

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 787 353**

51 Int. Cl.:

C21D 9/46	(2006.01)	C22C 38/20	(2006.01)
C22C 38/26	(2006.01)	C22C 38/22	(2006.01)
C22C 38/60	(2006.01)	C22C 38/24	(2006.01)
C22C 38/44	(2006.01)	C22C 38/28	(2006.01)
C22C 38/46	(2006.01)	C22C 38/30	(2006.01)
C22C 38/52	(2006.01)	C22C 38/32	(2006.01)
C22C 38/54	(2006.01)	C22C 38/40	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)	F01N 13/16	(2010.01)
C22C 38/04	(2006.01)	C21D 1/26	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)	C21D 8/04	(2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **30.10.2013 PCT/JP2013/079461**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **08.05.2014 WO14069543**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **30.10.2013 E 13851279 (3)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **04.03.2020 EP 2915894**

54 Título: **Chapa de acero inoxidable ferrítico que tiene excelente resistencia al calor**

30 Prioridad:

30.10.2012 JP 2012239148

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

15.10.2020

73 Titular/es:

**NIPPON STEEL & SUMIKIN STAINLESS STEEL CORPORATION (100.0%)
6-1, Otemachi 2-chome, Chiyoda-ku
Tokyo 100-0004, JP**

72 Inventor/es:

**TERAOKA, SHINICHI;
FUKUDA, AKIHIRO y
KOBAYASHI, MASAOKI**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 787 353 T3

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

DESCRIPCIÓN

Chapa de acero inoxidable ferrítico que tiene excelente resistencia al calor

Campo técnico

5 La presente invención se refiere a un material para estructura de chapa que se usa a una temperatura alta, en particular se refiere a acero inoxidable ferrítico que exhibe resistencia a la corrosión a temperatura normal y que es resistente a la fragilidad debido al uso a una temperatura alta, tal como un material para un sistema de escape de automóviles.

Antecedentes de la técnica

10 El acero inoxidable ferrítico es inferior al acero inoxidable austenítico en cuanto a capacidad para ser trabajado, tenacidad y resistencia a altas temperaturas, pero no contiene una gran cantidad de Ni, por lo que es económico. Además, tiene una pequeña expansión de calor, por lo que en los últimos años se ha utilizado para tejados y otros materiales de construcción o materiales para partes de sistemas de escape de automóviles que tienen altas temperaturas y otras aplicaciones donde la tensión térmica se convierte en un problema. En particular, cuando se usa como material para partes de sistemas de escape de automóviles, es importante la resistencia a altas temperaturas, la resistencia a la corrosión a temperatura normal y la alta tenacidad asociada con el uso a altas temperaturas. En general, SUH409L, SUS429, SUS430LX, SUS436J1L, SUS432, SUS444 y otros aceros se utilizan como acero inoxidable ferrítico adecuado para estas aplicaciones.

15 En estos materiales, PLT 1 describe un material que utiliza 0,05 a 2% de Sn para aumentar la resistencia a altas temperaturas. Además, PLT 2 describe la técnica de añadir 0,005 a 0,10% de Sn para mejorar la calidad de la superficie de la chapa de acero inoxidable. Además, en los últimos años, la chatarra que contiene chapa de acero tratada superficialmente se ha utilizado como materia prima, por lo que se han incluido grandes cantidades de Sn superiores al 0,05% en el acero inoxidable como impurezas inevitables.

20 Los documentos EP 17434143 y JP 2006233278 describen un método de producción de acero inoxidable ferrítico para piezas de escape.

Lista de citas

25 Bibliografía de patentes

PLT 1: Publicación de Patente Japonesa n.º 2000-169943A

PLT 2: Publicación de Patente Japonesa n.º H11-92872A

Compendio de la invención

Problema técnico

30 Si se usa acero inoxidable que contiene Sn descrito en la técnica anterior a una temperatura alta, se sabe que se produce el fenómeno de fragilidad del límite de grano previamente desconocido y surge el problema de que la resistencia de las piezas se ve afectada. Un objeto de la presente invención es proporcionar acero inoxidable ferrítico que no deteriore la tenacidad a la temperatura normal, incluso si se expone a una temperatura alta durante un período de tiempo prolongado, como en un material para un sistema de escape de automóviles.

35 Solución al problema

40 Los inventores se dedicaron a varios estudios sobre la caída de la tenacidad a la temperatura normal del acero inoxidable ferrítico que contiene Sn después de una exposición prolongada a altas temperaturas. Primero, investigaron el intervalo de temperatura en el que se produce una caída en la tenacidad cuando se usa el SUS430LX que contiene 0,3% de Sn, y encontraron que el intervalo de temperatura era de 500 a 800 °C. Además, particularmente, la temperatura a la que ocurrió una caída en la tenacidad en poco tiempo fue de 700 °C y se supo que se produjo una gran caída en la tenacidad en solo 1 hora. Como se muestra en la fig. 1, el modo de superficie de fractura que se produce debido a una fractura frágil difiere de una superficie de fractura de escisión general y tiene la característica de una superficie de fractura del límite de grano. Los inventores enfriaron una muestra a una temperatura baja en un aparato AES (espectroscopía de electrones Auger), después la rompieron y analizaron la superficie de fractura del límite de grano, y se observó una notable segregación de Sn con un espesor de aproximadamente 1 nm. Es decir, se creía que la caída en la tenacidad debido al uso a largo plazo a alta temperatura se produjo debido a la segregación de los límites de grano de Sn.

50 Para prevenir tal fragilidad del límite de grano, disminuir el contenido de Sn es lo más efectivo. Sin embargo, el reciclaje de chapas de acero tratadas en la superficie es inevitable para la protección del medio ambiente, por lo que la chatarra que contiene Sn debe usarse. Además, eliminar el Sn mediante refinación es difícil para la técnica existente. Se ha deseado un material que sea resistente a la fragilidad del límite de grano, incluso si contiene Sn.

Por lo tanto, los inventores investigaron en detalle los efectos de varios tipos de elementos de aleación para evitar la fragilidad debida a la segregación de los límites de grano de Sn y descubrieron que para asegurar la resistencia a la corrosión, los elementos estabilizadores Ti y Nb que se añaden para inmovilizar el C y el N en el acero inoxidable tienen un efecto significativo. Es decir, como se muestra en la fig. 1 y 2, descubrieron que si el acero estabilizado con Ti contiene Sn, la fragilidad del límite del grano asociada con el uso a altas temperaturas se vuelve notable y que el acero estabilizado por Nb es resistente a la fragilidad incluso si contiene Sn.

En base a estos descubrimientos, los inventores investigaron los efectos sobre la tenacidad al añadir los elementos estabilizadores Ti y Nb solos y al añadirlos juntos y pudieron desarrollar acero resistente a la caída de la tenacidad debido al uso a altas temperaturas.

La presente invención se alcanzó en base a estos descubrimientos. La solución al problema de la presente invención es como en las reivindicaciones adjuntas.

Efectos ventajosos de la invención

Según el acero inoxidable ferrítico que contiene Sn de la presente invención, los elementos estabilizadores Nb y Ti están optimizados, por lo que se obtiene una chapa de acero inoxidable que tiene poco deterioro de la tenacidad incluso cuando se usa a alta temperatura y además es excelente en resistencia a la corrosión.

Breve descripción de los dibujos

La fig. 1 muestra fotos de aceros inoxidables ferríticos de la presente realización y aceros comparativos que son chapas recocidas laminadas en caliente de espesor 4,0 mm como tal, y muestra fotos de superficies fracturadas de piezas de ensayo que muestran fractura frágil en un ensayo de impacto Charpy para aceros inoxidables ferríticos de la presente realización y comparativa después del tratamiento térmico a 700 °C durante 1 hora.

La fig. 2 es un gráfico que muestra las temperaturas de transición dúctil-frágil medidas mediante la realización de ensayos de impacto Charpy de muesca en V en piezas de ensayo de tamaño de 4,0 mm para aceros inoxidables ferríticos de la presente realización y aceros comparativos que son chapas recocidas laminadas en caliente de espesor 4,0 mm como tal, y que muestra las temperaturas de transición dúctil-frágil medidas mediante la realización de los ensayos de impacto Charpy de muesca en V en las piezas de ensayo para aceros inoxidables ferríticos de la presente realización y aceros comparativos después del tratamiento térmico a 700 °C durante 1 hora.

La fig. 3 es un gráfico que muestra la relación entre una temperatura de transición dúctil-frágil (por sus siglas en inglés, DBTT) medida mediante la realización de ensayos de impacto Charpy de muesca en V en piezas de ensayo de tamaño de espesor de 4,0 mm y un indicador (GBSV) que muestra la tendencia de la segregación del límite de grano de Sn cuando se usan aceros inoxidables ferríticos de la presente realización y aceros comparativos que son chapas recocidas laminadas en caliente de un espesor de 4,0 mm y tratamiento térmico adicional de los aceros inoxidables ferríticos a 700 °C durante 1 hora.

La fig. 4 es un gráfico que muestra la relación entre la concentración de Sn en el límite del grano y la temperatura de transición dúctil-frágil (DBTT) al medir la concentración de Sn en la superficie de fractura del límite del grano mediante AES y medir la DBTT mediante un ensayo de impacto Charpy y usar aceros inoxidables ferríticos de la presente realización y aceros comparativos que son chapas recocidas laminadas en caliente de espesor 4,0 mm y tratamiento térmico adicional de los aceros inoxidables ferríticos a 700 °C durante 1 hora.

Descripción de la realización

A continuación, se explicará una realización de la presente invención. Primero, se explicarán las razones para limitar la composición de acero de la chapa de acero inoxidable de la presente realización. Tener en cuenta que las indicaciones % para la composición significan % en masa a menos que se indique lo contrario.

C: 0,001 a 0,015%

El C hace que la conformabilidad, la resistencia a la corrosión y la tenacidad de la chapa laminada en caliente se deterioren, por lo que el contenido es preferiblemente lo más pequeño posible. Por lo tanto, el límite superior se hace 0,015%. Sin embargo, la reducción excesiva provoca un aumento en el coste de refinación, por lo que el límite inferior es 0,001%. Además, si se considera desde el punto de vista de la resistencia a la corrosión, el límite inferior se hace preferiblemente 0,002% y el límite superior se hace preferiblemente 0,009%.

N: 0,001 a 0,020%

El N, como el C, hace que la conformabilidad, la resistencia a la corrosión y la tenacidad de la chapa laminada en caliente se deterioren, por lo que cuanto menor sea el contenido, mejor. Por lo tanto, el contenido se hace 0,02% o menos. Sin embargo, la reducción excesiva conduce a un aumento en el coste de refinación, por lo que el límite inferior se hace 0,001%. Para evitar de manera más confiable una caída en la resistencia a la corrosión y el deterioro de la tenacidad, el límite superior se hace preferiblemente 0,018%. Más preferiblemente, el límite superior puede hacerse 0,015%.

Si: 0,01 a 1,5%

5 La adición excesiva de Si causa una caída en la ductilidad a la temperatura ordinaria, por lo que el límite superior se hace 1,5%. Sin embargo, el Si es un elemento que es útil como agente desoxidante y es un elemento que mejora la resistencia a altas temperaturas y la resistencia a la oxidación. El efecto desoxidante se mejora junto con el aumento en la cantidad de Si. El efecto se manifiesta en 0,01% o más y se estabiliza en 0,05% o más, por lo que el límite inferior se hace 0,01%. Tener en cuenta que, si se considera la resistencia a la oxidación al añadir Si, el límite inferior se hace más preferiblemente 0,1% y el límite superior se hace más preferiblemente 0,7%.

Mn: 0,01 a 1,5%

10 La adición excesiva de Mn causa una caída en la tenacidad de la chapa laminada en caliente debido a la precipitación de la fase γ (fase de austenita) y, además, forma MnS para causar una caída en la resistencia a la corrosión, por lo que el límite superior se hace 1,5%. Por otro lado, el Mn es un elemento que se añade como agente desoxidante y un elemento que contribuye al aumento de la resistencia a altas temperaturas en la región de temperatura media. Además, es un elemento por el cual durante el uso a largo plazo, los óxidos basados en Mn se forman en la superficie y contribuyen al efecto de suprimir la adhesión de incrustaciones (óxidos) y la oxidación anormal. Para hacer que se manifieste este efecto, se añade Mn de modo que el contenido de Mn en el acero inoxidable de la presente invención se convierte en 0,01% o más. Tener en cuenta que, si se considera la ductilidad a alta temperatura o la propiedad de adhesión de la incrustación y la supresión de la oxidación anormal, el límite inferior se hace más preferiblemente 0,1 y el límite superior se hace más preferiblemente 1,0%.

P: 0,035% o menos

20 El P es un elemento con una gran capacidad de fortalecimiento de la disolución, pero es un elemento estabilizador de ferrita y además es un elemento perjudicial para la resistencia a la corrosión y la tenacidad, por lo que el contenido es preferiblemente lo más pequeño posible. El P está contenido como una impureza en el material de ferrocromo del acero inoxidable. La eliminación de P de la masa fundida de acero inoxidable es extremadamente difícil, por lo que es aceptable 0,010% o más. Además, el contenido de P está determinado sustancialmente por la pureza y la cantidad del material de ferrocromo utilizado. El contenido de P en el material de ferrocromo es preferiblemente bajo, pero el ferrocromo que contiene P bajo es costoso, por lo que el contenido se establece en un intervalo que no causa que la calidad o la resistencia a la corrosión se deterioren en gran medida, es decir, 0,035% o menos. Tener en cuenta que el contenido es preferiblemente 0,030% o menos.

S: 0,015% o menos

30 El S forma inclusiones a base de sulfuro y deteriora la resistencia a la corrosión general del material de acero (corrosión general o corrosión por picadura). Por lo tanto, el contenido de S es preferiblemente lo más pequeño posible. Considerando un intervalo que no afecta la resistencia a la corrosión, el límite superior se hace 0,015%. Además, cuanto menor es el contenido de S, mejor es la resistencia a la corrosión, pero para reducir el S, aumenta la carga de desulfuración y aumenta el coste de fabricación, por lo que el límite inferior puede ser 0,001%. Tener en cuenta que, preferiblemente, el límite inferior se hace 0,001% y el límite superior se hace 0,008%.

Cr: 13,0 a 21,0%

40 El Cr es un elemento esencial para asegurar la resistencia a la oxidación y la resistencia a la corrosión en la presente invención. Si es inferior al 13,0%, estos efectos no se manifiestan, mientras que si es superior al 21,0%, se produce una caída en la capacidad para ser trabajado o deterioro de la tenacidad, por lo que el límite inferior se hace 13,0 y el límite superior se hace 21,0%. Además, si se considera la capacidad de fabricación y la ductilidad a alta temperatura, el límite superior se hace preferiblemente 18,0%.

Sn: 0,01 a 0,50%

45 El Sn es un elemento eficaz para mejorar la resistencia a la corrosión o la resistencia a altas temperaturas. Además, también tiene el efecto de no causar un gran deterioro de las propiedades mecánicas a temperatura normal. El efecto sobre la resistencia a la corrosión se manifiesta a 0,01% o más, por lo que el límite inferior se hace 0,01%. La contribución a la resistencia a altas temperaturas se manifiesta de manera estable con la adición de 0,05% o más, por lo que el límite inferior preferible se hace 0,05%. Por otro lado, si se añade en exceso, la capacidad de fabricación y la soldabilidad se deterioran notablemente, por lo que el límite superior se hace 0,50%. Tener en cuenta que, si se considera la resistencia a la oxidación, etc., el límite inferior se hace preferiblemente 0,1%. Además, si se considera la soldabilidad, etc., el límite superior se hace preferiblemente 0,3%. La manifestación del fenómeno de fragilidad en el uso a altas temperaturas se vuelve notable mediante la inclusión de Sn: 0,05% o más, pero al añadir conjuntamente Nb como se explica a continuación, el fenómeno de fragilidad debido a la inclusión de Sn puede ser suprimido. Además, para hacer que la DBTT (temperatura de transición dúctil-frágil) sea inferior a 50 °C, el límite superior del contenido de Sn se hace más preferiblemente 0,21%.

Nb: 0,05 a 0,60%

El Nb es un elemento que forma carbonitruros y, por lo tanto, tiene el efecto de suprimir la sensibilización debido a la precipitación de carbonitruros de cromo en el acero inoxidable y la caída de la resistencia a la corrosión. El efecto se manifiesta al 0,05% o más. Además, los inventores encontraron el hecho de que esto también tiene el efecto de suprimir la fragilidad del límite de grano en el acero que contiene Sn. Los dos efectos de la mejora de la resistencia a la corrosión y la supresión de la fragilidad del límite del grano se manifiestan al 0,05% o más, por lo que el límite inferior se hace 0,05%. Para obtener los efectos de manera más confiable, el contenido se hace preferiblemente 0,09% o más. Si 0,2% o más, los efectos se pueden obtener de manera sustancialmente confiable. Por otro lado, la adición excesiva causa el problema de una caída en la capacidad de fabricación debido a la formación de fases de Laves. Teniendo en cuenta estos, el límite superior de Nb se hizo 0,60%. Además, desde el punto de vista de la soldabilidad y la capacidad para ser trabajado como una chapa, el límite inferior a veces se hace 0,3% y el límite superior a veces se hace 0,5%. Además, el efecto de la supresión de la fragilidad del límite de grano en el acero que contiene Sn se puede obtener incluso mediante la adición conjunta de Ti y Nb. También en este caso, los efectos se obtienen con una cantidad de adición de Nb de 0,05% o más. Sin embargo, tanto en la suma única de Nb como en la suma conjunta de Ti y Nb, el valor de CI explicado más adelante debe ajustarse para caer en un intervalo predeterminado.

$CI = (Ti + 0,52Nb)/(C + N)$ se establece en no menos de 8 a no más de 26. Si no contiene Ti, $CI = 0,52Nb/(C + N)$ se establece en no más de 8 a no menos de 26. Ti y Nb forman carbonitruros y suprimen la caída en la resistencia a la corrosión debido a la formación de carbonitruros de cromo y la sensibilización. Es decir, son necesarias cantidades de adición correspondientes a las cantidades de C y N en el acero. El valor de CI es un indicador para hacer que el C y el N en el acero precipiten como carbonitruros de Ti y Nb y supriman la sensibilización. Cuanto mayor es el valor de CI, más se suprime la sensibilización. Para suprimir de manera estable la precipitación de carbonitruros de cromo incluso en un ciclo de calor de soldadura, etc., el CI debe ser 8 o más. Sin embargo, si añaden excesivamente Ti y Nb, forman inclusiones grandes y reducen la capacidad para ser trabajado, por lo que el CI se obtiene 26 o menos. Para asegurar de forma estable la resistencia a la corrosión y la capacidad para ser trabajado, CI se hace preferiblemente de 10 a 20.

Además, en la presente invención, $GBSV = Sn + Ti-2Nb-0,3Mo-0,2$ se establece en 0 o menos. Cuando no contiene Ti y Mo, $GBSV = Sn-2Nb-0,2$ se establece en 0 o menos. El GBSV es un indicador que muestra la tendencia a la segregación de los límites de grano de Sn. Cuanto mayor es el valor, más notable es la segregación del límite de grano. Los coeficientes de los elementos que forman el GBSV son para evaluar los efectos sobre la segregación de límites de grano. El Sn es un elemento que es efectivo para la resistencia a altas temperaturas y la resistencia a la corrosión, pero la segregación de los límites de grano hace que la resistencia del material caiga a 400 °C o menos. Por otro lado, Nb y Mo no solo tienen acciones para suprimir la segregación del límite de grano de Sn, sino también efectos de elevar la resistencia del límite de grano y tienen acciones para suprimir la fragilidad debida a la segregación del límite de grano de Sn. Como se muestra en la fig. 3, se puede encontrar que junto con una caída en el GBSV, la temperatura de transición dúctil-frágil se reduce y que si el GBSV se vuelve 0 o menos, la temperatura de transición dúctil-frágil de una chapa recocida laminada en caliente de espesor 4,0 mm se convierte en 150 °C o menos y que la dureza se mejora mucho. Por lo tanto, el GBSV se establece en 0 o menos.

Después, los inventores usaron la concentración de Sn en la superficie de fractura del límite de grano (en %) como un indicador de la segregación del límite de grano de Sn para investigar la relación con la temperatura de transición dúctil-frágil. Como se muestra en la fig. 4, se encontró que si la concentración de Sn en los límites de grano excede el 2,0%, la temperatura de transición dúctil-frágil aumenta rápidamente y se produce fácilmente la fragilidad del límite del grano. También en un entorno de servicio de alta temperatura, es importante hacer que la concentración de Sn en los límites de grano sea 2,0% o menos para suprimir la fragilidad del límite de grano debido al Sn.

Aquí, como un indicador que trata la temperatura y el tiempo de manera estandarizada en el caso de usar a una temperatura alta durante mucho tiempo, se introdujo el valor L, que generalmente se usa como un indicador para la evaluación del tratamiento térmico y se muestra por la fórmula 3. Si realiza un tratamiento térmico de 600 a 750 °C para que el valor L que muestra la fórmula 3 se convierta en $1,91 \times 10^4$ o más, se observa una notable segregación de Sn en los límites de grano en el caso de la adición de Ti. Los inventores descubrieron que la segregación de Sn en los límites de grano tiene un efecto perjudicial sobre las propiedades (temperatura de transición). Además, los inventores confirmaron que, en el caso de la composición de componentes en la presente invención, la concentración de Sn en el límite de grano cuando se realiza un tratamiento térmico que proporciona un valor L de $1,91 \times 10^4$ o más se convierte en 2 en % o menos. Tener en cuenta que, como una condición que simplifica aún más la provisión en las condiciones de tratamiento térmico por el valor L, la concentración de Sn en el límite de grano después de realizar el tratamiento térmico a 700 °C durante 1 hora es preferiblemente 2,0 en % o menos.

La concentración de Sn en los límites de grano se fractura y se mide en un aparato AES en un vacío ultra alto. Los electrones de barrena se emiten no solo desde los átomos en la superficie, sino también a varios nm dentro de la superficie, por lo que el valor no muestra solo la concentración de Sn en los límites de grano. Además, la precisión del análisis difiere con cada aparato. Sin embargo, en principio, la concentración de Sn en la superficie de fractura por escisión es la misma que la concentración promedio de Sn del material base. Por lo tanto, la concentración de Sn en los límites de grano se ha determinado calibrando los valores de medición de la concentración de Sn en la superficie de fractura por escisión de modo que la concentración de Sn medida en la superficie de fractura por escisión se

convierta en la concentración promedio de Sn del material base. Para reducir de manera estable la fragilidad del límite del grano, es preferible hacer que la concentración de Sn en los límites de grano sea 1,7% o menos. Además, hacer que la concentración sea inferior a la concentración de Sn en el material base es difícil, por lo que es preferible hacer 0,02 en % del límite inferior.

- 5 Además, en la presente invención, además de los elementos anteriores, es preferible añadir uno o más de Ti: 0,32% o menos, Ni: 1,5% o menos, Cu: 1,5% o menos, Mo: 2,0% o menos, V: 0,3% o menos, Al: 0,3% o menos, y B: 0,0020% o menos.

Ti: 0,32% o menos

- 10 El Ti, como el Nb, es un elemento que forma carbonitruros y, por lo tanto, tiene el efecto de suprimir la sensibilización debido a la precipitación de carbonitruros de cromo en el acero inoxidable y la disminución de la resistencia a la corrosión. Sin embargo, en comparación con el Nb, esto tiene un efecto mayor al exacerbar la fragilidad del límite de grano en el acero que contiene Sn, por lo que en el acero que contiene Sn, este es un elemento que debe disminuirse. El efecto sobre la segregación del límite de grano de Sn se manifiesta cuando el contenido de Ti excede el 0,05%. Sin embargo, cuando se incluye Nb, es posible reducir el efecto perjudicial debido al Ti. Al añadirlo conjuntamente con Nb, se confirmó que si el límite superior era 0,32%, la concentración del límite de grano de Sn se convertía en 2,0 en % o menos incluso en el tratamiento térmico anterior. El límite superior preferible que incluye Nb es 0,15%. Tener en cuenta que esto ingresa desde los materiales de partida como una impureza inevitable, por lo que la reducción excesiva es difícil, por lo que el contenido de Ti se hace preferiblemente 0,001% o más. Desde el punto de vista de la mejora de la capacidad para ser trabajado mediante la reducción de inclusiones, el límite inferior se hace más preferiblemente 0,001 y el límite superior se hace más preferiblemente 0,03%.

Ni: 1,5% o menos

- 25 El Ni ingresa a los materiales de aleación del acero inoxidable ferrítico como una impureza inevitable y generalmente está contenido en una cantidad en el intervalo 0,03 a 0,10%. Además, es un elemento que es efectivo para suprimir la progresión de picaduras. Ese efecto se exhibe establemente mediante la adición de 0,05% o más, por lo que el límite inferior se hace preferiblemente de 0,05%. Más preferiblemente, el límite inferior es 0,1%.

Por otro lado, la adición de una gran cantidad puede provocar el endurecimiento del material debido al fortalecimiento de la disolución, por lo que el límite superior se hace 1,5%. Tener en cuenta que, si se considera el coste de la aleación, el límite superior es preferiblemente 1,0%. Más preferiblemente, el límite superior es 0,5%. Debido a esto, el Ni es adecuadamente 0,1 a 0,5%.

- 30 En la presente invención, el Ni es un elemento que mejora la resistencia a la corrosión debido al efecto sinérgico con Sn. La adición conjunta con Sn es útil. Además, el Ni tiene la acción de reducir la caída en la capacidad para ser trabajado (alargamiento y valor r) que acompaña a la adición de Sn. Cuando se añade junto con Sn, el límite inferior de Ni se hace preferiblemente 0,2 y el límite superior se hace preferiblemente 0,4%.

Cu: 1,5% o menos

- 35 El Cu es efectivo para mejorar la resistencia a la corrosión. En particular, es eficaz para reducir la velocidad de progresión de la corrosión de grietas después de que ocurra la corrosión de grietas. Para mejorar la resistencia a la corrosión, es preferible la inclusión de 0,1% o más. Sin embargo, la adición excesiva provoca un deterioro de la capacidad para ser trabajado. Por lo tanto, el Cu se incluye preferiblemente con un límite inferior de 0,1 y un límite superior de 1,5%. El Cu es un elemento que mejora la resistencia a la corrosión por un efecto sinérgico con el Sn. La adición conjunta con Sn es útil. Además, el Cu tiene la acción de reducir la caída en la capacidad para ser trabajado (alargamiento y valor r) que acompaña a la adición de Sn. Cuando se añade esto conjuntamente con Sn, el Cu se incluye preferiblemente con un límite inferior de 0,1 y un límite superior de 0,5%.

Debido a lo anterior, en la presente invención, la adición conjunta de Sn y Ni y/o Cu es útil para mejorar la resistencia a la corrosión.

- 45 Además, el Cu es un elemento que se requiere para elevar la resistencia a alta temperatura que se usa para usar como miembro para un entorno de alta temperatura tal como un sistema de escape de alta temperatura de un automóvil. El Cu exhibe principalmente una capacidad de fortalecimiento de la precipitación a 500 a 750 °C y actúa para suprimir la deformación plástica del material y elevar la resistencia a la fatiga térmica al fortalecer la disolución a temperaturas superiores a esa. Tal acción de endurecimiento por precipitación de Cu o fortalecimiento de la disolución se manifiesta mediante la adición de 0,2% o más. Por otro lado, la adición excesiva se convierte en una causa de oxidación anormal y defectos en la superficie en el momento del calentamiento para el laminado en caliente, por lo que el límite superior se hace 1,5%. Para hacer uso de la capacidad de refuerzo a alta temperatura de Cu y suprimir de manera estable los defectos superficiales, el límite inferior se hace preferiblemente 0,5 y el límite superior se hace preferiblemente 1,0%.

ES 2 787 353 T3

Mo: 2,0% o menos

Se debe añadir Mo según sea necesario para mejorar la resistencia a altas temperaturas y la resistencia a la fatiga térmica. Para exhibir estos efectos, el límite inferior se hace preferiblemente 0,01%.

- 5 Por otro lado, la adición excesiva puede causar la formación de fases de Laves y una caída en la dureza de la chapa laminada en caliente. Considerando esto, el límite superior de Mo se hace 2,0%. Además, desde el punto de vista de la productividad y la capacidad de fabricación, el límite inferior se hace preferiblemente 0,05% y el límite superior se hace preferiblemente 1,5%.

V: 0,3% o menos

- 10 El V ingresa al material de aleación del acero inoxidable ferrítico como una impureza inevitable y es difícil de eliminar en el proceso de refinación, por lo que generalmente está contenido en un intervalo de 0,01 a 0,1%. Además, forma carbonitruros finos y tiene el efecto de dar lugar a una acción de fortalecimiento de la precipitación y contribuir a mejorar la resistencia a altas temperaturas, por lo que es un elemento que se añade deliberadamente según sea necesario. Este efecto se manifiesta de manera estable mediante la adición de 0,03% o más, por lo que el límite inferior se hace preferiblemente 0,03%.

- 15 Por otro lado, si se añade en exceso, es probable que se invite al engrosamiento de los precipitados. Como resultado, la resistencia a altas temperaturas cae y la vida de fatiga térmica termina cayendo, por lo que el límite superior se establece en 0,3%. Tener en cuenta que, si se considera el coste de fabricación y la capacidad de fabricación, el límite inferior se hace preferiblemente 0,03% y el límite superior se hace preferiblemente 0,1%.

Al: 0,3% o menos

- 20 El Al es un elemento que se añade como elemento desoxidante y también mejora la resistencia a la oxidación. Además, es útil como elemento de refuerzo de la disolución para mejorar la resistencia a 600 a 700 °C. Esta acción se manifiesta de forma estable a partir del 0,01%, por lo que el límite inferior se realiza preferiblemente al 0,01%.

- 25 Por otro lado, la adición excesiva causa endurecimiento y hace que el alargamiento uniforme caiga notablemente. Además, hace que la dureza disminuya notablemente. Por lo tanto, el límite superior se hace 0,3%. Además, si se considera la formación de defectos superficiales y la soldabilidad y capacidad de fabricación, el límite inferior se hace preferiblemente 0,01% y el límite superior se hace preferiblemente 0,07%.

B: 0,0020% o menos

- 30 El B es eficaz para inmovilizar el N que es perjudicial para la capacidad para ser trabajado y para mejorar la capacidad para ser trabajado secundaria. Se añade según sea necesario en 0,0003% o más. Además, incluso si se añade en más de 0,0020%, el efecto se satura. El B provoca un deterioro en la capacidad para ser trabajado y una caída en la resistencia a la corrosión, por lo que esto se añade en 0,0003 a 0,002%. Si se considera la capacidad para ser trabajado y el coste de fabricación, el límite inferior se hace preferiblemente de 0,0005% y el límite superior se hace preferiblemente de 0,0015%.

W: 0,20% o menos

- 35 El W es efectivo para mejorar la resistencia a altas temperaturas y se añade según sea necesario en 0,01% o más. Además, si se añade en más del 0,20%, el fortalecimiento de la disolución se vuelve demasiado grande y las propiedades mecánicas caen, por lo que se añade del 0,01 al 0,20%. Si se considera el coste de fabricación y la tenacidad de la chapa laminada en caliente, el límite inferior se hace preferiblemente 0,02% y el límite superior se hace preferiblemente 0,15%.

- 40 Zr: 0,20% o menos

- 45 El Zr, como el Nb, Ti, etc., forma carbonitruros para suprimir la formación de carbonitruros de Cr y mejorar la resistencia a la corrosión, por lo que se añade según sea necesario en 0,01% o más. Además, incluso si se añade en más de 0,20%, el efecto se satura y la formación de óxidos grandes causa defectos en la superficie, por lo que se añade en 0,01 a 0,20%. En comparación con Ti y Nb, este es un elemento costoso, por lo que si se considera el coste de fabricación, el límite inferior se hace preferiblemente 0,02% y el límite superior se hace preferiblemente 0,05%.

Sb: 0,5% o menos

- 50 El Sb es eficaz para mejorar la resistencia al ácido sulfúrico y se añade según sea necesario en 0,001% o más. Además, incluso si se añade en más de 0,5%, el efecto se satura y se produce fragilidad debido a la segregación del límite de grano de Sb, por lo que se añade 0,001 a 0,20%. Si se considera la capacidad para ser trabajado y el coste de fabricación, el límite inferior se hace preferiblemente del 0,002% y el límite superior se hace preferiblemente 0,05%.

Co: 0,5% o menos

5 El Co es efectivo para mejorar la resistencia al desgaste y mejorar la resistencia a altas temperaturas y se añade según sea necesario en 0,01% o más. Además, incluso si se añade más de 0,5%, el efecto se satura y las propiedades mecánicas se degradan debido al fortalecimiento de la disolución, por lo que se añade 0,01 a 0,5%. A partir del coste de fabricación y la estabilidad de la resistencia a altas temperaturas, el límite inferior se hace preferiblemente 0,05% y el límite superior se hace preferiblemente 0,20%.

Ca: 0,01% o menos

10 El Ca es un elemento desulfurante importante en el proceso de fabricación de acero y también tiene un efecto desoxidante, por lo que se añade según sea necesario en 0,0003% o más. Además, incluso si se añade más de 0,01%, el efecto se satura y disminuye la resistencia a la corrosión debido a los gránulos de Ca o al deterioro de la capacidad para ser trabajado debido a los óxidos, por lo que esto se añade en 0,0003 a 0,01%. Si se considera el tratamiento de los desechos y otros aspectos de la capacidad de fabricación, el límite inferior se hace preferiblemente 0,0005% y el límite superior se hace preferiblemente 0,0015%.

Mg: 0,01% o menos

15 El Mg es un elemento que es efectivo para refinar la estructura solidificada en el proceso de fabricación de acero y se añade según sea necesario en 0,0003% o más. Además, incluso si se añade en más de 0,01%, el efecto se satura y disminuye fácilmente la resistencia a la corrosión debido a los sulfuros u óxidos de Mg, por lo que se añade en 0,0003 a 0,01%. La adición de Mg en el proceso de fabricación de acero produce una combustión violenta por oxidación de Mg y un menor rendimiento. Si se considera el gran aumento en el coste, el límite inferior se hace preferiblemente 0,0005% y el límite superior se hace preferiblemente 0,0015%.

REM: 0,1% o menos

25 Un REM es efectivo para mejorar la resistencia a la oxidación y se añade según sea necesario en 0,001% o más. Además, incluso si se añade en más de 0,1%, el efecto se satura y los gránulos de REM causan una caída en la resistencia a la corrosión, por lo que se añade 0,001 a 0,1%. Si se considera la capacidad para ser trabajado de los productos y el coste de fabricación, el límite inferior se hace preferiblemente 0,002% y el límite superior se hace preferiblemente 0,05%.

El número de tamaño de grano después del laminado en frío y el recocido se hace de 5,0 a 9,0.

30 Si se expone Sn añadiendo acero a un ambiente de alta temperatura, incluso si se controlan los componentes por el valor GBSV, la caída en la tenacidad no se eliminará por completo. En este caso, es posible aumentar el área de los límites de grano en los que el Sn se segrega para aliviar la fragilidad del límite de grano. Por esa razón, el número de tamaño de grano debe hacerse 5 o más. Sin embargo, si el número de tamaño de grano se hace demasiado grande, el refinamiento del grano hará que las propiedades mecánicas cambien a una baja ductilidad y alta resistencia, por lo que el tamaño se hace de 5,0 a 9,0. Si considera la optimización del valor de Lankford, que gobierna la mejora de la capacidad de estiramiento profundo y la reducción de la aspereza de la piel al momento de trabajar, el tamaño se hace preferiblemente de 6,0 a 8,5.

40 Además, incluso si no se usa Sn para añadir acero en un ambiente de alta temperatura, en el proceso de fabricación, si Sn se segrega en los límites de grano, se convierte en una causa de una caída en la dureza del producto en chapas, por lo que después del recocido en frío, se hace necesario aumentar la velocidad de enfriamiento para suprimir la segregación del límite de grano. La temperatura de recocido de la banda laminada en frío se hace 850 °C o más donde la segregación de Sn del límite de grano no se producirá fácilmente y se hace 1100 °C o menos donde el número de tamaño de grano no se engrosará fácilmente. En el momento del enfriamiento, es preferible hacer que la velocidad de enfriamiento sea de 5 °C/s o más en el intervalo de temperatura de 800 a 600 °C, donde la segregación de Sn en el límite del grano se realiza en poco tiempo.

(Ejemplo 1)

45 A continuación, se usarán ejemplos para explicar los efectos de la presente invención, pero la presente invención no se limita a las condiciones utilizadas en los siguientes ejemplos.

50 En este ejemplo, primero, el acero de cada una de las composiciones de componentes que se muestran en la Tabla 1-1 y la Tabla 1-2 se fundió y fundió en un planchón. Este planchón se calentó a 1190 °C, después se le dio una temperatura final en el intervalo de 800 a 950 °C y se laminó en caliente hasta un espesor de 4 mm para obtener una chapa laminada en caliente. Tener en cuenta que, en la Tabla 1-1 y la Tabla 1-2, los valores numéricos que están fuera del alcance de la presente invención están subrayados. La chapa de acero laminada en caliente se enfrió por agua aireada enfriando por debajo de 500 °C, después se enrolló en una bobina.

En la Tabla 1-1 y la Tabla 1-2, los ejemplos de la invención y los ejemplos comparativos que no contienen Ti o Mo tienen contenidos de Ti y Mo que se muestran con los símbolos "-". Además, en la Tabla 1-1 y la Tabla 1-2, los valores

de CI y GBSV de los ejemplos de la invención y ejemplos comparativos que no contienen Ti o Mo se calcularon en base a la fórmula 1 y la fórmula 2. mencionadas anteriormente. Además, los valores de CI y GBSV de los ejemplos de la invención y los ejemplos comparativos que contienen Ti y Mo se calcularon en base a la fórmula 1' y la fórmula 2' mencionadas anteriormente.

5 Después de esto, la bobina laminada en caliente se recoció a una temperatura de 900 a 1100 °C y se enfrió a temperatura normal. En este momento, la velocidad de enfriamiento promedio en el intervalo de 800 a 550 °C se hizo 20 °C/s o más. A continuación, la chapa recocida laminada en caliente se decapó y se laminó en frío para obtener un espesor de chapa de 1,5 mm, después la chapa laminada en frío se recoció y se decapó para obtener un producto de chapa. Los números 1 a 34 en la tabla 1-1 son ejemplos de la invención, mientras que los números 35 a 56 en la tabla 1-2 son ejemplos comparativos.

10 La chapa recocida laminada en caliente así obtenida se trató térmicamente a 700 °C durante 1 hora (valor L: 19460), después se sometió a un ensayo de impacto Charpy según JIS Z 2242 y se midió la temperatura de transición dúctil-frágil (DBTT). Los resultados de la medición se muestran en la Tabla 2-1 y la Tabla 2-2. Además, la pieza de ensayo en esta realización es una pieza de ensayo de tamaño inferior del espesor de la chapa recocida laminada en caliente tal como está, por lo que la energía de absorción se dividió por el área de la sección transversal (unidades: cm²) para comparar y evaluar la dureza de las chapas recocidas laminadas en caliente en los ejemplos. Tener en cuenta que el criterio para evaluar la tenacidad fue una temperatura de transición dúctil-frágil (DBTT) de 150 °C o menos como "buena".

15 Además, a partir de la chapa recocida laminada en caliente, se prepararon piezas de ensayo de 14 x 4 x 4 mm para espectroscopía electrónica Auger (AES). En las partes centrales de las piezas de ensayo en la dirección longitudinal, se formaron muescas de una profundidad de 1 mm y un ancho de 0,2 mm. Las piezas de ensayo se enfriaron con nitrógeno líquido en el aparato AES bajo un vacío súper alto y se golpearon para que se rompieran, después se midió la concentración de Sn en las superficies de fractura del límite de grano. Los resultados de la medición se muestran como "concentración de Sn del límite de grano (en %)" en las Tablas 2-1 y 2-2. Para el aparato AES, se utilizó un SAM-670 (fabricado por PHI, Modelo FE). El tamaño del haz se hizo 0,05 µm. La concentración se calibró de modo que el valor de análisis en la superficie de fractura por escisión sea el mismo que la concentración del material base. Los electrones Auger se emiten no solo desde la superficie más superficial de la superficie de fractura límite del grano, sino también desde varios nm de profundidad. Por lo tanto, con este método, aunque no es la concentración precisa de Sn en los límites de grano, como valor de medición general, utilizando esta técnica, 2 en % o menos se consideró bueno.

20 Además, la chapa recocida laminada en caliente se laminó en frío hasta 1,5 mm, se recoció a una temperatura de 840 a 980 °C durante 100 segundos, después se decapó. La chapa recocida laminada en frío fue soldada por soldadura MIG de cordón en placa y fue sometida a un ensayo de corrosión de sulfuro de cobre y ácido sulfúrico de acero inoxidable prescrita en JIS G 0575 para investigar la presencia de cualquier sensibilización de la soldadura HAZ. Sin embargo, la concentración de ácido sulfúrico se hizo 0,5% y el tiempo de ensayo se hizo 24 horas.

25 Las chapas que exhiben corrosión en el límite de grano se consideraron fallidas en la resistencia a la corrosión. Los resultados de la evaluación se muestran como "Ensayo Strauss mejorado" en las Tablas 2-1 y 2-2.

30 Además, las superficies de las chapas laminadas en frío, recocidas y encurtidas se pulieron con papel # 600, después se trataron por el método de ensayo de niebla salina prescrito en JIS Z 2371 durante 24 horas y se verificó la presencia de óxido. Las chapas que exhiben óxido se consideraron fallidas. Los resultados de la evaluación se muestran como "ensayo de niebla salina" en la Tabla 2-1 y la Tabla 2-2.

35 Además, se cambiaron las condiciones de tratamiento térmico de las chapas recocidas laminadas en caliente y se realizaron ensayos similares a las descritas en la Tabla 2-1 y la Tabla 2-2. Los resultados se muestran en la Tabla 3. Parte de los aceros que se muestran en la Tabla 3 se evaluaron mediante un ensayo en seco/húmedo repetido. La disolución de ensayo se hizo una que contenía iones nitrato NO₃⁻: 100 ppm, iones sulfato SO₄²⁻: 10 ppm, e iones cloruro Cl⁻: 10 ppm y con un pH = 2,5. Un tubo de ensayo de un diámetro exterior de 15 mm, una altura de 100 mm y un espesor de 0,8 mm se llenó con la disolución de ensayo hasta 10 ml. En esto, los diferentes tipos de aceros inoxidables obtenidos cortando en piezas de 1 "t" x 15 x 100 mm y puliendo en húmedo toda la superficie con papel de lija # 600 se sumergieron a medias. Este tubo de ensayo se insertó en un baño tibio a 80 °C. La muestra, que se secó completamente después de transcurridas 24 horas, se lavó ligeramente con agua destilada, después se llenó nuevamente un tubo de ensayo recién lavado con la disolución de ensayo para sumergir nuevamente la muestra a la mitad y se mantuvo a 80 °C durante 24 horas. Esto se realizó durante 14 ciclos.

40 Además, las condiciones de recocido de la chapa recocida laminada en frío se cambiaron como se especifica en la Tabla 4 para obtener productos laminados de 1,5 mm. Estos se sometieron a un tratamiento de envejecimiento a 600 °C durante 1 semana, después se sometieron a un ensayo de impacto Charpy con muesca en V en ese espesor tal como está. Los resultados se muestran en la Tabla 4. En este momento, la temperatura de transición dúctil-frágil que se convirtió en -20 °C o menos se convirtió en la condición de paso.

Tabla 1-1

n.º	C	Si	Mn	P	S	Cr	Sn	Nb	N	Ti	Mo	Otros	CI	GBSV
1	0,006	0,15	0,20	0,027	0,001	17,2	0,20	0,40	0,0070	-	-		16,0	-0,8
2	0,006	0,10	0,11	0,028	0,001	16,8	0,50	0,17	0,0046	-	-		8,3	0,0
2-2.	0,005	0,07	0,06	0,019	0,001	16,6	0,32	0,12	0,0098	0,10	-		11,0	0,0
3	0,015	0,14	0,21	0,017	0,001	17,1	0,21	0,60	0,0104	-	-		12,3	-1,2
4	0,006	0,25	0,25	0,025	0,001	17,5	0,21	0,40	0,0072	-	-		15,8	-0,8
5	0,005	1,50	0,21	0,026	0,001	17,2	0,15	0,26	0,0078	-	-		11,4	-0,6
6	0,003	0,45	0,28	0,027	0,002	17,1	0,21	0,13	0,0048	0,1	-	Cu: 0,25%, Ni: 0,25%	21,5	-0,2
7	0,010	0,35	1,50	0,026	0,001	17,6	0,22	0,40	0,0084	-	-		11,3	-0,8
8	0,005	0,32	0,23	0,029	0,001	17,5	0,28	2,41	0,0085	-	-	Cu: 0,6%	15,8	-0,7
9	0,003	0,25	0,21	0,035	0,001	17,4	0,20	0,40	0,0092	-	-		17,0	-0,8
10	0,006	0,10	0,18	0,027	0,015	18,1	0,21	0,40	0,0089	-	-		14,0	-0,8
11	0,008	0,18	0,13	0,027	0,001	13,0	0,12	0,41	0,0058	-	-		15,4	-0,9
12	0,011	0,18	0,12	0,027	0,001	21,0	0,32	0,42	0,0069	-	-		12,2	-0,7
13	0,010	0,21	0,11	0,025	0,002	17,5	0,01	0,40	0,0111	-	-		9,9	-1,0
14	0,008	0,20	0,10	0,027	0,001	17,5	0,50	0,39	0,0086	-	-		12,2	-0,5
15	0,002	0,23	0,08	0,019	0,001	17,4	0,01	0,05	0,0044	0,1	-		19,7	-0,2
16	0,015	0,25	0,15	0,027	0,003	17,1	0,23	0,60	0,0054	-	-		15,3	-1,2
17	0,012	0,30	0,21	0,021	0,001	17,6	0,26	0,41	0,0117	-	-	Ni: 0,5%	9,0	-0,7
18	0,014	0,31	0,18	0,027	0,001	17,3	0,25	0,38	0,0092	0,32	-		22,3	-0,4
19	0,006	0,32	0,21	0,026	0,001	17,2	0,25	0,41	0,0060	-	-		17,8	-0,8
20	0,011	0,18	0,21	0,027	0,001	17,5	0,23	0,60	0,0200	-	-		10,1	-1,2
21	0,012	0,21	0,30	0,028	0,002	17,4	0,21	0,40	0,0059	-	-		11,6	-0,8
22	0,005	0,29	0,31	0,027	0,001	17,2	0,20	0,40	0,0087	-	2,0		15,2	-1,4
23	0,008	0,21	0,21	0,027	0,001	17,2	0,21	0,40	0,0135	-	-	V: 0,3%	9,7	-0,8
24	0,003	0,22	0,15	0,026	0,001	17,2	0,25	0,41	0,0052	-	-	Ni: 1,5%	26,0	-0,8

Ej. Inv.

25	0,008	0,20	0,18	0,027	0,003	17,3	0,21	0,41	0,0185	-	-	Cu: 1,5%	8,0	-0,8
26	0,010	0,21	0,19	0,025	0,001	17,5	0,21	0,38	0,0110	-	-	B: 0,0020%	9,4	-0,8
27*	0,010	0,18	0,21	0,026	0,001	16,9	0,22	0,41	0,0097	-	-	Al: 3,0%	10,8	-0,8
28	0,010	0,15	0,17	0,027	0,001	16,8	0,22	0,40	0,0053	-	-	W: 0,2%	13,6	-0,8
29	0,014	0,16	0,10	0,024	0,001	16,5	0,28	0,42	0,0064	-	-	Sb: 0,5%	10,7	-0,8
30	0,015	0,17	0,11	0,027	0,001	17,1	0,30	0,41	0,0038	-	-	Zr: 0,2%	11,3	-0,7
31	0,007	0,21	0,18	0,025	0,005	17,5	0,31	0,41	0,0082	-	-	Co: 0,5%	14,0	-0,7
32	0,003	0,22	0,21	0,027	0,001	17,4	0,21	0,15	0,0060	0,10	-	Mg: 0,01%, Cu: 0,25%, Ni: 0,25%	19,8	-0,2
33	0,004	0,23	0,32	0,026	0,005	14,1	0,10	0,15	0,0063	0,10	-	Ca: 0,01%	17,3	-0,3
33-2.	0,003	0,12	0,10	0,024	0,001	14,4	0,11	0,15	0,0101	0,10	-	B: 0,0005%	13,6	-0,3
34	0,005	0,35	0,28	0,027	0,001	17,9	0,31	0,42	0,0070	-	-	REM: 0,1%	18,2	-0,7
*Ejemplo de referencia														

Tabla 1-2

n.º	C	Si	Mn	P	S	Cr	Sn	Nb	N	Ti	Mo	Otros	Cl	GBSV
35	0,016	0,21	0,21	0,028	0,003	17,5	0,41	0,00	0,0082	0,25	-	-	10,3	0,5
36	0,008	1,60	0,22	0,025	0,001	17,2	0,35	0,41	0,0074	-	-	-	13,8	-0,7
37	0,007	0,15	1,60	0,025	0,001	17,2	0,36	0,40	0,0065	-	-	-	15,4	-0,6
38	0,005	0,12	0,20	0,040	0,002	17,5	0,41	0,40	0,0078	-	-	-	16,3	-0,6
39	0,001	0,13	0,20	0,028	0,020	16,8	0,41	0,01	0,0074	0,21	-	-	25,6	0,4
40	0,012	0,14	0,31	0,028	0,002	12,5	0,42	0,04	0,0071	0,15	-	-	8,9	0,3
41	0,008	0,15	0,28	0,027	0,002	22,0	0,40	0,01	0,0082	0,21	-	-	13,3	0,4
42	0,007	0,12	0,25	0,028	0,001	17,5	0,005	0,00	0,0085	0,15	-	-	9,7	0,0
43	0,006	0,21	0,25	0,026	0,003	17,2	0,60	0,20	0,0087	0,1	-	-	13,9	0,1
44	0,005	0,21	0,25	0,027	0,001	17,2	0,40	0,01	0,0074	-	-	-	0,4	0,2
45	0,003	0,22	0,24	0,027	0,002	17,1	0,21	0,80	0,0065	-	-	-	43,8	-1,6
46	0,004	0,25	0,21	0,024	0,001	17,2	0,40	0,05	0,0062	0,21	-	-	23,1	0,3
47	0,007	0,21	0,25	0,018	0,002	17,1	0,30	0,40	0,0058	0,33	-	-	42,0	-0,4
48	0,004	0,18	0,21	0,026	0,002	17,3	0,31	0,41	0,0250	-	-	-	7,4	-0,7
49	0,005	0,21	0,21	0,027	0,001	17,5	0,30	0,05	0,0087	0,40	-	-	31,1	0,4
50	0,006	0,21	0,26	0,027	0,002	17,2	0,35	0,05	0,0091	0,35	-	-	24,9	0,4
51	0,007	0,21	0,25	0,028	0,002	17,1	0,36	0,42	0,0082	-	2,5	-	14,4	-1,4
52	0,005	0,25	0,21	0,025	0,003	17,2	0,37	0,41	0,0058	-	-	Ni: 2,2	19,7	-0,7
53	0,006	0,24	0,25	0,026	0,001	17,1	0,39	0,40	0,0097	-	-	Cu: 1,8	13,2	-0,6
54	0,006	0,24	0,25	0,027	0,002	17,3	0,41	0,40	0,0079	-	-	V: 0,5	15,0	-0,6
55	0,006	0,15	0,21	0,024	0,002	17,0	0,42	0,41	0,0082	-	-	B: 0,003	15,0	-0,6
56	0,007	0,18	0,21	0,027	0,001	17,1	0,43	0,48	0,0081	-	-	Al: 3,5%	16,5	-0,71

Ej. Comp.

Tabla 2-1

	n.º	Concentración de Sn en el límite de grano (en %)	Temperatura de transición dúctil-frágil (°C)	Ensayo Strauss mejorado	Ensayo de niebla salina	Otras propiedades
Ej. Inv.	1	1,4	28	Pasa	Pasa	
	2	1,1	30	Pasa	Pasa	
	2-2.	1,5	110	Pasa	Pasa	
	3	1,2	90	Pasa	Pasa	
	4	0,9	25	Pasa	Pasa	
	5	1,0	35	Pasa	Pasa	
	6	0,9	32	Pasa	Pasa	
	7	1,0	30	Pasa	Pasa	
	8	1,2	28	Pasa	Pasa	
	9	0,9	35	Pasa	Pasa	
	10	1,8	30	Pasa	Pasa	
	11	1,9	40	Pasa	Pasa	
	12	0,8	62	Pasa	Pasa	
	13	1,2	-10	Pasa	Pasa	
	14	1,3	140	Pasa	Pasa	
	15	1,4	27	Pasa	Pasa	
	16	1,6	110	Pasa	Pasa	
	17	1,7	85	Pasa	Pasa	
	18	1,4	145	Pasa	Pasa	
	19	1,3	36	Pasa	Pasa	
	20	1,1	32	Pasa	Pasa	
	21	1,2	30	Pasa	Pasa	
	22	1,7	40	Pasa	Pasa	
	23	1,5	36	Pasa	Pasa	
	24	1,1	29	Pasa	Pasa	
	25	0,8	10	Pasa	Pasa	
	26	0,8	28	Pasa	Pasa	
	27*	1,5	25	Pasa	Pasa	
	28	1,1	26	Pasa	Pasa	
	29	0,9	20	Pasa	Pasa	
	30	0,7	10	Pasa	Pasa	
	31	0,6	16	Pasa	Pasa	
	32	1,5	10	Pasa	Pasa	
	33	1,5	20	Pasa	Pasa	
33-2.	1,3	30	Pasa	Pasa		
34	1,4	24	Pasa	Pasa		

*Ejemplo de referencia

Tabla 2-2.

	n.º	Concentración de Sn en el límite de grano (en %)	Temperatura de transición dúctil-frágil (°C)	Ensayo Strauss mejorado	Ensayo de niebla salina	Otras propiedades
Ej. Comp.	35	3,5	270	Pasa	Pasa	
	36	1,8	80	Pasa	Pasa	Malas propiedades mecánicas
	37	1,5	25	Pasa	Pasa	Malas propiedades mecánicas
	38	1,9	45	Pasa	Pasa	Malas propiedades mecánicas
	39	5,0	270	Pasa	Falla	
	40	2,8	230	Pasa	Falla	
	41	3,9	205	Pasa	Pasa	Defectos superficiales
	42	0,5	15	Pasa	Falla	
	43	7,1	350	Pasa	Pasa	
	44	3,5	240	Falla	Falla	
	45	1,7	90	Falla	Falla	Defectos debido a grandes inclusiones
	46	3,4	210	Pasa	Pasa	
	47	2,4	18	Falla	Falla	Defectos debido a grandes inclusiones
	48	1,8	40	Falla	Falla	
	49	1,7	35	Pasa	Pasa	Defectos debido a grandes inclusiones
	50	1,7	170	Pasa	Pasa	Defectos debido a grandes inclusiones
	51	1,6	38	Pasa	Pasa	Malas propiedades mecánicas
	52	1,0	40	Pasa	Pasa	Malas propiedades mecánicas
	53	0,9	50	Pasa	Falla	Malas propiedades mecánicas
	54	1,6	68	Pasa	Pasa	Malas propiedades mecánicas
55	1,9	20	Falla	Falla		
56	1,7	60	Pasa	Pasa	Defectos superficiales	

Tabla 3

Código	Acero n.º	Tratamiento térmico		Valor L	Concentración de Sn en el límite de grano (en %)	Temperatura de transición dúctil-frágil (°C)	Ensayo Strauss mejorado	Ensayo de niebla salina	Otras propiedades máxima de corrosión de ensayos en seco/húmedo repetidos
		Temp. (°C)	Tiempo (h)						
A1	6	600	168	19403	1,5	51	Pasa	Pasa	20 µm o menos
A2	4	650	300	20746	1,7	42	Pasa	Pasa	50 µm o menos
A3	4	700	0,5	19167	0,9	28	Pasa	Pasa	50 µm o menos
A4	4	700	1	19460	1,4	52	Pasa	Pasa	50 µm o menos
A5	4	750	0,3	19925	0,8	32	Pasa	Pasa	50 µm o menos
A7	6	650	300	20746	1,2	41	Pasa	Pasa	20 µm o menos
A8	6	700	0,5	19167	0,7	21	Pasa	Pasa	20 µm o menos
A9	6	700	1	19460	0,9	32	Pasa	Pasa	20 µm o menos
A10	6	750	0,3	19925	0,7	23	Pasa	Pasa	20 µm o menos
A11	1	700	1	19460	1,4	28	Pasa	Pasa	50 µm o menos
A12	8	650	300	20746	1,6	55	Pasa	Pasa	20 µm o menos
A13	8	700	1	19460	1,2	28	Pasa	Pasa	20 µm o menos
A14	8	750	0,3	19925	0,7	24	Pasa	Pasa	20 µm o menos
A15	17	650	300	20746	1,9	80	Pasa	Pasa	20 µm o menos
A16	17	700	1	19460	1,7	85	Pasa	Pasa	20 µm o menos
A17	17	750	0,3	19925	0,9	50	Pasa	Pasa	20 µm o menos
A18	18	700	1	19460	1,4	145	Pasa	Pasa	50 µm o menos
a1	43	650	300	20746	2,4	270	Pasa	Pasa	50 µm o menos
a2	43	700	1	19460	3,2	330	Pasa	Pasa	50 µm o menos
a3	43	750	0,5	20152	3,0	300	Pasa	Pasa	50 µm o menos
a4	43	700	0,1	18487	1,5	80	Pasa	Pasa	50 µm o menos

Ej. Inv

Ej. Comp.

Tabla 4

	Código	Acero n.º	Temperatura de recocido de la chapa laminada en frío	Número de tamaño de grano	Velocidad de enfriamiento	Temperatura de transición dúctil-frágil		Otras propiedades
			Temperatura (°C)		800 a 500 °C			
Ej. Inv.	B1	4	850	9,0	20	-50	Pasa	
	B2	4	920	8,1	50	-30	Pasa	
	B3	4	940	6,3	25	-30	Pasa	
	B4	4	880	7,2	5	-50	Pasa	
	B5	4	1100	5,0	100	-20	Pasa	
Ej. Comp.	b1	4	1150	4,8	5	0	Falla	
	b2	4	840	8,8	5	-20	Pasa	Malas propiedades mecánicas
	b3	4	880	7,8	2	5	Falla	
	b4	39	900	7,5	20	15	Falla	
	b5	43	900	7,6	20	10	Falla	
	b6	4	850	7,9	4	25	Falla	

5 Como queda claro de la Tabla 1-1, la Tabla 1-2, la Tabla 2-1, la Tabla 2-2 y la Tabla 3, en aceros con composiciones de componentes y concentraciones de Sn del límite de grano según la presente invención, las temperaturas de transición dúctil-frágil (DBTT) evaluadas por las chapas recocidas laminadas en caliente fueron bajas, las resistencias a la corrosión evaluadas por las chapas recocidas laminadas en frío fueron buenas, y los alargamientos totales evaluados por un ensayo de tracción también fueron buenos del 30% o más. Además, tampoco se pudieron observar defectos en la superficie. Por otro lado, los ejemplos comparativos fuera de la presente invención fallaron en al menos uno de los valores de impacto de Charpy (energía de absorción), resistencia a la corrosión, calidad del material y defectos superficiales. Debido a esto, se aprende que la resistencia al calor y la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables ferríticos en los ejemplos comparativos son inferiores.

15 Específicamente, los n.º 35, 39 a 41, 43, 44, 46, 49 y 50 tenían GBSV mayores que 0 y tenían cantidades de segregación del límite de grano de Sn después de realizar un tratamiento térmico a 700 °C durante 1 hora mayor que 2 % medido por AES. La tenacidad fue baja, como lo demuestran las temperaturas de transición dúctil-frágil, superiores a 150 °C. Los n.º 43 a 45 y 47 a 49 tenían valores de CI inferiores a 8, por lo que la resistencia a la corrosión límite de grano evaluada por el ensayo Strauss mejorado y la resistencia a la oxidación evaluada por el ensayo de niebla salina fueron inferiores. Los n.º 36, 37, 38, 52, 53 y 51 fueron respectivamente altos en Si, Mn, P, Ni, Cu y Mo y fueron bajos en alargamiento debido al fortalecimiento de la disolución, por lo que fueron malos en propiedades mecánicas. Mientras que el n.º 39 era alto en S y el n.º 40 era bajo en Cr, el n.º 42 era bajo en Sn, y el n.º 55 era alto en B, por lo que eran pobres en resistencias a la corrosión evaluadas por el ensayo de niebla salina. Además, el n.º 42 era bajo en Sn, por lo que era bueno en tenacidad incluso si el GBSV era mayor que 0. El n.º 45 era alto en Nb, mientras que los números 47, 45 y 50 eran altos en Ti y el n.º 54 era alto en V, entonces los defectos ocurrieron debido a grandes inclusiones y estos fueron considerados de baja calidad. El n.º 41 era alto en Cr, mientras que el n.º 56 era alto en Al y tenía defectos en la superficie, por lo que se consideró de mala calidad.

25 En la Tabla 3, todas las referencias a1 a a3 tenían concentraciones de Sn en el límite de grano de 2 en % o más después de realizar el tratamiento térmico con valores L de $1,91 \times 10^4$ o más, y todos los a1 a a3 tenían DBTT por encima de 150 °C y tenían una mala tenacidad. Además, como con a4, si el valor L es menor que $1,91 \times 10^4$, Sn no se segrega en los límites de grano, por lo que la DBTT está a 80 °C, pero si el valor L se hace grande, Sn se segrega en los límites de grano y la DBTT aumenta, por lo que se confirmó que es necesario evaluar la segregación de Sn en los límites de grano por un valor L de $1,91 \times 10^4$ o más.

30 Además, todos los aceros en el intervalo de la presente invención tenían profundidades máximas de corrosión de 50 μm o menos. Tener en cuenta que, en el caso de acero que contiene Ni o Cu en el intervalo de la presente invención, la profundidad máxima de corrosión fue de 20 μm o menos o un resultado extremadamente bueno para la resistencia a la corrosión.

Además, como quedará claro a partir de la Tabla 4, las chapas que tienen composiciones de componentes, números de tamaño de grano después del laminado en frío y recocido, temperaturas de recocido de la banda laminada en frío y velocidades de enfriamiento según la presente invención exhibieron bajas temperaturas de transición dúctil-frágil y buena tenacidad.

- 5 Por otro lado, b1 tenía una temperatura de recocido de la banda laminada en frío de 1100 °C o más, y un número de tamaño de grano que se define mediante el Método de ensayo de tipo de microscopio de granularidad cristalina de acero establecido en JIS G 0551 fue menor a 5,0. Por lo tanto, la velocidad de enfriamiento a 800 a 500 °C fue de 20 °C/s. Sin embargo, la temperatura de transición dúctil-frágil fue alta. La referencia b2 tenía una temperatura de recocido de la banda laminada en frío de menos de 850 °C y un número de tamaño de grano superior a 9,0, por lo que las propiedades mecánicas eran malas. Además, b3 y b6 tenían velocidades de enfriamiento inferiores a 5 °C/s a 800 a 10 500, por lo que la temperatura de recocido era adecuada y el número de tamaño de grano también era adecuado 8,0. Sin embargo, la temperatura de transición dúctil-frágil fue alta. Además, b4 y b5 eran composiciones de los ejemplos comparativos, por lo que las temperaturas de recocido de la banda laminada en frío, las velocidades de enfriamiento y los números de tamaño de grano estaban en intervalos adecuados, pero las temperaturas de transición dúctil-frágil eran altas. 15

A partir de estos resultados, fue posible confirmar los hallazgos anteriores. Además, fue posible verificar los motivos para limitar las composiciones y constituciones de los aceros explicados anteriormente.

Aplicabilidad industrial

- 20 Como queda claro de la explicación anterior, según el acero inoxidable ferrítico que contiene Sn de la presente invención, los elementos estabilizadores Nb y Ti están optimizados, por lo que es posible producir chapas de acero inoxidable que tienen poco deterioro en la tenacidad, incluso si se usan a una alta temperatura y además es excelente en resistencia a la corrosión de la chapa. Además, al aplicar el material según la presente invención particularmente a las partes del sistema de escape de automóviles y motocicletas, se hace posible extender la vida útil de las partes y elevar así el grado de contribución a la sociedad en general. Es decir, la presente invención tiene una aplicabilidad 25 suficiente en la industria.

REIVINDICACIONES

1. Un método de producción de un acero inoxidable ferrítico recocido laminado en caliente, estando el acero inoxidable ferrítico caracterizado por que consiste de, en % en masa,

Cr: 13,0 a 21,0%,

5 Sn: 0,01 a 0,50%,

Nb: 0,05 a 0,60%,

C: 0,001 a 0,015%,

Si: 0,01 a 1,5%,

Mn: 0,01 a 1,5%,

10 N: 0,001 a 0,020%,

P: 0,035% o menos,

S: 0,015% o menos, y

opcionalmente contiene uno o más de, en % en masa,

Ti: 0,32% o menos,

15 Ni: 1,5% o menos,

Cu: 1,5% o menos,

Mo: 2,0% o menos,

V: 0,3% o menos,

Al: 0,3% o menos,

20 B: 0,0020% o menos,

W: 0,20% o menos,

Zr: 0,20% o menos,

Sb: 0,5% o menos,

Co: 0,5% o menos,

25 Ca: 0,01% o menos,

Mg: 0,01% o menos,

REM: 0,1% o menos, y

que contiene un resto de Fe e impurezas inevitables,

30 en donde el método de producción del acero inoxidable ferrítico recocido laminado en caliente incluye una etapa de realizar un tratamiento térmico a una temperatura de 600 a 750 °C para que un valor L mostrado por la fórmula 3 se convierta en $1,91 \times 10^4$ o más,

el acero inoxidable ferrítico recocido laminado en caliente que satisface la fórmula 1' y la fórmula 2', y que tiene una concentración de Sn en el límite de grano de 2 en % o menos

35 en donde la temperatura de transición dúctil-frágil de la chapa recocida laminada en caliente que tiene un espesor de 4,0 mm es 150 °C o menos;

$$8 \leq CI = (Ti + 0.52Nb) / (C + N) \leq 26 \quad \text{fórmula 1}$$

$$GBSV = Sn + Ti - 2Nb - 0.3Mo - 0.2 \leq 0 \quad \text{fórmula 2}$$

$$L = (273 + T)(\log(t) + 20) \quad \text{fórmula 3}$$

donde, T: temperatura (°C), t: tiempo (h).

2. El método de producción de un acero inoxidable ferrítico recocido laminado en caliente según la reivindicación 1, en donde dicho tratamiento térmico se realiza a una temperatura de 700 °C durante 1 hora.

5 3. El método de producción de un acero inoxidable ferrítico recocido laminado en caliente según la reivindicación 1 o 2 que además contiene, en % en masa, uno o más de

Ti: 0,001 a 0,32%,

Ni: 0,03 a 1,5%,

Cu: 0,1 a 1,5%,

Mo: 0,01 a 2,0%,

10 V: 0,01 a 0,3%,

Al: 0,01 a 0,3%, y

B: 0,0003 a 0,0020%.

4. El método de producción de un acero inoxidable ferrítico recocido laminado en caliente según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3 que contiene además, en % en masa, uno o más de

15 W: 0,01 a 0,20%,

Zr: 0,01 a 0,20%,

Sb: 0,001 a 0,5%,

Co: 0,01 a 0,5%,

Ca: 0,0003 a 0,01%,

20 Mg: 0,0003 a 0,01%, y

REM: 0,001 a 0,1%.

5. El método de producción de un acero inoxidable ferrítico recocido laminado en caliente según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, que contiene además, en % en masa, al menos uno de W: 0,01% a 0,20% y Sb: 0,001% a 0,5%.

25 6. El método de producción de un acero inoxidable ferrítico recocido laminado en caliente según la reivindicación 5 que además contiene, en % en masa, uno o más de

Zr: 0,01 a 0,20%,

Co: 0,01 a 0,5%,

Ca: 0,0003 a 0,01%,

30 Mg: 0,0003 a 0,01%, y

REM: 0,001 a 0,1%.

7. Un acero inoxidable ferrítico recocido laminado en caliente que se puede obtener por el método de una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 6.

35 8. Un método de producción de la chapa de acero inoxidable ferrítico recocido laminado en frío, estando el método caracterizado por comprender preparar un acero inoxidable ferrítico recocido laminado en caliente por el método según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 6, laminar en frío el acero inoxidable ferrítico recocido laminado en caliente, recocer el acero inoxidable ferrítico laminado en frío a una temperatura de recocido de la chapa laminada en frío de 850 °C a 1100 °C y después enfriar desde la temperatura de recocido de la chapa laminada en frío mediante una velocidad de enfriamiento de 5 °C/s o más en el intervalo de temperatura de 800 a 500 °C, en donde un número de tamaño de grano después de recocer la chapa laminada en frío se hace 5,0 a 9,0.

40

9. El método de producción de la chapa de acero inoxidable ferrítico recocido laminado en frío según la reivindicación 8, en donde un número de tamaño de grano después del recocido de la chapa laminada en frío se hace 6,0 a 8,5.

10. Una chapa de acero inoxidable ferrítico recocido laminado en frío que se caracteriza por ser obtenible por el método de la reivindicación 8 o 9.

11. Una parte del sistema de escape de un automóvil o motocicleta que comprende el acero inoxidable ferrítico recocido laminado en caliente de la reivindicación 7 o la chapa de acero inoxidable ferrítico recocido laminado en frío según la reivindicación 10.

5

FIG. 1

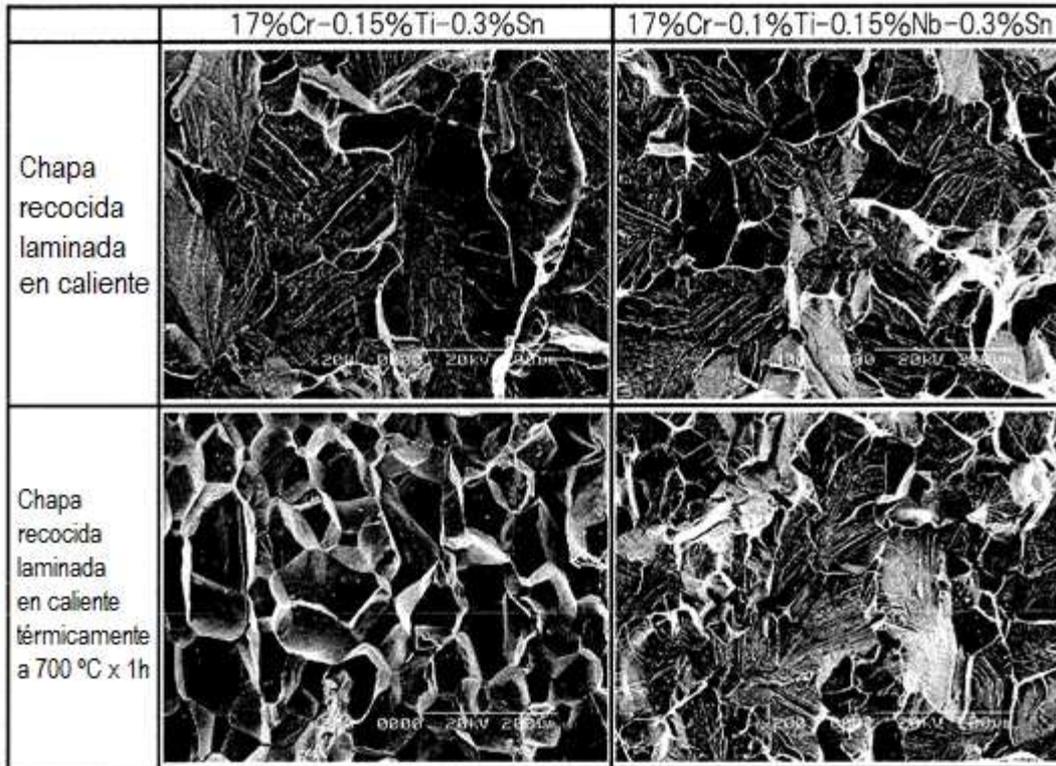


FIG. 2

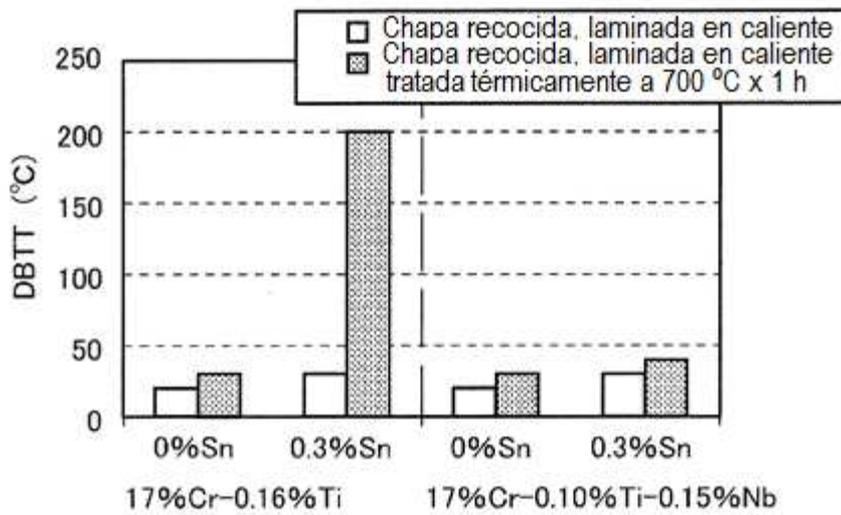


FIG. 3

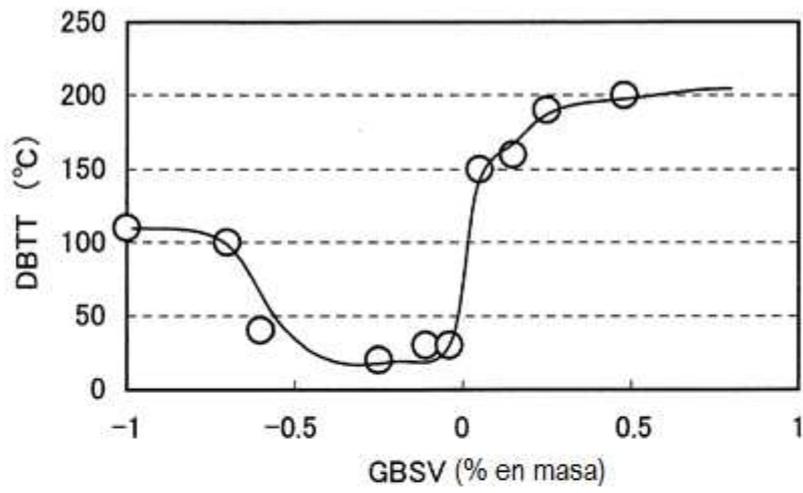


FIG. 4

