

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 735 502**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/02	(2006.01)
C22C 38/58	(2006.01)	C22C 38/06	(2006.01)
C21D 8/02	(2006.01)	C22C 38/42	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01)	C22C 38/46	(2006.01)
C22C 38/08	(2006.01)	C21D 1/20	(2006.01)
C22C 38/12	(2006.01)		
C22C 38/14	(2006.01)		
C22C 38/18	(2006.01)		
C22C 38/38	(2006.01)		
C22C 38/40	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **26.03.2009 PCT/JP2009/056840**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **01.10.2009 WO09119895**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **26.03.2009 E 09726090 (5)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **15.05.2019 EP 2258885**

54 Título: **Acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura**

30 Prioridad:

26.03.2008 JP 2008081862
26.02.2009 JP 2009044046

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
19.12.2019

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

OIKAWA, YUUSUKE;
URASHIMA, HIROSHI;
TSUGE, SHINJI;
INOUE, HIROSHIGE y
MATSUHASHI, RYO

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 735 502 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 dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura

Campo técnico

- 5 La presente invención se relaciona con un acero inoxidable dúplex de baja aleación que mantiene bajos los contenidos en Ni, Mo y otros elementos caros de aleación en acero inoxidable dúplex que incluye dos fases, una fase de austenita y una fase de ferrita, en donde uno de los grandes problemas en el momento de su uso, es decir, la caída en la resistencia a la corrosión y la dureza de una zona afectada por el calor de soldadura, se reduce y se puede mejorar así la eficacia de trabajo de la soldadura, que puede convertirse en un cuello de botella en la aplicación de ese acero a estructuras soldadas.

Antecedentes de la técnica

- 15 El acero inoxidable dúplex tiene dos fases, una fase de austenita y una fase de ferrita, en la microestructura del acero y se ha utilizado como material de elevada fuerza y elevada resistencia a la corrosión desde el pasado para materiales para instalaciones petroquímicas, materiales para bombas, materiales para tanques químicos, etc. Además, el acero inoxidable de doble fase está generalmente hecho de una composición con bajo contenido en Ni, por lo que, junto con el reciente precio desmedido de las materias primas metálicas, se le está considerando de cerca como un material con un coste de aleación inferior y menos fluctuante en comparación con un acero inoxidable austenítico, que es lo convencional en el acero inoxidable.

- 20 Como tópicos recientes en el acero inoxidable dúplex, está el desarrollo de tipos de baja aleación y su mayor cantidad de uso. Un "tipo de baja aleación" es un tipo de acero en el que el contenido en elementos caros de aleación se mantiene bajo en comparación con los aceros inoxidables dúplex convencionales y aumenta aún más el mérito del bajo coste de aleación. Se describe esto en la Publicación de Patente Japonesa (A) N.º 61-56267, WO2002/27056 y WO96/18751. Entre éstos, los aceros inoxidables dúplex descritos en la Publicación de Patente Japonesa (A) N.º 61-56267 y WO2002/27056 se han estandarizado en ASTM-A240. El primero corresponde a S32304 (composición típica 23Cr-4Ni-0,17N), mientras que el segundo corresponde a S32101 (composición típica 22Cr-1,5Ni-5Mn-0,22N). Los principales tipos de acero en el acero inoxidable dúplex convencional eran JIS SUS329J3L y SUS329J4L, pero éstos son además superiores en resistencia a la corrosión al SUS316L, que es un tipo con una resistencia a la corrosión relativamente alta de acero inoxidable austenítico y se le han añadido Ni y Mo, que son caros, hasta aproximadamente un 6 a un 7% (más adelante, en la presente invención, el % de los ingredientes expresa % en masa) y se le han añadido aproximadamente de un 3 a un 4%, respectivamente. Contrariamente a esto, el acero inoxidable dúplex de baja aleación está diseñado para una resistencia a la corrosión en un nivel próximo al de SUS316L o al del acero de uso general SUS304, pero en lugar de ello la cantidad de adición de Mo es sustancialmente 0 y se reduce mucho la adición de Ni a aproximadamente un 4% en S32304 y aproximadamente un 1% en S32101.

- 35 El acero inoxidable dúplex descrito en la Publicación de Patente Japonesa (A) N.º 2006-183129 es una versión mejorada del acero inoxidable dúplex S32304 descrito en la Publicación de Patente Japonesa (A) N.º 61-56267, en donde se eleva la resistencia a la corrosión en un ambiente ácido añadiendo Cu y se eleva la resistencia añadiendo cualquiera de Nb, V y Ti. Además, la Publicación de Patente Japonesa (A) N.º 2006-183129 prescribe un tipo de ingredientes de un acero dúplex de baja aleación como un acero inoxidable austenítico/ferrítico superior en ductilidad y embutición profunda en donde, como un elemento selectivo, se añade un 0,5% o menos de V y en donde, como efecto, se refina la microestructura del acero y se eleva la resistencia.

- 40 US 2003/0172999 A1 describe un acero inoxidable ferrítico-austenítico que tiene una microestructura que consiste esencialmente en un 35-65% vol. de ferrita y un 35-65% vol. de austenita, que tiene una composición química que contiene, en % en peso: 0,005-0,07 de C, 0,1-2,0 de Si, 3-8 de Mn, 19-23 de Cr, 0,5-1,7 de Ni, opcionalmente Mo y/o W en una cantidad total de un máx. de 1,0 (Mo+W/2), opcionalmente Cu hasta un máx. de 1,0 Cu, 0,15-0,30 de N, resto hierro e impurezas, en donde las siguientes condiciones son aplicables para los equivalentes de cromo y níquel: $20 < Cr_{eq} < 24,5$, $10 < Ni_{eq}$, en donde $(Cr_{eq} = Cr + 1,5Si + Mo + 2Ti + 0,5Nb)$, y $Ni_{eq} = Ni + 0,5 Mn + 30 (C+N) + 0,5 (Cu+Co)$.

- 45 JP 2008-038214 A describe un acero inoxidable dúplex que tiene una composición que contiene, en masa, $\leq 0,06\%$ de C, de un 0,05 a un 3,0% de Si, de un 0,1 a un 6,0% de Mn, $\leq 0,05\%$ de P, $\leq 0,010\%$ de S, de un 1,0 a un 10,0% de Ni, de un 18 a un 30% de Cr, $\leq 5,0\%$ de Mo, $\leq 3,0\%$ de Cu, de un 0,10 a un 0,40% de N, de un 0,001 a un 0,08% de Al, de un 0,003 a un 0,05% de Ti, de un 0,0001 a un 0,0030% de Mg y $\leq 0,010\%$ de O; un producto de un coeficiente de actividad de N (f_N), un contenido en Ti y un contenido en N, $f_N * Ti * N$, es $\geq 0,00004\%^2$; y un producto de un contenido en Ti y un contenido en N, $Ti * N$, es $\leq 0,008\%^2$.

Descripción de la invención

- 55 Entre estos aceros inoxidables dúplex, en particular en el acero del nivel S32101 muy reducido en Ni y Mo (Ni: 2% o menos), lo que se convierte en un problema es la caída en resistencia a la corrosión y la dureza de la zona afectada por el calor de soldadura.

En cuanto a la resistencia a la corrosión, el tipo de baja aleación es inherentemente inferior al tipo convencional de aceros inoxidables dúplex en resistencia a la corrosión, pero está diseñado para un nivel próximo a SUS304 o SUS316L y tiene una resistencia a la corrosión que no es diferente de SUS304 y SUS316L tras tratamiento térmico de solubilización y en el estado sin soldadura. En este sentido, en particular en el caso del tipo de baja aleación, en el momento de la soldadura, cuando la zona afectada por el calor próxima a la zona de soldadura (así llamada HAZ) recibe un cierto límite o más del calor de entrada, se produce una caída extrema en la resistencia a la corrosión y de vez en cuando la resistencia a la corrosión está por debajo del nivel de SUS304.

En cuanto a la dureza, un acero inoxidable dúplex tiene una fase de austenita que normalmente se considera que no causa fractura por fragilidad y una fase de ferrita con la posibilidad de fractura por fragilidad, por lo que inherentemente es inferior en dureza en comparación con un acero inoxidable austenítico. Sin embargo, siempre que no haya implicación de los compuestos intermetálicos, etc., tales como la fase sigma, normalmente no se produce una repentina transferencia ductilidad-fragilidad como en el acero inoxidable ferrítico. Éste tiene un nivel suficiente de dureza como material de construcción siempre que no se use a una temperatura considerablemente baja.

Sin embargo, del mismo modo que la resistencia a la corrosión, en la HAZ, la dureza cae, y a veces la dureza llega a ser de un nivel difícil de usar para aplicaciones estructurales para evitar la fractura debida a tensión.

Por las razones anteriores, a pesar del nivel S32101 del acero inoxidable dúplex de baja aleación que tiene un coste de aleación considerablemente más barato, se usa el acero sólo para aplicaciones en que la resistencia a la corrosión y la dureza no representan demasiados problemas, o se usa el acero con una baja entrada de calor, es decir, disminuyendo la velocidad de soldadura en la soldadura. Existen muchos problemas para un amplio uso en lugar del acero inoxidable austenítico. Con el S32304, con el cual se estandariza el acero descrito en la Publicación de Patente Japonesa (A) N.º 61-56267, casi nunca se observa dicho problema, pero éste contiene aproximadamente un 4% de Ni y es relativamente caro. La Publicación de Patente Japonesa (A) N.º 61-56267 describe "Ni: 2 a 5,5%", es decir, que se puede reducir el contenido en Ni a un 2%, pero si realmente se le reduce a un 2%, se produce la anterior caída en la dureza. Lo mismo es cierto para el acero descrito en WO96/18751.

El objeto de la presente invención es la provisión de un tipo de baja aleación de acero inoxidable dúplex que mantiene en gran medida bajo el coste de aleación, que por lo tanto suprime la caída antes mencionada en la resistencia a la corrosión y la dureza de la HAZ y que reduce los problemas que se producen en el momento de uso para un material de construcción, etc.

Los inventores estudiaron con detalle los métodos para reducir en lo posible la anterior caída en la resistencia a la corrosión y la dureza de la HAZ y, como resultado, obtuvieron hallazgos en cuanto al mecanismo de aparición de este fenómeno y medios para su reducción, y de este modo llegaron a la presente invención.

La razón por la cual caen la resistencia a la corrosión y la dureza en la HAZ de soldadura es la siguiente. El N añadido al acero inoxidable dúplex forma casi por completo una solución sólida en la fase de austenita, y una cantidad muy pequeña forma una solución sólida en la fase de ferrita. Debido al calentamiento en el momento de la soldadura, la proporción de la fase de ferrita aumenta y la fase de austenita disminuye. La cantidad de N soluto en la ferrita aumenta, pero en el momento de enfriar tras la soldadura, la velocidad de enfriamiento es rápida, por lo que la fase de austenita no regresa a la cantidad de antes de la soldadura, mientras que la cantidad de N soluto en la fase de ferrita permanece a un nivel superior comparado con antes de la soldadura. El límite de solubilidad del N en la fase de ferrita es relativamente pequeño, por lo que la cantidad que exceda el límite de solubilidad en el momento de enfriar forma nitruros de cromo y precipitados. Estos nitruros promueven la propagación de grietas y disminuyen así la dureza. Además, debido a la precipitación, se consume el cromo y se forma una así llamada zona empobrecida en cromo, por lo que disminuye la resistencia a la corrosión.

Normalmente, como técnica para reducir las cantidades de C y N solutos en la fase de ferrita, es ampliamente conocida la aleación con "Ti y Nb" y otros de tales elementos estabilizadores de carbonitruros. En aceros inoxidables de ferrita, se han comercializado aceros inoxidables de ferrita de gran pureza, reduciendo los contenidos en C y N a niveles ultra bajos y añadiendo aproximadamente un 0,1 a un 0,6% de Ti y Nb. En este sentido, si se alean dichas cantidades de Ti y Nb con un acero inoxidable dúplex de baja aleación que contiene una gran cantidad de N, este N precipitará en grandes cantidades como nitruros y alterará la dureza. Los inventores consideraron las acciones del V, Nb, B y otros elementos que tienen afinidad con el N, investigaron y buscaron la relación entre su contenido y la resistencia a la corrosión y la dureza de la HAZ de soldadura en aceros inoxidables dúplex de baja aleación, y obtuvieron así los siguientes descubrimientos:

En el acero inoxidable dúplex de baja aleación de la presente invención, V, Nb, B y otros elementos tienen diferentes magnitudes de afinidad con N. Los intervalos de temperatura en donde se generan sus nitruros difieren dependiendo de los tipos y cantidades de los elementos. Ti, Zr y otros de tales elementos con afinidades extremadamente fuertes acaban formando nitruros y precipitando a la considerablemente elevada temperatura alrededor del punto de solidificación, mientras que B, con una relativamente fuerte afinidad, acaba formando nitruros y precipitando cerca de la temperatura del tratamiento térmico de laminación en caliente o solubilización. Se cree que éstos causan una caída en la dureza. Por otro lado, se esperaba que V y Nb, por ajuste del contenido, permitieran el ajuste de la solución/precipitación de sólidos en el intervalo de temperatura de 900 a 600°C, en donde se forman nitruros de cromo.

Por lo tanto, los inventores procedieron a estudiar medios de mejora usando adición de V. Como se describe en la literatura antes mencionada, existen ejemplos previos de adición de V a acero inoxidable dúplex, pero la adición habitual de V era para mejorar la fuerza o, del mismo modo que el Ti y el Nb antes mencionados, para hacer que el N soluto precipite tanto como sea posible como nitruros de V y suprimir la precipitación como nitruros de cromo para suprimir la formación de una zona empobrecida en cromo, es decir, para una así llamada estabilización. Normalmente se añade V a un nivel que cause precipitación de nitruros de V. Contrariamente a esto, en la presente invención, en base al siguiente pensamiento, el punto es mantener la adición de V en el nivel de soluto para así suprimir la precipitación de nitruros en la HAZ.

El mecanismo es el siguiente: los nitruros de cromo precipitan en el momento de enfriar tras calentar debido a la soldadura por exposición de la HAZ al intervalo de temperatura de precipitación de nitruros de 500 a 900°C más o menos durante un tiempo corto, de varios segundos a varias decenas de segundos. La afinidad del V con el N es inferior a la del Ti, Nb, etc., pero superior a la del Cr. Para disminuir la actividad del N, la adición de una cantidad adecuada de V retarda la precipitación de nitruros de cromo y, por lo tanto, puede mantener baja la cantidad de precipitación de nitruros de cromo en el breve tiempo de decenas de segundos. Por otro lado, si se añade una gran cantidad como en el método convencional, mejora la resistencia a la corrosión, pero la dureza cae del mismo modo que en el acero convencional, ya que precipita una gran cantidad de nitruros de V.

Para obtener los efectos anteriores de la adición de V, se tiene que hacer que el V esté en el estado de solución sólida. Para ello, es necesario hacer que el así llamado producto de solubilidad $[V]x[N]$ no sea más que un valor constante. Debido a esto, además de suprimir el exceso de adición de V, es posible permitir una cantidad relativamente grande de adición de V suprimiendo en lo posible la cantidad de N en la ferrita. En el caso del acero dúplex, la adición de N contribuye a mejorar la resistencia a la corrosión, aumentar la proporción de la fase de austenita, etc., para controlar la cantidad de N en la ferrita, es necesario no sólo mantener baja la cantidad de N, sino combinar el control de la cantidad de ferrita y el control de la cantidad de adición de N correspondiente a la cantidad de ferrita. Se puede reducir la cantidad de N en la fase de ferrita no sólo disminuyendo el contenido en N en el acero, sino también elevando la proporción de la austenita. La razón es que la fase de austenita es mayor en cantidad de soluto de N que la fase de ferrita. Por lo tanto, en el sentido de controlar la proporción de los así llamados elementos estabilizadores de austenita y elementos estabilizadores de ferrita, se aplicó el Ni-bal ampliamente utilizado como fórmula para calcular la cantidad de austenita. Además, se definió el límite superior de la cantidad de adición de N que permitía exhibir los efectos de adición de V según los diferentes niveles del Ni-bal. Mediante esto, fue posible obtener acero inoxidable dúplex que tiene grandes efectos en combinación con adición de V.

Obsérvese que, para mejorar aún más la dureza de la HAZ, es efectivo, además de mantener baja la precipitación de nitruros, mejorar la propia dureza del material base. Desde este punto de vista, la adición de un nivel de Ni y Cu permisible en términos de coste de aleación es efectiva. Ni y Cu son elementos estabilizadores de austenita principales. Además, su adición permite mejorar la dureza de la fase de ferrita. En el acero inoxidable dúplex, las grietas se propagan en la fase de ferrita, por lo que la adición de Ni y Cu es extremadamente efectiva para mejorar la dureza. Incluso si se produce un cierto grado de precipitación de nitruros debido a la mejora de la dureza de la fase de ferrita, la caída en dureza no alcanzará el nivel crítico para aplicaciones estructurales, es decir, no alcanzará el nivel de fractura por fragilidad al nivel de la temperatura ambiente.

Partiendo de estos resultados, inventamos un acero inoxidable dúplex de baja aleación que tiene una composición química que incorpora estos efectos y que, además, puede resolver los anteriores problemas mediante una adecuada determinación de los ingredientes.

Además, los inventores investigaron técnicas para juzgar la calidad de la resistencia a la corrosión y la dureza de la HAZ del acero y descubrieron el siguiente método de evaluación, que consiste en someter una muestra de acero por orden a (i) elevación de temperatura desde la temperatura ambiente hasta 1.300°C en 15 segundos, (ii) retención a 1.300°C durante 5 segundos, (iii) enfriamiento isotérmico de 1.300°C a 900°C en 15 segundos, (iv) enfriamiento isotérmico de 900°C a 400°C en 135 segundos, y enfriamiento rápido desde 400°C por pulverización de nitrógeno, etc. hasta la temperatura ambiente, es decir, dando el patrón de calor tal como en la FIG. 1 al acero y analizando la muestra de acero por los residuos del extracto.

Este patrón de calor es una simulación simplificada del ciclo de calor de la soldadura generalmente usado con acero inoxidable. La región de temperatura más alta de (ii) generalmente corresponde a la región de aumento de la fase de ferrita que tiene el límite pequeño de solubilidad del nitrógeno, la región de temperatura de grado medio de (iii) hasta la región de transformación de parte de la fase de ferrita a la fase de austenita, y la región de baja temperatura de (iv) hasta la región de precipitación de nitruros de cromo. Se prepararon los respectivos tiempos de paso en base a los datos reales de medición de la temperatura. Es decir, usando el patrón de calor, es posible simular condiciones que permiten una fácil precipitación de nitruros de cromo en el momento de la soldadura real. Analizando los residuos del extracto del material de acero inoxidable dúplex tras el anterior tratamiento térmico, es posible calcular las cantidades de precipitados en la zona de soldadura del material de acero. Obsérvese que, en el material de acero, casi todos los precipitados son carbonitruros.

Resumiendo, la presente invención es como sigue:

(1) Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura

que contiene, en % en masa,

5 C: 0,06% o menos, Si: 0,1 a 1,5%, Mn: 2,0 a 4,0%, P: 0,05% o menos, S: 0,005% o menos, Cr: 19,0 a 23,0%, Ni: 1,0 a 4,0%, Mo: 1,0% o menos, Cu: 0,1 a 3,0%, V: 0,05 a 0,5%, Al: 0,003 a 0,050%, O: 0,007% o menos, N: 0,10 a 0,25%, y Ti: 0,05% o menos, y

opcionalmente, en % en masa, Nb: 0,02 a 0,15% y que satisface $Nb \times N$ de 0,003 a 0,015, en donde Nb y N indican el % en masa de sus respectivos contenidos, opcionalmente uno o más de $Ca \leq 0,0050\%$, $Mg \leq 0,0050\%$, $REM: \leq 0,050\%$, $B \leq 0,0040\%$, y Co: 0,02 a 1,00%, y opcionalmente, en % en masa, Mg: 0,0001 a 0,0050%, que tiene un producto de f_N , contenido en Ti, y contenido en N, es decir, $f_N \times Ti \times N$, de 0,00004 o más, y que tiene un producto de contenido en Ti y contenido en N, es decir, $Ti \times N$, de 0,008 o menos:

en donde f_N es un valor que satisface la fórmula <4>:

$$\log_{10} f_N = -0,046 \times Cr - 0,02 \times Mn - 0,011 \times Mo + 0,048 \times Si + 0,007 \times Ni + 0,009 \times Cu \quad <4>$$

15 en donde, en la anterior fórmula, los nombres de los elementos expresan todos el contenido (% en masa), y

opcionalmente, uno o más de, en % en masa, $Zr \leq 0,03\%$, $Ta \leq 0,1\%$, $W \leq 1,0\%$ y $Sn \leq 0,1\%$, y un resto de Fe e impurezas inevitables, en donde

tiene un valor Md30 expresado por la fórmula <1> de 80 o menos,

tiene un Ni-bal expresado por la fórmula <2> de -8 a -4,

20 tiene una relación entre el Ni-bal y el contenido en N que satisface la fórmula <3>,

tiene un porcentaje de área de la fase de austenita del 40 al 70%, y

tiene un $2 \times Ni + Cu$ de 3,5 o más:

$$\begin{aligned} Md30 &= 551 - 462 \times (C+N) - 9.2 \times Si - 8.1 \times Mn - 29 \times (Ni+Cu) - 13.7 \times Cr - \\ & 18.5 \times Mo - 68 \times Nb \quad <1> \\ Ni-bal &= (Ni + 0.5Mn + 0.5Cu + 30C + 30N) - \\ & 1.1(Cr + 1.5Si + Mo + W) + 8.2 \quad <2> \\ N(\%) &\leq 0.37 + 0.03 \times (Ni-bal) \quad <3> \end{aligned}$$

en donde, en las anteriores fórmulas, los nombres de los elementos expresan todos su contenido (%).

25 (2) Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura que comprende el acero inoxidable dúplex como se indica en (1), que además contiene, en % en masa, Nb: 0,02 a 0,15% y que satisface $Nb \times N$ de 0,003 a 0,015, en donde Nb y N indican el % en masa de sus contenidos respectivos.

30 (3) Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura que comprende el acero inoxidable dúplex como se indica en (1), que contiene, en % en masa, uno o más tipos de elementos de $Ca \leq 0,0050\%$, $Mg \leq 0,0050\%$, $REM: \leq 0,050\%$, y $B \leq 0,0040\%$.

35 (4) Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura que comprende el acero inoxidable dúplex como se indica en (1), que contiene, en % en masa, Nb: 0,02 a 0,15% y que satisface $Nb \times N$ de 0,003 a 0,015, en donde Nb y N indican el % en masa de sus contenidos respectivos, y que además contiene, en % en masa, uno o más tipos de elementos de $Ca \leq 0,0050\%$, $Mg \leq 0,0050\%$, $REM: \leq 0,050\%$, y $B \leq 0,0040\%$.

(5) Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura que comprende el acero inoxidable dúplex como se indica en (1), que contiene, en % en masa, Co: 0,02 a 1,00%.

40 (6) Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura que comprende el acero inoxidable dúplex como se indica en (1), que contiene, en % en masa, Nb: 0,02 a 0,15% y que satisface $Nb \times N$ de 0,003 a 0,015, en donde Nb y N indican el % en masa de sus contenidos respectivos, y que además contiene, en % en masa, Co: 0,02 a 1,00%.

(7) Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura que comprende el acero inoxidable dúplex como se indica en (1), que contiene, en % en masa, Nb: 0,02 a 0,15% y que satisface $Nb \times N$ de 0,003 a 0,015, en donde Nb y N indican el % en masa de sus contenidos respectivos, que además contiene, en % en masa, uno o más tipos de elementos de $Ca \leq 0,0050\%$, $Mg \leq 0,0050\%$, $REM: \leq 0,050\%$, y $B \leq 0,0040\%$, y que además contiene, en % en masa, Co: 0,02 a 1,00%.

(8) Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura que comprende el acero inoxidable dúplex como se indica en (1), que contiene, en % en masa, Mg: 0,0001 a 0,0050%, que tiene un producto de f_N , contenido en Ti y contenido en N, es decir, $f_N \times Ti \times N$, de 0,00004 o más, y que tiene un producto de contenido en Ti y contenido en N, es decir, $Ti \times N$, de 0,008 o menos:

donde f_N es un valor que satisface la fórmula <4>:

$$\log_{10} f_N = -0.046 \times Cr - 0.02 \times Mn - 0.011 \times Mo + 0.048 \times Si + 0.007 \times Ni + 0.009 \times Cu \quad <4>$$

en donde, en la anterior fórmula, los nombres de los elementos expresan todos el contenido (% en masa).

(9) Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura que comprende el acero inoxidable dúplex como se indica en (1), que contiene, en % en masa, uno o más tipos de elementos de $Zr \leq 0,03\%$, $Ta \leq 0,1\%$, $W \leq 1,0\%$ y $Sn \leq 0,1\%$.

(10) Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura que comprende el acero inoxidable dúplex como se indica en cualquiera de (1) a (9), en donde la cantidad de residuo de extracto de Cr del acero después del tratamiento térmico de los siguientes (i) a (iv) simulando una historia de calor recibida por el acero en el momento de la soldadura es del 0,025% o menos y el valor de CRN mostrado en la siguiente fórmula <5> es de 0,5 o más:

(i) elevación de temperatura desde la temperatura ambiente hasta 1.300°C en 15 segundos, (ii) retención a 1.300°C durante 5 segundos, (iii) enfriamiento isotérmico de 1.300°C a 900°C en 15 segundos, 4) enfriamiento isotérmico de 900°C a 400°C en 135 segundos, y 5) enfriamiento rápido de 400°C a la temperatura ambiente.

$$CRN = \left(\frac{[Cr]}{104} \right) / \left\{ \left(\frac{[Cr]}{104} \right) + \left(\frac{[V]}{51} \right) + \left(\frac{[Nb]}{93} \right) + \left(\frac{[B]}{11} \right) \right\} \quad <5>$$

en donde [Cr], [V], [Nb] y [B] expresan todas cantidades de residuos de extracto (% en masa) de los elementos.

En el acero inoxidable dúplex de baja aleación como se indica en (1) de la presente invención, es posible proporcionar un tipo de baja aleación de acero inoxidable dúplex con menor coste de aleación y menos fluctuación de coste que un acero inoxidable austenítico, en donde uno de los principales problemas, es decir, la caída en la resistencia a la corrosión y la dureza de una zona afectada por el calor de soldadura, puede suprimirse y, como resultado, se puede promover la expansión a aplicaciones que toman el lugar del acero inoxidable austenítico, en donde la eficiencia de trabajo de la soldadura había sido un problema. La contribución a la industria es extremadamente grande.

En el acero inoxidable dúplex de baja aleación como se indica en (2) de la presente invención, debido a la adición de una cantidad adecuada de Nb, se puede suprimir aún más la caída en la resistencia a la corrosión y la dureza de la zona afectada por el calor de soldadura debido a precipitación de nitruros.

En los aceros inoxidables dúplex de baja aleación como se indica en (3) y (4) de la presente invención, es posible suprimir la caída en la resistencia a la corrosión y la dureza de la zona afectada por el calor de soldadura de los aceros mejorando al mismo tiempo la operabilidad en caliente.

En los aceros inoxidables dúplex de baja aleación como se indica en (5) y (6) de la presente invención, es posible suprimir la caída en la resistencia a la corrosión y la dureza de la zona afectada por el calor de soldadura de los aceros, y, en el acero inoxidable dúplex de baja aleación como se indica en (7), es posible asegurar aún más la operabilidad en caliente, mejorando al mismo tiempo aún más la dureza y la resistencia a la corrosión de los aceros.

En el acero inoxidable dúplex de baja aleación como se indica en (8) de la presente invención, es posible suprimir la caída en la resistencia a la corrosión y la dureza de una zona afectada por el calor de soldadura del acero al mismo tiempo que, mediante la adición compuesta de Ti y Mg, se refina la estructura de ferrita y se mejora aún más la dureza, mientras que, en el acero inoxidable dúplex de baja aleación como se indica en (9) de la presente invención, es posible suprimir la caída en la resistencia a la corrosión y la dureza de una zona afectada por el calor de soldadura del acero mejorando al mismo tiempo aún más la resistencia a la corrosión. Además, en el acero inoxidable dúplex de baja aleación como se indica en (10) de la presente invención, se prescriben los criterios de juicio cuando se miden las cantidades de residuos del extracto tras aplicar un tratamiento térmico específico a un material de ensayo y se proporciona una evaluación que permite la clarificación de un material en el que se ha suprimido la caída en la resistencia a la corrosión y la dureza de una zona afectada por el calor de soldadura.

Breve descripción de los dibujos

La FIG. 1 es una vista que muestra un patrón de calor de tratamiento térmico que simula un ciclo de calor de soldadura en la presente invención.

5 La FIG. 2 es una vista que muestra los intervalos del Ni-bal y el N que dan una buena resistencia a la corrosión de la HAZ en la presente invención.

Mejor modo de realización de la invención

A continuación, se explicará con detalle la presente invención.

10 En primer lugar, se explicarán las razones para la limitación de la composición de acero del acero inoxidable dúplex de baja aleación como se indica en (1) de la presente invención. Obsérvese que el % en los ingredientes significa % en masa.

C se limita a un contenido del 0,06% o menos para asegurar la resistencia a la corrosión del acero inoxidable. Si se incluye más de un 0,06%, se forman carburos de cromo y se deteriora la resistencia a la corrosión. Preferiblemente, el contenido es del 0,04% o menos. Por otro lado, una reducción extremadamente grande del contenido elevaría mucho el coste, por lo que preferiblemente se fija el límite inferior en el 0,001%.

15 Se añade Si en una cantidad del 0,1% o más para desoxidación. Sin embargo, si se añade más de un 1,5%, la dureza se deteriora. Por esta razón, se fija el límite superior en el 1,5%. El intervalo preferible es del 0,2 a menos del 1,0%.

20 Mn aumenta la fase de austenita en un acero inoxidable dúplex y suprime la formación de martensita inducida por deformación y mejora la dureza. Además, eleva la solubilidad del nitrógeno y suprime la precipitación de nitruros en la zona de soldadura, por lo que se añade un 2,0% o más. Sin embargo, si se añade más de un 4,0%, la resistencia a la corrosión se deteriora. Por esta razón, se fija el límite superior en el 4,0%. El intervalo preferible es de más del 2,0 a menos del 3,0%.

P es un elemento inevitablemente incluido en el acero. Degrada la operabilidad en caliente, por lo que se limita a un 0,05% o menos. Preferiblemente, el contenido es del 0,03% o menos. Por otro lado, reducir mucho el contenido da lugar a un gran aumento en costes, por lo que preferiblemente se fija el límite inferior en el 0,005%.

25 S es, al igual que P, un elemento inevitablemente incluido en el acero. Degrada la operabilidad en caliente y la dureza y la resistencia a la corrosión también, por lo que se limita a un 0,005% o menos. Preferiblemente, el contenido es del 0,002% o menos. Por otro lado, reducir mucho el contenido da lugar a un gran aumento en costes, por lo que preferiblemente se fija el límite inferior en el 0,0001%.

30 Cr es un elemento básicamente necesario para mantener la resistencia a la corrosión. Por encima de esto, es también efectivo en la supresión de la formación de martensita inducida por deformación. Es un elemento de aleación relativamente barato, por lo que en la presente invención se incluye en una cantidad del 19,0% o más. Por otro lado, es un elemento que aumenta la fase de ferrita. Si se incluye más de un 23,0%, la cantidad de ferrita se vuelve excesiva y se alteran la resistencia a la corrosión y la dureza. Por esta razón, se fija el contenido en Cr en un 19,0% a un 23,0%.

35 Ni es un elemento efectivo para aumentar la fase de austenita en el acero inoxidable dúplex, suprimiendo la formación de martensita inducida por deformación y mejorando la dureza, y además mejorando la resistencia a la corrosión contra diversos tipos de ácidos. Se añade un 1,00% o más, pero éste es un elemento de aleación caro, por lo que en la presente invención se suprime el contenido en la medida de lo posible y se fija en el 4,0% o menos. El intervalo preferido es del 1,50 a menos del 3%.

40 Mo es un elemento extremadamente efectivo para elevar adicionalmente la resistencia a la corrosión del acero inoxidable. Es un elemento extremadamente caro, por lo que en la presente invención se suprime el contenido en la medida de lo posible y se define el límite superior como del 1,0% o menos. El intervalo preferido es de un 0,1 a menos de un 0,5%.

45 Cu, al igual que Ni, es un elemento efectivo para aumentar la fase de austenita en el acero inoxidable dúplex, suprimiendo la formación de martensita inducida por deformación y mejorando la dureza, y además mejorando la resistencia a la corrosión contra diversos tipos de ácidos. Además, es un elemento de aleación barato comparado con Ni, por lo que en la presente invención se añade un 0,1% o más. Si se incluye más de un 3,0%, se altera la operabilidad en caliente, por lo que se fija el límite superior en el 3,0%. El intervalo preferido es de más del 1,0% al 2,0%.

50 V es un importante elemento aditivo en la presente invención. Como se ha explicado anteriormente, disminuye la actividad del N y retrasa la precipitación de nitruros. Por esto, se ha de añadir un 0,05% o más. Por otro lado, si se añade más de un 0,5%, precipitan nitruros de V, por lo cual la dureza de la HAZ disminuye, por lo que se fija el límite superior en el 1,0%. El intervalo preferido es del 0,06% al 0,30%.

Al es un elemento importante para la desoxidación del acero. Para reducir el oxígeno en el acero, se debe añadir un 0,003% o más. Por otro lado, Al es un elemento con una afinidad relativamente grande con N. Si se añade

excesivamente, se forma AIN y altera la dureza del material de base. El grado depende también del contenido en N, pero, si el contenido en Al supera el 0,050%, la dureza cae notablemente, por lo que se fija el límite superior del contenido en el 0,050%. Preferiblemente, el contenido es del 0,030% o menos.

5 O es un elemento dañino que forma óxidos - ejemplos típicos de inclusiones no metálicas. Un contenido excesivo altera la dureza. Además, si se forman óxidos de tipo conglomerado grosero, éstos se convierten en causas de grietas superficiales.

Por esta razón, se fija el límite superior del contenido en el 0,007%. Preferiblemente, el contenido es del 0,005% o menos. Por otro lado, una reducción extrema del contenido daría lugar a un gran aumento en costes, por lo que se fija preferiblemente el límite inferior en el 0,0005%.

10 N es un elemento efectivo que forma una solución sólida en una fase de austenita para elevar la fuerza y la resistencia a la corrosión y aumentar la fase de austenita en el acero inoxidable dúplex. Por esta razón, se incluye un 0,10% o más. Por otro lado, si se incluye más de un 0,25%, precipitan nitruros de cromo en la zona afectada por el calor de soldadura para alterar la dureza, por lo que se fija el límite superior del contenido en el 0,25%. Preferiblemente, el contenido es del 0,10 al 0,20%. Se define el límite superior de N además, como se explica más adelante, en relación al Ni-bal.

15 Ti, como se ha explicado anteriormente, precipita como un nitruro y altera la dureza incluso con adición de una cantidad muy pequeña, por lo que se reduce lo máximo posible. Si está por encima del 0,05%, incluso con el contenido más bajo en N, se formará TiN grosero y alterará la dureza, por lo que se limita el contenido al 0,05% o menos.

20 A continuación, el Md30 de la siguiente fórmula <1> es una fórmula generalmente conocida como una composición que muestra el grado de endurecimiento mecánico por martensita inducida por deformación en el acero inoxidable austenítico y se describe en "Tetsu-to-Hagane", Vol. 63, N.º 5, p. 772 etc. En general, cuanto menor es la cantidad de adición de elementos de aleación, mayor es el Md30 y más fácil el endurecimiento mecánico. El acero de la presente invención es un acero inoxidable dúplex, pero es un tipo de baja aleación, por lo que se cree que la fase de austenita es más susceptible al endurecimiento mecánico que el acero inoxidable dúplex convencional. Los inventores descubrieron que, en un material de ingredientes con un elevado grado de endurecimiento mecánico, la dureza del material de base cae, y usan el Md30 para definir el límite superior del grado de endurecimiento mecánico. Específicamente, es posible obtener una buena dureza con $Md30 \leq 80$.

$$Md30 = 551 - 462 \times (C+N) - 9.2 \times Si - 8.1 \times Mn - 29 \times (Ni+Cu) - 13.7 \times Cr - 18.5 \times Mo - 68 \times Nb \quad <1>$$

30 Además, en el acero inoxidable dúplex de la presente invención, para obtener buenas características, es necesario hacer que el porcentaje de área de la fase de austenita esté en el intervalo del 40 al 70%. Si es inferior al 40%, la dureza es mala, mientras que, si es superior al 70%, aparecen problemas en la operabilidad en caliente y agrietamiento por corrosión por tensión. Además, en ambos casos, la resistencia a la corrosión se vuelve mala. En particular, en los aceros de la presente invención, para reducir en gran medida la caída en resistencia a la corrosión y dureza debido a precipitación de nitruros, es mejor aumentar la fase de austenita, con su elevado límite de solubilidad del nitrógeno, en la medida de lo posible. Si se realiza un tratamiento térmico de solubilización en condiciones normales en el acero inoxidable dúplex, es decir, en la proximidad de 1.050°C, se ajustan las razones de los contenidos de los elementos estabilizadores de la fase de austenita (Ni, Cu, Mn, C, N, etc.) y los elementos estabilizadores de la fase de ferrita (Cr, Si, Mo, W, etc.) en los intervalos prescritos de la presente invención para asegurar la anterior cantidad de austenita. Específicamente, se hace que el Ni-bal mostrado en la siguiente fórmula <2> esté en el intervalo de -8 a -4.

40 Preferiblemente, se hace que el valor sea de -7,1 a -4.

$$Ni-bal = (Ni + 0.5Cu + 0.5Mn + 30C + 30N) - 1.1(Cr + 1.5Si + Mo + W) + 8.2 \quad <2>$$

45 Además, como se ha explicado anteriormente, en la presente invención, para hacer que la adición de V sea efectiva, se fija un límite superior para la cantidad de N correspondiente al Ni-bal. En cuanto a este límite superior, se fabricaron placas de acero inoxidable dúplex laminado en caliente de diversas composiciones en el laboratorio y se sometieron a un tratamiento térmico de solubilización en las condiciones habituales de temperatura de los aceros inoxidables dúplex, es decir, 1.050°C. Se soldaron realmente estas placas de acero para evaluar las características de las HAZ. Como resultado, como se muestra en la FIG. 2, se aprendió que se pueden obtener buenas características suprimiendo N al intervalo mostrado por la siguiente fórmula <3>.

$$N(\%) \leq 0.37 + 0.03 \times (Ni-bal) \quad <3>$$

50 Obsérvese que las composiciones de ingredientes de las muestras de láminas de acero inoxidable dúplex laminado en caliente correspondientes a los gráficos de la FIG. 2 estaban en los intervalos de C: 0,011 a 0,047%, Si: 0,13 a 1,21%, Mn: 2,08 a 3,33%, P ≤ 0,035%, S ≤ 0,0025%, Ni: 1,24 a 3,66%, Cr: 19,53 a 22,33%, Mo: 0,07 a 0,71%, V: 0,055 a 0,444%, Al: 0,008 a 0,036% y N: 0,111 a 0,222%.

- Además, para mejorar la dureza de la HAZ, es efectivo añadir Ni y Cu, que son elementos estabilizadores principales de la austenita y que además pueden aumentar la dureza de la fase de ferrita, al nivel permitido en términos del coste de aleación. Los inventores investigaron los efectos de Ni y Cu y como resultado descubrieron que las contribuciones de los dos elementos al efecto de mejora de la dureza pueden expresarse mediante $2Ni+Cu$. Es decir, si se hace que $2Ni+Cu$ sea 3,5 o más, incluso si se realiza una soldadura de arco sumergida (entrada de calor 3,5 kJ/mm) con un calor de entrada relativamente grande y con calentamiento notable de la HAZ, se puede conseguir una energía de absorción a $-20^{\circ}C$ de 47J (en base a JIS G3106 "Materiales de Acero Laminado para Estructuras Soldadas") o más, lo cual no es un problema en las aplicaciones estructurales habituales, que se convierten en un valor de impacto (ya que una pieza de ensayo Charpy de tamaño completo tiene un área transversal de $0,8\text{ cm}^2$) de $58,75\text{ J/cm}^2$ o más.
- 5
- A continuación, se explicarán las razones para la limitación del acero inoxidable dúplex de baja aleación como se indica en (2) de la presente invención. El acero inoxidable dúplex de baja aleación como se indica en (2) de la presente invención contiene además Nb.
- 10
- En cuanto al Nb, como se ha explicado anteriormente, éste es un elemento efectivo para disminuir la actividad del N y suprimir la precipitación de nitruros. Sin embargo, se requiere precaución en la adición, ya que tiene una relativamente alta afinidad con el N e incluso en una pequeña cantidad de adición acaba causando precipitación de nitruros de Nb. Por lo tanto, restringiendo la cantidad de adición de Nb a no más de un límite superior encontrado por la relación con el N de manera que sea añadido en no más del límite de solubilidad, se pueden reforzar aún más los efectos del V.
- 15
- Para obtener este efecto, se ha de añadir el Nb en una cantidad del 0,02% o más. Sin embargo, si se añade excesivamente, precipitan nitruros de Nb y alteran la dureza, incluyendo la del material de base, por lo que la cantidad debe ser del 0,15% o menos. Además, en la fórmula para encontrar el producto del contenido en Nb y el contenido en $N\text{ Nb}_xN$, el así llamado producto de solubilidad, ajustando este valor a 0,003 a 0,015, el intervalo de adición de Nb hace posible obtener los efectos mostrados anteriormente y sin un efecto perjudicial sobre la dureza.
- 20
- A continuación, se explicarán las razones para la limitación de la composición de acero del acero inoxidable dúplex de baja aleación como se indica en (3) de la presente invención. El acero inoxidable dúplex de baja aleación como se indica en (3) de la presente invención contiene al menos uno de Ca, Mg, REM y B.
- 25
- Ca, Mg, REM y B son todos elementos para mejorar la operabilidad en caliente del acero. Con ese fin, se añaden uno o más. En cada caso, una excesiva adición haría por el contrario que la operabilidad en caliente cayera, por lo que se establecen los límites superiores de contenidos como sigue: para Ca y Mg, 0,0050%, mientras que para REM, 0,050%. Aquí, "REM" es la suma de los contenidos de La, Ce y otros elementos de tierras raras de tipo lantánido. Obsérvese que, para Ca y Mg, se obtienen efectos estables a partir del 0,0005%, por lo que el intervalo preferido es del 0,0005 al 0,0050%, mientras que para REM, se obtienen efectos estables a partir del 0,005%, por lo que el intervalo preferido es del 0,005 al 0,050%.
- 30
- Se añade B preferiblemente en una cantidad del 0,0003% o más para elevar de manera estable la fuerza de los bordes de los granos y mejorar la operabilidad en caliente. Sin embargo, una excesiva adición da lugar a un exceso de boruros precipitados que, por el contrario, alteran la operabilidad en caliente, por lo que se fija el límite superior en el 0,0040%.
- 35
- El acero inoxidable dúplex de baja aleación como se indica en (4) de la presente invención tiene tanto los efectos del Nb para suprimir nitruros del acero inoxidable dúplex de baja aleación como se indica en (2) como los efectos de mejora de la operabilidad en caliente debido a la adición de elementos en el acero inoxidable dúplex de baja aleación como se indica en (3).
- 40
- A continuación, se explicarán las razones para la limitación de la composición de acero del acero inoxidable dúplex de baja aleación como se indica en (5) de la presente invención. El acero inoxidable dúplex de baja aleación como se indica en (5) de la presente invención contiene Co.
- 45
- Co es un elemento efectivo para elevar la dureza y la resistencia a la corrosión del acero y se añade selectivamente. Si el contenido es inferior al 0,02%, el efecto es pequeño, mientras que, si éste se incluye por encima del 1,00%, dado que es un elemento caro, no se puede exhibir un efecto proporcionado con respecto al coste. Por lo tanto, se fija el contenido cuando se añade como del 0,02 al 1,00%.
- 50
- El acero inoxidable dúplex de baja aleación como se indica en (6) de la presente invención contiene Nb y Co, mientras que el acero inoxidable dúplex de baja aleación como se indica en (7) de la presente invención contiene Nb y uno o más de Ca, Mg, REM y B y Co. Éstos tienen los efectos de los elementos explicados anteriormente.
- 55
- A continuación, se explicarán las razones para la limitación de la composición de acero del acero inoxidable dúplex de baja aleación como se indica en (8) de la presente invención. El acero inoxidable dúplex de baja aleación como se indica en (8) de la presente invención contiene Mg combinado con Ti.
- Tal como se ha explicado anteriormente, Ti, incluso en cantidades extremadamente pequeñas, acaba precipitando como nitruros, por lo que en la presente invención la cantidad de adición de Ti se limita al 0,05% o menos. Sin embargo, si se añade junto con Mg, es posible hacer que precipite TiN muy fino en la etapa de solidificación para refinar la

estructura de ferrita y mejorar la dureza. Para obtener dicho efecto, es entonces preferible añadir Ti junto con Mg. En este caso, la cantidad preferible de Ti es del 0,003 al 0,05%. Además, cuando se hace que precipite TiN fino en la etapa de solidificación, además de la adición junto con Mg, como se muestra más adelante, se considera el producto del f_N , el contenido en Ti y el contenido en N.

5 Es decir, Ti, particularmente en los aceros de la presente invención con altos contenidos en N, forma TiN, que actúa como núcleo de precipitación de delta ferrita y refina el tamaño de grano de la ferrita y mejora así la dureza. Con este fin, es preferible la inclusión de un 0,003% o más. Por otro lado, si se incluye más de un 0,05%, como se ha explicado anteriormente, incluso con el contenido más bajo en N, se forma TiN grosero y altera la dureza. Por esta razón, el contenido preferible, como se ha explicado anteriormente, es del 0,003 al 0,05%.

10 Mg forma una solución sólida en el acero o está presente como óxidos, tales como MgO o MgO·Al₂O₃. Se piensa que este óxido actúa como núcleo para la precipitación de TiN. Como contenido en Mg para refinar de manera estable la estructura solidificada, es preferible un 0,0001% o más. Por otro lado, si se incluye una gran cantidad, se altera la operabilidad en caliente. Por esta razón, se fija un 0,0050% como límite superior del contenido.

15 Se determina el límite inferior del producto del f_N , el contenido en Ti y el contenido en N, es decir, $f_N \times Ti \times N$, por el hecho de si se puede hacer que TiN precipite antes de la precipitación de delta ferrita. " f_N " es un coeficiente para la corrección de la concentración de N y satisface la relación de la fórmula <4> de acuerdo con la composición del acero. Los coeficientes aplicados a los contenidos de los elementos establecidos en la fórmula <4> son coeficientes que ayudan a la interacción relacionados con la cantidad de actividad del N citados por la Japan Society for the Promotion of Science, Steelmaking N.º 19 Committee ed., "Recommended Equilibrium Values of Steelmaking Reactions" (publicado el 1 de noviembre de 1984). Sin embargo, en los aceros de la presente invención, el contenido en Nb es extremadamente pequeño, por lo que se ignora el término para la corrección de la actividad del N por el Nb y la fórmula se convierte en la fórmula <4> considerando el efecto del Cr, Ni, Cu, Mn, Mo y Si contenidos en un acero inoxidable dúplex. Los inventores introdujeron Mg en un 0,0001 a un 0,0030% en acero inoxidable dúplex con una cantidad de Ti de una pequeña cantidad de un intervalo del 0,05% o menos y que contenía N en una cantidad del 0,1% o más y buscaron condiciones para refinar la estructura solidificada. Como resultado, descubrieron que el límite inferior de $f_N \times Ti \times N$ es 0,00004. Por lo tanto, fijaron el límite inferior en 0,00004. Por otro lado, tanto el tamaño como la cantidad de inclusiones no metálicas tienen un efecto sobre la dureza del acero. Los inventores estudiaron los efectos de las cantidades de Ti y N sobre la dureza de una placa de acero de calibre grueso y como resultado aprendieron que cuanto mayor es el $Ti \times N$, más se altera la dureza, por lo que establecieron el producto del contenido en Ti y el contenido en N, $Ti \times N$, en 0,008 o menos.

$$\log_{10} f_N = -0.046 \times Cr - 0.02 \times Mn - 0.011 \times Mo + 0.048 \times Si + 0.007 \times Ni + 0.009 \times Cu \quad <4>$$

En las fórmulas anteriores, los nombres de los elementos indican los contenidos (%).

35 A continuación, se explicarán las razones para la limitación de la composición de acero del acero inoxidable dúplex de baja aleación como se indica en (9) de la presente invención. El acero inoxidable dúplex de baja aleación como se indica en (9) de la presente invención contiene uno o más de Zr, Ta, W y Sn.

40 Zr y Ta son elementos que, por adición, suprimen los efectos perjudiciales de C y S sobre la resistencia a la corrosión, pero, si se añaden excesivamente, hacen que la dureza caiga y tienen otros efectos perjudiciales. Por lo tanto, los contenidos se limitan a $Zr \leq 0,03\%$ y $Ta \leq 0,1\%$. W es un elemento que se añade selectivamente para elevar adicionalmente la resistencia a la corrosión del acero inoxidable dúplex. Una adición excesiva invita a un aumento en la cantidad de ferrita, por lo que se añade un 1,0% o menos. Sn es un elemento que mejora adicionalmente la resistencia a ácidos. Desde el punto de vista de la operabilidad en caliente, se puede añadir en hasta un 0,1% como límite superior. Obsérvese que los contenidos donde los efectos de Zr, Ta y W se vuelven estables son, respectivamente, 0,003%, 0,01%, 0,05% y 0,05%.

45 Se puede producir el material de acero inoxidable dúplex de baja aleación de la presente invención tomando una plancha vaciada o plancha de acero de un acero inoxidable dúplex que tiene una composición descrita en cualquiera de (1) a (9), recalentándola a una temperatura de 1.100 a 1.250°C, laminándola en caliente a una temperatura final de 700 a 1.000°C, tratando con calor el acero laminado en caliente a una temperatura de 900 a 1.100°C (sin embargo, dentro de un intervalo que no queda fuera de la evaluación descrita en el luego mencionado punto (10) de la presente invención) durante un tiempo de calentamiento que permite asegurar las características del material de base de acuerdo con el grosor de la placa (por ejemplo, para un material con un grosor de placa de 10 mm, de 2 a 40 minutos), y enfriándolo después.

A continuación, se explicará el acero inoxidable dúplex de baja aleación según (10) de la presente invención.

55 Como se ha explicado anteriormente, los aceros que tienen la composición de la presente invención son superiores en resistencia a la corrosión y dureza del material de acero y la zona afectada por el calor de soldadura. Desde el punto de vista de la obtención de suficiente resistencia a la corrosión en la zona afectada por el calor de soldadura, es

5 preferible seleccionar condiciones adecuadas de tratamiento térmico de solubilización de acuerdo con la composición del acero y realizar luego el tratamiento. Definiendo cantidades de residuos de extracto de los materiales de acero que simulan la historia térmica en el momento de la soldadura para esto, es posible evaluar eficientemente la resistencia a la corrosión de la zona afectada por el calor de soldadura y obtener aceros inoxidable dúplex de baja aleación provistos de características más estables. Además, en base a esto, es posible reflejar esto para establecer condiciones adecuadas de tratamiento térmico de solubilización.

10 Las cantidades de residuos de extracto de Cr, V, Nb y B corresponden a las cantidades de precipitación de los carbonitruros de estos elementos. El valor de CRN mostrado por la fórmula <5> para las muestras de acero tratadas con calor mediante el patrón de calor de la FIG. 1 muestra la proporción de los carbonitruros de cromo en la cantidad total de carbonitruros principales en los materiales de acero tras la soldadura en porcentaje molar. Cuando la cantidad de residuo de extracto de Cr supera el 0,025%, se forma una zona empobrecida en cromo en la medida del Cr consumido para la precipitación y causa una caída en la resistencia a la corrosión. Por otro lado, cuando el valor de CRN es inferior a 0,5, éste muestra que el V, Nb, B, etc. no forman soluciones sólidas, sino que precipitan y tienen un efecto perjudicial sobre la dureza de la HAZ, etc. Realizando esta serie de experimentos y análisis, es posible evaluar la resistencia a la corrosión y la dureza de la HAZ y clarificar las condiciones adecuadas de tratamiento térmico de solubilización del material de acero inoxidable dúplex de baja aleación de la presente invención sin realizar pruebas reales de soldadura.

$$\text{CRN} = \left(\frac{[\text{Cr}]}{104} \right) / \left\{ \left(\frac{[\text{Cr}]}{104} \right) + \left(\frac{[\text{V}]}{51} \right) + \left(\frac{[\text{Nb}]}{93} \right) + \left(\frac{[\text{B}]}{11} \right) \right\} \quad \text{<5>}$$

en donde [Cr], [V], [Nb] y [B] indican cantidades de residuos de extracto de los respectivos elementos (% en masa).

20 Se obtienen las cantidades de residuos de extracto electrolizando acero en una solución acuosa (por ejemplo, 3% de ácido maleico + 1% de cloruro de tetrametilamonio + resto de metanol) (por ejemplo, mediante un voltaje constante de 100 mv) para disolver la matriz y filtrando mediante el uso de un filtro (por ejemplo, 0,2 μm de tamaño de poro) para extraer los precipitados. Después de esto, se disuelven los precipitados por completo con ácido y se ionizan y, por ejemplo, se usa un espectrómetro de emisión de plasma inductivamente acoplado (ICP) de alta frecuencia para medir las cantidades de residuos de extracto de los diferentes ingredientes.

Ejemplos

A continuación, se explicarán ejemplos.

30 La Tabla 1, Tabla 2 (continuación 1 de la Tabla 1), Tabla 3 (continuación 2 de la Tabla 1) y Tabla 4 (continuación 3 de la Tabla 1) muestran las composiciones químicas de los aceros de ensayo (la Tabla 1 y la Tabla 2 muestran ejemplos de la invención, mientras que la Tabla 3 y la Tabla 4 muestran ejemplos comparativos). Obsérvese que, además de los ingredientes descritos en la Tabla 1 a la Tabla 4, el resto consiste en Fe y elementos de impurezas inevitables.

Además, el Ni-bal, el Md30 y el f_N descritos en la Tabla 2 y la Tabla 4 respectivamente significan:

$$\text{Md30} = 551 - 462 \times (\text{C} + \text{N}) - 9.2 \times \text{Si} - 8.1 \times \text{Mn} - 29 \times (\text{Ni} + \text{Cu}) - 13.7 \times \text{Cr} - 18.5 \times \text{Mo} - 68 \times \text{Nb} \quad \text{<1>}$$

$$\text{Ni-bal} = (\text{Ni} + 0.5 \text{Cu} + 0.5 \text{Mn} + 30 \text{C} + 30 \text{N}) - 1.1 (\text{Cr} + 1.5 \text{Si} + \text{Mo} + \text{W}) + 8.2 \quad \text{<2>}$$

$$\log_{10} f_N = -0.046 \times \text{Cr} - 0.02 \times \text{Mn} - 0.011 \times \text{Mo} + 0.048 \times \text{Si} + 0.007 \times \text{Ni} + 0.009 \times \text{Cu} \quad \text{<4>}$$

35 Obsérvese que las celdas vacías indican ausencia de medición. Además, el REM en las tablas indica elementos de tierras raras de tipo lantánido con un contenido en estos elementos combinados. Se fundió cada acero inoxidable dúplex que tiene estos ingredientes en un horno de inducción a vacío de 50 kg de laboratorio en un crisol de MgO y se moldeó en un lingote plano de acero de un grosor de aproximadamente 100 mm. De la parte principal del lingote de acero, se obtuvo un material de laminación en caliente. Se calentó éste a una temperatura de 1.180°C durante 1 a 2 horas, se laminó luego en condiciones de una temperatura final de 950 a 850°C para obtener una placa de acero laminado en caliente de 12 mm de grosor × aproximadamente 700 mm de longitud. Obsérvese que se enfrió el acero por pulverización desde el estado de una temperatura del material de acero justo después de laminar de 800°C o más hasta 200°C o menos. Se realizó el tratamiento térmico de solubilización final en condiciones de 1.050°C × 20 minutos y luego enfriamiento con agua. Para los Aceros 1, 4, 12 y 13, se cambió la temperatura del tratamiento térmico de solubilización de 900°C a 1.100°C en incrementos de 50°C para preparar muestras.

45 Además, se sometió cada placa de 12 mm de grosor producida anteriormente a una prueba de soldadura como material de base. Se formó la placa de acero con un surco en forma de V de un ángulo de bisel de 35° y una cara de la raíz de 1 mm. Se usó un alambre de soldadura comercial (diámetro 4,0 mmφ), tipo dúplex JIS SUS329J3L para

soldadura en arco sumergido en condiciones de soldadura de una corriente de soldadura: de 520 a 570A, corriente de arco: de 30 a 33 V, velocidad de soldadura: de 30 a 33 cm/min para preparar una junta soldada.

5 Se evaluaron las placas de acero y las juntas soldadas obtenidas anteriormente en cuanto a las características explicadas a continuación. Se evaluó la operabilidad en caliente designando la longitud de la grieta de borde más larga en aproximadamente 700 mm del material laminado como la "longitud de la grieta de borde" y comparando su magnitud. Para la dureza de impacto de las placas de acero (materiales de base), se cortaron tres piezas de ensayo Charpy con muesca en V JIS N° 4 de la dirección perpendicular a la dirección de laminación de cada placa de acero, se formaron muescas en V de tal forma que la fractura se propagara en la dirección de laminación, se realizaron pruebas de impacto mediante un medidor de especificación 500J de máxima energía y se midieron los valores de impacto a -20°C. Para las características de impacto de la HAZ, se obtuvieron piezas de ensayo con muesca en V de forma similar a los materiales de base, de tal manera que las muescas estuviesen situadas en partes a 1 mm de distancia de las partes unidas de la HAZ de las juntas soldadas, se realizaron pruebas de impacto en las mismas condiciones que los materiales de base, y se midieron los valores de impacto a -20°C. Para el porcentaje de área de austenita, se enterraron secciones transversales de las placas de acero paralelas a la dirección de laminación en resina, se pulieron hasta obtener un acabado de espejo, se atacaron electrolíticamente en una solución acuosa de KOH, se observaron luego mediante un microscopio óptico y se sometieron a análisis de imagen para medir el porcentaje de área de ferrita. Se consideró que la parte restante era el porcentaje de área de austenita. Además, para evaluar la resistencia a la corrosión, se tomaron piezas de ensayo de las capas superficiales de las placas de acero (materiales de base) y las juntas soldadas (incluyendo todos del material de base, HAZ y metal soldado), se pulieron mediante un pulido #600 y se midieron en cuanto a potencial de picaduras como se define en JIS G 0577.

Se muestran los resultados de la evaluación en la Tabla 5 y la Tabla 6 (continuación 1 de la Tabla 5).

En los aceros de la presente invención, se mostraron valores excelentes para todos de las grietas de borde de los materiales laminados, dureza de impacto del material de base y la HAZ de soldadura y potencial de picaduras.

25 En cuanto a la resistencia a la corrosión de la HAZ, como se muestra en la FIG. 2, en el intervalo en donde se satisface la fórmula <3> del Ni-bal y el N, el potencial de picaduras supera 250 mV frente al potencial del electrodo Ag/AgCl saturado y se obtienen buenas características. Por otro lado, los Aceros J, Q, c, h y j que tienen un mayor nivel de N que éste eran pobres en cuanto a la resistencia a la corrosión. Además, el Acero M con una pequeña cantidad de adición de V era también pobre en cuanto a resistencia a la corrosión.

30 Para la resistencia a la corrosión del material de base, los Aceros A, E, G, j que tienen C, Mn o S excesivos y los Aceros I y P que tienen Cr y N demasiado bajos tienen potenciales de picaduras inferiores a 300 mV frente al potencial del electrodo Ag/AgCl saturado. Para la resistencia a la corrosión de la HAZ, además de aceros con los materiales de base pobres y los aceros antes mencionados, en el Acero D que tiene un Mn de menos de 2,0, la precipitación de nitruros hacía que la resistencia a la corrosión cayera.

35 Para la dureza del material de base y la dureza de la HAZ, ésta se correlaciona con 2Ni+Cu. En los Aceros i y j que tienen un valor bajo de menos de 3,5, el valor de impacto caía por debajo de 58,75 J/cm². Además, para la dureza del material de base, los Aceros C, G, L, O, a, b y c que tienen uno de Si, S, V, Al, Zr, Ta o W excesivamente añadido tenían valores bajos inferiores a 150 J/cm². Por el contrario, en el Acero H que tiene también un nivel demasiado bajo de Ni, la dureza era mala. Además, si Md30 es demasiado grande, el Acero e también es pobre en dureza.

40 Además, en los Aceros B y N que tienen Si o Al demasiado bajo, la desoxidación era mala, por lo que un elevado nivel de O daba lugar a una dureza mala debido a la gran cantidad de inclusiones. En cuanto a la dureza de la HAZ, además de los aceros que tienen una dureza mala del material de base, en el Acero D que tiene un Mn de menos de 2,0, la precipitación de nitruros daba como resultado una baja dureza.

45 Para la operabilidad en caliente, cuando uno de P, S, Cu o Sn era excesivo, las grietas de borde de la placa laminada en caliente se volvían de 20 mm o más (Aceros F, G, K y d). Además, la adición de B, Ca, Mg o REM (Aceros 10 a 20 de la Tabla 5) daba como resultado una mejora y grietas de borde extremadamente más pequeñas, pero una excesiva adición por el contrario hacía que cayera la operabilidad en caliente (Aceros T a W de la Tabla 7).

50 Para el porcentaje de área de la fase de austenita, en los Aceros J, c y g que tienen un Ni-bal por debajo del intervalo de condiciones, el porcentaje se hizo inferior al 40% y, como resultado, cayeron la dureza y la resistencia a la corrosión. En particular, en los Aceros J y c, el Cr y el W eran demasiado elevados, por lo que no se pudo satisfacer el intervalo de condiciones del Ni-bal. Por otro lado, en el Acero f que tiene un Ni-bal por encima del intervalo de condiciones, el porcentaje se hizo del 70% o más y, como resultado, cayó la resistencia a la corrosión.

55 En cuanto al Nb, en los Aceros 3 a 5, 20, y 21 que tienen Nb añadido, los potenciales de picaduras eran superiores en comparación con los Aceros 1, 2, 6 a 19, 24 a 34, 35 y 37 que tienen Nb o bien no añadido o bien en menos de 0,02, o con el Acero 36 que tiene un Nb×N de menos de 0,003. Por otro lado, en el Acero R que tiene una cantidad de adición de Nb de más del 0,15%, la dureza del material de base y la HAZ era mala, mientras que, en el Acero S que tiene un Nb que satisface él solo las condiciones, pero que tiene un valor de Nb×N de más de 0,015, se producía una dureza mala de forma similar. Además, incluso en el Acero 37 al que no se ha añadido Mo, los resultados no eran diferentes del acero que contiene Mo.

En los aceros que tienen Ti y Mg añadidos conjuntamente, en los Aceros 22 y 23 que satisfacen $f_{N \times Ti \times N} \geq 0,00004$ y $Ti \times N \leq 0,008$, la dureza de la HAZ mejoró aún más, pero, en los aceros X e Y que tienen $Ti > 0,05$ o $Ti \times N > 0,008$, la dureza del material de base resultó mala.

5 A continuación, para los Aceros 1, 4, 12 y 13, se trataron con calor materiales cuya temperatura de tratamiento térmico de solubilización se había cambiado de 950 a 1.100°C como se muestra en la FIG. 1 y se midieron en cuanto a las cantidades de residuos de extracto.

10 Se electrolizaron 3 gramos de una muestra con una superficie pulida mediante pulido #500 en una solución no acuosa (3% de ácido maleico + 1% de cloruro de tetrametilamonio + resto de metanol) (mediante un voltaje constante de 100 mv) para disolver la matriz y se filtró usando un filtro de 0,2 μm de tamaño de poro para extraer los precipitados. Después de esto, se disolvieron completamente los precipitados con ácido y se ionizaron y, por ejemplo, se usó un espectrómetro de emisión de plasma inductivamente acoplado de alta frecuencia (ICP) para medir las cantidades de residuos de extracto de los diferentes ingredientes.

15 Como resultado, respecto al Acero 1, mediante tratamientos térmicos de solubilización a 950 y 1.000°C, las cantidades de residuos de extracto de Cr eran del 0,025% o menos, es decir, que se obtuvieron buenas características. Por otro lado, en materiales tratados mediante tratamientos térmicos de solubilización a 1.050°C y 1.100°C, las cantidades de residuos de extracto de Cr eran superiores al 0,025%. Los potenciales de picaduras de la HAZ de los materiales eran pobres. En cuanto a los Aceros 4 y 12, los materiales de 950 a 1.050°C eran buenos, mientras que los materiales de 1.100°C eran pobres. Por otro lado, en el Acero 13, en el caso de los materiales con tratamiento térmico de solubilización a 1.050°C y 1.100°C, el CRN era de 0,5 o menos. Este material, por lo tanto, tenía una dureza de la HAZ mala.

20 Como se entenderá por los ejemplos anteriores, quedó claro que, según la presente invención, se pueden obtener aceros inoxidable dúplex del tipo de baja aleación con excelente resistencia a la corrosión y dureza de las zonas de soldadura.

Aplicabilidad industrial

25 Según la presente invención, es posible obtener un acero inoxidable dúplex del tipo de baja aleación que es inferior en cuanto a coste de aleación y más estable comparado con un acero inoxidable austenítico, en donde uno de los grandes problemas en ese acero, es decir, la caída en la resistencia a la corrosión y la dureza de una zona afectada por el calor de soldadura, puede mantenerse bajo y, como resultado, se puede promover la expansión a aplicaciones que sustituyen al acero inoxidable austenítico, en donde la eficacia de trabajo de la soldadura era un problema. La
30 contribución a la industria es extremadamente grande.

Tabla 1

Aceño	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Al	N	Nb	Co	O	Ca
1	0.011	0.75	2.88	0.022	0.0011	2.47	20.15	0.14	1.07	0.094	0.015	0.156			0.0027	
2	0.028	0.45	2.22	0.008	0.0011	1.71	20.81	0.22	1.85	0.333	0.022	0.132			0.0025	
3	0.029	0.41	2.44	0.024	0.0005	1.98	21.18	0.35	1.44	0.211	0.022	0.178	0.025		0.0035	
4	0.033	0.55	2.77	0.023	0.0011	2.55	21.98	0.07	1.82	0.111	0.025	0.155	0.046		0.0031	
5	0.025	0.31	2.51	0.021	0.0007	2.44	21.78	0.33	1.51	0.055	0.018	0.140	0.105		0.0025	
6	0.009	0.55	2.44	0.018	0.0009	2.45	20.75	0.26	1.78	0.252	0.024	0.163			0.0033	0.0021
7	0.023	0.44	2.48	0.026	0.0015	2.15	21.16	0.31	1.76	0.201	0.008	0.188			0.0028	0.0009
8	0.045	0.72	2.64	0.019	0.0012	1.65	21.55	0.35	2.44	0.082	0.016	0.198			0.0032	
9	0.032	0.32	2.66	0.016	0.0008	1.67	20.73	0.15	1.35	0.099	0.024	0.155			0.0023	
10	0.027	0.15	2.15	0.022	0.0004	1.78	20.55	0.44	1.82	0.149	0.012	0.141			0.0065	
11	0.035	0.58	2.85	0.011	0.0005	1.97	20.82	0.13	1.77	0.172	0.013	0.169			0.0044	
12	0.031	0.45	2.22	0.035	0.0025	3.66	22.33	0.71	1.22	0.088	0.026	0.175			0.0028	
13	0.018	0.64	2.33	0.014	0.0013	1.26	19.53	0.22	1.79	0.444	0.019	0.173			0.0039	
14	0.033	0.72	2.38	0.013	0.0011	2.21	21.14	0.22	1.46	0.205	0.017	0.175			0.0036	0.0015
15	0.028	0.49	2.71	0.021	0.0018	1.94	20.68	0.24	1.25	0.093	0.005	0.153			0.0042	0.0007
16	0.026	0.61	2.22	0.028	0.0012	1.71	20.22	0.25	1.52	0.121	0.019	0.175			0.0031	0.0009
17	0.025	0.44	2.22	0.022	0.0016	1.71	20.56	0.29	1.23	0.133	0.023	0.165	0.38		0.0023	
18	0.022	0.35	2.31	0.028	0.0005	1.55	20.44	0.11	1.21	0.105	0.011	0.222	0.25		0.0033	
19	0.017	0.82	2.67	0.018	0.0016	1.88	19.99	0.15	1.05	0.141	0.009	0.185	0.05		0.0041	0.0031
20	0.031	0.64	2.23	0.025	0.0008	2.97	21.11	0.34	1.24	0.145	0.016	0.185	0.055		0.0033	0.0020
21	0.025	0.55	2.51	0.015	0.0005	2.05	20.52	0.35	1.55	0.075	0.025	0.185	0.041	0.09	0.0034	
22	0.037	0.41	2.72	0.023	0.0009	2.11	21.35	0.38	2.22	0.313	0.016	0.152			0.0038	
23	0.028	0.42	2.64	0.023	0.0008	1.91	21.22	0.41	1.23	0.063	0.022	0.159			0.0028	
24	0.034	0.33	2.81	0.025	0.0011	1.68	21.64	0.31	1.85	0.101	0.036	0.181			0.0031	
25	0.025	0.64	2.23	0.023	0.0013	1.84	20.76	0.18	1.94	0.146	0.016	0.192			0.0022	
26	0.021	0.58	3.33	0.021	0.0015	2.67	21.66	0.29	0.82	0.089	0.028	0.188			0.0039	
27	0.024	0.39	2.25	0.014	0.0004	1.33	20.44	0.31	1.95	0.077	0.017	0.182			0.0019	
28	0.031	1.12	2.64	0.022	0.0017	2.45	19.66	0.35	1.33	0.222	0.024	0.175			0.0045	
29	0.036	0.89	2.66	0.009	0.0007	1.88	20.22	0.16	1.76	0.065	0.005	0.139			0.0009	
30	0.028	0.67	2.51	0.019	0.0015	1.88	20.78	0.37	1.91	0.088	0.009	0.172			0.0033	
31	0.014	0.55	2.35	0.025	0.0012	1.99	20.45	0.42	1.89	0.178	0.024	0.148			0.0042	
32	0.023	0.77	2.85	0.015	0.0007	1.53	20.35	0.12	1.11	0.192	0.021	0.181			0.0037	
33	0.033	0.55	2.71	0.027	0.0009	3.38	22.58	0.19	1.66	0.134	0.023	0.195			0.0041	
34	0.029	0.44	2.88	0.024	0.0007	2.51	21.45	0.41	1.81	0.065	0.015	0.133			0.0041	
35	0.033	0.72	2.64	0.023	0.0014	1.88	20.55	0.28	1.05	0.071	0.024	0.222	0.014	0.25	0.0033	0.0020
36	0.037	0.32	2.77	0.004	0.0016	2.85	20.91	0.40	1.95	0.083	0.034	0.123	0.022	0.09	0.0034	
37	0.037	0.66	2.45	0.019	0.0009	2.22	21.01	0.02	0.31	0.081	0.008	0.164			0.0022	

Tabla 2 (continuación 1 de la Tabla 1)

Acero	Mg	REM	B	Tl	Zr	Ta	W	Sn	Mn30	Ni-bal	0.37+0.03xNi-bal	2Ni+Cu	NbxN	f _p	f _p xTi+N	f _i xN
1				0.010					62.3	-5.9	0.193	6.01	0	0.119	0.00019	0.0016
2									62.6	-7.1	0.156	5.27	0	0.111	0	0
3									34.3	-6.0	0.189	5.40	0.0045	0.105	0	0
4				0.005					4.4	-6.5	0.176	6.92	0.0071	0.098	0.00008	0.0008
5									4.2	-5.9	0.194	6.39	0.0147	0.098	0	0
6									35.0	-6.1	0.187	6.68	0	0.113	0	0
7				0.007					20.4	-5.5	0.204	6.06	0	0.106	0.00014	0.0013
8	0.0048								-9.6	-5.6	0.202	5.74	0	0.105	0	0
9	0.0011								65.8	-6.0	0.190	4.69	0	0.107	0	0
10		0.035							60.5	-6.3	0.180	5.38	0	0.110	0	0
11		0.012							32.2	-5.4	0.208	5.71	0	0.110	0	0
12			0.0035						-26.9	-6.3	0.180	8.54	0	0.095	0	0
13			0.0006	0.004					77.9	-5.5	0.204	4.31	0	0.128	0.00009	0.0007
14	0.0022								28.9	-6.1	0.187	5.88	0	0.110	0	0
15		0.015							60.7	-6.3	0.182	5.13	0	0.110	0	0
16			0.0020						59.2	-5.7	0.199	4.94	0	0.120	0	0
17				0.011					68.9	-6.3	0.180	4.65	0	0.112	0.00020	0.0018
18									54.2	-4.4	0.239	4.31	0	0.112	0	0
19									66.9	-5.5	0.205	4.81	0	0.122	0	0
20			0.0033						5.9	-5.3	0.212	7.18	0.0102	0.110	0	0
21									33.8	-5.3	0.211	5.65	0.0076	0.114	0	0
22	0.0010			0.003					12.8	-6.1	0.186	6.44	0	0.103	0.00005	0.0005
23	0.0025			0.015					50.0	-6.8	0.165	5.05	0	0.103	0.00024	0.0024
24					0.021				21.3	-6.0	0.189	5.21	0	0.098	0	0
25					0.008				29.4	-5.5	0.206	5.62	0	0.115	0	0
26				0.006		0.071			18.8	-5.9	0.193	6.16	0	0.097	0.00011	0.0011
27						0.015			53.1	-5.7	0.200	4.61	0	0.114	0	0
28							0.88		38.7	-6.0	0.190	6.23	0	0.132	0	0
29							0.09		54.9	-6.4	0.177	5.52	0	0.122	0	0
30					0.015	0.035			30.7	-6.1	0.188	5.67	0	0.113	0	0
31				0.006		0.028	0.25		51.9	-7.0	0.161	5.86	0	0.116	0.00014	0.0012
32								0.05	69.0	-6.0	0.191	4.17	0	0.116	0	0
33							0.15	0.07	-40.4	-5.5	0.205	8.42	0	0.093	0	0
34				0.004					22.1	-6.9	0.164	-6.83	0	0.101	0.00005	0.0005
35			0.0033						32.5	-4.5	0.234	4.81	0.0031	0.114	0	0
36									17.1	-5.8	0.197	7.65	0.0027	0.107	0	0
37									70.6	-6.4	0.178	4.75	0	0.108	0	0

Ni-bal=(Ni+0.5Cu+0.5Mn+30C+30N)-1.1(Cr+1.5Si+Mo+W)+8.2
 Mn30=551-462(C+N)-9.2Si-8.1Mn-29(Ni+Cu)-13.7Cr-18.5Mo-68Nb
 log₁₀f_p=-0.046Cr-0.02Mn-0.011Mo+0.048Si+0.007Ni+0.009Cu

Tabla 3 (continuación 2 de la Tabla 1)

Acero	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Al	N	Nb	Co	O	Ca
a	0.068	0.72	2.33	0.022	0.0005	1.44	20.87	0.33	1.82	0.204	0.021	0.171			0.0031	
B	0.033	0.06	2.43	0.021	0.0044	1.71	21.23	0.38	1.34	0.333	0.023	0.157			0.0086	
C	0.038	1.71	3.55	0.022	0.0009	2.22	20.11	0.41	1.64	0.133	0.024	0.197			0.0033	
D	0.028	0.82	1.71	0.019	0.0012	1.67	20.08	0.16	1.58	0.149	0.024	0.172			0.0038	
E	0.027	0.65	4.22	0.017	0.0011	1.99	21.89	0.29	1.54	0.075	0.028	0.166			0.0029	
F	0.031	0.53	3.33	0.069	0.0006	2.82	22.64	0.22	1.85	0.059	0.026	0.188			0.0022	
G	0.036	0.33	2.66	0.038	0.0062	2.22	21.54	0.24	1.34	0.165	0.021	0.164			0.0045	
H	0.044	0.22	2.71	0.029	0.0016	0.78	20.66	0.18	1.98	0.088	0.024	0.171			0.0051	
I	0.023	0.81	2.31	0.015	0.0008	1.58	18.46	0.23	1.55	0.111	0.008	0.155			0.0031	
J	0.029	0.49	2.55	0.022	0.0015	2.45	23.19	0.28	1.91	0.155	0.021	0.158			0.0033	
K	0.053	0.82	2.19	0.026	0.0011	1.65	21.31	0.36	3.31	0.288	0.027	0.187			0.0038	
L	0.031	0.32	3.13	0.020	0.0011	1.45	19.45	0.33	1.99	0.712	0.025	0.188			0.0031	
M	0.022	0.44	2.22	0.011	0.0033	2.01	21.57	0.08	2.22	0.022	0.025	0.166			0.0022	
N	0.038	0.36	2.83	0.021	0.0009	2.44	22.05	0.36	1.34	0.088	0.002	0.194			0.0105	
O	0.031	0.13	2.15	0.020	0.0007	1.97	21.53	0.31	1.58	0.093	0.056	0.178			0.0031	
P	0.030	0.23	2.86	0.019	0.0004	3.11	20.51	0.15	2.44	0.149	0.026	0.078			0.0029	
Q	0.020	0.64	2.35	0.022	0.0005	1.55	20.75	0.42	1.44	0.188	0.023	0.255			0.0038	
R	0.028	0.35	2.55	0.025	0.0012	1.82	20.25	0.39	1.81	0.222	0.021	0.122	0.165		0.0034	
S	0.034	0.61	2.22	0.029	0.0014	2.04	20.55	0.22	0.82	0.277	0.020	0.231	0.071		0.0022	0.0065
T	0.022	0.31	2.51	0.021	0.0041	1.88	21.25	0.22	1.75	0.156	0.022	0.195			0.0029	
U	0.038	0.65	2.42	0.026	0.0016	2.55	21.69	0.26	1.58	0.123	0.024	0.167			0.0065	
V	0.044	0.42	2.45	0.021	0.0019	1.66	21.11	0.23	1.66	0.088	0.025	0.181			0.0038	
W	0.024	0.52	2.91	0.028	0.0018	1.64	20.84	0.15	1.34	0.188	0.028	0.161			0.0038	
X	0.022	0.45	2.33	0.021	0.0009	2.31	21.03	0.22	1.64	0.366	0.026	0.184			0.0033	
Y	0.038	0.26	2.08	0.024	0.0005	3.07	22.11	0.44	1.34	0.144	0.019	0.197			0.0031	
a	0.031	0.62	2.63	0.024	0.0009	1.81	20.81	0.31	1.34	0.077	0.021	0.178			0.0025	
b	0.024	0.23	2.45	0.027	0.0006	1.06	20.45	0.38	1.81	0.126	0.026	0.193			0.0027	
c	0.038	0.55	2.22	0.018	0.0012	1.24	20.55	0.45	1.88	0.061	0.021	0.163			0.0019	
d	0.031	0.64	2.23	0.025	0.0008	2.97	21.11	0.34	1.24	0.145	0.016	0.185			0.0031	
e	0.015	0.23	2.15	0.027	0.0006	1.49	19.66	0.25	1.61	0.149	0.026	0.168			0.0033	
f	0.035	0.35	2.12	0.024	0.0005	2.75	20.54	0.44	1.51	0.245	0.019	0.220			0.0031	
g	0.028	1.21	2.51	0.029	0.0009	2.32	20.32	0.71	1.55	0.088	0.025	0.111			0.0044	
h	0.047	0.44	2.11	0.029	0.0005	1.51	21.33	0.33	1.03	0.111	0.033	0.177			0.0061	
i	0.029	0.35	3.23	0.022	0.0019	1.18	19.21	0.46	0.99	0.588	0.025	0.212			0.0052	
j	0.025	0.55	4.92	0.022	0.0008	1.45	21.42	0.22	0.35	0.077	0.022	0.222			0.0028	

Ej. Inv.

* Los subrayados muestran fuera del alcance de la presente invención.

Tabla 4 (continuación 3 de la Tabla 1)

Acero	Mg	REM	B	Ti	Zr	Ta	W	Sn	Md30	Ni-bal	0.37+0.03Ni-bal	2Ni+Cu	NbxN	f _R	f _R TixN	TixN
A									28.5	-5.6	0.201	4.70	0	0.112	0	0
B									56.7	-6.4	0.179	4.76	0	0.099	0	0
C				0.032					2.9	-5.3	0.210	6.08	0	0.129	0.00082	0.0063
D									64.9	-6.1	0.187	4.92	0	0.128	0	0
E									14.0	-6.6	0.172	5.52	0	0.092	0	0
F				0.011					-31.7	-5.8	0.195	7.49	0	0.089	0.00018	0.0021
G									31.2	-6.1	0.188	5.78	0	0.099	0	0
H									61.3	-5.5	0.205	3.54	0	0.106	0	0
I									94.7	-4.8	0.225	4.71	0	0.147	0	0
J				0.007					-9.9	-8.1	0.126	6.81	0	0.087	0.00010	0.0011
K									-27.6	-5.4	0.208	6.61	0	0.113	0	0
L									49.2	-3.5	0.265	4.89	0	0.121	0	0
M									22.5	-6.5	0.176	6.24	0	0.104	0	0
N									-0.8	-5.6	0.203	6.22	0	0.094	0	0
O				0.006					32.2	-5.9	0.192	5.52	0	0.099	0.00011	0.0011
P									31.1	-5.9	0.193	8.66	0	0.113	0	0
Q									20.3	-4.4	0.237	4.54	0	0.112	0	0
R									56.7	-6.6	0.173	5.45	0.0201	0.115	0	0
S				0.003					31.6	-4.1	0.246	4.90	0.0164	0.115	0.00008	0.0007
T									27.1	-5.4	0.208	5.51	0	0.103	0	0
U	0.0072								9.0	-6.3	0.180	6.68	0	0.103	0	0
V		0.058							33.6	-5.5	0.205	4.98	0	0.106	0	0
W			0.0065						53.2	-5.8	0.195	4.62	0	0.107	0	0
X	0.0022			0.061					26.1	-5.4	0.207	6.26	0	0.109	0.00122	0.0112
Y	0.0031			0.045					-15.7	-5.2	0.214	7.48	0	0.096	0.00085	0.0089
a					0.042				45.3	-6.0	0.190	4.96	0	0.110	0	0
b						0.121			58.4	-5.4	0.208	3.93	0	0.110	0	0
c							1.58		54.8	-8.2	0.123	4.36	0	0.114	0	0
d								0.18	9.7	-5.3	0.212	7.18	0	0.110	0	0
e				0.006					83.1	-5.2	0.213	4.59	0	0.122	0.00012	0.0010
f									-0.3	-3.2	0.273	7.01	0	0.114	0	0
g									51.6	-8.4	0.118	6.19	0	0.125	0	0
h									54.4	-6.6	0.173	4.05	0	0.103	0	0
i				0.004					75.7	-3.5	0.265	3.35	0	0.120	0.00010	0.0008
J									42.3	-5.0	0.220	3.25	0	0.090	0	0

Ej. Inv.

Ni-bal=(Ni+0.5Cu+0.5Mn+30C+30N)-1.1(Cr+1.5Si+Mo+W)+8.2
 Md30=551-462(C+N)-9.2Si-8.1Mn-29(Ni+Cu)-13.7Cr-18.5Mo-68Nb
 log₁₀f_R=-0.046Cr-0.02Mn-0.011Mo-0.048Si+0.007Ni+0.009Cu
 * Los subrayados muestran fuera del alcance de la presente invención.

Tabla 5

Acero	Agrietamiento de bordes (mm)	Temp. trat. térmico (°C)	% Área de la fase de austenita (%)	[Prueba tras el trat. térmico]		Potencial de picaduras del material de base Vc'100 (mV vs Ag/AgCl sat.)	Potencial de picaduras de la HAZ de soldadura Vc'100 (mV vs Ag/AgCl sat.)	Valor de impacto del material de base vE ₂₀ (J/cm ²)	Valor de impacto de la HAZ vE ₂₀ (J/cm ²)	Notas
				Cr residuo de extracto (%)	CRN					
1	7	1000	56	0,015	0,82	319	296	310	150	Ej. inv.
		950	55	0,013	0,83	312	299	323	166	"
		1050	59	0,029	0,78	308	220	305	102	Ej. comp.
2	8	1100	61	0,039	0,75	306	195	302	98	"
		1000	42			323	280	251	121	Ej. inv.
		1000	52			467	398	282	113	"
3	8	1000	52	0,009	0,60	423	349	375	172	"
		950	56	0,006	0,61	422	410	405	199	"
		1050	51	0,020	0,59	429	335	370	105	"
4	7	1100	48	0,029	0,56	415	238	335	75	Ej. comp.
		1000	57			515	415	288	129	Ej. inv.
		1000	55			382	296	361	164	"
5	1	1000	59			449	395	305	145	"
		1000	63			452	362	298	125	"
		1000	51			331	276	215	84	"
6	4	1000	51			367	326	263	111	"
		1000	59			377	351	285	121	"
		1000	58	0,012	0,77	539	442	405	173	"
7	4	950	62	0,009	0,79	538	444	415	170	"
		1050	56	0,023	0,75	528	378	400	122	"

33	10	1000	64				509	407	425	188	"
34	8	1000	49				351	278	401	186	"
35	7	1000	67				490	424	231	86	"
36	6	1000	61				369	336	400	203	"
37	9	1000	48				388	326	312	135	"

* Los subrayados muestran fuera del alcance de la presente invención.

Tabla 6 (continuación de la Tabla 5)

Acero	Agrietamiento de bordes (mm)	Temp. trat. térmico (°C)	% Área de la fase de austenita (%)	[Prueba tras el trat. térmico]		Potencial de picaduras del material de base Vc'100 (mV vs Ag/AgCl sat.)	Potencial de picaduras de la HAZ de soldadura Vc'100 (mV vs Ag/AgCl sat.)	Valor de impacto del material de base VE-20 (J/cm ²)	Valor de impacto de la HAZ vE-20 (J/cm ²)	Notas
				Cr residuo de extracto (%)	CRN					
A	6	1000	59			<u>275</u>	<u>170</u>	222	109	Ej. comp.
B	13	1000	43			361	290	<u>139</u>	<u>43</u>	"
C	7	1000	67			420	329	<u>141</u>	<u>43</u>	"
D	5	1000	58			394	<u>228</u>	226	<u>54</u>	"
E	6	1000	43			<u>255</u>	<u>185</u>	269	109	"
F	<u>25</u>	1000	58			458	363	415	194	"
G	<u>43</u>	1000	51			<u>237</u>	<u>181</u>	<u>119</u>	<u>44</u>	"
H	8	1000	54			324	288	<u>133</u>	<u>48</u>	"
I	5	1000	68			<u>285</u>	<u>227</u>	211	118	"
J	7	1000	<u>36</u>			397	<u>224</u>	359	142	"
K	<u>25</u>	1000	69			471	374	345	164	"
L	10	1000	65			383	379	<u>138</u>	<u>47</u>	"
M	13	1000	55			405	<u>239</u>	260	120	"
N	14	1000	57			478	402	<u>115</u>	<u>38</u>	"
O	12	1000	54			447	346	<u>130</u>	<u>42</u>	"
P	12	1000	61			<u>262</u>	<u>201</u>	405	228	"
Q	7	1000	67			467	<u>227</u>	<u>142</u>	<u>41</u>	"
R	8	1000	47			335	330	<u>126</u>	<u>47</u>	"
S	8	1000	68			512	412	<u>128</u>	<u>42</u>	"

T	<u>29</u>	1000	58				446	346	197	70	"
U	<u>25</u>	1000	55				426	325	352	156	"
V	<u>30</u>	1000	59				389	316	234	91	"
W	<u>21</u>	1000	51				358	299	221	79	"
X	11	1000	58				429	355	<u>126</u>	<u>38</u>	"
Y	9	1000	65				554	493	<u>93</u>	<u>25</u>	"
a	9	1000	54				398	300	<u>140</u>	<u>50</u>	"
b	12	1000	56				427	352	<u>136</u>	<u>53</u>	"
c	13	1000	<u>37</u>				335	<u>194</u>	<u>141</u>	<u>42</u>	"
d	<u>29</u>	1000	66				484	405	401	182	"
e	<u>7</u>	1000	60				374	319	<u>139</u>	<u>56</u>	"
f	<u>24</u>	1000	<u>75</u>				<u>259</u>	<u>215</u>	402	205	"
g	7	1000	<u>35</u>				<u>229</u>	<u>152</u>	260	99	"
h	8	1000	46				370	<u>207</u>	211	<u>56</u>	"
i	6	1000	61				400	392	<u>127</u>	<u>54</u>	"
j	7	1000	50				<u>295</u>	<u>169</u>	<u>133</u>	<u>29</u>	"(S32101)

* Los subrayados muestran fuera del alcance de la presente invención.

REIVINDICACIONES

1. Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura consistente en, en % en masa,

C: 0,06% o menos,

5 Si: 0,1 a 1,5%,

Mn: 2,0 a 4,0%,

P: 0,05% o menos,

S: 0,005% o menos,

Cr: 19,0 a 23,0%,

10 Ni: 1,0 a 4,0%,

Mo: 1,0% o menos,

Cu: 0,1 a 3,0%,

V: 0,05 a 0,5%,

Al: 0,003 a 0,050%,

15 O: 0,007% o menos,

N : 0,10 a 0,25%, y

Ti: 0,05% o menos, y

opcionalmente, en % en masa, Nb: 0,02 a 0,15% y que satisface $Nb \times N$ de 0,003 a 0,015, donde Nb y N indican el % en masa de sus respectivos contenidos, opcionalmente uno o más de

20 $Ca \leq 0,0050\%$,

$Mg \leq 0,0050\%$,

REM: $\leq 0,050\%$ y

$B \leq 0,0040\%$, y

opcionalmente Co: 0,02 a 1,00%, y

25 opcionalmente, en % en masa, Mg: 0,0001 a 0,0050%, que tiene un producto de f_N , contenido en Ti y contenido en N, es decir, $f_N \times Ti \times N$, de 0,00004 o más, y que tiene un producto de contenido en Ti y contenido en N, es decir, $Ti \times N$, de 0,008 o menos:

donde, f_N es un valor que satisface la fórmula <4>:

$$\log_{10} f_N = -0.046 \times Cr - 0.02 \times Mn - 0.011 \times Mo + 0.048 \times Si + 0.007 \times Ni + 0.009 \times Cu \quad <4>$$

30 donde, en la fórmula anterior, los nombres de los elementos expresan todos ellos el contenido (% en masa), y

opcionalmente uno o más de, en % en masa,

$Zr \leq 0,03\%$,

$Ta \leq 0,1\%$,

$W \leq 1,0\%$, y $Sn \leq 0,1\%$, y

35 siendo el resto Fe e impurezas inevitables, y que tiene un valor de Md30 expresado por la fórmula <1> de 80 o menos,

que tiene un Ni-bal expresado por la fórmula <2> de -8 a -4,

que tiene una relación entre el Ni-bal y el contenido en N que satisface la fórmula <3>,

ES 2 735 502 T3

que tiene un porcentaje de área de la fase de austenita del 40 al 70%, y

que tiene un $2 \times \text{Ni} + \text{Cu}$ de 3,5 o más:

$$\begin{aligned} \text{Md30} &= 551 - 462 \times (\text{C} + \text{N}) - 9.2 \times \text{Si} - 8.1 \times \text{Mn} - 29 \times (\text{Ni} + \text{Cu}) - 13.7 \times \text{Cr} - \\ &18.5 \times \text{Mo} - 68 \times \text{Nb} \quad <1> \\ \text{Ni-bal} &= (\text{Ni} + 0.5 \text{Mn} + 0.5 \text{Cu} + 30 \text{C} + 30 \text{N}) - \\ &1.1 (\text{Cr} + 1.5 \text{Si} + \text{Mo} + \text{W}) + 8.2 \quad <2> \\ \text{N}(\%) &\leq 0.37 + 0.03 \times (\text{Ni-bal}) \quad <3> \end{aligned}$$

donde, en las fórmulas anteriores, los nombres de los elementos expresan todos ellos su contenido (%).

- 5 2. Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura que comprende el acero inoxidable dúplex como se indica en la reivindicación 1, que además contiene, en % en masa, Nb: 0,02 a 0,15% y que satisface $\text{Nb} \times \text{N}$ de 0,003 a 0,015, en donde Nb y N indican el % en masa de sus contenidos respectivos.
- 10 3. Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura que comprende el acero inoxidable dúplex como se indica en la reivindicación 1, que contiene, en % en masa, uno o más tipos de elementos de $\text{Ca} \leq 0,0050\%$, $\text{Mg} \leq 0,0050\%$, $\text{REM} \leq 0,050\%$, y $\text{B} \leq 0,0040\%$.
- 15 4. Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura que comprende el acero inoxidable dúplex como se indica en la reivindicación 1, que contiene, en % en masa, Nb: 0,02 a 0,15% y que satisface $\text{Nb} \times \text{N}$ de 0,003 a 0,015, en donde Nb y N indican el % en masa de sus contenidos respectivos, y que además contiene, en % en masa, uno o más tipos de elementos de $\text{Ca} \leq 0,0050\%$, $\text{Mg} \leq 0,0050\%$, $\text{REM} \leq 0,050\%$, y $\text{B} \leq 0,0040\%$.
- 20 5. Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura que comprende el acero inoxidable dúplex como se indica en la reivindicación 1, que contiene, en % en masa, Co: 0,02 a 1,00%.
- 25 6. Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura que comprende el acero inoxidable dúplex como se indica en la reivindicación 1, que contiene, en % en masa, Nb: 0,02 a 0,15% y que satisface $\text{Nb} \times \text{N}$ de 0,003 a 0,015, en donde Nb y N indican el % en masa de sus contenidos respectivos, y que además contiene, en % en masa, Co: 0,02 a 1,00%.
- 30 7. Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura que comprende el acero inoxidable dúplex como se indica en la reivindicación 1, que contiene, en % en masa, Nb: 0,02 a 0,15% y que satisface $\text{Nb} \times \text{N}$ de 0,003 a 0,015, en donde Nb y N indican el % en masa de sus contenidos respectivos, que además contiene, en % en masa, uno o más tipos de elementos de $\text{Ca} \leq 0,0050\%$, $\text{Mg} \leq 0,0050\%$, $\text{REM} \leq 0,050\%$, y $\text{B} \leq 0,0040\%$, y que además contiene, en % en masa, Co: 0,02 a 1,00%.
- 35 8. Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura que comprende el acero inoxidable dúplex como se indica en la reivindicación 1, que contiene, en % en masa, Mg: 0,0001 a 0,0050%, que tiene un producto de f_N , contenido en Ti y contenido en N, es decir, $f_N \times \text{Ti} \times \text{N}$, de 0,00004 o más, y que tiene un producto de contenido en Ti y contenido en N, es decir, $\text{Ti} \times \text{N}$, de 0,008 o menos:

en donde, f_N es un valor que satisface la fórmula <4>:

$$\begin{aligned} \log_{10} f_N &= -0.046 \times \text{Cr} - 0.02 \times \text{Mn} - \\ &0.011 \times \text{Mo} + 0.048 \times \text{Si} + 0.007 \times \text{Ni} + 0.009 \times \text{Cu} \quad <4> \end{aligned}$$

- 35 en donde, en la anterior fórmula, los nombres de los elementos expresan todos ellos el contenido (% en masa).

9. Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura que comprende el acero inoxidable dúplex como se indica en la reivindicación 1, que contiene, en % en masa, uno o más tipos de elementos de $\text{Zr} \leq 0,03\%$, $\text{Ta} \leq 0,1\%$, $\text{W} \leq 1,0\%$, y $\text{Sn} \leq 0,1\%$.
- 40 10. Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura que comprende el acero inoxidable dúplex como se indica en una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 9, en donde la cantidad de residuo de extracto de Cr del acero tras tratamiento con calor de los siguientes (i) a (iv) que simula una historia de calor recibida por el acero en el momento de la soldadura es del 0,025% o menos y el valor de CRN mostrado en la siguiente fórmula <5> es de 0,5 o más:

ES 2 735 502 T3

(i) elevación de temperatura desde la temperatura ambiente hasta 1.300°C en 15 segundos, (ii) retención a 1.300°C durante 5 segundos, (iii) enfriamiento isotérmico de 1.300°C a 900°C en 15 segundos, (iv) enfriamiento isotérmico de 900°C a 400°C en 135 segundos, y (v) enfriamiento rápido de 400°C a la temperatura ambiente.

$$CRN = \left(\frac{[Cr]}{104} \right) / \left\{ \left(\frac{[Cr]}{104} \right) + \left(\frac{[V]}{51} \right) + \left(\frac{[Nb]}{93} \right) + \left(\frac{[B]}{11} \right) \right\} <5>$$

5 en donde [Cr], [V], [Nb] y [B] expresan todos ellos cantidades de residuo de extracto (% en masa) de los elementos.

11. Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura que comprende el acero inoxidable dúplex como se indica en la reivindicación 1, que contiene, en % en masa, uno o más seleccionados del grupo consistente en

(a) Nb: 0,02 a 0,15%, en donde el producto del contenido en Nb y N en % en masa, Nb×N, es de 0,003 a 0,015%;

10 (b) uno o más de Ca≤0,0050%, Mg≤0,0050%, REM≤0,050%, y B≤0,0040%;

(c) Co: 0,02 a 1,00%; y

(d) uno o más de Zr≤0,03%, Ta≤0,1%, W≤1,0%, y Sn≤0,1%.

12. Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura que comprende el acero inoxidable dúplex como se indica en la reivindicación 8, que contiene, en % en masa, uno o más seleccionados del grupo consistente en

15

(a) Nb: 0,02 a 0,15%, en donde el producto del contenido en Nb y N en % en masa, Nb×N, es del 0,003 al 0,015%;

(b) uno o más de Ca≤0,0050%, REM≤0,050%, y B≤0,0040%;

(c) Co: 0,02 a 1,00%; y

(d) uno o más de Zr≤0,03%, Ta≤0,1%, W≤1,0%, y Sn≤0,1%.

20 13. Un acero inoxidable dúplex de baja aleación excelente en resistencia a la corrosión y dureza de una zona afectada por el calor de soldadura que comprende el acero inoxidable dúplex como se indica en la reivindicación 11 o 12, en donde la cantidad de residuo de Cr del acero tras tratamiento térmico de los siguientes (i) a (iv) simulando una historia de calor recibida por el acero en el momento de la soldadura es del 0,025% o menos y el valor de CRN mostrado en la siguiente fórmula <5> es de 0,5 o más:

25 (i) elevación de temperatura desde la temperatura ambiente hasta 1.300°C en 15 segundos, (ii) retención a 1.300°C durante 5 segundos, (iii) enfriamiento isotérmico de 1.300°C a 900°C en 15 segundos, (iv) enfriamiento isotérmico de 900°C a 400°C en 135 segundos, y (v) enfriamiento rápido desde 400°C hasta la temperatura ambiente,

$$CRN = \left(\frac{[Cr]}{104} \right) / \left\{ \left(\frac{[Cr]}{104} \right) + \left(\frac{[V]}{51} \right) + \left(\frac{[Nb]}{93} \right) + \left(\frac{[B]}{11} \right) \right\} <5>$$

en donde [Cr], [V], [Nb] y [B] expresan todos ellos cantidades de residuo de extracto (% en masa) de los elementos.

Fig.1

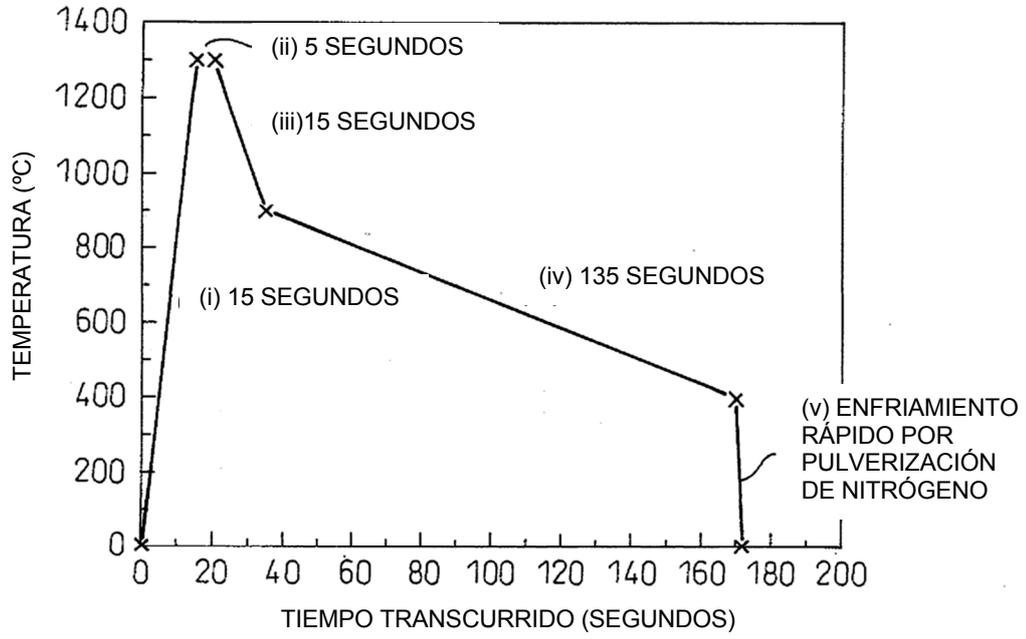


Fig.2

