03	0.14	0.4	0.03	0.007	16.5	0.043	0.03	0.08	0.004	0.007	-	-	-	-	-	-	-	-	7.3	*E1
L	0.04	0.18	0.9	0.03	0.005	16.6	0.013	0.04	0.06	0.005	0.010	0.3	-	-	-	-	-	-	-	4.0	*E1
M	0.04	0.21	0.7	0.04	0.003	18.4	0.003	0.03	0.06	0.009	0.009	-	0.7	-	-	-	-	-	-	3.3	*E1
N	0.03	0.22	0.8	0.02	0.005	16.8	0.009	0.02	0.07	0.007	0.011	-	-	-	-	-	-	-	-	3.9	*E1
O	0.03	0.11	0.8	0.03	0.004	16.2	0.003	0.03	0.06	0.006	0.001	-	-	-	0.0017	-	-	-	-	8.6	*E1
P	0.01	0.13	0.9	0.02	0.005	16.6	0.007	0.02	0.05	0.010	0.001	-	-	-	-	0.14	-	-	-	4.5	*E1
Q	0.05	0.24	0.8	0.03	0.007	16.2	0.010	0.03	0.05	0.013	0.016	-	-	-	-	-	-	-	-	2.1	*E1
R	0.04	0.26	0.8	0.01	0.005	16.4	0.009	0.02	0.05	0.010	0.013	-	-	-	-	-	0.02	-	0.0014	2.0	*E1
BA	0.023	0.31	0.24	0.02	0.004	16.3	0.005	0.03	0.04	0.018	0.002	-	-	-	-	-	-	-	-	2.0	*E1
BB	0.021	0.29	0.21	0.03	0.004	16.3	0.005	0.04	0.04	0.009	0.011	-	-	-	-	-	-	-	-	2.1	*E1
BC	0.008	0.28	0.63	0.04	0.006	16.2	0.007	0.03	0.04	0.006	0.013	-	0.1	-	-	-	-	-	-	2.5	*E1
BU	0.024	0.24	0.09	0.03	0.005	16.3	0.005	0.04	0.05	0.008	0.012	-	-	-	-	-	-	-	-	2.4	*E1
BE	0.021	0.25	0.77	0.02	0.004	15.6	0.004	0.03	0.04	0.007	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	3.1	*E1
BF	0.023	0.34	0.78	0.03	0.006	16.4	0.008	0.05	0.11	0.018	0.017	-	0.3	-	-	-	-	-	-	2.9	*E1
BG	0.022	0.31	0.78	0.02	0.004	16.5	0.005	0.05	0.12	0.013	0.029	-	-	-	-	-	-	-	-	2.1	*E1
BH	0.022	0.25	0.82	0.04	0.006	16.6	0.007	0.04	0.04	0.007	0.012	0.1	-	-	-	-	-	-	-	2.4	*E1
BI	0.023	0.19	0.76	0.03	0.004	16.4	0.005	0.03	0.05	0.007	0.014	-	0.2	-	-	-	-	-	-	2.3	*E1
BJ	0.025	0.28	0.79	0.03	0.005	16.3	0.008	0.04	0.05	0.009	0.013	-	-	0.1	-	-	-	-	-	2.1	*E1
BK	0.021	0.24	0.74	0.04	0.004	16.7	0.008	0.04	0.04	0.011	0.008	-	-	-	-	-	-	-	-	2.6	*E1
BL	0.021	0.27	0.26	0.03	0.005	16.5	0.005	0.03	0.05	0.010	0.009	-	0.1	-	-	-	-	-	-	9.2	*E1
BM	0.018	0.31	0.26	0.03	0.007	15.7	0.003	0.04	0.11	0.010	0.002	0.2	0.1	0.3	-	-	-	-	-	3.6	*E1
BN	0.034	0.28	0.26	0.03	0.004	16.1	0.003	0.04	0.05	0.002	0.012	-	-	-	-	-	-	-	-	2.2	*E1
BO	0.024	0.26	0.24	0.03	0.005	16.2	0.005	0.03	0.06	0.008	0.019	-	-	-	-	-	-	-	-	2.2	*E1
BP	0.022	0.35	0.25	0.02	0.004	16.1	0.003	0.04	0.04	0.014	0.003	0.1	-	-	-	-	-	-	0.0012	2.4	*E1
BQ	0.020	0.26	0.27	0.03	0.005	16.6	0.027	0.03	0.03	0.005	0.002	-	-	-	-	-	-	-	-	4.6	*E1
BR	0.024	0.32	0.35	0.02	0.002	16.3	0.004	0.02	0.07	0.002	0.006	-	-	-	-	-	-	-	-	8.8	*E1
BS	0.032	0.30	0.29	0.03	0.003	17.8	0.001	0.04	0.06	0.007	0.005	-	-	-	0.0015	-	-	-	-	5.0	*E1
BT	0.016	0.27	0.24	0.03	0.006	16.0	0.002	0.02	0.06	0.003	0.002	-	-	-	-	0.15	-	-	-	12.0	*E1
BU	0.018	0.28	0.34	0.03	0.008	16.3	0.002	0.03	0.14	0.008	0.006	-	-	-	-	-	-	-	-	10.0	*E1
S	0.04	0.18	1.0	0.02	0.006	17.4	0.048	0.04	0.003	0.012	0.021	-	0.5	-	-	-	-	-	-	0.1	**E1,C
T	0.02	0.16	0.9	0.04	0.003	17.8	0.042	0.05	0.28	0.014	0.023	-	0.1	-	-	-	-	-	-	7.6	**E1,C

U	0.02	0.16	0.8	0.03	0.005	17.1	0.017	0.03	0.18	0.023	0.034	-	0.1	-	-	-	-	3.2	**Ej.C
V	0.04	0.24	0.5	0.04	0.006	13.9	0.077	0.05	0.05	0.011	0.009	-	0.3	-	-	-	-	2.5	**Ej.C
W	0.03	0.25	0.6	0.04	0.008	18.4	0.051	0.05	0.04	0.004	0.008	-	-	-	-	-	-	3.3	**Ej.C
X	0.08	0.37	0.7	0.02	0.004	15.7	0.031	0.06	0.10	0.009	0.014	-	0.2	-	-	-	-	4.3	**Ej.C
Y	0.003	0.30	0.8	0.01	0.006	16.3	0.024	0.05	0.08	0.013	0.017	-	0.2	-	-	-	-	2.7	**Ej.C
Z	0.02	0.18	0.7	0.02	0.008	16.1	0.002	0.03	0.02	0.004	0.008	-	-	-	-	-	-	1.7	**Ej.C
AA	0.03	0.24	0.8	0.03	0.011	16.5	0.004	0.04	0.03	0.011	0.014	-	0.1	-	-	-	-	1.2	**Ej.C
AB	0.021	0.29	0.31	0.03	0.0006	16.3	0.003	0.04	0.04	0.015	0.012	-	0.1	-	-	-	-	1.5	**Ej.C

Lo subrayado indica elementos fuera del alcance de la invención.

*Ej.: Ejemplo de la invención, **Ej.: Ejemplo comparativo

[Tabla 2]

No.	Tipo de acero	Recocido de lámina laminada en caliente		Recocido de lámina laminada en frío		Propiedad de la superficie (No. de defectos de costura por metro cuadrado de lámina de acero)	Ductilidad	Valor de r promedio	Δr	Resistencia a la corrosión	Nota
		Temperatura (°C)	Tiempo (seg)	Temperatura (°C)	Tiempo (seg)						
1	A	919	57	860	30	2	P	P	P	P	*Ej.
2	B	922	60	860	30	1	P	P	P	P	*Ej.
3	C	922	58	860	30	1	P	P	P	P	*Ej.
4	C	981	61	860	30	0	P	P	P	P	*Ej.
5	C	893	68	860	30	0	P	P	P	P	*Ej.
6	D	921	61	860	30	0	P	P	P	P	*Ej.
7	E	923	57	860	30	1	P	P	P	P	*Ej.
8	E	957	124	860	30	1	P	P	P	P	*Ej.
9	F	923	58	860	30	1	P	P	P	P	*Ej.
10	F	989	46	860	30	0	P	P	P	P	*Ej.
11	F	920	69	860	30	0	P	P	P	P	*Ej.
12	G	920	62	860	30	2	P	P	P	P	*Ej.
13	H	920	63	860	30	1	P	P	P	P	*Ej.
14	I	919	63	860	30	3	P	P	P	P	*Ej.
15	J	920	58	860	30	0	P	P	P	P	*Ej.
16	K	923	58	860	30	0	P	P	P	P	*Ej.
17	L	918	59	860	30	2	P	P	P	PP	*Ej.
18	M	922	61	860	30	1	P	P	P	PP	*Ej.
19	N	921	57	860	30	3	P	P	P	PP	*Ej.
20	O	921	61	860	30	2	P	P	P	P	*Ej.
21	P	920	58	860	30	3	P	P	P	P	*Ej.
22	Q	917	60	860	30	4	P	P	P	P	*Ej.
23	R	917	59	860	30	3	P	P	P	P	*Ej.
33	BA	922	58	860	30	1	P	P	P	P	*Ej.
34	BB	958	59	860	30	0	P	P	P	P	*Ej.
35	BC	920	61	860	30	0	P	P	P	P	*Ej.
36	BD	917	60	860	30	1	P	P	P	P	*Ej.
37	BE	919	63	860	30	1	P	P	P	P	*Ej.
38	BF	922	57	860	30	0	P	P	P	P	*Ej.
39	BG	923	55	860	30	0	P	P	P	P	*Ej.
40	BH	920	58	900	15	1	P	P	P	P	*Ej.
41	BI	918	64	840	60	1	P	P	P	P	*Ej.
42	BJ	921	61	860	30	1	P	P	P	P	*Ej.
43	BL	924	60	860	30	1	P	P	P	P	*Ej.
44	BL	923	57	860	30	0	P	P	P	P	*Ej.
45	A	954	8	860	30	2	P	P	P	P	*Ej.
46	Q	897	118	820	120	3	P	P	P	P	*Ej.
52	BM	942	58	860	30	2	P	P	P	PP	*Ej.
53	BN	957	62	860	60	2	P	P	P	P	*Ej.
54	BO	939	60	860	60	3	P	P	P	P	*Ej.
55	BP	926	93	860	30	1	P	P	P	P	*Ej.
56	BQ	932	60	860	30	4	P	P	P	P	*Ej.
57	BR	946	63	860	30	2	P	P	P	P	*Ej.
58	BS	939	60	860	30	1	P	P	P	P	*Ej.
59	BT	937	58	860	30	0	P	P	P	P	*Ej.
60	BU	940	61	960	30	2	P	P	P	P	*Ej.
61	BM	932	30	900	30	0	P	P	P	PP	*Ej.
62	BA	945	7	860	30	1	P	P	P	P	*Ej.
63	BS	908	175	840	60	1	P	P	P	P	*Ej.
24	S	923	58	860	30	36	P	P	P	P	**Ej.C
25	T	919	57	860	30	0	F	P	P	P	**Ej.C
26	U	918	61	860	30	23	P	P	P	P	**Ej.C
27	V	917	58	860	30	2	P	P	P	F	**Ej.C
28	W	921	62	860	30	4	F	F	F	PP	**Ej.C
29	X	923	62	860	30	16	F	P	P	P	**Ej.C
30	Y	919	62	860	30	1	P	F		P	**Ej.C
31	Z	920	60	860	30	39	P	P	P	P	**Ej.C
32	AA	919	61	860	30	35	P	P	P	P	**Ej.C
47	Z	1031	60	860	30	43	P	P	F	P	**Ej.C
48	Z	941	64	860	30	0	F	F	F	P	**Ej.C

ES 2 713 154 T3

64	AB	1028	59	860	30	38	P	P	F	P	**Ej. C
65	AB	839	62	860	30	1	F	F	F	P	**Ej. C
66	AB	924	1233	860	30	54	F	P	P	P	**Ej. C
67	AB	921	59	780	30	38	F	F	P	P	**Ej. C
68	AB	922	61	960	30	40	F	P	P	P	**Ej. C

Lo subrayado indica elementos fuera del alcance de la invención.

*Ej.: Ejemplo de la invención, **Ej. C: Ejemplo comparativo

- 5 En los Ejemplos Nos. 1 a 23, 33 a 46, y 52 a 59 y 61 a 63 de la presente invención que satisfacen los intervalos de la presente invención, el número de defectos de costura observados después del recocido de la lámina laminada en frío fue 5 o menos por metro cuadrado en todas las muestras, y se obtuvieron excelentes propiedades de superficie. Se obtuvo una excelente capacidad de formación ya que el alargamiento después de la fractura fue del 25% o más, el valor r promedio fue de 0.65 o más, y $|\Delta r|$ fue 0.30 o menos. En todas las muestras, se obtuvo una excelente resistencia a la corrosión ya que la fracción del área de óxido de la superficie de pieza de prueba después de 3 ciclos de la prueba del ciclo de atomización salina fue 25% o menos.
- 10 En particular, los aceros L, M, N y BM (Nos. 17, 18, 19, 52 y 61) que contienen Cu, Ni y Mo tenían una fracción de área de óxido de 10% o menos después de la prueba de ciclo de atomización salina, y exhibieron aún mejor resistencia a la corrosión.
- 15 En contraste, en el Ejemplo No. 24 Comparativo en cual el contenido de V estaba por debajo del intervalo de la presente invención y no se cumplió $V/(Ti + Nb) \geq 2.0$ y en el Ejemplo No. 26 Comparativo en el que los contenidos de Ti y Nb estaban más allá de los intervalos de la presente invención, la cantidad de precipitados de (Cr, V, Ti, Nb)(C, N) era deficiente y C y N disueltos no estaban suficientemente inmovilizados durante el recocido de lámina laminada en caliente. Como un resultado, se produjo una fase de martensita significativamente dura después del recocido de lámina laminada en caliente, y se produjo un gran número de defectos de costura después del recocido de lámina laminada en frío.
- 20 En el Ejemplo No. 25 Comparativo en el cual el contenido de V estaba fuera del intervalo de la presente invención, se obtuvo el valor r promedio deseado y $|\Delta r|$, pero la incorporación excesiva de V hizo la lámina de acero dura y no se pudo obtener la ductilidad deseada.
- 25 En el Ejemplo No. 27 Comparativo en el cual el contenido de Cr estaba por debajo del intervalo de la presente invención, se obtuvieron las propiedades de superficie deseadas, la ductilidad, el valor r promedio y $|\Delta r|$; sin embargo, dado que el contenido de Cr era deficiente, no se obtuvo la resistencia a la corrosión deseada.
- 30 En el Ejemplo No. 28 Comparativo en el cual el contenido de Cr estaba más allá del intervalo de la presente invención, se obtuvo una resistencia a la corrosión suficiente, pero la incorporación excesiva de Cr impidió la formación de la fase austenita durante el recocido de lámina laminada en caliente, y no se pudo obtener la ductilidad deseada, valor r promedio, y $|\Delta r|$.
- 35 En el Ejemplo No. 29 Comparativo en el cual el contenido de C estaba más allá del intervalo de la presente invención, los contenidos de V, Ti y Nb estaban dentro del intervalo de la presente invención, pero C en el acero no podía estabilizarse suficientemente como (Cr, V, Ti, Nb)(C, N) y C permaneció disuelto. Por lo tanto, la fase de martensita significativamente dura se formó después del recocido de lámina laminada en caliente y no se obtuvieron las propiedades de superficie deseadas. Además, dado que el contenido de C disuelto aumentó, la resistencia de la lámina de acero aumentó significativamente y no se obtuvo la ductilidad deseada.
- 40 En el Ejemplo No. 30 Comparativo en el que el contenido de C estaba por debajo del intervalo de la presente invención, el efecto de estabilizar una fase de austenita por C fue insuficiente, no se formó una cantidad suficiente de la fase de austenita durante el recocido de lámina laminada en caliente en la región de fase dual, y no se pudo obtener el valor r deseado promedio y $|\Delta r|$.
- 45 En los Ejemplos Nos. 31 y 32 Comparativo en los que $V/(Ti + Nb)$ estaba por debajo del intervalo de la presente invención, la precipitación de (Cr, V, Ti, Nb)(C, N) durante la laminación en caliente no fue suficiente, se precipitó una gran cantidad de carbonitruros de Cr grueso, y se formó la fase martensita significativamente dura después del recocido de lámina laminada en caliente. Por lo tanto, se produjo un gran número de defectos de costura después del recocido de lámina laminada en frío, y no se obtuvieron las propiedades de superficie deseadas.
- En los Ejemplos Nos. 47 y 64 Comparativos, $V/(Ti + Nb)$ estaba por debajo del intervalo de la presente invención, y la temperatura de recocido de lámina laminada en caliente era mayor que el intervalo de la presente invención. Como $V/(Ti + Nb)$ estaba por debajo del intervalo de la presente invención, se promovió el aumento en la concentración de C de la fase austenita causada por la disolución de carburos gruesos precipitados durante la laminación en caliente, se formó la fase martensita significativamente dura después del recocido de lámina laminada

en caliente y se generó un gran número de defectos de costura y, por lo tanto, no se obtuvieron las propiedades de superficie deseadas. Además, dado que la temperatura de recocido de lámina laminada en caliente fue mayor que el intervalo de la presente invención, la cantidad de la fase de austenita formada por recocido disminuyó, y la cantidad de la fase de martensita formada después del recocido de lámina laminada en caliente disminuyó. Como resultado, no se pudo obtener el efecto relajante de anisotropía de microestructura que se lograría con el posterior laminado en frío, y no se obtuvo el $|\Delta r|$.

Los No. 48 y No. 65 son ejemplos comparativos en los que $V/(Ti + Nb)$ estaba por debajo del intervalo de la presente invención, y la temperatura de recocido de lámina laminada en caliente fue inferior al intervalo de la presente invención. Aunque $V/(Ti + Nb)$ estaba por debajo del intervalo de la presente invención, la temperatura de recocido de lámina laminada en caliente estaba en la región de temperatura de una sola fase de ferrita y no se formó la fase de austenita. De este modo, se previno sustancialmente la aparición de defectos de costura resultantes de la formación de la fase de martensita significativamente dura, y se obtuvieron excelentes propiedades de superficie. Sin embargo, como la temperatura de recocido de la lámina laminada en caliente era inferior al intervalo de la presente invención, no se produjo una recristalización suficiente y la fase de martensita no se formó después del recocido de lámina laminada en caliente. Por lo tanto, no se obtuvo la ductilidad deseada, valor r promedio, y $|\Delta r|$.

El número 66 es un ejemplo comparativo en el que $V/(Ti + Nb)$ estaba por debajo del intervalo de la presente invención y el tiempo de recocido de lámina laminada en caliente fue mayor que el intervalo de la presente invención. Por consiguiente, la concentración de C en la fase de austenita causada por la disolución de carburos gruesos precipitados durante la laminación en caliente aumentó excesivamente, y la fase de martensita significativamente dura se formó después del recocido de lámina laminada en caliente. Por lo tanto, se produjo un gran número de defectos de costura y no se obtuvieron las propiedades de superficie deseadas. Además, la microestructura después del recocido de lámina laminada en frío fue una microestructura de grano mixto constituida por granos de ferrita que tenían carburos intragranulares e intergranulares excesivos y granos de ferrita que tenían menos límites de granos y carburos intergranulares. Por lo tanto, la concentración de la tensión se produjo localmente en las interfaces entre los granos de cristal durante la deformación por tracción, y no se obtuvo la ductilidad deseada.

El número 67 es un ejemplo comparativo en el que el $V/(Ti + Nb)$ estaba por debajo del intervalo de la presente invención y la temperatura de recocido de la lámina laminada en frío fue inferior que el intervalo de la presente invención. Debido a que el $V/(Ti + Nb)$ estaba por debajo del intervalo de la presente invención, se produjo un gran número de defectos de costura y no se obtuvieron las propiedades de superficie deseadas. Dado que la temperatura de recocido de lámina laminada en frío fue inferior que el intervalo de la presente invención, la recristalización durante el recocido de lámina laminada en frío fue insuficiente, y la microestructura de deformación formada por laminado en frío permaneció. Por lo tanto, la ductilidad deseada y el valor r promedio no se obtuvieron.

El número 68 es un ejemplo comparativo en el que el $V/(Ti + Nb)$ estaba por debajo del intervalo de la presente invención y la temperatura de recocido de lámina laminada en frío fue mayor que el intervalo de la presente invención. Dado que el $V/(Ti + Nb)$ estaba por debajo del intervalo de la presente invención, se produjo un gran número de defectos de costura y no se obtuvieron las propiedades de superficie deseadas. Dado que la temperatura de recocido de lámina laminada en frío fue mayor que el intervalo de la presente invención, se realizó el recocido en la región de temperatura de doble fase de ferrita-austenita y se produjo nuevamente la fase de austenita. Dado que la fase de austenita se transformó en fase de martensita después del recocido de lámina laminada en frío, la lámina de acero se endureció significativamente y no se obtuvo la ductilidad deseada.

[Capacidad de aplicación industrial]

El acero inoxidable ferrítico obtenido en la presente invención es particularmente adecuado para su uso en productos conformados a presión, tales como productos formados principalmente por estiramiento y aplicaciones que requieren superficies estéticamente atractivas, por ejemplo, aplicaciones para instrumentos de cocina y vajillas.

REIVINDICACIONES

1. Un acero inoxidable ferrítico que consiste en, en términos de % en masa, C: 0.015% a 0.05%, Si: 0.02% a 0.50%, Mn: 0.05% a 1.0%, P: 0.04% o menos, S: 0.01% o menos, Cr: 15.5% a 18.0%, Al: 0.001% a 0.10%, N: 0.01% a 0.06%, V: 0.01% a 0.25%, Ti: 0.001% a 0.020%, Nb: 0.001% a 0.030%, opcionalmente al menos uno seleccionado de Cu: 0.1% a 1.0%, Ni: 0.1% a 1.0%, Mo: 0.1% a 0.5%, and Co: 0.01% a 0.5%, opcionalmente al menos uno seleccionado de Mg: 0.0002% a 0.0050%, B: 0.0002% a 0.0050%, REM: 0.01% a 0.10%, y Ca: 0.0002% a 0.0020% y siendo el balance Fe e impurezas inevitables, en el que se satisface que $V/(Ti + Nb) \geq 2.0$ y donde el acero inoxidable ferrítico tiene una capacidad de formación suficiente determinada por una muestra de prueba tomada en una dirección de 90° con respecto a la dirección de laminado que exhibe un alargamiento después de la fractura de 25% o más en una prueba de tracción realizada de acuerdo con el documento JIS Z 2241, que el valor r promedio calculado de la fórmula (1) a continuación es 0.65 o más bajo una tensión de 15% en una prueba de tracción realizada de acuerdo con el documento JIS Z 2241, y que el valor absoluto ($|\Delta r|$) de la anisotropía en el plano de valor r (en adelante denominado como Δr) calculado a partir de la fórmula (2) a continuación es 0.30 o menos:

$$\text{Valor } r \text{ promedio} = (r_L + 2 \times r_D + r_C) / 4 \quad (1)$$

$$\Delta r = (r_L - 2 \times r_D + r_C) / 2 \quad (2)$$

- 15 donde r_L representa un valor r observado en una prueba de tracción conducida en una dirección paralela a la dirección de laminado, r_D representa un valor r observado en una prueba de tracción conducida en una dirección de 45° con respecto a la dirección de laminado, y r_C representa un valor r observado en una prueba de tracción realizada en una dirección de 90° con respecto a la dirección de laminado.

- 20 2. Un acero inoxidable ferrítico de acuerdo con una reivindicación 1 que consiste en, en términos de % en masa, C: 0.015% a 0.05%, Si: 0.02% a 0.50%, Mn: 0.2% a 1.0%, P: 0.04% o menos, S: 0.01% o menos, Cr: 16.0% a 18.0%, Al: 0.001% a 0.10%, N: 0.01% a 0.06%, V: 0.01% a 0.25%, Ti: 0.001% a 0.015%, Nb: 0.001% a 0.025%, opcionalmente al menos uno seleccionado de Cu: 0.1% a 1.0%, Ni: 0.1% a 1.0%, Mo: 0.1% a 0.5%, and Co: 0.01% a 0.5%, opcionalmente al menos uno seleccionado de Mg: 0.0002% a 0.0050%, B: 0.0002% a 0.0050%, REM: 0.01% a 0.10%, y Ca: 0.0002% a 0.0020% y siendo el balance Fe e impurezas inevitables, en el que se satisface $V/(Ti + Nb) \geq 2.0$.

- 30 3. Un método para producir un acero inoxidable ferrítico, que comprende laminar en caliente una placa de acero que tiene la composición descrita en las reivindicaciones 1 o 2, recocer la lámina laminada en caliente resultante manteniendo la lámina laminada en caliente en un intervalo de temperatura de 880°C a 1000°C durante 5 segundos a 15 minutos para obtener una lámina laminada en caliente y recocida, laminar en frío la lámina laminada en caliente y recocida, y recocer la lámina laminada en frío resultante manteniendo la lámina laminada en frío en un intervalo de temperatura de 800°C a 950°C durante 5 segundos a 5 minutos.