

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 750 950**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01) C21D 8/02	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01) C21D 9/46	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01) C21D 6/00	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01) C22C 38/46	(2006.01)
C22C 38/24	(2006.01) C22C 38/48	(2006.01)
C22C 38/26	(2006.01) C22C 38/50	(2006.01)
C22C 38/28	(2006.01) C22C 38/52	(2006.01)
C22C 38/42	(2006.01) C22C 38/54	(2006.01)
C22C 38/44	(2006.01)	
C22C 38/58	(2006.01)	

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **27.10.2014 PCT/JP2014/005425**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **07.05.2015 WO15064077**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **27.10.2014 E 14859015 (1)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **25.09.2019 EP 3029170**

54 Título: **Acero inoxidable de fase dual de ferrita-martensita, y método para producir el mismo**

30 Prioridad:

31.10.2013 JP 2013226716
24.04.2014 WO PCT/JP2014/062121

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

30.03.2020

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

ISHII, TOMOHIRO;
OTA, HIROKI;
KAMI, CHIKARA;
MURATA, SAIICHI;
FUJISAWA, MITSUYUKI y
ISHIBASHI, GENICHI

74 Agente/Representante:

MARTÍN BADAJOZ, Irene

ES 2 750 950 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 de fase dual de ferrita-martensita, y método para producir el mismo

5 Campo técnico

La presente invención se refiere a un acero inoxidable de fase dual de ferrita-martensita excelente en lo que se refiere a la tenacidad a baja temperatura que puede usarse de manera adecuada como material para la carrocería de un vagón de mercancías que porta, por ejemplo, carbón o aceites en zonas frías y a un método para fabricar el
10 acero.

Además, la presente invención se refiere a un acero inoxidable de fase dual de ferrita-martensita que va a usarse como material para una estructura soldada excelente en lo que se refiere a la tenacidad a baja temperatura de una zona soldada afectada por el calor que puede usarse de manera adecuada como material estructural para una
15 estructura que se forma mediante soldadura.

Técnica anterior

A medida que aumenta la longitud del ferrocarril dispuesto a nivel mundial, la cantidad de transporte de mercancías por ferrocarril aumenta año tras año. Se usan vagones de mercancías tales como vagones y contenedores de ferrocarril para el transporte de mercancías por ferrocarril, y en la actualidad se usa acero inoxidable ferrítico como material para los vagones de mercancías.
20

Sin embargo, existe un problema en el hecho de que el acero inoxidable ferrítico, que tiene insuficiente tenacidad a baja temperatura, no se usa de manera adecuada en zonas frías, por ejemplo, en regiones del interior del continente euroasiático que tienen una temperatura atmosférica de -30°C o menor en invierno. En particular, se requiere un material para la carrocería de un vagón de mercancías que porta líquidos, tales como aceites, que tenga excelente tenacidad a baja temperatura.
25

Además, en el caso del acero inoxidable ferrítico, existe un problema de deterioro adicional en la tenacidad de una zona soldada afectada por el calor debido al engrosamiento de los granos. Por tanto, en zonas frías, es difícil usar acero inoxidable ferrítico en aplicaciones a una estructura formada mediante soldadura.
30

Como ejemplo de acero inoxidable que va a usarse en un vagón de ferrocarril, el documento de patente 1 divulga un acero inoxidable en el que se mejora la resistencia a la corrosión de una zona de soldadura formando una fase de martensita en una zona soldada afectada por el calor y en el que se suprime la aparición de defectos de superficie especificando un valor FFV. Sin embargo, este acero inoxidable tiene insuficiente tenacidad a baja temperatura.
35

Como ejemplo de chapa de acero inoxidable que tiene excelente tenacidad, por ejemplo, el documento de patente 2 divulga una chapa de acero inoxidable de alta tenacidad y alta resistencia mecánica que tiene excelente capacidad de flexión. En el caso de esta lámina de acero inoxidable de alta tenacidad y alta resistencia mecánica, la capacidad de flexión mejora controlando que la longitud de las partículas de inclusión a base de Manos en la dirección de laminación sea de $3\ \mu\text{m}$ o menos y controlando que la razón de la longitud en la dirección de laminación con respecto a la longitud en una dirección que forma un ángulo recto con la dirección de laminación de las partículas de inclusión a base de MnS sea de 3,0 o menos. Sin embargo, en la invención según el documento de patente 2, la resistencia a la corrosión, en particular, la resistencia a la corrosión de una zona de soldadura, que se requiere para un material para la carrocería de un vagón de mercancías, puede ser insuficiente y además la tenacidad a baja temperatura puede ser insuficiente, en algunos casos.
40
45

El documento de patente 3 divulga un acero inoxidable martensítico grueso que tiene excelente tenacidad en el que se inhibe la formación de ferrita δ . Sin embargo, puesto que la resistencia mecánica de este acero inoxidable es excesivamente alta, es difícil realizar conformado por presión en este acero inoxidable con el fin de usar este acero inoxidable para un vagón de ferrocarril o un contenedor para mercancía ferroviaria. Además, en el acero inoxidable descrito en el documento de patente 3, la tenacidad a baja temperatura puede ser insuficiente en algunos casos.
50

Además, como ejemplo de un acero inoxidable ferrítico que tiene tenacidad a baja temperatura mejorada de una zona soldada afectada por el calor, el documento de patente 4 divulga un acero inoxidable ferrítico que tiene excelente tenacidad de una unión soldada. En esta invención, se inhibe el engrosamiento de los granos en una zona soldada afectada por el calor haciendo que los óxidos finos a base de Mg se dispersen y precipiten en el acero.
55
60

El documento de patente 5 divulga un acero inoxidable ferrítico que tiene excelente tenacidad de una zona soldada afectada por el calor. En esta invención, la tenacidad de una zona de soldadura se mejora al añadir Co.

Sin embargo, las invenciones descritas en el documento de patente 4 y el documento de patente 5 no son suficientes para proporcionar tenacidad de una zona soldada afectada por el calor que va a usarse en una zona fría que tiene una temperatura atmosférica de -30°C o menor.
65

5 El documento de patente 6 se refiere a un acero inoxidable con bajo contenido en Cr que incluye, en masa, el 0,08% o menos de C, del 0,20% a < el 0,80% de Si, el 0,30-1,50% de Mn, ≤ el 2,0% de Ni, el 11,0-16,0% de Cr, ≤ el 0,08% de N, el 0,20-0,80% de Nb, el 0,60-2,50% de Cu, y el 0,01-0,20% de V, siendo el resto Fe e impurezas inevitables, siendo la estructura tras el recocido final una estructura de una sola fase de ferrita.

10 El documento de patente 7 se refiere a un acero martensítico para una tubería de conducción, conteniendo el acero, en masa, ≤ el 0,02% de C, ≤ el 0,50% de Si, el 0,2-3,0% de Mn, el 10-14% de Cr, el 0,2-7,0% de Ni, el 0,2-5,0% de Mo, ≤ el 0,1% de Al, ≤ el 0,07% de N, opcionalmente ≤ el 2,0% de Cu, ≤ el 0,15% de Ti, ≤ el 0,15% de Zr, ≤ el 0,15% de Ta y ≤ el 0,006% de Ca, y siendo el resto Fe e impurezas fortuitas.

15 El documento de patente 8 se refiere a una chapa de acero inoxidable martensítico con bajo contenido en carbono compuesta por, en masa, ≤ el 0,02% de C, el 0-1,0% de Si, el 0-3,0% de Mn, ≤ el 0,040% de P, ≤ el 0,010% de S, el 9,0-13,0% de Cr, el 1,0-4,0% de Ni, el 0-1,2% de Mo, el 0-0,10% de Al, el 0-0,10% de Ti, el 0-1,2% de Cu, el 0-0,10% de Nb, ≤ el 0,10% de V, ≤ el 0,020% de N, y el resto sustancialmente Fe.

20 El documento de patente 9 se refiere a una tubería de acero que tiene una composición que contiene, en masa, el 10,5-15,0% de Cr, el 0,30-2,00% de Mn, ≤ el 7,0% de Ni, ≤ el 0,20% de Nb y ≤ el 0,20% de V, ≤ el 0,03% de C, ≤ el 0,03% de N, ≤ el 0,70% de Si, ≤ el 0,005% de S, ≤ el 0,05% de Al y ≤ el 0,01% de O, y elementos de aleación especificados adicionales.

25 El documento de patente 10 se refiere a acero inoxidable que contiene, en masa, < el 0,03% de C, < el 1,0% de Si, < el 2,0% de Mn, el 11-15% de Cr, el 2-7% de Ni, > el 2% al 4% de Mo, < el 0,02% de N y uno o dos tipos del 0,01-0,5% de Nb y el 0,01-0,5% de V o uno o dos tipos del 0,001-0,05% de Al y el 0,0005-0,005% de Ca solo o en combinación, siendo el resto Fe.

30 El documento de patente 11 se refiere a una tubería de acero inoxidable martensítico que contiene, en masa, < el 0,0100% de C, < el 0,0100% de N, el 10-14% de Cr, el 3-8% de Ni, y opcionalmente ≤ el 4% de Cu, ≤ el 4% de Co, ≤ el 4% de Mo, ≤ el 4% de W, ≤ el 0,15% de Ti, ≤ el 0,10% de Nb, ≤ el 0,10% de V, ≤ el 0,10% de Zr, ≤ el 0,20% de Hf y ≤ el 0,20% de Ta.

35 El documento de patente 12 se refiere a acero de aleación que tiene una composición que contiene, en masa, el 0,005-0,05% de C, el 12-16% de Cr, ≤ el 1% de Si, el 0,05-0,3% de Mn, el 3,5-6% de Ni, el 1,5-2,5% de Mo, el 0,01-0,05% de V, ≤ el 0,02% de Ni, y el resto Fe con impurezas inevitables.

40 El documento de patente 13 se refiere a acero de aleación que tiene una composición que consiste en, en masa, el 0,005-0,05% de C, el 12-16% de Cr, ≤ el 1,0% de Si, el 0,05-0,3% de Mn, el 3,5-6,0% de Ni, el 1,5-2,5% de Mo, el 0,01-0,05% de V, ≤ el 0,02% de N, y el resto Fe con impurezas inevitables.

40 **Lista de referencias**

Bibliografía de patentes

45 PTL 1: Publicación de solicitud de patente no examinada japonesa n.º 2012-12702 (correspondiente al documento EP 2578715 A1)

PTL 2: Publicación de solicitud de patente no examinada japonesa n.º 11-302791

50 PTL 3: Publicación de solicitud de patente no examinada japonesa n.º 61-136661

PTL 4: Publicación de solicitud de patente no examinada japonesa n.º 2003-3242

PTL 5: Publicación de solicitud de patente no examinada japonesa n.º 4-224657

55 PTL 6: Documento JP 2012 007195 A

PTL 7: Documento EP 0798394 A1

60 PTL 8: Documento JP 2000 328202 A

PTL 9: Documento JP 2001 098348 A

PTL 10: Documento JP H05 156409 A

65 PTL 11: Documento EP 1717328 A1

PTL 12: Documento JP 2000 144337 A

PTL 13: Documento JP 2000 160300 A

5

Sumario de la invención

Problema técnico

10 Tal como se describió anteriormente, los aceros inoxidable descritos en los documentos de patente anteriores no son adecuados como material para un vagón de mercancías que porta líquidos tales como aceites en una zona fría debido a su insuficiente tenacidad a baja temperatura. Además, existe un caso donde los aceros inoxidable divulgados en los documentos de patente descritos anteriormente no tienen la resistencia a la corrosión o trabajabilidad satisfactoria que se requiere para un material para la carrocería de un vagón de mercancías.

15 Además, puesto que existe un deterioro adicional en la tenacidad a baja temperatura de una zona soldada afectada por el calor, los aceros inoxidable no se usan de manera adecuada en aplicaciones en las que se forma una estructura mediante soldadura.

20 La presente invención se ha completado en vista de la situación descrita anteriormente, y un objeto de la presente invención es proporcionar un acero inoxidable de fase dual de ferrita-martensita que tenga resistencia a la corrosión y trabajabilidad satisfactorias, que se requieren para un material para la carrocería de un vagón de mercancías, y que tenga excelente tenacidad a baja temperatura y proporcionar un método para fabricar el acero inoxidable.

25 Además, un objeto de la presente invención también es proporcionar un acero inoxidable de fase dual de ferrita-martensita que va a usarse como material para una estructura soldada excelente en lo que se refiere a la tenacidad a baja temperatura de una zona soldada afectada por el calor además de las propiedades descritas anteriormente y un método para fabricar el acero inoxidable.

30 Solución al problema

Los presentes inventores, con el fin de resolver los problemas descritos anteriormente, realizaron diligentemente investigaciones sobre las influencias de una microestructura, una composición química y similares sobre la tenacidad a baja temperatura.

35 Como método para evaluar la influencia de una microestructura sobre la tenacidad a baja temperatura, se conoce uno que usa la ley de Hall-Petch, que expresa la correlación entre el diámetro de grano y la tenacidad a baja temperatura. Según esta ley, la temperatura de transición dúctil-frágil disminuye en proporción al diámetro de grano elevado a la potencia de 1/2 negativo. Es decir, se dice que, cuanto más pequeño es el diámetro de grano, mayor es la tenacidad a baja temperatura. Los presentes inventores, partiendo de la base de este conocimiento, realizaron investigaciones sobre la composición química y un método de fabricación con el fin de disminuir el diámetro de grano del acero inoxidable. La figura 1 ilustra la correlación entre una fracción de fase de martensita (el contenido de la fase de martensita expresado en unidades de % en volumen) y el diámetro de grano promedio en acero inoxidable que tiene una composición química dentro del intervalo según la presente invención. Se encontró que, en el caso de que una fracción de fase de martensita sea del 5% al 95%, el diámetro de grano promedio es pequeño. Por tanto, es posible mejorar la tenacidad a baja temperatura minimizando el diámetro de grano promedio. En este caso, un método para determinar el diámetro de grano promedio es tal como se describe en los ejemplos.

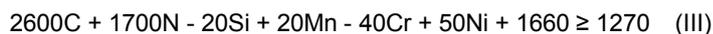
50 Es posible controlar una fracción de fase de martensita controlando un equivalente de Cr ($Cr + 1,5 \times 3 Si$) y un equivalente de Ni ($30 \times (C + N) + Ni + 0,5 \times Mn$), y controlando la temperatura de recocido. Es posible obtener acero inoxidable de fase dual de ferrita-martensita que tiene un diámetro de grano promedio pequeño y excelente tenacidad a baja temperatura controlando estos parámetros.

55 Además, los presentes inventores realizaron de manera diligente investigaciones sobre la influencia de la microestructura y la composición química en la tenacidad a baja temperatura de una zona soldada afectada por el calor.

60 Como resultado de la minuciosa observación de la microestructura de la zona soldada afectada por el calor del acero inoxidable que tiene escasa tenacidad a baja temperatura de la zona soldada afectada por el calor, se encontraron granos cristalinos gruesos denominados ferrita δ que tenían un diámetro de grano de 50 μm o más, que se forma en un intervalo de temperatura de aproximadamente 1300°C o mayor. Por otro lado, en el caso del acero inoxidable que tiene excelente tenacidad a baja temperatura de una zona soldada afectada por el calor, no se encontró ferrita δ , pero se encontró una fina microestructura en la que está dispersa la martensita. Es decir, se considera que suprimir la formación de la ferrita δ gruesa es eficaz para mejorar la tenacidad a baja temperatura de una zona soldada afectada por el calor.

65

Por tanto, los presentes inventores realizaron minuciosas investigaciones sobre la influencia de los elementos químicos constituyentes del acero inoxidable sobre la temperatura de formación de la ferrita δ y aclararon que la temperatura de formación de la ferrita δ se expresa en el lado izquierdo de la expresión de relación (III). Con respecto a las muestras que se prepararon para contener Ti en una cantidad del 0,01% y otros elementos químicos constituyentes en cantidades dentro de los intervalos según la presente invención, se representó gráficamente cada energía absorbida de una zona soldada afectada por el calor en una prueba de impacto de Charpy (temperatura de la prueba: -50°C , grosor de la probeta: 5 mm) frente a la temperatura de formación de la ferrita δ indicada a lo largo del eje horizontal. Los resultados se ilustran en la figura 2. Aunque el valor de la energía absorbida de una zona soldada afectada por el calor varía ampliamente de una prueba a otra, el valor mínimo de la energía absorbida de una zona soldada afectada por el calor aumenta al aumentar la temperatura de formación de la ferrita δ . En el caso de que la temperatura de formación de la ferrita δ sea de 1270°C o mayor, el valor mínimo de la energía absorbida es de 10 J o más, lo que significa que se logra una tenacidad a baja temperatura satisfactoria de una zona soldada afectada por el calor.



En este caso, los símbolos atómicos en la expresión de relación (III) representan respectivamente los contenidos (% en masa) de los elementos químicos correspondientes.

Además, en la presente invención, como resultado de investigaciones sobre factores a partir de los cuales se origina una fractura a baja temperatura, se aclaró que una fractura se origina a partir de una inclusión gruesa tal como TiN. La figura 3 ilustra un ejemplo de la superficie de fractura de una fractura que se origina a partir de TiN. Puesto que se reconocía que se formaba un patrón de río en torno al TiN, se aclaró que se producía una fractura por fragilidad que se origina a partir del TiN. Siempre que se satisfagan las condiciones para una composición química y similares según la presente invención, es posible controlar, controlando el contenido de Ti, la cantidad y el tamaño del TiN formado. La figura 4 ilustra la influencia del contenido de Ti sobre la tenacidad a baja temperatura cuando la composición química y una fracción de fase de martensita están dentro de los intervalos según la presente invención. Cada valor de energía absorbida en la figura 4 se definió como el valor promedio de la energía absorbida determinada realizando una prueba de Charpy tres veces. Se aclaró que la tenacidad a baja temperatura mejora con la disminución del contenido de Ti. Se cree que hay una mejora en la tenacidad a baja temperatura porque el número de orígenes de fractura disminuye a medida que disminuye el número de TiN formado al disminuir el contenido de Ti.

Además, los presentes inventores realizaron una prueba de impacto de Charpy (temperatura de la prueba: -50°C , grosor de la probeta: 5 mm) en una zona soldada afectada por el calor, y encontraron que hay una mejora en la tenacidad a baja temperatura de la zona soldada afectada por el calor controlando estrictamente el contenido de Ti para que sea del 0,02% o menos, lo que hace que el número de orígenes de fractura disminuya en la zona soldada afectada por el calor. La figura 5 ilustra la influencia del contenido de Ti sobre la energía absorbida de una zona soldada afectada por el calor. La temperatura de formación de la ferrita δ de las muestras usadas en este caso se controló para que estuviera dentro de un intervalo de 1270°C a 1290°C . En el caso de que el contenido de Ti fuera del 0,02% en masa o menos, el valor mínimo de la energía absorbida de la zona soldada afectada por el calor era de 10 J o más, lo que significa que se logró una tenacidad a baja temperatura satisfactoria de la zona soldada afectada por el calor. Un TiN grueso tiene una mayor influencia sobre la energía absorbida en una zona soldada afectada por el calor que en una chapa de acero laminada en caliente y recocido. Se cree que esto se debe a que, puesto que hay un mayor aumento en el diámetro de grano en una zona soldada afectada por el calor que en una chapa de acero laminada en caliente y recocida, un pequeño número de orígenes de fractura tienen una mayor influencia sobre la disminución en la energía absorbida en una zona soldada afectada por el calor que en una chapa de acero laminada en caliente y recocida.

La presente invención se ha completado partiendo de la base del conocimiento descrito anteriormente. Es decir, el contenido de la presente invención se define en las reivindicaciones.

Efectos ventajosos de la invención

Según la presente invención, es posible obtener un acero inoxidable de fase dual de ferrita-martensita que tiene resistencia a la corrosión, trabajabilidad satisfactorias y excelente tenacidad a baja temperatura que se requieren para un material para la carrocería de un vagón de mercancías que porta, por ejemplo, carbón o aceites en zonas frías y para obtener un método para fabricar el acero.

Además, es posible obtener un acero inoxidable de fase dual de ferrita-martensita excelente en lo que se refiere a la tenacidad a baja temperatura de una zona soldada afectada por el calor además de tener las propiedades descritas anteriormente que también puede usarse de manera adecuada como material para una estructura soldada.

Además, según la presente invención, es posible fabricar el acero inoxidable de fase dual de ferrita-martensita que tiene las excelentes propiedades descritas anteriormente a bajo coste y con alta eficacia.

Breve descripción de los dibujos

5 [Figura 1] La figura 1 es un diagrama que ilustra la influencia de una fracción de fase de martensita sobre el diámetro de grano promedio.

[Figura 2] La figura 2 es un diagrama que ilustra la influencia de la temperatura de formación de la ferrita δ sobre la energía absorbida de una zona soldada afectada por el calor.

10 [Figura 3] La figura 3 es un diagrama que indica una superficie de fractura de una fractura que se origina a partir de TiN.

[Figura 4] La figura 4 es un diagrama que ilustra la influencia del contenido de Ti sobre la tenacidad a baja temperatura.

15 [Figura 5] La figura 5 es un diagrama que ilustra la influencia del contenido de Ti sobre la energía absorbida de una zona soldada afectada por el calor.

[Figura 6] La figura 6 es un diagrama que ilustra un ejemplo del diagrama de fases de un acero.

20 [Figura 7] La figura 7 es un diagrama que indica un ejemplo de la distribución de elementos químicos de una chapa de acero laminada en caliente determinada mediante el uso de un EPMA (microanalizador de sonda de electrones).

Descripción de realizaciones

25 Las realizaciones de la presente invención se describirán con detalle a continuación en el presente documento. En este caso, la presente invención no se limita a las realizaciones descritas a continuación.

30 En primer lugar, se describirá la composición química del acero inoxidable de fase dual de ferrita-martensita según la presente invención (a continuación en el presente documento, también denominado "acero inoxidable" en esta memoria descriptiva). En la descripción a continuación, el % usado cuando se describen los contenidos de los elementos químicos constituyentes representa el % en masa, a menos que se indique otra cosa.

35 C: El 0,005% o más y el 0,030% o menos y N: el 0,005% o más y el 0,015% o menos

40 El C y el N son elementos químicos de estabilización de austenita. En el caso de que haya un aumento en los contenidos de C y N, hay una tendencia a que aumente la fracción de fase de martensita en el acero inoxidable según la presente invención. De este modo, el C y el N son elementos químicos que son eficaces para controlar una fracción de fase de martensita. Tal efecto se logra en el caso de que el contenido de C y el contenido de N sean respectivamente del 0,005% o más. Sin embargo, el C y el N son elementos químicos que deterioran la tenacidad de la fase de martensita. Por tanto, resulta apropiado que el contenido de C sea del 0,030% o menos. Por tanto, el contenido de C se fija para que sea del 0,005% o más y del 0,030% o menos, o de manera preferible respectivamente del 0,008% o más y del 0,020% o menos.

45 El C y el N son eficaces para inhibir un aumento en el diámetro de grano como resultado de la formación de martensita también en una zona soldada afectada por el calor. Sin embargo, es necesario que la formación de TiN se inhiba más estrictamente en una zona soldada afectada por el calor que en otras zonas con el fin de lograr una tenacidad a baja temperatura satisfactoria. En el caso de que el contenido de N sea mayor del 0,015%, se promueve la formación de TiN. Por tanto, con el fin de lograr una tenacidad a baja temperatura satisfactoria de una zona soldada afectada por el calor, es necesario que el contenido de N sea del 0,005% o más y del 0,015% o menos, o preferiblemente del 0,008% o más y del 0,012% o menos.

Si: El 0,05% o más y el 0,50% o menos

55 El Si es un elemento químico que se usa como agente de desoxidación. Con el fin de producir tal efecto, es necesario que el contenido de Si sea del 0,05% o más. Además, puesto que el Si es un elemento químico de estabilización de ferrita, hay una tendencia a que disminuya la fracción de fase de martensita con el aumento del contenido de Si. Por tanto, el Si es un elemento químico que es eficaz para controlar la fracción de fase de martensita. Por otro lado, en el caso de que el contenido de Si sea mayor del 1,00%, puesto que la fase de ferrita se vuelve frágil, hay un deterioro en la tenacidad. Por tanto, el contenido de Si se fija para que sea del 0,05% o más y del 0,50% o menos, o preferiblemente del 0,11% o más y del 0,40% o menos.

65 Además, el Si es un elemento químico que deteriora la tenacidad a baja temperatura de una zona soldada afectada por el calor como resultado de disminuir la temperatura de formación de la ferrita δ en una zona soldada afectada por el calor. Por tanto, con el fin de lograr una tenacidad a baja temperatura satisfactoria de una zona soldada afectada por el calor, es necesario que el contenido de Si se controle más estrictamente que en otras zonas. En el

ES 2 750 950 T3

caso de que el contenido de Si sea mayor del 0,50%, es difícil inhibir la formación de ferrita δ en una zona soldada afectada por el calor. Por tanto, con el fin de lograr una tenacidad a baja temperatura satisfactoria de una zona soldada afectada por el calor, el contenido de Si se fija para que sea del 0,05% o más y del 0,50% o menos, o preferiblemente del 0,11% o más y del 0,40% o menos.

5

Mn: Más del 1,0% y el 2,5% o menos

El Mn es un elemento químico de estabilización de austenita, y en el caso de que haya un aumento en el contenido de Mn, hay un aumento en la fracción de fase de martensita en el acero inoxidable. Tal efecto se obtiene en el caso de que el contenido de Mn sea del 0,05% o más. Sin embargo, en el caso de que el contenido de Mn del acero inoxidable según la presente invención sea mayor del 2,5%, el efecto descrito anteriormente producido añadiendo Mn llega a saturarse, hay un deterioro en la tenacidad y hay un efecto negativo sobre la calidad de la superficie debido a un deterioro en el rendimiento del descascarillado en el procedimiento de fabricación. Además, en el caso de que el contenido de Mn sea mayor del 2,5%, puesto que se promueve la formación de MnS, que es una fuente de corrosión, hay un deterioro en la resistencia a la corrosión. Por tanto, el contenido de Mn se fija para que sea del 2,5% o menos, o preferiblemente del 2,0% o menos.

10

15

Además, el Mn es un elemento químico que refina la microestructura de una zona soldada afectada por el calor mediante el aumento de la temperatura de formación de la ferrita δ en una zona soldada afectada por el calor. Por tanto, con el fin de lograr una tenacidad a baja temperatura satisfactoria de una zona soldada afectada por el calor, es necesario que el contenido de Mn se controle más estrictamente que en otras zonas. En el caso de que el contenido de Mn sea del 1,0% o menos, es difícil inhibir la formación de ferrita δ en una zona soldada afectada por el calor. Por tanto, con el fin de lograr una tenacidad a baja temperatura satisfactoria de una zona soldada afectada por el calor, el contenido de Mn se fija para que sea mayor del 1,0% y del 2,5% o menos, o preferiblemente del 1,2% o más y del 2,0% o menos.

20

25

P: El 0,04% o menos

Es preferible que el contenido de P sea pequeño desde el punto de vista de la trabajabilidad en caliente. En la presente invención, el contenido de P aceptable máximo es del 0,04%, o preferiblemente del 0,035%.

30

Además, en la presente invención, en el caso de que haya una disminución en el contenido de P, hay una mejora significativa en la tenacidad a baja temperatura de una zona soldada afectada por el calor. Se cree que esto se debe a que se inhibe la propagación una grieta debido a una disminución en la cantidad de impurezas. Tal efecto se logra en el caso de que el contenido de P se reduzca hasta que sea menor del 0,02%. Por tanto, es más preferible que el valor máximo del contenido de P sea menor del 0,02%.

35

S: El 0,02% o menos

Es preferible que el contenido de S sea pequeño desde el punto de vista de la trabajabilidad en caliente y la resistencia a la corrosión. En la presente invención, el contenido de S aceptable máximo es del 0,02%, o preferiblemente del 0,005%.

40

Al: El 0,01% o más y el 0,15% o menos

45

El Al es un elemento químico que generalmente es eficaz para la desoxidación. Tal efecto se produce en el caso de que el contenido de Al sea del 0,01% o más. Por otro lado, en el caso de que el contenido de Al sea mayor del 0,15%, se forman inclusiones a base de Al de gran tamaño, lo que da como resultado defectos de superficie. Por tanto, el contenido de Al se fija para que sea del 0,01% o más y del 0,15% o menos, o preferiblemente del 0,03% o más y del 0,14% o menos.

50

Cr: El 10,0% o más y el 13,0% o menos

Puesto que el Cr forma una película de pasivación, el Cr es un elemento químico que es indispensable para lograr resistencia a la corrosión satisfactoria. Con el fin de lograr tal efecto, es necesario que el contenido de Cr sea del 10,0% o más. Además, puesto que el Cr es un elemento químico de estabilización de ferrita, el Cr es un elemento químico que es eficaz para controlar la fracción de fase de martensita. Sin embargo, en el caso de que el contenido de Cr sea mayor del 13,0%, hay un aumento en los costes de fabricación del acero inoxidable, y es difícil obtener una fracción de fase de martensita suficiente. Por tanto, el contenido de Cr se fija para que sea del 10,0% o más y del 13,0% o menos, o preferiblemente del 10,5% o más y del 12,5% o menos.

55

60

Ni: El 0,3% o más y menos del 1,0%

Puesto que el Ni, al igual que el Mn, es un elemento químico de estabilización de austenita, el Ni es un elemento químico que es eficaz para controlar la fracción de fase de martensita. Tal efecto se logra en el caso de que el contenido de Ni sea del 0,3% o más. Sin embargo, en el caso de que el contenido de Ni sea mayor del 5,0%, puesto

65

que es difícil controlar la fracción de fase de martensita, hay un deterioro en la tenacidad y la trabajabilidad. Por tanto, el contenido de Ni se fija para que sea del 0,3% o más.

El Ni es un elemento químico que refina la microestructura mediante el aumento de la temperatura de formación de la ferrita δ en una zona soldada afectada por el calor. Tal efecto se obtiene en el caso de que el contenido de Ni sea del 0,3% o más. Sin embargo, en el caso de que el contenido de Ni sea del 1,0% o más, puesto que hay un aumento en la dureza de una zona soldada afectada por el calor, a la inversa hay un deterioro en la tenacidad a baja temperatura de una zona soldada afectada por el calor. Por tanto, el contenido de Ni se fija para que sea del 0,3% o más y menos del 1,0%, o preferiblemente del 0,4% o más y del 0,9% o menos.

V: El 0,005% o más y el 0,10% o menos.

El V es un elemento químico que inhibe el deterioro en la tenacidad de la fase de martensita como resultado de la formación de nitruros. Tal efecto se logra en el caso de que el contenido de V sea del 0,005% o más. Sin embargo, en el caso de que el contenido de V sea mayor del 0,10%, puesto que el V se concentra justo por debajo del color de revenido de una zona soldada, hay un deterioro en la resistencia a la corrosión. Por tanto, el contenido de V se fija para que sea del 0,005% o más y del 0,10% o menos, o preferiblemente del 0,01% o más y del 0,06% o menos.

Nb: El 0,05% o más y el 0,25% o menos

Nb es eficaz para inhibir la formación de los carbonitruros y similares de Cr fijando C y N en el acero como resultado de precipitar C y N en forma de carburos, nitruros o carbonitruros de Nb. El Nb es un elemento químico que mejora la resistencia a la corrosión, en particular, la resistencia a la corrosión de una zona soldada. Tales efectos se obtienen en el caso de que el contenido de Nb sea del 0,05% o más. Por otro lado, en el caso de que el contenido de Nb sea mayor del 0,4%, hay un deterioro en la trabajabilidad en caliente, hay un aumento en la carga de laminación en caliente, y es difícil realizar el recocido a una temperatura a la que se logre una fracción de austenita apropiada debido a un aumento en la temperatura de recristalización de una chapa de acero laminada en caliente. Por tanto, el contenido de Nb se fija para que sea del 0,05% o más, o preferiblemente del 0,10% o más.

En el caso de que el contenido de Nb sea mayor del 0,25%, puesto que se fijan cantidades excesivas de C y N en forma de carbonitruros y similares en una zona soldada afectada por el calor, se promueve un aumento en el diámetro de grano de la ferrita δ porque se inhibe la formación de martensita en una zona soldada afectada por el calor, lo que da como resultado un deterioro en la tenacidad a baja temperatura. Por tanto, el contenido de Nb se fija para que sea del 0,05% o más y del 0,25% o menos, preferiblemente del 0,10% o más y del 0,20% o menos.

Ti: El 0,02% o menos

El Ti, al igual que el Nb, es eficaz para inhibir la formación de los carbonitruros y similares de Cr fijando C y N en el acero como resultado de precipitar C y N en forma de carburos, nitruros o carbonitruros de Ti. Los presentes inventores aclararon que hay un deterioro en la tenacidad a baja temperatura debido a una fractura que se origina a partir de un TiN grueso entre los precipitados. Disminuir el número de tal TiN grueso con el fin de disminuir el número de los orígenes de fractura es una de las características importantes de la presente invención. Con esto, es posible obtener acero inoxidable más excelente en lo que se refiere a la tenacidad a baja temperatura en comparación con tener el mismo diámetro de grano promedio de una microestructura de ferrita-martensita. En particular, en el caso de que el contenido de Ti sea mayor del 0,1%, hay un deterioro significativo en la tenacidad debido al TiN. En el caso de que el contenido de Ti sea mayor del 0,1% se considera que, puesto que la densidad numérica del TiN que tiene una longitud de lado de $1\ \mu\text{m}$ o más es de más de $70\ \text{partículas}/\text{mm}^2$, hay un deterioro en la tenacidad debido a tal TiN. Por tanto, el contenido de Ti se fija para que sea del 0,02% o menos. Puesto que es preferible que el contenido de Ti sea lo más pequeño posible para la presente invención, el límite inferior del contenido de Ti es del 0%. Además, resulta apropiado que la densidad numérica del TiN que tiene una longitud de lado de $1\ \mu\text{m}$ o más sea de $70\ \text{partículas}/\text{mm}^2$ o menos, o preferiblemente de $40\ \text{partículas}/\text{mm}^2$ o menos.

Puesto que el diámetro de grano es mayor en una zona soldada afectada por el calor que en una chapa de acero laminada en caliente y recocida, puede haber un deterioro significativo en la tenacidad a baja temperatura debido a la presencia de sólo un pequeño número de orígenes de fractura. Con el fin de lograr tenacidad a baja temperatura suficiente de una zona soldada afectada por el calor inhibiendo la formación de TiN grueso, es necesario que el contenido de Ti se limite estrictamente al 0,02% o menos. Por tanto, el contenido de Ti es del 0,02% o menos, o más preferiblemente del 0,015% o menos.

El acero inoxidable según la presente invención contiene los elementos químicos constituyentes descritos anteriormente y siendo el resto Fe e impurezas inevitables. Los ejemplos específicos de las impurezas inevitables incluyen Zn: el 0,03% o menos y Sn: el 0,3% o menos.

Además, el acero inoxidable según la presente invención puede contener además, en % en masa, uno, dos o más de Cu: el 1,0% o menos, Mo: el 1,0% o menos, W: el 1,0% o menos y Co: el 0,5% o menos además de los elementos químicos constituyentes descritos anteriormente.

Cu: El 1,0% o menos

5 El Cu es un elemento químico que mejora la resistencia a la corrosión y, en particular, que impide la corrosión en grietas. Por tanto, en el caso de que el acero inoxidable según la presente invención se use en aplicaciones en las que se requiere alta resistencia a la corrosión, es preferible añadir Cu. Sin embargo, en el caso de que el contenido de Cu sea mayor del 1,0%, hay un deterioro en la trabajabilidad en caliente. Además, en el caso de que el contenido de Cu sea mayor del 1,0%, puesto que es difícil controlar la fracción de fase de martensita debido a un aumento en la cantidad de la fase de austenita a alta temperatura, es difícil lograr excelente tenacidad a baja temperatura. Por
10 tanto, en el caso de que se añada Cu al acero inoxidable según la presente invención, el límite superior del contenido de Cu se fija para que sea del 1,0%. Además, es preferible que el contenido de Cu sea del 0,3% o más con el fin de lograr suficientemente el efecto de mejorar la resistencia a la corrosión. Es más preferible que el contenido de Cu sea del 0,3% o más y del 0,5% o menos.

15 Mo: El 1,0% o menos

El Mo es un elemento químico que mejora la resistencia a la corrosión. Por tanto, en el caso de que el acero inoxidable según la presente invención se use en aplicaciones en las que se requiere alta resistencia a la corrosión, es preferible añadir Mo al acero inoxidable. Sin embargo, en el caso de que el contenido de Mo sea mayor del 1,0%, hay un deterioro en la trabajabilidad en la laminación en frío, y hay un deterioro significativo en la calidad de superficie debido a que se produce una superficie rugosa en el procedimiento de laminación en caliente. Por tanto, en el caso de que se añada Mo al acero inoxidable según la presente invención, es preferible que el límite superior del contenido de Mo sea del 1,0%. Además, resulta eficaz añadir Mo en una cantidad del 0,03% o más con el fin de producir suficientemente el efecto de mejorar la resistencia a la corrosión. Es más preferible que el contenido de Mo sea del 0,10% o más y 0,80% o menos.
20

Añadir Mo promueve la formación de ferrita δ gruesa en una zona soldada afectada por el calor. Es preferible que el contenido de Mo sea menor del 0,5% con el fin de lograr una tenacidad a baja temperatura satisfactoria de una zona soldada afectada por el calor.
25

30 W: El 1,0% o menos

El W es un elemento químico que mejora resistencia a la corrosión. Por tanto, en el caso de que el acero inoxidable según la presente invención se use en aplicaciones en las que se requiere alta resistencia a la corrosión, es preferible añadir W al acero inoxidable. Tal efecto se obtiene en el caso de que el contenido de W sea del 0,01% o más. Sin embargo, en el caso de que el contenido de W sea excesivamente grande, puesto que hay un aumento en la resistencia mecánica, hay un deterioro en la capacidad de fabricación. Por tanto, el contenido de W se fija para que sea del 1,0% o menos.
35

40 Co: El 0,5% o menos

El Co es un elemento químico que mejora la tenacidad. Por tanto, en el caso de que el acero inoxidable según la presente invención se use en aplicaciones en las que se requiere particularmente alta tenacidad, es preferible añadir Co al acero inoxidable. Tal efecto se obtiene en el caso de que el contenido de Co sea del 0,01% o más. Sin embargo, en el caso de que el contenido de Co sea excesivamente grande, hay un deterioro en la capacidad de fabricación. Por tanto, el contenido de Co se fija para que sea del 0,5% o menos.
45

Además, el acero inoxidable según la presente invención puede contener adicionalmente, en % en masa, uno, dos o más de Ca: el 0,01% o menos, B: el 0,01% o menos, Mg: el 0,01% o menos y REM: el 0,05% o menos además de los elementos químicos constituyentes descritos anteriormente.
50

Ca: El 0,01% o menos

El Ca es un elemento químico que suprime la obstrucción de boquilla que tiende a producirse debido a la precipitación de inclusiones a base de Ti cuando se realiza colada continua. Tal efecto se logra en el caso de que el contenido de Ca sea del 0,0001% o más. Sin embargo, en el caso de que el contenido de Ca sea excesivamente grande, puesto que se forma CaS que es una inclusión soluble en agua, hay un deterioro en la resistencia a la corrosión. Por tanto, es preferible que el contenido de Ca sea del 0,01% o menos.
55

60 B: El 0,01% o menos

Puesto que el B es un elemento químico que mejora la fragilidad por trabajo secundaria, el contenido de B se fija para que sea del 0,0001% o más con el fin de obtener tal efecto. Sin embargo, en el caso de que el contenido de B sea excesivamente grande, hay un deterioro en la ductilidad debido al endurecimiento de la disolución sólida. Por tanto, el contenido de B se fija para que sea del 0,01% o menos.
65

Mg: El 0,01% o menos

El Mg es un elemento químico que contribuye a una mejora en la trabajabilidad aumentando la razón de cristales equiaxiales en un desbaste plano. Tal efecto se obtiene en el caso de que el contenido de Mg sea del 0,0001% o más. Sin embargo, en el caso de que el contenido de Mg sea excesivamente grande, hay un deterioro en la calidad de superficie del acero. Por tanto, el contenido de Mg se fija para que sea del 0,01% o menos.

REM: El 0,05% o menos

Los REM son elementos químicos que inhiben la formación de cascarilla oxidada al mejorar la resistencia a la oxidación. Entre los REM, en particular, el La y el Ce se usan eficazmente con el fin de inhibir la formación de cascarilla oxidada. Tal efecto se logra en el caso de que el contenido de REM sea del 0,0001% o más. Sin embargo, en el caso de que el contenido de REM sea excesivamente grande, hay un deterioro en la capacidad de fabricación tal como en el rendimiento de decapado, y hay un aumento en los costes de fabricación. Por tanto, el contenido de REM se fija para que sea del 0,05% o menos.

A continuación en el presente documento, se describirá la microestructura de acero del acero inoxidable de fase dual de ferrita-martensita según la presente invención. En este caso, el % usado cuando se describen los contenidos de las fases incluidas en una microestructura de acero representa el % en volumen.

Contenido de la fase de martensita: el 5% o más y el 95% o menos en lo que se refiere al % en volumen

En el caso del acero inoxidable según la presente invención, hay una mejora en la tenacidad a baja temperatura porque hay una disminución en el diámetro de grano como resultado de que se incluye la fase de martensita. Tal como ilustra la figura 1, en el caso de que el contenido de la fase de martensita sea, en % en volumen, menor del 5% o mayor del 95%, puesto que el diámetro de grano promedio es mayor de 10,0 μm, no es posible esperar una mejora en la tenacidad debido a una disminución en el diámetro de grano. Por tanto, el contenido de la fase de martensita se fija para que sea, en % en volumen, del 5% o más y del 95% o menos, preferiblemente del 15% o más y del 90% o menos, o más preferiblemente del 30% o más y del 80% o menos. En el caso de que el contenido de la fase de martensita sea del 30% o más y del 80% o menos, tal como ilustra la figura 1, puesto que hay una disminución significativa en el diámetro de grano promedio, es posible realizar una mejora significativa en la tenacidad a baja temperatura.

El control del contenido de la fase de martensita se realiza controlando la temperatura de recocido y la fracción de fase de austenita (el contenido de la fase de austenita expresado en unidades de % en volumen) a la temperatura de recocido. En la presente invención, al realizar el recocido en unas condiciones de temperatura apropiadas en una microestructura compuesta por una fase de ferrita y una fase de martensita una vez realizada la laminación en caliente, una parte de la fase de martensita se transforma de manera inversa en una fase de austenita y hay una disminución en el diámetro de grano, y luego, en un proceso de enfriamiento tras el proceso de recocido, la fase de austenita se transforma de nuevo en una fase de martensita, formando granos que tienen un diámetro de grano aún más disminuido. Toda la fase de austenita presente a la temperatura de recocido se transforma en la fase de martensita en el siguiente proceso de enfriamiento. La fracción de fase de austenita apropiada a la temperatura de recocido es del 5% o más y del 95% o menos. En el caso de que la fracción de fase de austenita sea excesivamente pequeña a la temperatura de recocido, puesto que la cantidad de la austenita transformada de manera inversa es pequeña, hay un efecto insuficiente de disminución del diámetro de grano. En el caso de que la fracción de fase de austenita sea excesivamente grande a la temperatura de recocido, puesto que se produce el crecimiento de grano de la fase de austenita transformada de manera inversa, no es posible obtener granos finos.

$$10,5 \leq Cr + 1,5 \times Si \leq 13,5 \quad (I)$$

$$1,5 \leq 30 \times (C + N) + Ni + 0,5 \times Mn \leq 6,0 \quad (II),$$

Es posible controlar una fracción de fase de martensita (el contenido de la fase de martensita) controlando un denominado equivalente de Cr ($Cr + 1,5 \times Si$) y un equivalente de Ni ($30 \times (C + N) + Ni + 0,5 \times Mn$). En la presente invención, los intervalos del equivalente de Cr y el equivalente de Ni se especifican respectivamente estableciendo la expresión de relación (I) usando el equivalente de Cr y expresión de relación (II) usando el equivalente de Ni. Aquí, en el caso de que el equivalente de Cr sea menor de 10,5, puesto que el equivalente de Cr es demasiado pequeño, es difícil controlar el equivalente de Ni mediante el cual se controla la fracción de fase de martensita para que esté dentro del intervalo apropiado. Por otro lado, en el caso de que el equivalente de Cr en la expresión de relación (I) sea mayor de 13,5, puesto que el equivalente de Cr es excesivamente grande, es difícil lograr una fracción apropiada de fase de martensita aunque se aumente el equivalente de Ni. Por tanto, el equivalente de Cr en la expresión de relación (I) se fija para que sea de 10,5 o más y de 13,5 o menos, o preferiblemente de 11,0 o más y de 12,5 o menos. De la misma manera, en el caso de que el equivalente de Ni sea menor de 1,5 o mayor de 6,0, es difícil lograr una fracción de fase de martensita apropiada. Por tanto, el equivalente de Ni en la expresión de relación (II) se fija para que sea de 1,5 o más y de 6,0 o menos, o preferiblemente de 2,0 o más y de 5,0 o menos.

Aunque, tal como se describió anteriormente, la microestructura de acero de acero inoxidable según la presente invención incluye una fase dual de ferrita y martensita, pudiendo incluirse otras fases siempre que no se deteriore el efecto de la presente invención. Los ejemplos de las otras fases incluyen una fase de austenita y una fase σ . Se considera que no hay deterioro en el efecto de la presente invención en el caso de que la suma de los contenidos de las otras fases sea del 10% o menos, o preferiblemente del 7% o menos, en lo que se refiere a la fracción de volumen.

$$2600C + 1700N - 20Si + 20Mn + 40Cr + 50Ni + 1660 \geq 1270 \quad (III)$$

En la presente invención, se controla la formación de ferrita δ gruesa en una zona soldada afectada por el calor controlando la temperatura de formación de la ferrita δ representada por el lado izquierdo de expresión de relación (III). Esto se debe a que es difícil controlar de manera precisa la temperatura de formación de la ferrita δ controlando un denominado equivalente de Cr o equivalente de Ni.

La figura 6 ilustra un ejemplo del diagrama de fases (calculado usando el software de cálculo Thermo-Calc producido por Thermo-Calc Software AB) de un acero (C: el 0,01%, Si: el 0,2%, Mn: el 2,0%, Cr: el 12%, Nb: el 0,2% y N: el 0,01%). La temperatura de formación de la ferrita δ es de aproximadamente 1300°C. En el caso de que una zona soldada afectada por el calor se mantenga a una temperatura igual a o mayor que esta temperatura durante mucho tiempo, hay un aumento en el diámetro de grano de la ferrita δ en la zona soldada afectada por el calor. Puesto que el equivalente de Cr y el equivalente de Ni habituales se establecen partiendo de la base de las influencias de elementos químicos constituyentes a una temperatura alrededor de la temperatura de recocido, no es posible usar estos parámetros para evaluar la facilidad de la formación de la ferrita σ a una temperatura tan alta a la que se expone una zona soldada afectada por el calor. Por tanto, al derivar la influencia de cada uno de los elementos químicos constituyentes sobre la temperatura de formación de la ferrita δ a partir del diagrama de fases con respecto a cada elemento químico, se estableció el lado izquierdo de la expresión de relación (III). Tal como ilustra la figura 2, en el caso de que la temperatura de formación de la ferrita δ fuera mayor de 1270°C, el valor mínimo de la energía absorbida de una zona soldada afectada por el calor fue de 10 J o más, lo que significa que se logró una tenacidad a baja temperatura satisfactoria. El diámetro de grano de la ferrita δ formada en la zona soldada afectada por el calor que tiene tenacidad a baja temperatura satisfactoria fue de 50 μm o menos como máximo. Por tanto, se estableció la desigualdad (III) asignándole al lado derecho de la expresión de relación (III) el valor de 1270.

A continuación en el presente documento se describirá el método para fabricar el acero inoxidable según la presente invención.

Un método recomendado para fabricar el acero inoxidable según la presente invención con alta eficacia es un método que incluye fabricar un desbaste plano a partir de acero fundido preparado para que tenga la composición química descrita anteriormente usando, por ejemplo, un método de colada continua, fabricando una bobina laminada en caliente a partir de este desbaste plano, recociendo la bobina laminada en caliente, y luego descascarillando la bobina laminada en caliente recocida (mediante el uso, por ejemplo, de granallado o decapado) con el fin de obtener acero inoxidable. El método se describirá específicamente a continuación en el presente documento.

En primer lugar, se prepara el acero fundido para que tenga la composición química según la presente invención mediante el uso de un horno de fundido habitual conocido tal como un convertidor o un horno eléctrico, el acero fundido se refina mediante el uso de un método de refinado conocido tal como un método de desgasificación a vacío (método de RH (Ruhstahl-Heraeus)), un método de VOD (descarburación con oxígeno a vacío), o un método de AOD (descarburación con oxígeno y argón) y entonces, el acero fundido refinado se cuela para dar un desbaste plano de acero (material de acero) mediante el uso de un método de colada continua o un método de colada-formación de desbaste plano. Entre los métodos de colada, es preferible usar un método de colada continua desde el punto de vista de la productividad y la calidad del material. Además, es preferible que el grosor del desbaste plano sea de 100 mm o más, o más preferiblemente, de 200 mm o más, con el fin de garantizar una reducción por laminación en bruto en caliente suficiente descrita a continuación.

En este caso, tal como se describió anteriormente, limitar el contenido de Ti al 0,02% o menos es una condición indispensable para lograr una tenacidad a baja temperatura satisfactoria de una zona soldada afectada por el calor. Puesto que el contenido de Ti que se mezcla en el acero como una impureza inevitable puede ser de más del 0,02% en el caso de que se use un método de fusión habitual, es necesario usar un método de fusión controlando estrictamente el Ti que está mezclándose en el acero. Específicamente, es necesario evitar usar chatarra, o si se usa chatarra, es necesario controlar el contenido de Ti total de la chatarra analizando el contenido de Ti de la chatarra. Además, es necesario evitar el uso del mismo horno de fusión inmediatamente después de haber fundido una calidad de acero que contiene Ti.

Posteriormente, el desbaste plano de acero se calienta hasta una temperatura de 1100°C o mayor y de 1300°C o menor, y entonces el desbaste plano calentado se lamina en caliente para dar una chapa de acero laminada en caliente. Es preferible que la temperatura de calentamiento del desbaste plano sea lo más alta posible con el fin de impedir la rugosidad de la superficie de una chapa de acero laminada en caliente. Sin embargo, en el caso de que la

5 temperatura de calentamiento del desbaste plano sea mayor de 1300°C, hay un problema de fabricación debido a un cambio significativo en la forma del desbaste plano producida por deformación por fluencia, y hay un deterioro en la tenacidad de la chapa de acero laminada en caliente debido al engrosamiento de los granos. Por otro lado, en el caso de que la temperatura de calentamiento del desbaste plano sea menor de 1100°C, hay un aumento en la carga de laminación en caliente, hay una rugosidad de superficie significativa en la laminación en caliente, y hay un deterioro en la tenacidad de la chapa de acero laminada en caliente debido a recristalización insuficiente durante la laminación en caliente.

10 En un procedimiento de laminación en bruto en caliente incluido en la laminación en caliente, al menos un paso de laminación se realiza con una reducción por laminación del 30% o más en un intervalo de temperatura mayor de 900°C, o preferiblemente una reducción por laminación del 32% o más en un intervalo de temperatura mayor de 920°C.

15 Al realizarse esta alta reducción por laminación, puesto que se afina el diámetro de los granos de una chapa de acero, hay una mejora en la tenacidad. Una vez realizada la laminación en bruto en caliente, se realiza laminación de acabado usando un método habitual.

20 La chapa de acero laminada en caliente que tiene un grosor de aproximadamente 2,0 mm a 8,0 mm que se ha fabricado realizando laminación en caliente se recuece a una temperatura de 700°C o mayor y de 900°C o menor. Tras esto, se realiza decapado. En el caso de que la temperatura de recocido de una chapa de acero laminada en caliente sea menor de 700°C, puesto que hay una recristalización insuficiente, y puesto que hay una disminución en la cantidad de austenita transformada de manera inversa porque es menos probable que se produzca la transformación inversa desde la fase de martensita hasta la fase de austenita, no es posible lograr una tenacidad a baja temperatura suficiente. Por otro lado, en el caso de que la temperatura de recocido de una chapa de acero laminada en caliente sea mayor de 900°C, puesto que sólo se forma una fase de austenita una vez realizado el recocido, y puesto que hay un engrosamiento de granos significativo, hay un deterioro en la tenacidad. Es preferible que el recocido de una chapa de acero laminada en caliente se realice usando un método denominado recocido en caja que mantiene una chapa de acero durante una hora o más. Es más preferible que la temperatura de recocido sea de 710°C o mayor y de 850°C o menor y que el tiempo de mantenimiento sea de 5 horas o más y de 10 horas o menos.

35 Es posible usar cualquiera de la totalidad de los métodos de soldadura habituales, tales como la soldadura por arco, incluyendo soldadura TIG y soldadura MIG, soldadura por resistencia eléctrica tal como soldadura por costura y soldadura por puntos, y soldadura láser, para soldar del acero inoxidable según la presente invención.

EJEMPLO 1

40 Se prepararon aceros inoxidables que tenían las composiciones químicas facilitadas en la tabla 1 usando un método de fusión a vacío en un laboratorio. Los lingotes de acero preparados se calentaron hasta una temperatura de 1200°C y se sometieron a laminación en caliente incluyendo laminación en bruto en caliente en la que al menos un paso de laminación se realiza con una reducción por laminación del 30% o más en un intervalo de temperatura mayor de 900°C con el fin de obtener una chapa de acero laminada en caliente que tenía un grosor de 5 mm. La chapa de acero laminada en caliente obtenida se sometió a recocido a una temperatura de 780°C durante 10 horas y luego se sometió a descascarillado mediante el uso de granallado y decapado. Las condiciones de recocido se seleccionaron de manera que una fracción de la fase de martensita era del 5% o más y del 95% o menos en el caso de los ejemplos de referencia.

[Tabla 1]

N.º	% en masa																	Nota
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	V	Nb	Ti	N	Otros elementos químicos	Expresión de relación (I) *1	Expresión de relación (II) *2	Fración de fase de martensita (%)		
1	0,010	0,27	1,05	0,02	0,001	0,03	10,4	<u>1,2</u>	0,02	0,21	0,01	<u>0,017</u>		10,8	2,5	37,2	Ejemplo de referencia	
2	0,011	0,30	1,90	0,02	0,001	0,03	10,4	<u>1,1</u>	0,02	0,16	0,01	<u>0,017</u>		10,9	2,9	42,9	Ejemplo de referencia	
3	0,012	0,32	2,31	0,03	0,001	0,03	10,6	<u>1,3</u>	0,03	0,17	0,01	<u>0,018</u>		11,1	3,4	54,5	Ejemplo de referencia	
4	0,011	0,28	1,57	0,03	0,001	0,04	10,7	0,6	0,03	0,17	0,01	<u>0,018</u>		11,1	2,3	28,7	Ejemplo de referencia	
5	0,011	0,28	1,40	0,01	0,001	0,04	10,8	<u>2,4</u>	0,04	0,17	0,01	<u>0,019</u>		11,2	4,0	64,2	Ejemplo de referencia	
6	0,012	0,16	1,02	0,03	0,001	0,04	11,0	<u>4,5</u>	0,02	0,15	0,01	<u>0,018</u>		11,2	5,9	94,6	Ejemplo de referencia	
7	0,016	0,12	1,54	0,03	0,002	0,04	12,7	<u>1,6</u>	0,04	0,16	0,01	<u>0,018</u>		12,9	3,4	47,4	Ejemplo de referencia	
8	0,027	0,08	1,58	0,03	0,002	0,03	12,4	<u>1,4</u>	0,02	0,17	0,02	<u>0,018</u>		12,5	3,5	50,9	Ejemplo de referencia	
9	0,015	0,09	<u>0,12</u>	0,02	0,002	0,03	12,3	0,8	0,02	0,18	0,02	<u>0,026</u>		12,4	2,1	16,4	Ejemplo de referencia	
10	0,016	0,10	1,17	0,02	0,002	0,03	11,3	0,9	0,03	0,20	<u>0,08</u>	<u>0,024</u>		11,5	2,7	32,2	Ejemplo de referencia	
11	0,026	0,33	<u>0,56</u>	0,02	0,001	0,07	11,0	<u>2,2</u>	0,03	0,25	0,03	<u>0,025</u>		11,5	4,0	52,7	Ejemplo de referencia	
12	0,021	0,32	1,17	0,02	0,001	0,06	11,0	<u>2,4</u>	0,07	0,08	0,02	<u>0,024</u>		11,5	4,3	68,0	Ejemplo de referencia	
13	0,018	0,33	<u>0,33</u>	0,02	0,001	0,08	10,9	<u>2,3</u>	0,06	0,26	0,05	<u>0,022</u>		11,4	3,7	51,9	Ejemplo de referencia	
14	0,014	0,34	1,26	0,02	0,001	0,09	11,0	<u>1,7</u>	0,02	0,37	0,01	<u>0,023</u>		11,5	3,4	43,8	Ejemplo de referencia	
15	0,014	0,36	1,27	0,02	0,001	0,01	11,0	<u>1,8</u>	0,03	0,22	0,01	<u>0,022</u>	Cu: 0,2	11,5	3,5	54,8	Ejemplo de referencia	
16	0,013	0,31	1,87	0,03	0,001	0,02	11,7	<u>1,8</u>	0,03	0,23	0,01	<u>0,022</u>	Mo: 0,8	12,2	3,8	56,0	Ejemplo de referencia	
17	0,023	0,31	1,88	0,03	0,001	0,02	11,8	0,7	0,03	0,24	0,01	<u>0,022</u>	W: 0,3	12,3	3,0	38,4	Ejemplo de referencia	
18	0,011	0,32	1,88	0,03	0,002	0,01	11,8	0,9	0,02	0,17	0,01	<u>0,018</u>	Co: 0,05	12,3	2,7	39,7	Ejemplo de referencia	
19	0,008	0,28	1,95	0,02	0,001	0,08	11,9	<u>1,0</u>	0,04	0,12	0,01	<u>0,018</u>	Sn: 0,2	12,3	2,8	40,3	Ejemplo de referencia	

ES 2 750 950 T3

20	0,016	0,29	1,75	0,02	0,001	0,10	12,0	<u>2,6</u>	0,04	0,16	0,02	<u>0,017</u>	Ca: 0,0014	12,4	4,5	64,6	Ejemplo de referencia
21	0,014	0,36	1,56	0,03	0,001	0,11	12,0	<u>3,1</u>	0,04	0,18	0,01	<u>0,017</u>	B: 0,0007	12,5	4,8	69,0	Ejemplo de referencia
22	0,015	0,37	1,54	0,03	0,001	0,09	11,5	<u>3,2</u>	0,02	0,24	0,01	<u>0,016</u>	Mg: 0,0031	12,1	4,9	73,2	Ejemplo de referencia
23	0,019	0,21	1,34	0,03	0,001	0,08	11,5	<u>3,0</u>	0,03	0,26	0,01	0,014	REM: 0,01	11,8	4,7	71,0	Ejemplo de referencia
24	0,021	0,22	1,36	0,02	0,001	0,08	11,4	<u>2,8</u>	0,02	0,25	0,01	0,012	Cu: 0,4, Sn: 0,1	11,7	4,5	68,6	Ejemplo de referencia
25	0,022	0,21	1,38	0,03	0,001	0,07	11,3	<u>2,6</u>	0,03	0,26	0,01	0,011	Mo: 0,5, B: 0,0007	11,6	4,3	66,3	Ejemplo de referencia
26	0,013	0,21	1,27	0,03	0,002	0,08	11,2	<u>2,7</u>	0,03	0,26	0,01	0,013	Co: 0,1, Mg: 0,001, REM: 0,008	11,5	4,1	64,3	Ejemplo de referencia
27	0,016	0,13	1,22	0,02	0,001	0,09	11,5	<u>1,4</u>	0,03	0,18	<u>0,24</u>	<u>0,018</u>		11,7	3,0	46,6	Ejemplo comparativo
28	0,016	0,16	<u>3,19</u>	0,02	0,002	0,09	11,5	<u>1,2</u>	0,03	0,18	0,01	<u>0,018</u>		11,7	3,8	58,5	Ejemplo comparativo
29	0,017	0,15	1,22	0,02	0,001	0,12	<u>18,0</u>	<u>1,3</u>	0,04	0,24	0,01	<u>0,018</u>		<u>18,2</u>	3,0	<u>0,0</u>	Ejemplo comparativo
30	0,016	0,14	1,72	0,02	0,001	0,08	10,7	<u>6,6</u>	0,04	0,23	0,01	<u>0,018</u>		10,9	<u>8,5</u>	<u>100,0</u>	Ejemplo comparativo
31	<u>0,059</u>	0,14	1,46	0,02	0,001	0,10	10,8	<u>1,0</u>	0,03	0,22	0,01	<u>0,037</u>		11,0	4,6	75,4	Ejemplo comparativo
32	0,011	0,08	1,62	0,02	0,001	0,07	10,1	<u>1,7</u>	0,04	0,19	0,01	<u>0,019</u>		<u>10,2</u>	3,4	<u>97,1</u>	Ejemplo comparativo
33	0,012	<u>0,51</u>	1,78	0,02	0,001	0,06	12,8	<u>1,7</u>	0,04	0,18	0,01	<u>0,019</u>		<u>13,6</u>	3,5	<u>3,2</u>	Ejemplo comparativo
34	0,011	0,20	<u>0,16</u>	0,02	0,001	0,07	11,5	0,4	0,05	0,19	0,01	<u>0,018</u>		11,8	<u>1,4</u>	<u>0,0</u>	Ejemplo comparativo
35	0,013	0,19	2,04	0,03	0,001	0,05	11,7	<u>4,9</u>	0,05	0,20	0,01	<u>0,017</u>		12,0	<u>6,8</u>	<u>100,0</u>	Ejemplo comparativo
36	0,018	0,24	1,88	0,03	0,001	0,03	11,0	0,9	<u>0,00</u>	<u>0,01</u>	0,06	<u>0,022</u>		11,4	3,0	<u>100,0</u>	Ejemplo comparativo
S1	0,013	0,19	1,54	0,03	0,001	0,04	<u>9,1</u>	<u>1,8</u>	0,03	0,20	0,02	<u>0,019</u>		<u>9,4</u>	3,5	<u>97,7</u>	Ejemplo comparativo
S2	0,013	0,21	1,82	0,03	0,001	0,04	11,9	<u>1,5</u>	<u>0,19</u>	0,18	0,01	0,015		12,2	3,3	47,9	Ejemplo comparativo
S3	0,012	0,18	1,99	0,02	0,001	0,05	10,7	<u>2,1</u>	0,02	<u>0,52</u>	0,01	<u>0,018</u>		11,0	4,0	55,5	Ejemplo comparativo

*1 Cr + 1,5 x Si
*2 30 x (C + N) + Ni + 0,5 x Mn

Se tomó una sección transversal en L (sección transversal vertical paralela a la dirección de laminación) que tenía una forma de 20 mm x 10 mm de la chapa de acero laminada en caliente descascarillada descrita anteriormente, y se expuso la microestructura de la misma mediante el uso de agua regia con el fin de observar la microestructura. A partir de la microestructura observada, se determinó el diámetro de grano promedio de cada muestra mediante el uso de un método de sección. El método específico para determinar el diámetro de grano promedio es el siguiente. Se obtuvieron las fotografías de cinco campos de visión en la microestructura expuesta de la sección transversal mediante el uso de un microscopio óptico con un aumento de 100 veces. Al dibujar cinco segmentos de línea, se dibujó cada uno en las direcciones vertical y horizontal en las fotografías obtenidas, y dividiendo la longitud total de los segmentos de línea entre el número de límites de grano que atravesaban los segmentos de línea, se definió el diámetro de grano promedio como el resultado dividido. La determinación del diámetro de grano se realizó sin distinguir en particular los granos de ferrita de los granos de martensita. El diámetro de grano promedio de cada muestra se facilita en la tabla 2.

Además, se determinaron las distribuciones de elementos químicos de Ni y Cr en la sección transversal en L mediante el uso de un EPMA (microanalizador de sonda de electrones). Un ejemplo de la determinación se ilustra en la figura 7. Se consideró que una región en la que la concentración de Ni es alta (que se observa más clara en la fotografía) y la concentración de Cr es baja (que se observa más oscura en la fotografía) correspondía a una fase de martensita. Puesto que, en la región que está ocupada por una fase de austenita a la temperatura de calentamiento antes de realizar la laminación en caliente y a la temperatura de recocido, se concentran los elementos químicos que estabilizan la fase de austenita (tales como el Ni y el Mn), y puesto que los elementos químicos que estabilizan la fase de ferrita (tal como el Cr) están disminuidos, hay diferencias en las concentraciones de algunos elementos químicos entre la fase de austenita y la fase de ferrita. Puesto que una región que está ocupada por la fase de austenita a la temperatura de recocido se transforma en una que está ocupada por la fase de martensita en un proceso de enfriamiento siguiente, el Ni está concentrado y Cr está disminuido en la fase de martensita. Por tanto, se consideró que la región en la que se reconocía Ni concentrado y Cr disminuido mediante el uso de un EPMA era una región que estaba ocupada por una fase de martensita. Mediante el uso de la distribución de concentración de Ni determinada mediante el uso de un EPMA, y mediante el uso del análisis de imágenes, se determinó el área de las regiones que aparecían más claras con el fin de determinar la fracción de fase de martensita. Los resultados se facilitan en la tabla 1. Se encontró que hay una tendencia a que la fracción de fase de martensita aumente con el aumento del valor de $30 \times (C + N) + Ni + 0,5 \times Mn$ en la expresión de relación (II).

Además, se observó la microestructura de diez campos de visión en un área de 400 μm cuadrados mediante el uso de un microscopio óptico. En la microestructura así observada, se consideró que una inclusión que tenía una forma cúbica cuya longitud de lado es de 1 μm o más era TiN, y mediante el recuento del número de tales inclusiones, se calculó el número de TiN por 1 mm^2 . Los resultados se facilitan en la tabla 2. En el caso de los ejemplos de referencia, la densidad numérica del TiN que tenía una longitud de lado de 1 μm o más era de 70 partículas/ mm^2 o menos. Es preferible una densidad numérica de 40 partículas/ mm^2 o menos.

Se realizó una prueba de Charpy a una temperatura de -50°C en tres probetas de Charpy en la dirección C (dirección formando un ángulo recto con respecto a la dirección de laminación) tomadas de cada una de las chapas de acero laminadas en caliente descascarilladas. La probeta de Charpy era una probeta subdimensionada que tenía un grosor de 5 mm, una anchura de 55 mm y una longitud de 10 mm. La prueba se realizó tres veces para cada muestra con el fin de obtener una energía absorbida promedio. La energía absorbida obtenida se facilita en la tabla 2. En el caso de todos los ejemplos de la presente invención, la energía absorbida fue de 25 J o más, lo que significa que se logró una tenacidad a baja temperatura satisfactoria. En cambio, entre los ejemplos comparativos, puesto que el contenido de Ti del n.º 27, el contenido de Mn del n.º 28, el contenido de Cr del n.º 29, el contenido de Ni del n.º 30, el contenido de C y el contenido de N del n.º 31, y el contenido de Nb y el contenido de V del n.º 36 estaban respectivamente fuera de los intervalos según la presente invención, la tenacidad a baja temperatura fue menor de 25 J en lo que se refiere a la energía absorbida. Además, en el caso de los ejemplos comparativos n.º 32 a 35 y n.º S1 donde no se satisfizo la expresión de relación (I) o la expresión de relación (II) según la presente invención, la tenacidad a baja temperatura fue menor de 25 J en lo que se refiere a la energía absorbida.

Se realizó una prueba de niebla salina en una probeta de 60 mm x 80 mm que se preparó tomando la probeta de la chapa de acero laminada en caliente descascarillada y cubriendo la superficie trasera y las zonas de borde dentro de 5 mm de la misma con una cinta adhesiva resistente al agua. La concentración de agua salada fue de NaCl al 5%, la temperatura de la prueba fue de 35°C , y el tiempo de prueba fue de 24 horas. Tras haberse realizado la prueba de niebla salina, haberse tomado la fotografía de la superficie de prueba y haber convertido una región con herrumbre en una región negra y haber convertido una región sin herrumbre en una región blanca en la fotografía, se determinó la razón de área de corrosión mediante el uso de análisis de imágenes. La razón de área de corrosión obtenida se facilita en la tabla 2. Un caso en el que la razón de área de corrosión fue del 15% o menos se consideró un caso de resistencia a la corrosión satisfactoria. En el caso de los ejemplos de referencia n.º 1 a n.º 26, se logró resistencia a la corrosión satisfactoria. Entre los ejemplos comparativos, en el caso del n.º 28 donde el contenido de Mn estaba fuera del intervalo según la presente invención, en el caso del n.º 31 donde el contenido de C y el contenido de N estaban fuera de los intervalos según la presente invención, en el caso del n.º 36 donde el contenido de Nb y el contenido de V estaban fuera de los intervalos según la presente invención, en el caso del n.º S1 donde el contenido de Cr está fuera del intervalo según la presente invención, y en el caso del n.º S2 donde el contenido de V

ES 2 750 950 T3

está fuera del intervalo según la presente invención, no se logró una resistencia a la corrosión satisfactoria.

- Se realizó una prueba de tracción en una probeta para ensayos de tracción n.º 5 según la norma JIS que se tomó en la dirección paralela a la dirección de laminación de la chapa de acero laminada en caliente descascarillada con el fin de evaluar la trabajabilidad. Los valores de alargamiento obtenidos se facilitan en la tabla 2. Un caso en el que el alargamiento fue del 15,0% o más se consideró un caso de trabajabilidad satisfactoria. En el caso de los ejemplos de referencia n.º 1 a n.º 26, se logró una trabajabilidad satisfactoria. Entre los ejemplos comparativos, en el caso del n.º 30 donde el contenido de Ni estaba fuera del intervalo según la presente invención, en el caso del n.º 31 donde el contenido de C y el contenido de N estaban fuera de los intervalos según la presente invención, en el caso del n.º 35 donde no se satisfizo la expresión de relación (II) según la presente invención, en el caso del n.º 36 donde el contenido de Nb y el contenido de V estaban fuera de los intervalos según la presente invención, y en el caso del n.º S3 donde el contenido de Nb estaba fuera del intervalo según la presente invención, no se logró una trabajabilidad satisfactoria.
- 15 A partir de los resultados descritos anteriormente, se aclaró que es posible obtener acero inoxidable de fase dual de ferrita-martensita excelente en lo que se refiere a la tenacidad a baja temperatura.

[Tabla 2]

N.º	Diámetro de grano promedio	Densidad de TiN	Energía absorbida a -50°C	Razón de área de corrosión tras SST	Alargamiento a la tracción	Nota
	µm	partículas/mm ²	J	%	%	
1	7,8	2,9	56,3	11,6	28,9	Ejemplo de referencia
2	7,5	2,9	64,4	13,4	26,0	Ejemplo de referencia
3	7,3	3,1	70,4	13,9	22,7	Ejemplo de referencia
4	8,2	3,1	46,0	13,0	30,4	Ejemplo de referencia
5	7,3	3,2	71,9	10,8	17,9	Ejemplo de referencia
6	9,0	3,1	26,2	7,7	15,1	Ejemplo de referencia
7	7,5	3,1	63,7	10,1	26,3	Ejemplo de referencia
8	7,4	6,1	66,1	11,2	24,6	Ejemplo de referencia
9	8,7	8,8	30,2	8,8	31,8	Ejemplo de referencia
10	7,8	32,6	35,8	11,7	28,9	Ejemplo de referencia
11	7,3	12,8	57,3	10,0	18,6	Ejemplo de referencia
12	7,3	8,2	68,6	10,7	16,0	Ejemplo de referencia
13	7,3	18,7	45,7	9,1	21,1	Ejemplo de referencia
14	7,3	3,9	69,9	11,3	23,1	Ejemplo de referencia
15	7,3	3,7	70,6	11,2	22,6	Ejemplo de referencia
16	7,3	3,7	71,2	11,6	22,0	Ejemplo de referencia
17	7,7	3,7	58,9	13,1	28,1	Ejemplo de referencia
18	7,9	3,1	52,1	12,2	30,1	Ejemplo de referencia
19	7,9	3,1	53,0	12,0	29,9	Ejemplo de referencia
20	7,3	5,8	70,3	10,2	17,7	Ejemplo de referencia
21	7,4	2,9	69,4	9,3	16,4	Ejemplo de referencia
22	7,5	2,7	65,5	9,6	15,2	Ejemplo de referencia
23	7,4	2,4	67,7	9,5	16,1	Ejemplo de referencia
24	7,3	2,0	69,7	9,8	16,7	Ejemplo de referencia
25	7,3	1,9	71,1	10,2	16,8	Ejemplo de referencia
26	7,3	2,2	71,9	9,7	17,8	Ejemplo de referencia
27	7,6	73,4	4,2	10,9	26,7	Ejemplo comparativo
28	7,3	3,1	12,7	20,1	20,8	Ejemplo comparativo
29	12,8	3,1	5,1	4,5	32,3	Ejemplo comparativo
30	10,8	3,1	13,2	7,5	12,7	Ejemplo comparativo
31	7,6	6,3	15,9	16,0	14,5	Ejemplo comparativo
32	10,3	3,2	13,7	12,6	15,7	Ejemplo comparativo
33	10,7	3,1	13,0	10,3	26,6	Ejemplo comparativo
34	11,5	3,1	10,4	9,6	31,7	Ejemplo comparativo
35	13,1	3,0	4,8	8,7	12,2	Ejemplo comparativo
36	11,4	21,6	5,6	17,1	10,8	Ejemplo comparativo
S1	10,6	4,8	12,9	26,0	15,4	Ejemplo comparativo
S2	7,5	3,1	66,7	16,6	24,1	Ejemplo comparativo
S3	7,3	3,2	30,5	8,9	11,3	Ejemplo comparativo

20

EJEMPLO 2

ES 2 750 950 T3

- 5 Se prepararon desbastes planos de acero que tenían las composiciones químicas facilitadas en la tabla 3 y un grosor de 250 mm mediante el uso de un método de fusión a vacío. Los desbastes planos de acero preparados se calentaron hasta una temperatura de 1200°C y luego se sometieron a laminación en caliente de 9 pasos con el fin de obtener chapas de acero laminadas en caliente que tenían un grosor de 5 mm. Las condiciones de laminación en caliente que incluían laminación en bruto se facilitan en la tabla 4. Las chapas de acero laminadas en caliente obtenidas se sometieron a recocido en las condiciones facilitadas en la tabla 4 y luego a descascarillado mediante el uso de granallado y decapado.

[Tabla 3]

N.º	% en masa											Expresión de relación (I) *1	Expresión de relación (II) *2	Nota	
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	V	Nb	Ti				N
37	0,011	0,35	1,88	0,02	0,001	0,07	11,1	1,0	0,05	0,22	0,01	0,018	11,6	2,8	Ejemplo de referencia

*1 Cr+ 1,5 x Si

*2 30 x (C + N) + Ni+ 0,5 3 Mn

Se tomó una sección transversal en L que tenía una forma de 20 mm x 10 mm de la chapa de acero laminada en caliente descascarillada descrita anteriormente, y se expuso la microestructura de la misma mediante el uso de agua regia con el fin de observar la microestructura. A partir de la microestructura observada, se determinó el diámetro de grano promedio de cada muestra mediante el uso de un método de sección. El diámetro de grano promedio de cada muestra se facilita en la tabla 4.

Además, se determinó la distribución de elementos químicos de Ni en la sección transversal en L (sección transversal vertical paralela a la dirección de laminación) mediante el uso de un EPMA. Considerando una región en la que el Ni estaba concentrado como región que estaba ocupada por martensita, se determinó la fracción de fase de martensita mediante el uso de análisis de imágenes. Los resultados se facilitan en la tabla 4.

Además, se observó la microestructura de diez campos de visión en un área de 400 μm cuadrados mediante el uso de un microscopio óptico. En la microestructura observada, considerando una inclusión que tenía una forma cúbica cuya longitud de lado es de 1 μm o más que T_{inc} , y mediante el recuento del número de tales inclusiones, se calculó el número de TiN por 1 mm^2 . Los resultados se facilitan en la tabla 4.

Se realizó una prueba de Charpy a una temperatura de -50°C en tres probetas de Charpy en la dirección C (dirección formando un ángulo recto con respecto a la dirección de laminación) tomadas de cada una de las chapas de acero laminadas en caliente descascarilladas. La probeta de Charpy era una probeta subdimensionada que tenía un grosor de 5 mm, una anchura de 55 mm y una longitud de 10 mm. La prueba se realizó tres veces para cada muestra con el fin de obtener una energía absorbida promedio. La energía absorbida obtenida se facilita en la tabla 4. En el caso de todos los ejemplos de referencia, la energía absorbida fue de 25 J o más, lo que significa que se logró una tenacidad a baja temperatura satisfactoria. En el caso de los ejemplos comparativos n.º D y n.º E donde la reducción por laminación máxima a una temperatura mayor de 900°C fue del 30% o menos, puesto que el diámetro de grano promedio era grande aunque la reducción por laminación máxima fue del 30% o más a una temperatura de 900°C o menor, la energía absorbida a una temperatura de -50°C fue de 25 J o menos. En el caso del ejemplo comparativo n.º F donde la temperatura de recocido fue baja, puesto que la fracción de fase de martensita fue menor del 5%, la energía absorbida a una temperatura de -50°C fue de 25 J o menos. En el caso del ejemplo comparativo n.º J donde la temperatura de recocido fue alta, puesto que la fracción de fase de martensita fue mayor del 95%, la energía absorbida a una temperatura de -50°C fue de 25 J o menos. En el caso del ejemplo comparativo n.º K donde el tiempo de recocido menor de una hora, puesto que los grados de transformación y recristalización inducidos por el recocido fueron insuficientes, no fue posible determinar la fracción de fase de martensita o el diámetro de grano promedio, y como resultado, la energía absorbida del n.º K a una temperatura de -50°C fue de 25 J o menos.

Se realizó una prueba de niebla salina en una probeta de 60 mm x 80 mm que se preparó tomando la probeta de la chapa de acero laminada en caliente descascarillada y cubriendo la superficie trasera y las zonas de borde dentro de 5 mm de la misma con una cinta adhesiva resistente al agua. La concentración de agua salada fue de NaCl al 5%, la temperatura de la prueba fue de 35°C , y el tiempo de prueba fue de 24 horas. Tras haberse realizado la prueba de niebla salina, haberse tomado la fotografía de la superficie de prueba y haber convertido una región con herrumbre en una región negra y haber convertido una región sin herrumbre en una región blanca en la fotografía, se determinó la razón de área de corrosión mediante el uso de análisis de imágenes. La razón de área de corrosión obtenida se facilita en la tabla 4. Un caso en el que la razón de área de corrosión fue del 15% o menos se consideró un caso de resistencia a la corrosión satisfactoria. En el caso de todos los ejemplos de referencia, se logró resistencia a la corrosión satisfactoria. Entre los ejemplos comparativos, en el caso del n.º J donde la temperatura de recocido fue alta y en el caso del n.º K donde el recocido se realizó de manera insuficiente, no se logró una resistencia a la corrosión satisfactoria.

Se realizó una prueba de tracción en una probeta para ensayos de tracción n.º 5 según la norma JIS que se tomó en la dirección paralela a la dirección de laminación de la chapa de acero laminada en caliente descascarillada con el fin de evaluar la trabajabilidad. Los valores de alargamiento obtenidos se facilitan en la tabla 4. Un caso en el que el alargamiento fue del 15,0% o más se consideró un caso de trabajabilidad satisfactoria. En el caso de todos los ejemplos de referencia, se logró una trabajabilidad satisfactoria. Entre los ejemplos comparativos, en el caso del n.º J donde la fracción de fase de martensita fue grande y en el caso del n.º K donde el recocido se realizó de manera insuficiente, no se logró una trabajabilidad satisfactoria.

A partir de los resultados descritos anteriormente, se aclaró que es posible obtener acero inoxidable de fase dual de ferrita-martensita excelente en lo que se refiere a la tenacidad a baja temperatura.

[Tabla 4]

N.º de prueba	Condiciones de laminación en caliente		Condiciones de recocido		Diámetro de grano promedio	Fracción de fase de martensita	Densidad de TIN	Energía absorbida a -50°C	Razón de área de corrosión tras SST	Alargamiento a la tracción	Nota
	Reducción por laminación máxima por encima de 900°C	Reducción por laminación máxima a o por debajo de 900°C	Temperatura de recocido	Tiempo							
A	40	20	750	6	7,6	34,8	3,1	63,4	12,8	28,2	Ejemplo de referencia
B	35	25	750	6	7,9	34,9	3,1	54,7	13,5	28,4	Ejemplo de referencia
C	32	27	750	6	8,5	34,8	3,0	38,3	12,4	28,6	Ejemplo de referencia
D	25	30	750	6	10,1	35,1	3,1	12,6	12,7	29,0	Ejemplo comparativo
E	20	35	750	6	10,8	35,0	3,1	9,5	12,9	29,4	Ejemplo comparativo
F	35	20	670	6	10,9	0	3,1	4,8	13,1	33,1	Ejemplo comparativo
G	35	20	720	6	8,1	28,5	3,2	49,2	13,0	30,6	Ejemplo de referencia
H	35	20	800	6	7,9	42,1	3,1	54,7	12,8	28,0	Ejemplo de referencia
I	35	20	880	6	7,8	67,4	3,0	57,6	12,9	25,1	Ejemplo de referencia
J	35	20	950	6	10,7	99,2	3,0	11,4	16,4	13,3	Ejemplo comparativo
K	35	20	780	0,5	-	-	3,1	5,3	19,2	12,6	Ejemplo comparativo

EJEMPLO 3

5 Se prepararon aceros inoxidables que tenían las composiciones químicas facilitadas en la tabla 5 mediante el uso de un método de fusión a vacío en un laboratorio. Los lingotes de acero preparados se calentaron hasta una temperatura de 1200°C y se sometieron a laminación en caliente incluyendo laminación en bruto en caliente en la que al menos un paso de laminación se realizó con una reducción por laminación del 30% o más en un intervalo de temperatura mayor de 900°C con el fin de obtener una chapa de acero laminada en caliente que tenía un grosor de 5 mm. La chapa de acero laminada en caliente obtenido se sometió a recocido a una temperatura de 780°C durante 10 horas y luego se sometió a descascarillado mediante el uso de granallado y decapado.

10

[Tabla 5]

N°	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	V	Nb	Ti	N	% en masa		Expresión de relación (III)	Fracción de fase de martensita (%)	Expresión de relación (III)	Nota
													Otros elementos químicos	Expresión de relación (I) *1				
38	0,008	0,20	1,13	0,035	0,002	0,07	11,5	0,8	0,08	0,10	0,008	0,011	11,8	1,9	29,5	1298	Ejemplo	
49	0,026	0,18	1,50	0,033	0,002	0,04	11,0	0,7	0,05	0,15	0,005	0,010	11,3	2,5	40,4	1366	Ejemplo	
40	0,011	0,07	2,33	0,030	0,002	0,06	10,8	0,6	0,07	0,13	0,004	0,012	10,9	2,5	40,5	1352	Ejemplo	
41	0,013	0,43	1,87	0,028	0,002	0,06	12,1	0,4	0,03	0,12	0,009	0,009	12,7	2,0	28,2	1274	Ejemplo	
42	0,012	0,14	1,61	0,024	0,002	0,05	11,8	0,9	0,04	0,14	0,007	0,009	12,0	2,3	35,0	1309	Ejemplo	
43	0,010	0,19	2,47	0,022	0,002	0,04	11,7	0,8	0,05	0,24	0,006	0,010	12,0	2,6	39,9	1321	Ejemplo	
44	0,018	0,25	1,15	0,031	0,002	0,04	11,3	0,8	0,07	0,20	0,005	0,013	11,7	2,3	35,5	1335	Ejemplo	
45	0,017	0,27	2,28	0,032	0,002	0,05	12,9	0,9	0,04	0,17	0,005	0,010	13,3	2,9	38,6	1290	Ejemplo	
46	0,016	0,22	1,64	0,033	0,002	0,06	10,2	0,3	0,05	0,21	0,004	0,014	10,5	2,0	34,5	1361	Ejemplo de referencia	
47	0,015	0,18	1,73	0,032	0,002	0,10	11,6	0,5	0,07	0,19	0,015	0,012	11,9	2,2	33,0	1311	Ejemplo	
48	0,013	0,17	2,02	0,031	0,003	0,12	12,8	0,7	0,05	0,09	0,011	0,010	13,1	2,4	33,1	1271	Ejemplo	
49	0,017	0,31	1,39	0,036	0,003	0,11	10,6	1,0	0,04	0,21	0,007	0,008	11,1	2,4	39,8	1365	Ejemplo de referencia	
50	0,017	0,13	1,99	0,012	0,002	0,06	10,6	1,0	0,04	0,16	0,003	0,011	10,8	2,8	47,3	1386	Ejemplo de referencia	
51	0,020	0,26	1,43	0,037	0,003	0,05	11,1	0,6	0,04	0,13	0,035	0,009	11,5	2,2	34,2	1337	Ejemplo de referencia	
52	0,023	0,15	0,51	0,028	0,003	0,05	10,9	0,9	0,05	0,15	0,007	0,007	11,1	2,1	31,2	1348	Ejemplo de referencia	
53	0,015	0,16	1,35	0,029	0,003	0,06	11,7	0,9	0,08	0,16	0,006	0,025	11,9	2,8	41,8	1342	Ejemplo de referencia	
54	0,013	0,20	1,74	0,032	0,002	0,06	11,8	1,5	0,08	0,16	0,003	0,010	12,1	3,1	60,4	1345	Ejemplo de referencia	
55	0,015	0,24	2,16	0,030	0,002	0,06	11,9	0,8	0,07	0,31	0,005	0,010	12,3	2,6	38,6	1318	Ejemplo de referencia	
56	0,012	0,32	1,12	0,030	0,002	0,10	12,7	0,4	0,09	0,18	0,005	0,011	13,2	1,7	10,5	1238	Ejemplo	

Se tomó una sección transversal en L (sección transversal vertical paralela a la dirección de laminación) que tenía una forma de 20 mm x 10 mm de esa chapa de acero laminada en caliente descascarillada y recocida descrita anteriormente, y se expuso la microestructura de la misma mediante el uso de agua regia con el fin de observar la microestructura. A partir de la microestructura observada, se determinó el diámetro de grano promedio de cada muestra mediante el uso de un método de sección. El diámetro de grano promedio de cada muestra se facilita en la tabla 6.

Además, se determinó la distribución de elementos químicos de Ni en la sección transversal en L (sección transversal vertical paralela a la dirección de laminación) mediante el uso de un EPMA. Considerando una región en la que el Ni estaba concentrado como región que estaba ocupada por martensita, se determinó la fracción de fase de martensita mediante el uso de análisis de imágenes. Los resultados se facilitan en la tabla 5.

Además, se observó la microestructura de diez campos de visión en un área de 400 μm cuadrados mediante el uso de un microscopio óptico. En la microestructura observada, considerando una inclusión que tenía una forma cúbica cuya longitud de lado es de 1 μm o más como TiN, y mediante el recuento del número de tales inclusiones, se calculó el número de TiN por 1 mm^2 . Los resultados se facilitan en la tabla 6.

Se realizó una prueba de Charpy a una temperatura de -50°C en tres probetas de Charpy en la dirección C (dirección formando un ángulo recto con respecto a la dirección de laminación) tomadas de cada una de las chapas de acero laminadas en caliente descascarilladas. La probeta de Charpy era una probeta subdimensionada que tenía un grosor de 5 mm, una anchura de 55 mm y una longitud de 10 mm. La prueba se realizó tres veces para cada muestra con el fin de obtener una energía absorbida promedio. La energía absorbida obtenida se facilita en la tabla 6. En el caso del n.º 38 al n.º 56 en la tabla 6, la energía absorbida fue de 25 J o más, lo que significa que se logró una tenacidad a baja temperatura satisfactoria.

Se realizó una prueba de niebla salina en una probeta de 60 mm x 80 mm que se preparó tomando la probeta de la chapa de acero laminada en caliente descascarillada y cubriendo la superficie trasera y las zonas de borde dentro de 5 mm de la misma con una cinta adhesiva resistente al agua. La concentración de agua salada fue de NaCl al 5%, la temperatura de la prueba fue de 35°C , y el tiempo de prueba fue de 24 horas. Tras haberse realizado la prueba de niebla salina, haberse tomado la fotografía de la superficie de prueba y haber convertido una región con herrumbre en una región negra y haber convertido una región sin herrumbre en una región blanca en la fotografía, se determinó la razón de área de corrosión mediante el uso de análisis de imágenes. La razón de área de corrosión obtenida se facilita en la tabla 6. En el caso del n.º 38 al n.º 56 en la tabla 6, la razón de área de corrosión fue del 15% o menos, lo que significa que se logró resistencia a la corrosión satisfactoria.

Se realizó una prueba de tracción en una probeta para ensayos de tracción n.º 5 según la norma JIS que se tomó en la dirección paralela a la dirección de laminación de la chapa de acero laminada en caliente descascarillada con el fin de evaluar la trabajabilidad. Los valores de alargamiento obtenidos se facilitan en la tabla 6. En el caso del n.º 38 al n.º 56 en la tabla 6, el alargamiento fue del 15,0% o más, lo que significa que se logró una trabajabilidad satisfactoria.

Se tomó una probeta de 300 mm x 100 mm de la chapa de acero laminada en caliente descascarillada, y se mecanizó una superficie de extremo en el lado que tenía una longitud de 300 mm disminuyendo los ángulos de borde en 30° para formar una ranura en forma de V que tenía un ángulo de ranura de 60° cuando se orientaba hacia otra probeta. Entonces se soldaron las superficies de extremo mecanizadas con superficies orientadas entre sí mediante el uso de soldadura MIG con una entrada de calor de 0,7 kJ/mm y una velocidad de soldadura de 60 cm/min. El gas de protección fue Ar al 100%. El alambre para soldadura fue Y309L (JIS Z 3321) que tenía un diámetro de 1,2 mm \varnothing . La dirección de soldadura fue la dirección L.

Se preparó una probeta de Charpy subdimensionada que incluía un cordón de soldadura y que tenía un grosor de 5 mm, una anchura de 55 mm y una longitud de 10 mm. Se formó la muesca en la posición en la que la proporción de la zona soldada con respecto al grosor era del 50%. La forma de la muesca fue una muesca en V de 2 mm. Se realizó una prueba de impacto de Charpy 9 veces a una temperatura de -50°C .

El valor mínimo de la energía absorbida obtenida realizando una prueba de impacto de Charpy 9 veces se facilita en la tabla 6. Puesto que, en el caso de del n.º 38 al n.º 50 en la tabla 6, la energía absorbida de una zona soldada afectada por el calor fue de 10 J o más, se aclaró que se logró una tenacidad a baja temperatura satisfactoria de una zona soldada afectada por el calor según la presente invención. En particular, en el caso del n.º 50 donde el contenido de P fue menor del 0,02%, la energía absorbida de una zona soldada afectada por el calor fue de 50 J o más, lo que significa que se logró una excepcional tenacidad a baja temperatura de una zona soldada afectada por el calor. Puesto que el contenido de Ti del n.º 51, el contenido de Mn del n.º 52, el contenido de N del n.º 53, el contenido de Ni del n.º 54, el contenido de Nb del n.º 55, y el valor del lado izquierdo de la expresión de relación (III) del n.º 56 estaban respectivamente fuera de los intervalos según la presente invención, la energía absorbida de una zona soldada afectada por el calor fue menor del 10 J, lo que significa que no se logró una tenacidad a baja temperatura satisfactoria de una zona soldada afectada por el calor.

ES 2 750 950 T3

A partir de los resultados descritos anteriormente, se aclaró que, según la presente invención, es posible obtener acero inoxidable de fase dual de ferrita-martensita excelente en lo que se refiere a la tenacidad a baja temperatura en una zona soldada afectada por el calor.

5 [Tabla 6]

N.º	Diámetro de grano promedio	Densidad de TiN	Energía absorbida a -50°C	Razón de área de corrosión tras SST	Alargamiento a la tracción	Energía absorbida mínima de la zona soldada afectada por el calor	Nota
	µm	partículas/mm ²	J	%	%	J	
38	8,8	1,5	30,9	10,7	32,2	15,6	Ejemplo
39	7,9	0,9	53,3	12,7	27,8	29,2	Ejemplo
40	7,9	0,8	53,2	14,2	27,7	26,4	Ejemplo
41	8,9	1,4	28,1	12,1	32,9	10,8	Ejemplo
42	8,3	1,1	43,1	11,4	29,5	17,8	Ejemplo
43	7,9	1,0	52,3	13,3	28,1	20,3	Ejemplo
44	8,2	1,1	43,6	11,4	29,3	23,0	Ejemplo
45	8,0	0,9	49,9	11,8	28,7	14,1	Ejemplo
46	8,3	1,0	41,4	14,0	30,7	28,2	Ejemplo de referencia
47	8,4	3,1	35,5	12,4	31,5	18,3	Ejemplo
48	8,4	1,9	34,0	11,5	31,5	10,2	Ejemplo
49	7,9	1,0	52,5	12,2	30,1	29,1	Ejemplo de referencia
50	7,5	0,6	83,4	13,5	26,4	59,4	Ejemplo de referencia
51	8,3	24,7	28,5	12,3	30,9	<u>2,8</u>	Ejemplo de referencia
52	8,6	0,8	35,4	9,9	31,4	<u>4,2</u>	Ejemplo de referencia
53	7,8	2,6	53,4	11,7	29,1	<u>6,1</u>	Ejemplo de referencia
54	7,3	0,5	72,4	10,1	19,8	<u>5,5</u>	Ejemplo de referencia
55	8,0	0,9	50,0	12,6	30,7	<u>3,9</u>	Ejemplo de referencia
56	9,5	0,9	25,6	10,1	34,2	<u>3,6</u>	Ejemplo de referencia

Aplicabilidad industrial

- 10 Según la presente invención, es posible obtener acero inoxidable de fase dual de ferrita-martensita excelente en lo que se refiere a la tenacidad a baja temperatura que puede fabricarse a bajo coste y con alta eficacia y que puede usarse preferiblemente como material para la carrocería de un vagón de mercancías que porta carbón, aceites o similares en zonas frías y un método para fabricar el acero.
- 15 Además, según la presente invención, es posible obtener acero inoxidable de fase dual de ferrita-martensita que va a usarse como material para una estructura soldada excelente también en lo que se refiere a la tenacidad a baja temperatura de una zona soldada afectada por el calor.

REIVINDICACIONES

1. Acero inoxidable de fase dual de ferrita-martensita, en el que
- 5 el acero tiene una composición química que consiste en, en % en masa,
- C: el 0,005% o más y el 0,030% o menos,
- 10 N: el 0,005% o más y el 0,015% o menos,
- Si: el 0,05% o más y el 0,50% o menos,
- Mn: más del 1,0% y el 2,5% o menos,
- 15 P: el 0,04% o menos,
- S: el 0,02% o menos,
- Al: el 0,01% o más y el 0,15% o menos,
- 20 Cr: el 10,0% o más y el 13,0% o menos,
- Ni: el 0,3% o más y menos del 1,0%,
- 25 V: el 0,005% o más y el 0,10% o menos,
- Nb: el 0,05% o más y el 0,25% o menos,
- Ti: el 0,02% o menos,
- 30 Zn: el 0,03% o menos,
- Sn: el 0,3% o menos,
- 35 opcionalmente uno, dos o más de Cu: el 1,0% o menos, Mo: el 1,0% o menos, W: el 1,0% o menos y Co: el 0,5% o menos,
- opcionalmente uno, dos o más de Ca: el 0,01% o menos, B: el 0,01% o menos, Mg: el 0,01% o menos y
- 40 REM: el 0,05% o menos
- y siendo el resto Fe e impurezas inevitables,
- se satisfacen las desigualdades (I) y (II) y la expresión de relación (III) a continuación, y
- 45 el acero tiene una microestructura de acero que incluye una fase dual de una fase de ferrita y una fase de martensita, siendo el contenido de la fase de martensita del 5% o más y del 95% o menos y siendo la suma de los contenidos de fases distintas de ferrita y martensita del 10% o menos en lo que se refiere al % en volumen:
- 50
$$10,5 \leq Cr + 1,5 \times Si \leq 13,5 \quad (I)$$
- $$1,5 \leq 30 \times (C + N) + Ni + 0,5 \times Mn \leq 6,0 \quad (II),$$
- 55 donde Cr y Si en la desigualdad (I) anterior y C, N, Ni y Mn en la desigualdad (II) anterior, respectivamente, representan los contenidos (% en masa) de los elementos químicos correspondientes,
- $$2600C + 1700N - 20Si + 20Mn + 40Cr + 50Ni + 1660 \geq 1270 \quad (III)$$
- 60 donde C, N, Si, Mn, Cr y Ni en la expresión de relación (III) representan los contenidos (% en masa) de los elementos químicos correspondientes.
2. Acero inoxidable de fase dual de ferrita-martensita según la reivindicación 1, en el que, en % en masa, el contenido de P es menor del 0,02%.
- 65 3. Acero inoxidable de fase dual de ferrita-martensita según la reivindicación 1 o 2, en el que el acero contiene, en % en masa, Mo: menos del 0,5%.

4. Método para fabricar acero inoxidable de fase dual de ferrita-martensita, siendo el método un método para fabricar el acero inoxidable de fase dual de ferrita-martensita según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, comprendiendo el método calentar un desbaste plano de acero hasta una temperatura de 1100°C o mayor y de 1300°C o menor, realizar entonces laminación en caliente incluyendo laminación en bruto en caliente en el que al menos un paso de laminación se realiza con una reducción por laminación del 30% o más en un intervalo de temperatura mayor de 900°C, y realizar entonces recocido a una temperatura de 700°C o mayor y de 900°C o menor durante una hora o más.

5

10

FIG. 1

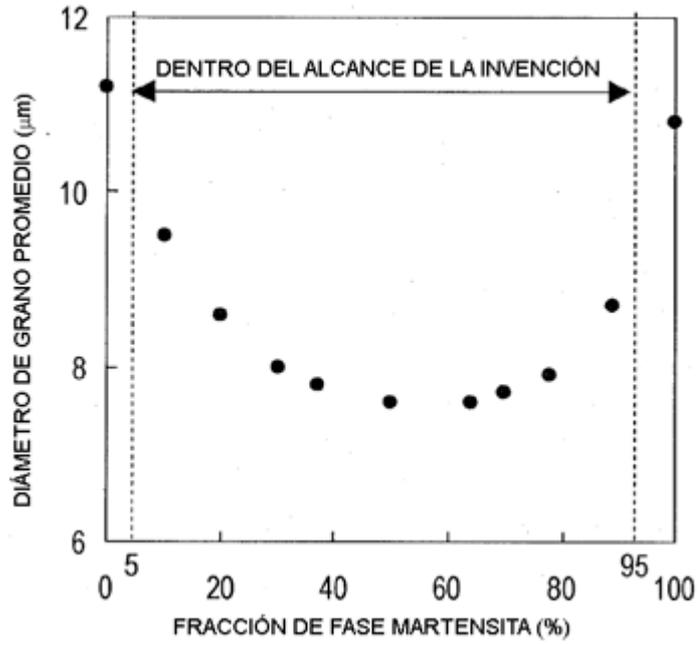


FIG. 2

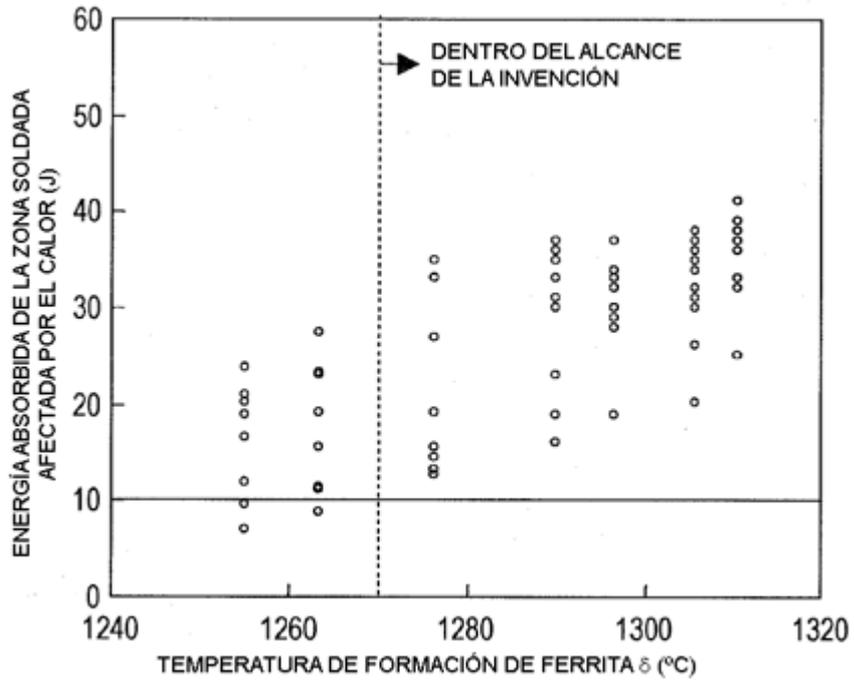


FIG. 3

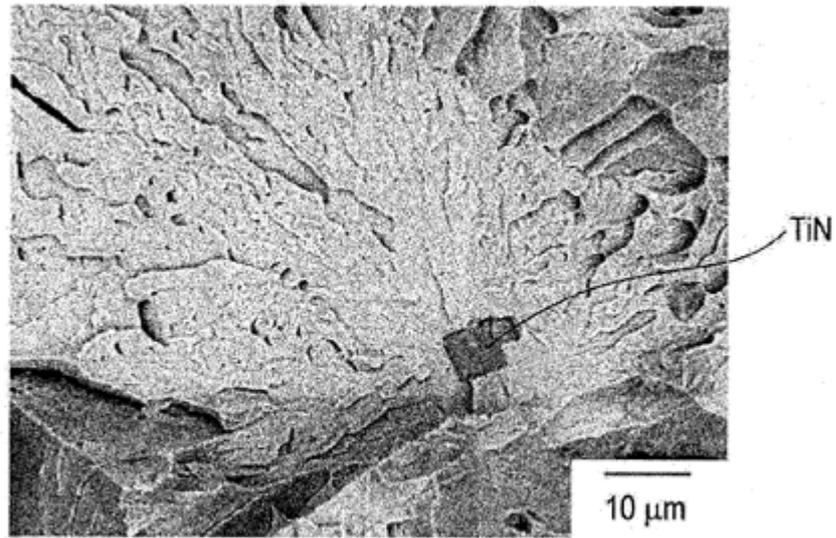


FIG. 4

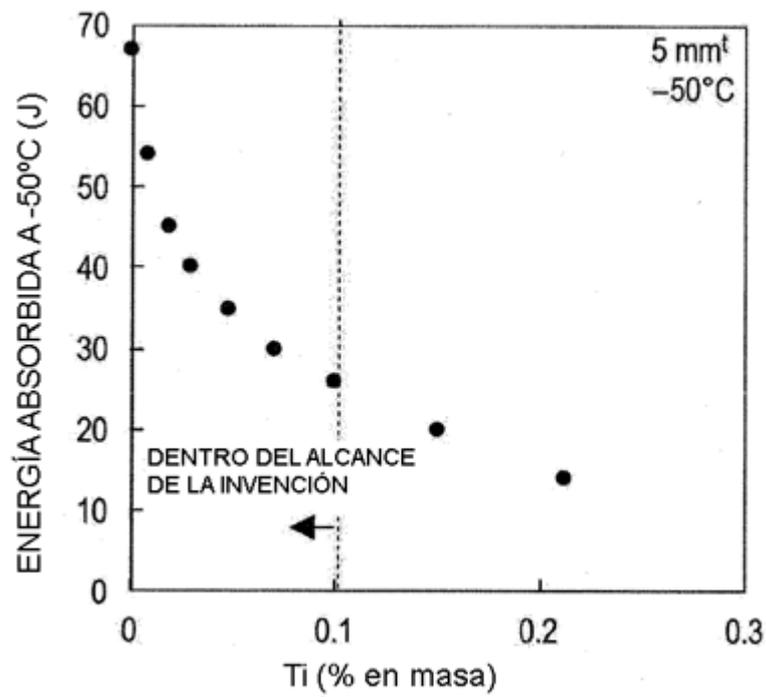


FIG. 5

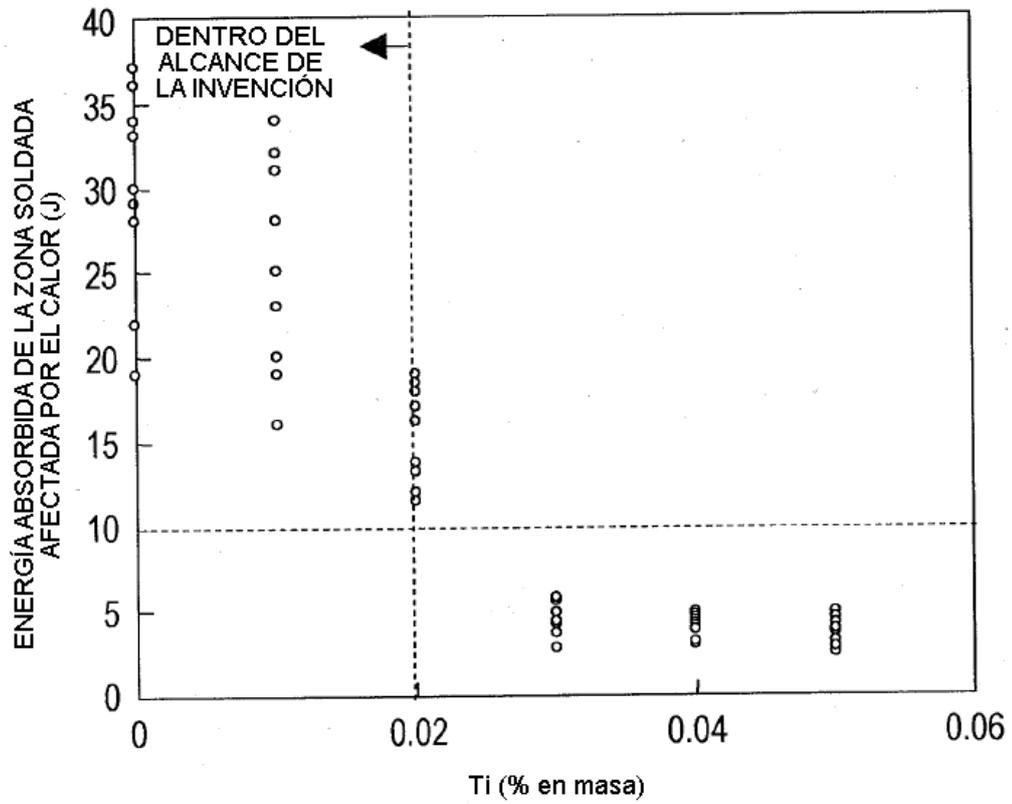


FIG. 6

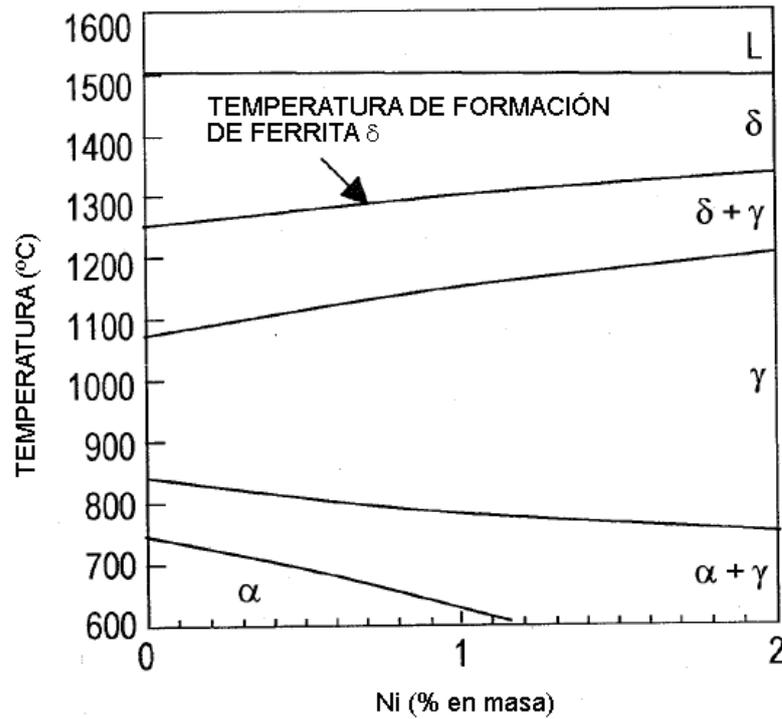


FIG. 7

