

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 719 774**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/54	(2006.01)
C22C 38/58	(2006.01)		
C21D 6/00	(2006.01)		
C21D 9/08	(2006.01)		
C21D 9/50	(2006.01)		
C22C 38/02	(2006.01)		
C22C 38/06	(2006.01)		
C22C 38/42	(2006.01)		
C22C 38/44	(2006.01)		
C22C 38/46	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **28.08.2012 PCT/JP2012/071725**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **14.03.2013 WO13035588**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **28.08.2012 E 12830168 (6)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **27.02.2019 EP 2754726**

54 Título: **Acero inoxidable de dos fases**

30 Prioridad:

06.09.2011 JP 2011194160

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

16.07.2019

73 Titular/es:

**NIPPON STEEL CORPORATION (100.0%)
6-1, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku
Tokyo 100-8071, JP**

72 Inventor/es:

**TAKABE, HIDEKI;
AMAYA, HISASHI y
OGAWA, KAZUHIRO**

74 Agente/Representante:

PONS ARIÑO, Ángel

ES 2 719 774 T3

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

DESCRIPCIÓN

Acero inoxidable de dos fases

5 **Campo técnico**

La presente invención se refiere a acero inoxidable, de forma más específica, a acero inoxidable dúplex.

10 **Antecedentes de la técnica**

10 El petróleo y el gas natural producido en los campos petrolíferos y en los campos de gas contienen gas asociado. El gas asociado contiene gas corrosivo, como el gas dióxido de carbono (CO₂) y/o el sulfuro de hidrógeno (H₂S). Las tuberías de línea transportan petróleo y gas natural que contienen el gas corrosivo que se ha mencionado anteriormente. En consecuencia, las tuberías de línea, el agrietamiento por corrosión bajo tensión (SCC), el agrietamiento por tensión con sulfuro (SSC) y el agrietamiento por corrosión general, que representan una reducción del grosor de la pared, pueden causar problemas en algunos casos.

15 SCC y SSC causan una rápida propagación del agrietamiento. Por lo tanto, SCC y SSC penetran en las tuberías de línea en un breve periodo de tiempo desde que se produce. Además, SCC y SSC se producen localmente. Por estas razones, la resistencia a la corrosión, en particular, la resistencia a SCC y la resistencia a SSC se requieren en material de acero para su uso en tuberías de línea.

20 El acero inoxidable dúplex tiene una alta resistencia a la corrosión. Por lo tanto, el acero inoxidable dúplex se usa como acero para tuberías de línea.

25 La alta resistencia de las tuberías de acero consigue una reducción del grosor de la pared de las tuberías de acero para las tuberías de línea, dando como resultado una reducción en el coste de producción. En este sentido, se requiere una resistencia elevada en el acero inoxidable dúplex para su uso en las tuberías de línea. El documento JP 2003-171743A (Bibliografía de Patente 1) y el documento JP 5-132741A (Bibliografía de Patente 2) sugieren que el acero inoxidable dúplex tiene una resistencia elevada.

30 La Bibliografía de Patente 1 desvela lo siguiente: el acero inoxidable dúplex de la Bibliografía de Patente 1 contiene Mo en al menos un 2,00 % así como W. La resistencia en solución con sólido de Mo y W aumenta la resistencia del acero inoxidable dúplex. El acero inoxidable dúplex de la Bibliografía de Patente 1 contiene Cr de un 22,00 a un 28,00 %, y Ni de un 3,00 a un 5,00 %. Esta configuración aumenta la resistencia a la corrosión del acero inoxidable dúplex.

35 La Bibliografía de Patente 2 desvela lo siguiente: el acero inoxidable dúplex de la Bibliografía de Patente 2 contiene Mo de al menos un 2,00 % así como W. En el acero inoxidable dúplex, $PREW = Cr + 3.3 (Mo + 0.5W) + 16N$ es al menos 40. Los contenidos de Mo y W aumentan la resistencia del acero inoxidable dúplex. Un PREW de al menos 40 aumenta la resistencia a la corrosión del acero dúplex, también.

40 El documento WO 2011/030709 desvela un acero inoxidable de dos fases que tiene una composición química que comprende C: 0,03 % en masa o inferior, Si: de un 0,2 % en masa a un 1 % en masa, Mn: un 5,0 % en masa o inferior, P: un 0,040 % en masa o inferior, S: un 0,010 % en masa o inferior, Al sol.: un 0,040 % en masa o inferior, Ni: de un 4 % en masa a un 8 % en masa, Cr: de un 20 % en masa a un 28 % en masa, Mo: de un 0,5 % en masa a un 2,0 % en masa, Cu: aproximadamente un 2,0 % en masa pero no más de un 4,0 % en masa, N: de un 0,1 % en masa a un 0,35 % en masa, con el resto siendo Fe e impurezas. Además, el acero inoxidable de dos fases puede contener uno o más de V, Ca, Mg, B, y elementos de tierras raras en lugar de una cierta cantidad del Fe.

50 **Divulgación de la invención**

Desafortunadamente, cada acero inoxidable dúplex que se desvela en la Bibliografía de Patente 1 y en la Bibliografía de Patente 2 tiene un alto contenido de Mo. Si el contenido de Mo es elevado, es probable que se genere una fase sigma (fase σ). La fase σ precipita durante la producción y soldadura del acero. La fase σ es dura y frágil, lo que reduce la tenacidad y la resistencia a la corrosión del acero inoxidable dúplex. En particular, las tuberías de acero usadas en las tuberías de línea se sueldan en el sitio donde se instalan los tubos de línea. Por lo tanto, es preferente suprimir la precipitación de la fase σ en particular en el acero inoxidable dúplex para su uso en tuberías de línea.

60 Como se ha descrito anteriormente, se requiere una resistencia a SCC elevada y una resistencia a SSC elevada en un entorno que tiene acompañamiento de gas que contiene gas dióxido de carbono y/o sulfuro de hidrógeno (en lo sucesivo en el presente documento denominado "ambiente de cloruro"). Los yacimientos petrolíferos y los yacimientos de gas que se han desarrollado recientemente se localizan a un nivel profundo. Los yacimientos petrolíferos y los yacimientos de gas localizados en un nivel profundo tienen un entorno de cloruro cuya temperatura es de 80 °C a 150 °C. Por consiguiente, en el acero inoxidable dúplex para uso en tuberías, se requiere resistencia a

CCS y resistencia a SSC excelentes incluso en un entorno de cloruro de alta temperatura.

Un objeto de la presente invención es proporcionar acero inoxidable dúplex que tenga alta resistencia, resistencia a SCC y resistencia a SSC excelentes en un entorno de cloruro a alta temperatura, y capaz de suprimir la precipitación de la fase σ .

El acero inoxidable dúplex de acuerdo con la presente invención consiste, en % en masa, en C: como máximo un 0,03 %; Si: de un 0,2 a un 1 %; Mn: de un 5,5 % a como máximo un 10 %; P: como máximo un 0,040 %; S: como máximo un 0,010 %; Ni: de un 4,5 a un 8 %; Al sol.: como máximo un 0,040 %; N: más de un 0,2 % a como máximo un 0,4 %; Cr: de un 24 a un 29 %; Mo: de un 0,5 a menos de un 1,5 %; Cu: de un 1,5 a 3,5 %; W: de un 0,05 a un 0,2 %; opcionalmente al menos uno de V: como máximo un 1,5 %, Ca: como máximo un 0,02 %, Mg como máximo un 0,02 %, y B: como máximo un 0,02 %; el resto siendo Fe e impurezas, y satisface la Fórmula (1): $Cr + 8Ni + Cu + Mo + W/2 \geq 65 \dots (1)$, en la que un símbolo de cada elemento en la Fórmula (1) representa un contenido del elemento (en % en masa).

El acero inoxidable dúplex de acuerdo con la presente invención tiene una resistencia elevada, y resistencia a SCC y resistencia a SSC excelentes en un entorno de cloruro de alta temperatura. Además, la precipitación de la fase σ se suprime.

Breve descripción de las figuras

La Figura 1 es una figura que muestra una relación entre un contenido de Mn, límite elástico y precipitación de una fase σ en acero inoxidable dúplex.

La Figura 2 es una figura que muestra una relación entre un contenido de Mo, the límite elástico y precipitación de la fase σ en el acero inoxidable dúplex.

La Figura 3 es una figura que muestra una relación entre el contenido de Mn, $F1 = Cr + 8Ni + Cu + Mo + W/2$, y resistencia a SCC.

La Figura 4A es una vista plana de un material de placa producido en el Ejemplo.

La Figura 4B es una vista frontal del material de placa que se muestra en la Figura 4A.

La Figura 5A es una vista plana de una unión soldada producida en el Ejemplo.

La Figura 5B es una vista frontal de la unión soldada que se muestra en la Figura 5A.

Mejor modo de realización de la invención

En lo sucesivo en el presente documento, una realización de la presente edición se describirá con detalle con referencia a las figuras. Los mismos componentes o componentes equivalentes en las figuras se indican con los mismos números de referencia, y se omite una explicación repetida de los mismos. Un símbolo "%" para un contenido de cada elemento se refiere a un % en masa a menos que se mencione de otro modo.

Los presentes inventores se han realizado investigaciones y estudios sobre resistencia, resistencia a SCC y resistencia a SSC en un entorno de cloruro de temperatura elevada, y la supresión de una precipitación de la fase σ del acero inoxidable dúplex. Como resultado, los presentes inventores han obtenido los siguientes hallazgos.

(A) Mo aumenta la resistencia del acero, pero motiva la precipitación de la fase σ . Por lo tanto, es preferente suprimir el contenido de Mo para que sea tan pequeño como sea posible. W tiene un coste elevado, y por lo tanto es preferente suprimir el contenido de W para que sea tan pequeño como sea posible.

(B) A medida que el contenido de Mo y el contenido de W se reduce más, la resistencia del acero inoxidable dúplex se reduce más. Por lo tanto, en lugar de aumentar el contenido de Mo y el contenido de W, el contenido de Mn se aumenta con el fin de aumentar la resistencia del acero inoxidable dúplex.

La Figura 1 es una figura que muestra una relación entre el contenido de Mn, el límite elástico, y la precipitación de la fase σ . La Figura 2 es una figura que muestra una relación entre el contenido de Mo, el límite elástico, y la precipitación de la fase σ . La Figura 1 y la Figura 2 se obtienen basándose en un ensayo de tracción y un ensayo de medición de la proporción del área de la fase σ en el Ejemplo 1 y en el Ejemplo 3, como se describe posteriormente.

En La Figura 1 y la Figura 2, las referencias abiertas "○" indican que no se observó fase σ en el ensayo de medición de proporción del área de la fase σ , y las referencias sólidas "●" indican que se observó la fase σ .

Con referencia a la Figura 1 y la Figura 2, a medida que el contenido de Mo se hace más elevado, el límite elástico se hace más elevado, y del mismo modo, a medida que el contenido de Mn se hace más elevado, el límite elástico se hace más elevado en el acero inoxidable dúplex. Si el contenido de Mn es superior a un 5,0 %, el límite elástico del acero inoxidable dúplex llega a ser al menos 550 MPa, dando como resultado una resistencia elevada.

Si el contenido de Mo es elevado, la fase σ se observa en el acero inoxidable dúplex; por el contrario, no se observa fase σ en el acero inoxidable dúplex incluso si el contenido de Mn es elevado. Por lo tanto, el contenido de Mn de más de un 5,0 % aumenta la resistencia del acero dúplex, y también suprime la generación de la fase σ en lugar de usar Mo y W.

(C) Si el contenido de Mn es superior a un 5,0 %, una película de corrosión formada sobre una superficie del acero inoxidable dúplex se hace inestable en el entorno de cloruro de alta temperatura. Si la película de corrosión se convierte en inestable, la resistencia a SCC se llega a deteriorar en el entorno de cloruro de alta temperatura.

5 Con el fin de aumentar las resistencia a SCC del acero inoxidable dúplex que tiene el contenido de Mn de más de un 5,0 %, se define que el contenido de Ni es de al menos un 4,5 %. El Ni es eficaz para estabilizar la película de corrosión en el acero inoxidable dúplex que tiene el contenido de Mn de más de un 5,0 %. El contenido de Ni de al menos un 4,5 % aumenta la resistencia a SCC del acero inoxidable dúplex que tiene el contenido de Mn de más de un 5,0 %.

10 (D) Con el fin de aumentar la resistencia a SCC del acero inoxidable dúplex que tiene el contenido de Mn de más de un 5,0 %, el acero inoxidable dúplex satisface preferentemente la siguiente Fórmula (1) además de (C) que se ha mencionado anteriormente.

$$Cr + 8Ni + Cu + Mo + W/2 \geq 65 \dots (1),$$

15 en la que, un símbolo de cada elemento en la Fórmula (1) representa un % en masa del elemento.

20 Todos de Cr, Ni, Mo, y W estabilizan la película de corrosión. Se define que F1 es $F1 = Cr + 8Ni + Cu + Mo + W/2$. Si F1 satisface la Fórmula (1), se puede formar una película de corrosión estable incluso si el contenido de Mn es superior a un 5,0 %. Por lo tanto, la resistencia a SCC del acero inoxidable dúplex se hace más elevada.

25 La Figura 3 es una figura que muestra una relación entre el contenido de Mn, F1, y la resistencia a SCC. La Figura 3 se obtuvo basándose en el resultado del ensayo de SCC en el Ejemplo 3 que se describe posteriormente. En la Figura 3, las referencias abiertas "○" indican que no se observó SCC, y las referencias sólidas "●" indican que se observó SCC.

30 Con referencia a la Figura 3, en el acero inoxidable dúplex que tiene el contenido de Mn de más de un 5,0 %, si F1 es al menos 65, se puede alcanzar una resistencia a SCC excelente sin depender del contenido de Mn. Por otro lado, si el valor de F1 es menor que 65, el SCC se produce en el acero inoxidable dúplex que tiene el contenido de Mn de al menos un 5,0 %. Por lo tanto, en el caso del acero inoxidable dúplex que tiene el contenido de Mn de al menos un 5,0 %, se puede alcanzar una resistencia a SCC excelente satisfaciendo la Fórmula (1).

35 Basándose en los hallazgos que se han mencionado anteriormente, los presentes inventores han completado el acero inoxidable dúplex de acuerdo con la presente invención. En lo sucesivo en el presente documento, el acero inoxidable dúplex de acuerdo con la presente realización se describirá con detalle.

[Composición Química]

40 El acero inoxidable dúplex de acuerdo con la presente invención incluye la siguiente composición química.

C: como máximo un 0,03 %

45 El carbono (C) estabilizará una fase austenítica en el acero, del mismo modo que el Nitrógeno (N). Por otro lado, si el contenido de C es excesivamente elevado, es posible que precipite carburo grueso, y la resistencia a la corrosión del acero, en particular, la resistencia al SCC del mismo se llega a deteriorar. En consecuencia, se define que el contenido de C es como máximo un 0,03 %. El límite superior del contenido C es preferentemente inferior a un 0,03 %, más preferentemente un 0,02 %, y además más preferentemente inferior a un 0,02 %.

50 Si: de un 0,2 a un 1 %

55 El silicio (Si) asegura la fluidez del metal de soldadura en el momento de la soldadura del acero inoxidable dúplex entre sí. Por lo tanto, se suprimen la generación de defectos de soldadura. Por otro lado, un contenido de Si excesivamente elevado genera un compuesto intermetálico representado por la fase σ . En consecuencia, se define que el contenido de Si es de un 0,2 a un 1 %. El límite inferior del contenido de Si es preferentemente más de un 0,2 %, más preferentemente un 0,35 %, y además más preferentemente un 0,40 %. El límite superior del contenido de Si es preferentemente inferior a un 1 %, más preferentemente un 0,80 %, y más preferentemente un 0,65 %.

60 Mn: de un 5,5 % a como máximo un 10 %.

El manganeso (Mn) aumenta la solubilidad del N en el acero. Por lo tanto, el Mn suprime la precipitación de la fase σ así como aumenta la resistencia del acero. Por otro lado, si el contenido de Mn es excesivamente elevado, la resistencia a la corrosión (resistencia a SSC y resistencia a SCC) del acero se llega a deteriorar. Por lo tanto, se define que el contenido de Mn es de un 5,5 % a como máximo un 10 %. El límite inferior del contenido de Mn es

preferentemente más de un 6,0 %. El límite superior preferente del contenido de Mn ex inferior a un 10 %.

P: como máximo un 0,040 %

- 5 El fósforo (P) es una impureza. El P deteriora la resistencia a la corrosión y la dureza del acero. Por lo tanto, el contenido de P es preferentemente tan pequeño como sea posible. Se define que el contenido de P es como máximo un 0,040 %. El contenido de P es preferentemente inferior a un 0,040 %, más preferentemente como máximo un 0,030 %, y además más preferentemente como máximo un 0,020 %.

- 10 S: como máximo un 0,010 %

El azufre (S) es una impureza. El S deteriora la capacidad de trabajo en estado caliente del acero. El S genera sulfuro, que inicia la formación de picaduras. En consecuencia, el contenido de S es preferentemente tan pequeño como sea posible. Se define que el contenido de S es como máximo un 0,010 %. El contenido de S es preferentemente inferior a un 0,010 %, más preferentemente como máximo un 0,007 %, y además más preferentemente como máximo un 0,002 %.

- 15

Ni: de un 4,5 a un 8 %

- 20 El níquel (Ni) estabiliza la fase austenítica en el acero. El Ni aumenta la resistencia a la corrosión del acero, también. En el caso del contenido de Mn de más de un 5,0 % similar al de la presente realización, el Ni estabilizará película de corrosión del acero en el entorno de cloruro de alta temperatura. Por otro lado, el contenido de Ni excesivamente elevado reduce la proporción de la fase ferrítica en el acero inoxidable dúplex. El compuesto intermetálico representado por la fase σ también precipita de forma significativa. En consecuencia, se define que el contenido de Ni es de un 4,5 % a un 8 %. El límite inferior del contenido de Ni es preferentemente superior a un 4,5 %, y más preferentemente superior a un 5 %. El límite superior del contenido de Ni es preferentemente inferior a un 8 %, más preferentemente un 7 %, y además más preferentemente un 6,5 %.

- 25

Al Sol.: como máximo un 0,040 %

- 30 El aluminio (Al) desoxida el acero. Por otro lado, si el contenido de Al es excesivamente elevado, el Al se combina con N en el acero para generar AlN, que deteriora la resistencia a la corrosión y la dureza del acero. En consecuencia, se define que el contenido de Al es como máximo un 0,040 %. El límite inferior preferente del contenido de Al es un 0,005 %. El límite superior del contenido de Al es preferentemente inferior a un 0,040 %, más preferentemente un 0,030 %, y además más preferentemente un 0,020 %. En la presente realización, el contenido de Al indica un contenido de Al soluble en ácido (Al Sol.).

- 35

N: más de un 0,2 % a como máximo un 0,4 %

- 40 El nitrógeno (N) es un formador de austenita fuerte, y el N aumenta la estabilidad térmica, resistencia, y resistencia a la corrosión (en particular la resistencia a la formación de picaduras) del acero inoxidable dúplex. Por otro lado, es probable que un contenido excesivamente elevado de N produzca picaduras sopladas que son defectos de soldadura. Además, se genera un nitruro grueso debido a la influencia térmica en el momento de la soldadura, que deteriora la dureza y la resistencia a la corrosión del acero. En consecuencia, se define que el contenido de N es de más de un 0,2 % a como máximo un 0,4 %. El límite superior del contenido de N es preferentemente inferior a un 0,4 %, más preferentemente un 0,35 %, y además más preferentemente un 0,30 %.

- 45

Cr: de un 24 a un 29 %

- 50 El cromo (Cr) aumenta la resistencia a la corrosión del acero, y en particular aumenta la resistencia a SCC del mismo en el entorno de cloruro. Por otro lado, si el contenido de Cr es excesivamente elevado, el compuesto intermetálico representado por la fase σ precipita de forma significativa, lo que deteriora la capacidad de trabajo en caliente y la capacidad de soldadura del acero. En consecuencia, se define que el contenido de Cr es de un 24 a un 29 %. El límite inferior del contenido de Cr es preferentemente superior a un 24 %, más preferentemente un 24,5 %, y además más preferentemente un 25 %. El límite superior preferente del contenido de Cr es inferior a un 29 %.

- 55

Mo: de un 0,5 a menos de un 1,5 %

- 60 El molibdeno (Mo) aumenta la resistencia a SSC y la resistencia a SCC del acero, y en particular aumenta la resistencia a SSC del mismo. Por otro lado, si el contenido de Mo es excesivamente elevado, el compuesto intermetálico representado por la fase σ precipitar en forma significativa. En consecuencia, se define que el contenido de Mo es de un 0,5 a menos de un 1,5 %. El límite inferior del contenido de Mo es preferentemente superior a un 0,5 %, más preferentemente un 0,7 %, y además más preferentemente un 0,8 %. El límite superior del contenido de Mo es preferentemente un 1,4 %, y más preferentemente un 1,2 %.

- 65

Cu: de un 1,5 a 3,5 %

El cobre (Cu) produce el refuerzo de una película de pasivación en el entorno de cloruro de alta temperatura, y aumenta la resistencia a SCC del acero. El Cu también suprime la generación de la fase σ en un límite entre una fase ferrítica y una fase austenítica. De forma específica, el Cu extremadamente refinado precipita en matrices en el momento o de la soldadura de entrada de calor elevada. La precipitación del Cu se convierte en un sitio para nucleación de la fase σ . El Cu que precipita compite con el límite entre la fase ferrítica y la fase austenítica que es el sitio de nucleación original de la fase σ . En consecuencia, la precipitación de la fase σ se suprime en el límite entre la fase ferrítica y la fase austenítica. El Cu aumenta la resistencia del acero. Por otro lado, un contenido de Cu excesivamente elevado en su lugar deteriora la capacidad de trabajo en caliente del acero. En consecuencia, se define que el contenido de Cu es de un 1,5 a 3,5 %. El límite inferior del contenido de Cu es preferentemente superior a un 1,5 %, y más preferentemente un 2,0 %. El límite superior del contenido de Cu es preferentemente inferior a un 3,5 %, y más preferentemente un 3,0 %.

15 W: de un 0,05 a un 0,2 %

El tungsteno (W) aumenta la resistencia a SSC y la resistencia a SCC del acero. Por otro lado, un contenido de W excesivamente elevado en su lugar satura este efecto, dando como resultado un aumento del coste de producción. En consecuencia, se define que el contenido de W es de un 0,05 % a un 0,2 %. El límite inferior del contenido de W es preferentemente superior a un 0,05 %. El límite superior del contenido de W es preferentemente inferior a un 0,2 %, y más preferentemente un 0,15 %.

El resto del acero inoxidable dúplex de acero con la presente realización consiste en hierro (Fe) e impurezas. En el presente documento las impurezas indican elementos mixtos de minerales o fragmentos usados como materiales sin procesar del acero, o a través de un entorno del proceso de fabricación, y similares.

El acero inoxidable dúplex de acuerdo con la presente realización puede comprender adicionalmente V en lugar de parte de Fe.

30 V: como máximo un 1,5 %

El vanadio (V) es un elemento opcional. El V aumenta la resistencia a la corrosión del acero, y en particular aumenta la resistencia a la corrosión del acero en un entorno ácido. Incluso un ligero contenido de V puede conseguir este efecto. Por otro lado, un contenido de V excesivamente elevado aumenta la proporción de la fase ferrítica en el acero, dando como resultado el deterioro de la dureza y la resistencia a la corrosión. En consecuencia, se define que el contenido de V es como máximo un 1,5 %. El límite inferior preferente del contenido de V es de un 0,05 %.

El acero inoxidable dúplex de la presente realización puede comprender adicionalmente uno o más tipos de elementos seleccionados entre un grupo de Ca, Mg, y B en lugar de parte de Fe. El Ca, Mg, y B aumentan la capacidad de trabajo en caliente del acero.

Ca: como máximo un 0,02 %

Mg: como máximo un 0,02 %

B: como máximo un 0,02 %

45 Calcio (Ca), magnesio (Mg), y boro (B) son todos elementos opcionales. Todos de Ca, Mg, y B aumentan la capacidad de trabajo en estado caliente del acero. Por ejemplo, en el momento de producir una tubería de acero sin juntas a través del proceso de enrollado con inclinación, e requiere una alta capacidad de trabajo en caliente. En caso de ese tipo, si están contenidos uno o más de Ca, Mg, y B, la capacidad de trabajo en caliente del acero aumenta. Incluso un ligero contenido de cualquiera de estos elementos puede conseguir este efecto. Por otro lado, si uno o más de estos elementos tiene un contenido excesivamente elevado, el óxido, sulfuro y compuesto intermetálico en el acero pueden llegar a aumentar. El óxido, sulfuro y compuesto intermetálico inician la formación de picaduras, que deteriora la resistencia a la corrosión del acero. En consecuencia, se define que el contenido de Ca es como máximo un 0,02 %, se define que el contenido de Mg es como máximo un 0,02 %, y se define que el contenido de B es como máximo un 0,02 %.

55 Cada límite inferior preferente del contenido de Ca, el contenido de Mg y el contenido de B es de un 0,0001 %. Cada límite superior del contenido de Ca, el contenido de Mg, y el contenido de B es preferentemente inferior a un 0,02 %, más preferentemente un 0,010 %, y además más preferentemente un 0,0050 %.

60 [Fórmula (1)]

La composición química del acero inoxidable dúplex de acuerdo con la presente realización satisface adicionalmente la Fórmula (1).

$$\text{Cr} + 8\text{Ni} + \text{Cu} + \text{Mo} + \text{W}/2 \geq 65 \dots (1),$$

en la que un símbolo de cada elemento en la Fórmula (1) representa un contenido del elemento (en % en masa).

5 Todos de Cr, Ni, Cu, Mo, y W estabilizan la película de corrosión del acero inoxidable dúplex que tiene el contenido de Mn de más de un 5,0 % en el entorno de cloruro de alta temperatura. El Ni estabilizará película de corrosión de la mayoría de estos elementos. En consecuencia, el contenido de Ni se multiplica por un coeficiente de "8". Mientras tanto, el W tiene una proporción de contribución pequeña de estabilización de la película de corrosión. Por lo tanto, el contenido de W se multiplica por un coeficiente de "1/2".

10 Como se muestra en la Figura 3, si $F1 = \text{Cr} + 8\text{Ni} + \text{Cu} + \text{Mo} + \text{W}/2$ es al menos 65, la resistencia a SCC aumenta en el acero inoxidable dúplex que tiene el contenido de Mn de más de un 5,0 %. Por otro lado, si F1 es inferior a 65, la resistencia a SCC se reduce en el acero inoxidable dúplex que tiene el contenido de Mn de más de un 5,0 % en el entorno de cloruro de alta temperatura.

15 [Límite Elástico]

El límite elástico del acero inoxidable dúplex de acuerdo con la presente invención es al menos 550 MPa. El límite elástico se define como una fluencia de un 0,2 %. En el acero inoxidable dúplex de acuerdo con la presente invención, aunque los contenidos de Mo y W que son elementos para aumentar la resistencia se reducen, el contenido de Mn que también es un elemento para aumentar la resistencia es de más de un 5,0 %. En consecuencia, es posible conseguir una resistencia elevada de al menos 550 MPa.

[Método de Producción]

25 En lo sucesivo en el presente documento se describirá un método de producción del acero inoxidable dúplex de acuerdo con la presente invención. El acero inoxidable dúplex se funde, el cual tiene la composición química que se ha mencionado anteriormente y satisface la Fórmula (1). El acero inoxidable dúplex se puede fundir usando un horno eléctrico, o usando un horno de descarburización con soplado en la parte inferior de mezcla gaseosa que Ar-O₂ (horno de AOD). El acero inoxidable dúplex se puede fundir usando un horno de descarburización con oxígeno a vacío (horno de VOD). El acero inoxidable dúplex fundido se puede producir en un lingote mediante el proceso de fabricación de lingotes, o se puede producir en una pieza fundida (bloque, plancha cuadrada, o palanquilla) mediante el método de fusión continuo.

35 Un material de acero inoxidable dúplex se produce usando el lingote o pieza fundida producidos. El material de acero inoxidable dúplex es una placa de acero inoxidable dúplex o una tubería de acero inoxidable dúplex, por ejemplo.

40 La placa de acero inoxidable dúplex se puede producir de la siguiente manera, por ejemplo. El lingote o bloque producido se somete a trabajo en caliente con el fin de producir una placa de acero inoxidable dúplex. El trabajo en caliente es forja en caliente fue enrollado en caliente, por ejemplo.

45 La tubería de acero inoxidable dúplex se puede producir de la siguiente manera, por ejemplo. Cada lingote, bloque, o placa cuadrada producidos se somete a trabajo en caliente para producir una palanquilla. La palanquilla producida se somete a trabajo en caliente para producir una tubería de acero inoxidable dúplex. El trabajo en caliente es enrollado con perforación con el proceso Mannesmann, por ejemplo. Como trabajo en caliente, en su lugar se puede realizar extrusión en caliente o forja en caliente. La tubería de acero inoxidable dúplex producida puede ser una tubería de acero sin uniones o una tubería de acero con soldadura.

50 Si el conducto de acero inoxidable dúplex es una tubería de acero soldada, la placa de acero inoxidable dúplex que se ha mencionado anteriormente se puede doblar en una tubería abierta, por ejemplo. Ambos extremos longitudinales de la tubería abierta se sueldan usando un método bien conocido, tal como una soldadura por arco sumergido o similar, produciendo de ese modo una tubería de acero soldada.

55 El material de acero inoxidable dúplex producido se somete a un tratamiento térmico con solución de sólido. de forma específica, el material de acero inoxidable dúplex se carga en un horno de tratamiento térmico, y se empapa a una temperatura de tratamiento térmico con solución de sólido bien conocida (de 900 a 1200 °C). Después del empapado, el material de acero inoxidable dúplex se enfría rápidamente mediante enfriamiento con agua o similar.

60 De la manera que se ha mencionado anteriormente, se produce el material de acero inoxidable dúplex. El material de acero inoxidable dúplex producido tiene un límite elástico de al menos 550 Mpa. El material de acero inoxidable dúplex de acuerdo con la presente realización es un material tratado con calor con solución sólida.

Ejemplo 1

5 Se produjeron placas de acero inoxidable dúplex que incluyen múltiples tipos de composiciones químicas, y se realizaron evaluaciones del límite elástico y de la susceptibilidad de la fase σ en cada placa de acero inoxidable dúplex producida.

[Método de Ensayo]

10 Cada acero fundido de las referencias A a K que tienen cada composición química que se muestra en la Tabla 1 se produjo usando el horno de vacío. Un lingote se produjo a partir de cada acero fundido producido. El peso de cada lingote fue de 150 kg.

[Tabla 1]

TABLA 1

Categoría	Referencia	Composición Química (Unidad: % en Masa. Resto: Fe e Impurezas)														F1		
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Al sol.	N	Cr	Mo	Cu	W	V	Ca		Mg	B
Acero Ejemplo Invención	A*	0,018	0,49	5,04	0,015	0,0009	5,06	0,015	0,225	25,09	1,00	2,48	0,10	0,11	0,0040	-	0,0018	69,1
	B	0,018	0,50	5,50	0,015	0,0010	5,06	0,015	0,224	24,90	1,00	2,46	0,10	0,11	0,0040	-	0,0018	68,9
	C	0,018	0,49	6,10	0,015	0,0010	5,06	0,015	0,212	25,01	1,00	2,46	0,10	0,11	0,0040	-	0,0018	69,0
	D	0,016	0,50	7,09	0,017	0,0012	5,11	0,015	0,230	25,05	1,01	2,47	0,10	0,11	0,0042	-	0,0021	69,5
	E	0,017	0,48	9,88	0,014	0,0010	5,08	0,011	0,226	25,11	0,97	2,48	0,09	0,08	0,0038	-	0,0016	69,2
	F	0,015	0,49	9,86	0,012	0,0007	5,07	0,011	0,255	28,60	0,98	2,48	0,09	-	-	-	0,0011	72,7
Acero Ejemplo Comparativo	G	0,017	0,48	<u>1,03</u>	0,016	0,0008	5,05	0,009	<u>0,187</u>	25,22	1,01	2,48	0,10	0,11	0,0010	-	0,0019	69,2
	H	0,016	0,51	<u>3,01</u>	0,016	0,0008	5,02	0,014	0,203	25,02	1,01	2,48	0,10	0,11	0,0029	-	0,0017	68,7
	I	0,016	0,48	<u>0,48</u>	0,015	0,0010	5,21	0,014	0,268	25,00	<u>4,05</u>	2,06	0,07	-	-	-	-	72,8
	J	0,016	0,48	<u>0,49</u>	0,016	0,0010	5,15	0,015	0,283	25,90	<u>4,14</u>	2,00	0,11	-	0,0050	-	-	73,3
	K	0,017	0,51	<u>0,51</u>	0,015	0,0007	5,30	0,013	0,211	25,07	<u>3,31</u>	2,01	0,12	-	-	-	-	72,9

* Fuera del alcance de la invención

Los valores de F1 (lado izquierdo de la Fórmula (1)) se registran en la columna "F1" de la Tabla 1.

Cada lingote se calentó a 1250 °C. El lingote calentado se forjó en caliente para formar una placa de acero que tenía un grosor de 40 mm. Cada placa de acero se calentó a 1250 °C. La placa de acero calentadas se enrolló en caliente para dar una placa de acero con un grosor de 15 mm.

Cada placa de acero producida se sometió a un tratamiento térmico con solución de sólido con el fin de producir una placa de acero de muestra de ensayo. De forma específica, cada placa de acero se empapó a una temperatura de 1025 a 1070 °C durante 30 minutos, y a partir de ese momento, la placa de acero empapada se enfrió con agua. Cada placa de acero de muestra de ensayo se produjo de la manera que se ha mencionado anteriormente.

[Ensayo de Tracción]

Una muestra de ensayo de tracción redonda se recogió de la placa de acero de muestra de ensayo de cada referencia. Cada muestra de ensayo de tracción redonda tenía un diámetro de 4 mm en su parte recta, y una longitud de 20 mm. La dirección longitudinal de la muestra de ensayo de tracción redonda era vertical con respecto a la dirección del enrollamiento de la placa de acero de muestra de ensayo. Cada muestra de ensayo de tracción redonda se sometió a un ensayo de tracción a una temperatura normal (25 °C) con el fin de medir el límite elástico (MPa). La fluencia de un 0,2 % se definió como el límite elástico.

[Ensayo de Medición de Proporción de Área de la fase σ]

Generalmente, se dice que la fase σ precipita a una temperatura de 850 a 900 °C. En consecuencia, la susceptibilidad de la fase σ se evaluó para la placa de acero de muestra de ensayo de cada referencia de la siguiente manera. Cada placa de acero de muestra de ensayo se empapó a una temperatura de 900 °C durante diez minutos. Una muestra de ensayo con una superficie vertical a la dirección del enrollamiento de la placa de acero de muestra de ensayo (denominada como una "superficie de observación", en lo sucesivo en el presente documento) se recogió de cada placa de acero de muestra de ensayo empapada. La superficie de observación de cada muestra de ensayo recogida se sometió a pulido de espejo así como a grabado.

Usando un microscopio óptico con un aumento de 500x, cualquiera de los cuatro campos se seleccionó en la sección transversal grabada, y se realizó un análisis de imagen en cada campo. Un área de cada campo usado en el análisis de imagen fue de aproximadamente 4000 μm^2 . La proporción de área (%) de la fase σ en cada campo se encontró mediante el análisis de imagen. Una proporción del área media (%) obtenida en los cuatro campos se definió como la proporción de área (%) de la fase σ en la placa de acero de muestra de ensayo de cada referencia. Si la proporción de área de la fase σ era al menos un 1 %, se determinó que la fase σ precipitaba. Si la proporción de área de la fase σ era inferior a un 1 %, se determinó que la fase σ no precipitaba.

[Resultado del Ensayo]

La Tabla 2 muestra los resultados del ensayo.

[Tabla 2]

TABLA 2

Categoría	Referencia	YS (MPa)	Susceptibilidad de Fase σ
Acero Ejemplo Invención	A*	552	NF
	B	555	NF
	C	565	NF
	D	572	NF
	E	607	NF
	F	627	NF
Acero Ejemplo Comparativo	G	531	NF
	H	545	NF
	I	603	F
	J	611	F
Acero Ejemplo Comparativo	K	564	F

* Fuera del alcance de la invención

En la Tabla 2, la columna "YS (MPa)" muestra el límite elástico (MPa) de la placa de acero de muestra de ensayo de cada referencia. La columna "susceptibilidad de fase σ " muestra el resultado del ensayo de medición de la proporción del área de la fase σ de la placa de acero de muestra de ensayo de cada referencia. "NF" indica que se determinó que no precipitaba la fase σ . "F" indica que se determinó que precipitaba la fase σ .

Con referencia a la Tabla 2, a la composición química de las referencias B a F estaba dentro del intervalo de la composición química de la presente invención, y también cada valor de F1 satisfacía la Fórmula (1). Por lo tanto, el límite elástico de cada material demuestra de ensayo de las referencias B a F era al menos 550 MPa, y la fase σ no precipitaba.

Por el contrario, cada contenido de Mn de las referencias G y H era menor que el límite inferior del contenido de Mn de la presente invención. Por lo tanto, cada límite elástico de las referencias G y H era inferior a 550 MPa. El contenido de Mn de la referencia A era menor que el límite inferior del contenido de Mn de la presente invención. El límite elástico de la referencia A era 552 MPa, inferior al de las referencias B a F.

Cada contenido de Mn de las referencias I a K era menor que el límite inferior del contenido de Mn de la presente invención. Además, cada contenido de Mo de las referencias I a K era mayor que el límite superior del contenido de Mo de la presente invención. Por lo tanto, aunque cada límite elástico de las referencias I a K era al menos 550 MPa, la fase σ precipitaba en todas las placas de acero de muestra de ensayo de las referencias I a K.

Ejemplo 2

Una junta soldada se produjo usando cada placa de acero de muestra de ensayo de las referencias C y D, y de las referencias I y J, y la susceptibilidad de la fase σ se evaluó para cada junta soldada.

[Método de Ensayo]

Cuatro materiales de placa 10 que se muestran en la Figura 4A y la Figura 4B se produjeron a partir de cada placa de acero de muestra de ensayo de las referencias C, D, I, y J. La Figura 4A es una vista plana de cada material de placa 10, y la Figura 4B es una vista frontal de cada material de placa 10. En la Figura 4A y la Figura 4B, cada valor numérico al que se une "mm" indica una dimensión (unidad: mm).

Como se muestra en la Figura 4A, y la Figura 4B, cada material de placa 10 tenía un grosor de 12 mm, una anchura de 100 mm, y una longitud de 200 mm. El material de placa 10 tenía una cara con hendidura de tipo V 11 cuyo ángulo de hendidura era de 30° en el lado más largo. Cada material de placa 10 se produjo mediante uso de máquina.

Dos de los materiales de placa 10 se colocaron de un modo tal que la superficie con hendidura de tipo V 11 de un material de placa 10 estaba enfrentada a la del otro material de placa 10. Los dos materiales de placa 10 se soldaron mediante la soldadura de TIG, y dos juntas soldadas 20 que se muestran en la Figura 5A y la Figura 5B se produjeron para cada referencia. La Figura 5A es una vista plana de la junta soldada 20, y la Figura 5B es una vista frontal de la junta soldada 20. Cada junta soldada 20 incluía una cara frontal 21, y una cara posterior 21, y también incluía una parte soldada 30 en su parte central. La parte soldada 30 se formó a partir de la cara frontal 21 mediante la soldadura de múltiples capas con el fin de que se extendiera en la dirección longitudinal del material de placa 10. La parte soldada 30 de cada referencia tenía cada composición química que se muestra en la Tabla 3, y se formó usando en materia de soldadura que tenía un diámetro externo de 2 mm.

[Tabla 3]

TABLA 3

Composición Química (Unidad: % en Masa. Resto: Fe e Impurezas)											
C	Si	Mn	P	S	Ni	Al sol.	Cr	Mo	Cu	W	B
0,02	0,31	0,52	0,007	0,002	9,3	0,003	25,3	2,95	0,5	2,02	0,0013

De las dos juntas soldadas 20 de cada referencia, una junta soldada 20 tenía una entrada de calor de 15 kJ/cm en la soldadura de TIG. La otra junta soldada 20 tenía una entrada de calor de 35 kJ/cm en la soldadura de TIG.

[Ensayo de Medición de Proporción de Área de la fase σ]

La junta soldada 20 de cada número de ensayo se cortó en la dirección longitudinal de la parte soldada 30, y también la dirección vertical de la cara frontal 21. después del corte, la sección transversal de la junta soldada 20 se pulió como espejo, y se grabó. Después del grabado, usando el microscopio óptico con un aumento de 500x, se seleccionaron cuatro campos en una zona afectada por el calentamiento de la soldadura (HAZ) en la proximidad de

la parte soldada incluida en la sección transversal grabada, y el análisis de imagen se realizó en cada campo. El área de cada campo usado en el análisis de imagen fue de aproximadamente 40.000 μm^2 . La proporción del área (%) de la fase σ en cada campo (HAZ) se encontró mediante el análisis de imagen. La proporción de área media (%) en estos cuatro campos se definió como la proporción de área (%) de la fase σ dentro de la HAZ del número de ensayo de interés. Si la proporción de área de la fase σ era al menos de un 1 %, se determinó que la fase σ precipitaba. Si la proporción de área de la fase σ era inferior a un 1 %, se determinó que la fase σ no precipitaba.

[Resultado del Ensayo]

10 Tabla 4 muestra los resultados del ensayo.

[Tabla 4]

TABLA 4

Categoría	Referencia	Entrada de Calor	
		15 kJ/cm	35 kJ/cm
Acero Ejemplo Invención	C	NF	NF
	D	NF	NF
Acero Ejemplo Comparativo	I	F	F
	J	F	F

15 En la Tabla 4, la columna "15 kJ/cm" en la columna "Entrada de Calor" muestra los resultados del ensayo de cada referencia cuya entrada de calor de la soldadura de TIG era 15 kJ/cm. La columna "35 kJ/cm" en la columna "Entrada de Calor" muestra los resultados del ensayo de cada referencia cuya entrada de calor de la soldadura de TIG era 35 kJ/cm. "NF" en cada columna indica que la proporción de área de la fase σ era inferior a un 1 %, y la fase σ no precipitaba. "F" en cada columna indica que la proporción de área de la fase σ era al menos de un 1 %, y la fase σ precipitaba.

20 Con referencia a la Tabla 4, las composiciones químicas de la referencia C y de la referencia D estaban dentro del intervalo de la composición química de la presente invención, y el valor de F1 satisfacía la Fórmula (1). Por lo tanto, la fase σ no precipitó en el HAZ en ambas entradas de calor de la soldadura de TIG (15 kJ/cm y que 35 kJ/cm).

25 Por el contrario, cada contenido de Mo de la referencia I y la referencia J era mayor que el límite superior del contenido de Mo de la presente invención. Por lo tanto, la fase σ precipitó en el HAZ en cada entrada de calor de la soldadura de TIG (15 kJ/cm, y 35 kJ/cm).

30 **Ejemplo 3**

Al igual que para el Ejemplo 1, se produjeron placas de acero inoxidable dúplex múltiples que tenían múltiples tipos de composiciones químicas. El límite elástico, la existencia de la fase σ , la resistencia a SSC, y la resistencia a SCC se evaluaron para cada una de las placas de acero inoxidable dúplex producidas.

[Método de Ensayo]

40 Cada acero fundido de las referencias A a L, las referencias M a Z, y las referencias AA a AC cada una con la composición química que se muestra en la Tabla 5 se produjo usando un horno de vacío. Un lingote se produjo para cada acero fundido. La masa de cada lingote fue 150 kg.

[Tabla 5]

TABLA 5

Categoría	Referencia	Composición Química (Unidad: % en Masa. Resto: Fe e Impurezas)														F1		
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Al sol.	N	Cr	Mo	Cu	W	V	Ca		Mg	B
Acero Ejemplo Invención	A*	0,018	0,49	5,04	0,015	0,0009	5,06	0,015	0,225	25,09	1,00	2,48	0,10	0,11	0,0040	-	0,0018	69,1
	B	0,018	0,50	5,50	0,015	0,0010	5,06	0,015	0,224	24,90	1,00	2,46	0,10	0,11	0,0040	-	0,0018	68,9
	C	0,018	0,49	6,10	0,015	0,0010	5,06	0,015	0,212	25,01	1,00	2,46	0,10	0,11	0,0040	-	0,0018	69,0
	D	0,016	0,50	7,09	0,017	0,0012	5,11	0,015	0,230	25,05	1,01	2,47	0,10	0,11	0,0042	-	0,0021	69,5
	E	0,017	0,48	9,88	0,014	0,0010	5,08	0,011	0,226	25,11	0,97	2,48	0,09	0,08	0,0038	-	0,0016	69,2
	F	0,015	0,49	9,86	0,012	0,0007	5,07	0,011	0,255	28,60	0,98	2,48	0,09	-	-	-	0,0011	72,7
	L	0,015	0,49	7,02	0,018	0,0007	5,07	0,014	0,214	26,85	0,98	2,48	0,09	0,11	0,0007	-	0,0013	70,9
	M	0,015	0,49	6,52	0,016	0,0007	5,07	0,012	0,215	26,70	0,98	2,48	0,09	0,11	-	0,0008	-	70,8
	N	0,015	0,49	7,01	0,018	0,0007	5,07	0,011	0,214	26,81	0,98	2,48	0,09	-	-	-	-	70,9
	O	0,015	0,49	6,94	0,016	0,0007	5,07	0,013	0,211	26,85	0,98	2,48	0,09	-	0,0007	-	-	70,9
	P	0,015	0,49	7,02	0,018	0,0007	5,07	0,014	0,220	26,90	0,98	2,48	0,09	0,08	-	-	-	71,0
	Q	0,018	0,50	6,03	0,015	0,0010	5,10	0,015	0,212	25,01	1,46	2,42	0,09	0,11	0,0038	-	0,0018	69,7
R	0,015	0,49	6,98	0,015	0,0007	7,86	0,011	0,253	27,01	0,98	2,48	0,11	-	0,0013	-	0,0011	93,4	

Categoría	Referencia	Composición Química (Unidad: % en Masa. Resto: Fe e Impurezas)																F1
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Al sol.	N	Cr	Mo	Cu	W	V	Ca	Mg	B	
Acero Ejemplo Comparativo	S	0,015	0,50	1,00	0,014	0,0009	5,00	0,020	0,150	25,00	0,40	2,00	0,10	0,10	-	-	-	67,5
	T	0,015	0,49	6,02	0,015	0,0010	3,04	0,019	0,224	24,60	1,00	2,01	0,08	0,10	-	-	-	52,0
	U	0,016	0,46	7,11	0,015	0,0008	2,01	0,023	0,208	24,90	1,01	2,02	0,08	0,11	-	-	-	44,1
	V	0,015	0,48	6,08	0,013	0,0008	1,51	0,023	0,262	25,00	1,00	2,01	0,10	0,09	-	-	-	40,1
	w	0,036	0,68	6,04	0,016	0,0010	1,49	0,027	0,238	21,90	0,41	0,53	0,10	0,10	-	-	-	34,8
	X	0,036	0,68	6,02	0,016	0,0010	5,00	0,027	0,238	21,88	0,52	1,52	0,10	0,10	-	-	-	64,0
	Y	0,016	0,48	5,04	0,016	0,0008	4,51	0,015	0,196	24,05	0,52	1,52	0,06	0,11	0,0025	-	0,0012	62,2
	Z	0,018	0,48	5,50	0,015	0,0009	4,58	0,015	0,189	24,60	0,60	1,60	0,06	0,07	0,0026	-	0,0012	63,5
	AA	0,018	0,51	6,02	0,015	0,0008	4,71	0,014	0,214	24,20	0,58	1,70	0,06	0,08	0,0040	-	0,0014	64,2
	AB	0,018	0,49	7,05	0,015	0,0007	4,64	0,014	0,201	24,10	1,00	1,90	0,10	0,11	0,0033	-	0,0015	64,2
AC	0,015	0,47	6,91	0,012	0,0006	4,56	0,013	0,220	24,45	0,98	1,56	0,08	-	-	-	-	63,5	

* Fuera del alcance de la invención

Una placa de acero de muestra de ensayo de cada referencia se produjo usando la misma condición de producción que la del Ejemplo 1. El límite elástico (MPa) de la placa de acero de muestra de ensayo de cada referencia se encontró de la misma manera que en el Ejemplo 1. El ensayo de medición de la proporción del área de la fase σ se realizó en la placa de acero de muestra de ensayo de cada referencia de la misma manera que para en el Ejemplo 1.

5 Los siguientes ensayos de SCC y SSC se realizaron en la placa de acero de muestra de ensayo de cada referencia, y la resistencia a SCC y la resistencia a SSC de la placa de acero de muestra de ensayo de cada referencia se evaluaron.

10 [Ensayo de SCC]

15 Una muestra de ensayo de flexión de 4 puntos (denominada simplemente una "muestra de ensayo", en lo sucesivo en el presente documento) se recogió de la placa de acero de muestra de ensayo de cada referencia. Cada muestra de ensayo tenía una longitud de 75 mm, una anchura de 10 mm, y un grosor de 2 mm. La dirección longitudinal de la muestra de ensayo era vertical con respecto a la dirección de enrollamiento de la placa de acero de muestra de ensayo. Cada muestra de ensayo se dobló mediante una flexión de 4 puntos. De acuerdo con la norma ASTM G39, la desviación para cada muestra de ensayos de término de un modo tal que la tensión aplicada a cada muestra de ensayo llegaba a ser igual a la fluencia de un 0,2 % de esta muestra de ensayo.

20 Se preparó un autoclave que tenía una temperatura de 150 °C con CO² a 3 MPa que se presurizó y se cerró. Cada muestra de ensayo a la que se aplicó una flexión se sumergió en una solución de NaCl de un 25 % en % en masa durante 720 horas en este autoclave. Después de transcurrir las 720 horas, se evaluó si se generaba agrietamiento o no en cada muestra de ensayo. De forma específica, la sección transversal de cada muestra de ensayo en una parte en la que se aplicaba resistencia a la tracción se observó usando un microscopio óptico con un aumento de
25 100x con el fin de determinar de forma visual algún agrietamiento.

[Ensayo de SSC]

30 Una muestra de ensayo de flexión de 4 puntos se recogió a partir de la placa de acero de muestra de ensayo de cada referencia de la misma manera que para el ensayo de SCC. Cada muestra de ensayo se dobló mediante una flexión de 4 puntos de la misma manera que para el ensayo de SCC.

35 Se preparó un autoclave que tenía una temperatura de 90 °C con CO₂ a 3 MPa y H₂S a 0,003 MPa que se presurizó y se cerró. Cada muestra de ensayo a la que se aplicó una flexión se sumergió en el autoclave en una solución de NaCl de un 5 % en % en masa durante 720 horas. Después de transcurrir las 720 horas, se evaluó si se generaba agrietamiento o no en cada muestra de ensayo de la misma manera que para el ensayo de SCC.

[Resultado del Ensayo]

40 Tabla 6 muestra los resultados del ensayo.

[Tabla 6]

TABLA 6

Categoría	Referencia	YS (MPa)	Susceptibilidad de Fase σ	Resistencia a SCC	Resistencia a SSC
Acero Ejemplo Invención	A*	552	NF	NF	NF
	B	555	NF	NF	NF
	C	565	NF	NF	NF
	D	572	NF	NF	NF
	E	607	NF	NF	NF
	F	627	NF	NF	NF
	L	626	NF	NF	NF
	M	626	NF	NF	NF
	N	626	NF	NF	NF
	O	626	NF	NF	NF
	P	626	NF	NF	NF
	Q	593	NF	NF	NF
R	622	NF	NF	NF	

Categoría	Referencia	YS (MPa)	Susceptibilidad de Fase σ	Resistencia a SCC	Resistencia a SSC
Acero Ejemplo Comparativo	S	512	NF	F	F
	T	589	NF	F	NF
	U	658	NF	F	NF
	V	625	NF	F	NF
	W	507	NF	F	F
	X	556	NF	F	NF
	Y	553	NF	F	NF
	Z	556	NF	F	NF
	AA	560	NF	F	NF
	AB	569	NF	F	NF
	AC	618	NF	F	NF
* Fuera del alcance de la invención					

En la Tabla 6, la columna "Resistencia a SCC" muestra el resultado de la evaluación del ensayo de SCC. La columna "Resistencia a SSC" muestra el resultado de la evaluación del ensayo de SSC. En cada columna, "NF" indica que no se observaba agrietamiento. "F" indica que se observaba agrietamiento.

5 Con referencia a la Tabla 6, cada composición química de las referencias B a F y las referencias L a R estaba dentro del intervalo de la composición química de la presente invención, y el valor de F1 también satisfacía la Fórmula (1). Por lo tanto, el límite elástico era al menos 550 MPa, y la fase σ no precipitó. Como resultado, no se observaron SCC ni SSC en estas placas de acero de muestra de ensayo.

10 Por el contrario, el contenido de Mn de la referencia S era menor que el límite inferior del contenido de Mn de la presente invención. Por lo tanto, el límite elástico era inferior a 550 MPa. El contenido de Mn de la Referencia A era menor que el límite inferior del contenido de Mn de la presente invención. El límite elástico de la Referencia A era de 552 MPa, menos que el de las Referencias B a R. El contenido de N de la referencia S también era menor que el del límite inferior del contenido de N de la presente invención. Por lo tanto, se produjo formación de picaduras en el ensayo de SCC, y el SCC se observó en el ensayo de SCC. Además, El contenido de Mo de la referencia S también era menor que el del límite inferior del contenido de Mo de la presente invención. Por lo tanto, SSC se observó en el ensayo de SSC.

20 Cada contenido de Ni de las referencias T a V era inferior al del límite inferior del contenido de Ni de la presente invención, y el valor de F1 no satisfacía la Fórmula (1). Por lo tanto, SCC se observó en el ensayo de SCC.

25 El contenido de Cu de la referencia W era inferior al del límite inferior del contenido de Cu de la presente invención. Por lo tanto, el límite elástico de la referencia W era inferior a 550 MPa. Además, el contenido de Mo de la referencia W era menor que el límite inferior del contenido de Mo de la presente invención. Por lo tanto, SSC se observó en el ensayo de SSC. En la referencia W, los contenidos de Ni y Cr eran inferiores a los contenidos de Ni y Cr de la presente invención, y el valor de F1 no satisfacía la Formula (1). El contenido de C era mayor que el contenido de C de la presente invención. Por lo tanto, en la referencia W, SCC se observó en el ensayo de SCC. Se puede considerar que el contenido de Ni y el contenido de Cr eran excesivamente bajos, y un contenido de C excesivo generó carburo de Cr en la referencia W, y por lo tanto la película de corrosión llegó a ser inestable, y se produjo SCC.

35 El contenido de Cr de la referencia X era inferior a el contenido de Cr de la presente invención, y el valor de F1 no satisfacía la Formula (1). En la referencia X, el contenido de C era mayor que el contenido de C de la presente invención. Por lo tanto, SCC se observó en el ensayo de SCC en la referencia X. En la referencia X, se puede considerar que el contenido de Cr era excesivamente bajo, y un contenido de C excesivo género carburo de Cr, y por lo tanto la película de corrosión llevó a ser inestable, y se produjo SCC.

40 Cada contenido de N de la referencia Y, y de la referencia Z era inferior al del límite inferior del contenido de N de la presente invención, y el valor de F1 no satisfacía la Formula (1). Por lo tanto, se generó formación de picaduras, y SCC se observó en el ensayo de SCC.

45 Cada composición química de la referencia AA a la referencia AC estaba dentro del intervalo de la composición química de la presente invención. Aunque el valor de F1 de cada referencia no satisfacía la Formula (1). Por lo tanto, en las referencias AA a la referencia AC, SCC se observó en el ensayo de SCC. Se puede considerar que la

Fórmula (1) no se satisfacían en estas referencias AA a AC, y por lo tanto la película de corrosión llevó a ser inestable, dando como resultado la generación de SCC.

5 La realización de la presente invención se ha descrito anteriormente, pero la realización que se ha mencionado anteriormente se usó simplemente a modo de ejemplo para la realización de la presente invención. En consecuencia, la presente invención no se limita a la realización que se ha mencionado anteriormente, y la realización que se ha mencionado anteriormente se puede modificar de forma apropiada para su realización dentro del alcance de las reivindicaciones.

REIVINDICACIONES

1. Acero inoxidable dúplex que consiste en, en % en masa,
 C: como máximo un 0,03 %;
- 5 Si: de un 0,2 a un 1 %;
 Mn: de un 5,5 % a como máximo un 10 %;
 P: como máximo un 0,040 %;
 S: como máximo un 0,010 %;
 Ni: de un 4,5 a un 8 %;
- 10 Al sol.: como máximo un 0,040 %;
 N: más de un 0,2 % a como máximo un 0,4 %;
 Cr: de un 24 a un 29 %;
 Mo: de un 0,5 a menos de un 1,5 %;
 Cu: de un 1,5 a 3,5 %;
- 15 W: de un 0,05 a un 0,2 %;
 Opcionalmente al menos uno de V: como máximo un 1,5 %, Ca: como máximo un 0,02 %, Mg como máximo un 0,02 %, y B: como máximo un 0,02 %;
 el resto siendo Fe e impurezas,
 en el que
- 20 el acero inoxidable dúplex satisface la Fórmula (1):

$$\text{Cr} + 8\text{Ni} + \text{Cu} + \text{Mo} + \text{W}/2 \geq 65 \dots (1),$$

- 25 en la que un símbolo de cada elemento en la Fórmula (1) representa un contenido del elemento (en % en masa).
2. El acero inoxidable dúplex de acuerdo con la reivindicación 1, que comprende V: de un 0,05 a como máximo un 1,5 %.
3. El acero inoxidable dúplex de acuerdo con la reivindicación 1 o la reivindicación 2, que comprende uno o más de
- 30 Ca: de un 0,0001 a como máximo un 0,02 %, Mg: de un 0,0001 a como máximo un 0,02 %, y B: de un 0,0001 a como máximo un 0,02 %.

FIG. 1

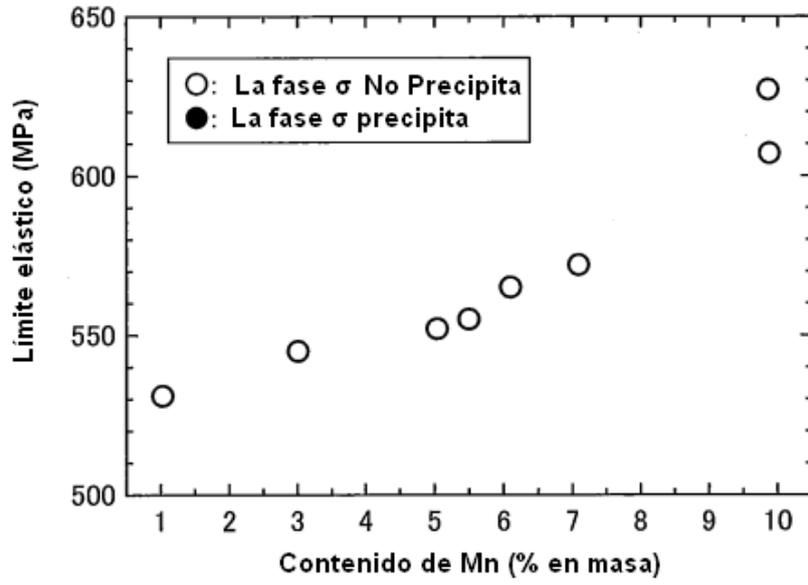


FIG. 2

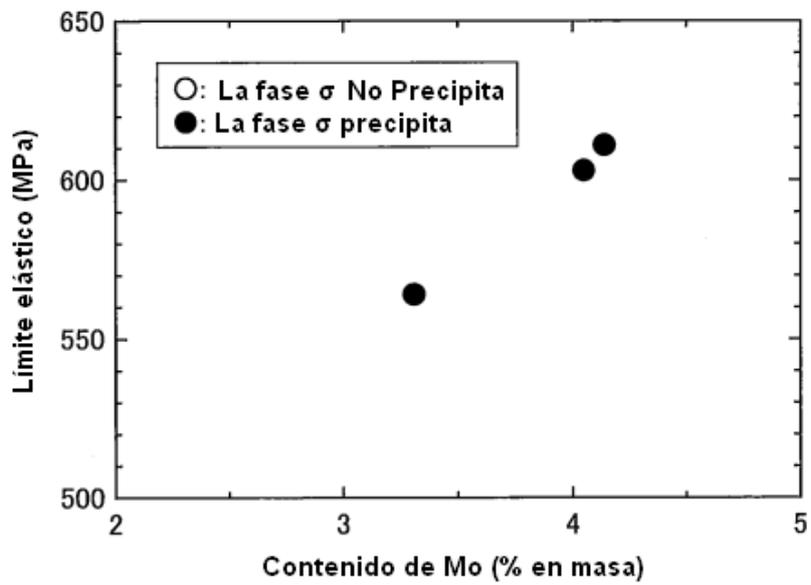


FIG. 3

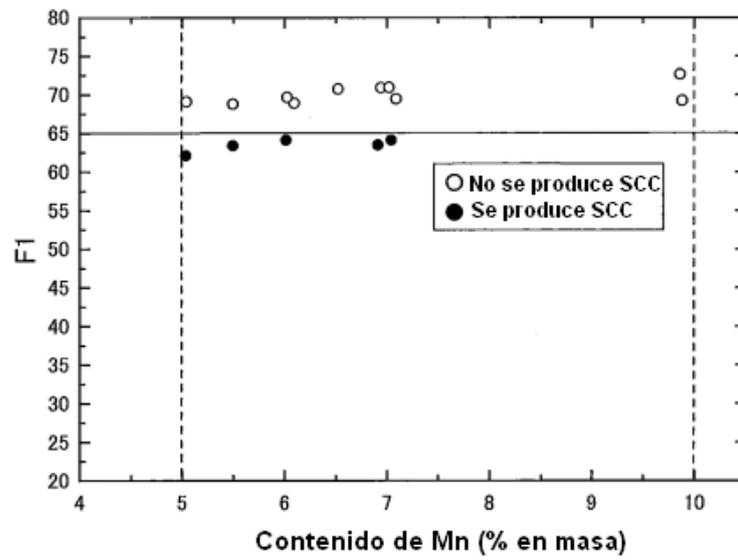


FIG. 4A

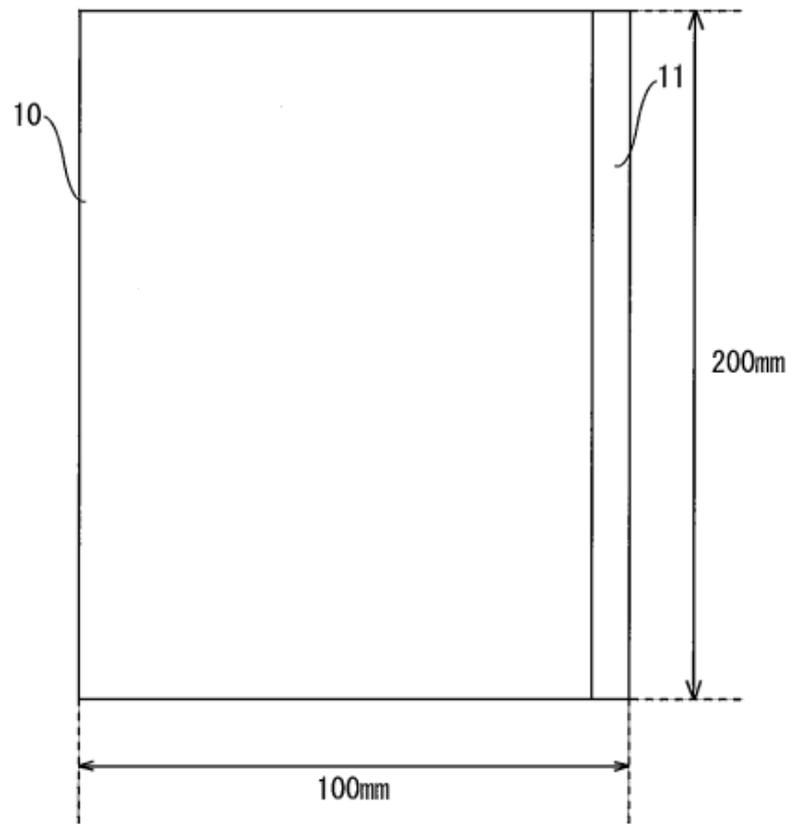


FIG. 4B



FIG. 5A

20

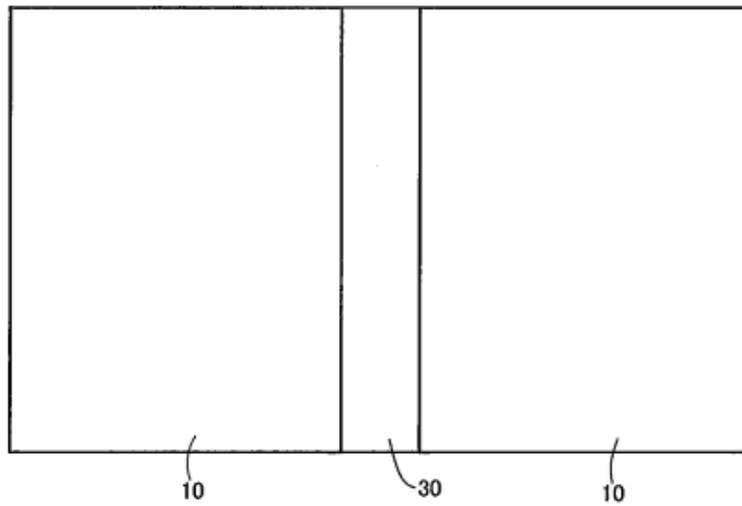


FIG. 5B

20

