

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 769 201**

51 Int. Cl.:

| | | | |
|-------------------|-----------|-------------------|-----------|
| C22C 38/00 | (2006.01) | C22C 38/06 | (2006.01) |
| C21D 8/00 | (2006.01) | C22C 38/44 | (2006.01) |
| C22C 38/58 | (2006.01) | C22C 38/46 | (2006.01) |
| C22C 38/04 | (2006.01) | C22C 38/48 | (2006.01) |
| C22C 38/08 | (2006.01) | | |
| C22C 38/12 | (2006.01) | | |
| C21D 8/02 | (2006.01) | | |
| C21D 6/00 | (2006.01) | | |
| C21D 9/46 | (2006.01) | | |
| C22C 38/02 | (2006.01) | | |

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **22.10.2015 PCT/JP2015/079800**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **06.05.2016 WO16068009**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **22.10.2015 E 15854099 (7)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **04.12.2019 EP 3214194**

54 Título: **Acero inoxidable austenítico y método de fabricación del mismo**

30 Prioridad:

29.10.2014 JP 2014220553

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

25.06.2020

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**NAKAMURA, JUN;
OMURA, TOMOHIKO;
HIRATA, HIROYUKI;
JOTOKU, KANA y
OSUKI, TAKAHIRO**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 769 201 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 austenítico y método de fabricación del mismo

Campo técnico

5 La presente invención se refiere a un acero inoxidable austenítico y a un método de fabricación de un acero inoxidable de este tipo y, más particularmente, a un acero inoxidable austenítico que tiene alta resistencia y buena resistencia a la fragilidad por hidrógeno y resistencia a la fatiga por hidrógeno requeridas por un miembro tal como una válvula o una junta expuestas a gas hidrógeno a alta presión y un método de fabricación de un acero inoxidable de este tipo.

Técnica anterior

10 Existe investigación en progreso para desarrollar vehículos de celda de combustible que usan hidrógeno como combustible para desplazarse, y la implantación de estaciones de hidrógeno que suministren hidrógeno a tales vehículos de celda de combustible. El acero inoxidable es uno de los materiales candidatos que puede usarse para tales aplicaciones. Sin embargo, en un entorno de gas hidrógeno a alta presión, incluso el acero inoxidable puede fragilizarse por gas hidrógeno (fragilidad por entorno de hidrógeno). Las normas para recipientes de hidrógeno presurizado para automóviles especificadas por la Ley de Seguridad de Gas a Alta Presión permiten el uso de SUS316L como acero inoxidable que no experimenta fragilidad en un entorno de hidrógeno.

15 Sin embargo, para conseguir vehículos de celda de combustible de peso ligero y estaciones de hidrógeno compactas y abordar la necesidad de una operación a alta presión de las estaciones de hidrógeno, se desea que un acero inoxidable para su uso en un recipiente, junta o tubería no experimente fragilidad en un entorno de hidrógeno, en un entorno de gas hidrógeno, y tenga una alta resistencia no menor que SUS316L, como es habitual. En los últimos años se han propuesto aceros de alta resistencia que tienen un alto contenido de N y el uso del soluto resultante para nitruros de refuerzo y de partículas finas, como se describe en los documentos WO 2004/111285, WO 2004/083477, WO 2004/083476 y la Patente Japonesa N.º 5131794. Además, el documento EP 2 692 886 A1 describe un acero inoxidable austenítico para gas hidrógeno a alta presión que consiste, en porcentaje en masa, en C: 0,10% o menos. Si: 1,0% o menos, Mn: 3% o más a menos de 7%, Cr: de 15 a 30%, Ni: 10% o más a menos de 17%, Al: 0,10% o menos, N: de 0,10 a 0,50%, y al menos una clase de V: de 0,01 a 1,0% y Nb: de 0,01 a 0,50%, siendo el resto Fe e impurezas, en donde en las impurezas, el contenido de P es 0,050% o menos y el contenido de S es 0,050% o menos, la resistencia a la tracción es 800 MPa o mayor, el número de tamaño de grano (ASTM E112) es N.º 8 o mayor y están contenidos carbonitruros de aleación que tienen un diámetro máximo de 50 a 1000 nm en el número de 0,4/μm² o mayor en una observación de sección transversal.

30 Descripción de la invención

Se desean materiales con resistencias aún mayores que los aceros de alta resistencia descritos en los documentos de patente anteriores. El trabajado en frío se conoce como un medio para aumentar la resistencia del acero inoxidable austenítico.

35 Sin embargo, el acero inoxidable austenítico trabajado en frío tiene una resistencia a la fragilidad por hidrógeno significativamente disminuida. Especialmente, en aceros inoxidables austeníticos con altos contenidos de N, que tienen una baja energía de falla de apilamiento, las tensiones durante la deformación pueden estar localizadas, dando como resultado una disminución aún más significativa en la resistencia a la fragilidad de hidrógeno. Por consiguiente, se cree que el trabajado en frío para aumentar la resistencia no puede aplicarse a un material que se pretende usar en un entorno de hidrógeno a alta presión.

40 Además, un miembro que se expone a gas hidrógeno a alta presión, tal como una tubería o una válvula en una estación de hidrogeno, se usa en un entorno en el que varía la presión de gas hidrógeno. Por consiguiente, es deseable una cierta resistencia a la fatiga que puede estar causada variando la presión de gas hidrógeno (en lo sucesivo en la presente memoria denominada como "resistencia a la fatiga por hidrógeno"), pero los documentos de patente enumerados anteriormente no consideran la resistencia a la fatiga por hidrógeno. Esto es, no hay un material que tenga una resistencia buena, una resistencia a la fragilidad por hidrógeno buena y una resistencia a la fatiga por hidrógeno buena.

La presente invención se creó en vista de las circunstancias anteriores descritas anteriormente. Un objeto de la presente invención es proporcionar un acero inoxidable austenítico de alta resistencia que tenga una buena resistencia a la fragilidad por hidrógeno y resistencia a la fatiga por hidrógeno.

50 Un acero inoxidable austenítico según la presente invención se define en la reivindicación 1.

Un método para fabricar un acero inoxidable austenítico según la presente invención se define en la reivindicación 8.

La presente invención proporciona un acero inoxidable austenítico de alta resistencia con buena resistencia a la fragilidad por hidrógeno y resistencia a la fatiga por hidrógeno.

Breve descripción de los dibujos

[FIG. 1] La FIG. 1 es un diagrama de flujo de un método de fabricación de un acero inoxidable austenítico según una realización de la presente invención.

5 [FIG. 2] La FIG. 2 es un diagrama de dispersión que muestra la relación entre la reducción en el área en el trabajado en frío secundario y el alargamiento a rotura relativo.

[FIG. 3] La FIG. 3 es un diagrama de dispersión que muestra la relación entre el contenido de Ni y el alargamiento a rotura relativo.

[FIG. 4] La FIG. 4 es un diagrama de dispersión que muestra la relación entre el contenido de Ni y la vida a fatiga en hidrógeno.

10 **Realizaciones para llevar a cabo la invención**

Los presentes inventores intentaron un modo de aumentar la resistencia del acero inoxidable austenítico mientras mantenían la resistencia a la fragilidad por hidrógeno y la resistencia a la fatiga por hidrógeno. Obtuvieron los siguientes hallazgos, (a) y (b).

15 (a) Aquellos aceros inoxidables austeníticos descritos en la Patente N.º 5131794 que tienen un contenido de Ni del 12,0% o mayor son adecuados como material base de acero.

(b) Estos aceros inoxidables austeníticos deben trabajarse en frío adicionalmente con una reducción en el área que no es menor que 10% y menor que 65%. Esto proporcionará un acero inoxidable austenítico que tiene una alta resistencia de 1000 MPa o mayor y que tiene una buena resistencia a la fragilidad por hidrógeno y resistencia a la fatiga por hidrógeno sin un exceso de anisotropía en los granos de cristal trabajados en frío.

20 Tradicionalmente se ha creído que el trabajado en frío de un acero inoxidable austenítico puede provocar la transformación inducida por deformación de tensiones o la deformación de los granos de cristal, lo que evitará que se mantengan la resistencia a la fragilidad por hidrógeno y la resistencia a la fatiga por hidrógeno. Sin embargo, la investigación de los presentes inventores demostró que, en un acero con precipitaciones de carbonitruro finas, el efecto de anclaje evita que los granos de cristal se deformen. Se demostró también que, además, si el contenido de Ni es 12,0% mayor, entonces podía mantenerse una buena resistencia a la fragilidad por hidrógeno y resistencia a la fatiga por hidrógeno, incluso si el acero se trabaja en frío con una reducción en el área que no es menor que 10% y menor que 65%.

30 El acero inoxidable austenítico de la presente invención se preparó basándose en los hallazgos analizados anteriormente. Se describirá ahora en detalle el acero inoxidable austenítico según una realización de la presente invención.

[Composición química del acero]

El acero inoxidable austenítico según la presente realización tiene la composición química descrita a continuación. En la descripción a continuación, "%" para el contenido de un elemento significa % en masa.

C: hasta 0,10%

35 El carbono (C) no es un elemento que se añade intencionadamente según la presente realización. Si el contenido de C supera 0,10%, precipitan carburos en los límites de grano, lo que puede afectar negativamente a la tenacidad y otras propiedades. En vista de esto, el contenido de C no debe ser mayor que 0,10%. El contenido de C es preferiblemente no mayor que 0,04%, y más preferiblemente no mayor que 0,02%. Cuanto menor sea el contenido de C, mejor; sin embargo, reducir el contenido de C excesivamente implica aumentar los costes de refinado, y por tanto, por razones prácticas, es preferible que el contenido de C no sea menor que 0,001%.

Si: hasta 1,0%

45 El silicio (Si) desoxida el acero. Sin embargo, si está contenida una gran cantidad de Si, este puede, junto con Ni, Cr y/u otros elementos, formar compuestos intermetálicos, o facilitar la formación de compuestos intermetálicos tales como la fase σ , que pueden disminuir significativamente la trabajabilidad en caliente. En vista de esto, el contenido de Si no debe ser mayor que 1,0%. El contenido de Si es preferiblemente no mayor que 0,5%. Cuanto menor sea el contenido de Si, mejor; aún, desde el punto de vista de los costes de refinado, es preferible que el contenido de Si no sea menor que 0,01%.

Mn: no menor que 3,0% y menor que 7,0%

50 El manganeso (Mn) es un elemento de estabilización de austenita barato. Según la presente realización, el Mn se combina apropiadamente con Cr, Ni, N y/u otros elementos para contribuir a aumentar la resistencia y mejorar la ductilidad y tenacidad. Además, según la presente realización, la precipitación de partículas finas de carbonitruros

5 produce granos de cristal finos; sin embargo, si la cantidad de N disuelto es pequeña, no pueden precipitar carbonitruros con una densidad de número suficiente, ni siquiera después del proceso realizado por tratamiento en disolución, trabajado en frío y tratamiento térmico secundario, descrito adicionalmente más adelante. El Mn tiene el efecto de aumentar la solubilidad del N; en vista de esto, el contenido de Mn no debería ser menor que 3,0%. Por otro lado, si el contenido de Mn no es menor que 7,0%, puede aplicarse la técnica descrita en el documento WO 2004/083477; en vista de esto, según la presente realización, el contenido de Mn debería ser menor que 7,0%. De esta manera, el contenido de Mn no es menor que 3,0% y menor que 7,0%. El límite inferior para el contenido de Mn es preferiblemente 4%. El límite superior para el contenido de Mn preferiblemente es de 6,5% y más preferiblemente de 6,2%.

10 Cr: de 15 a 30%

15 El cromo (Cr) es un elemento que proporciona suficiente resistencia a la corrosión para producir un acero inoxidable y, de esta manera, es un componente esencial. Por otro lado, el exceso de contenido en Cr facilita la producción de grandes cantidades de partículas gruesas de carburos tales como $M_{23}C_6$, lo que puede disminuir la ductilidad y tenacidad. En vista de esto, el contenido de Cr debería estar en el intervalo de 15 a 30%. El límite inferior para el contenido de Cr es preferiblemente 18%, y más preferiblemente 20%. El límite superior para el contenido de Cr es preferiblemente 24% y más preferiblemente 23,5%.

Ni: no menor que 12,0% y menor que 17,0%

20 El níquel (Ni) se añade como un elemento de estabilización de austenita. Según la presente realización, el Ni se combina apropiadamente con Cr, Mn, N y/u otros elementos para contribuir a aumentar la resistencia y mejorar la ductilidad y tenacidad. Si el contenido de Ni es menor que 12,0%, el trabajado en frío puede provocar que la estabilidad de la austenita disminuya. Por otro lado, si el contenido de Ni no es menor que el 17,0%, el acero se satura con respecto a los efectos del Ni descritos anteriormente, lo que significa un aumento en los costes de material. En vista de esto, el contenido de Ni no debería ser menor de 12,0% y menor que 17,0%. El límite inferior del contenido de Ni preferiblemente es 13%, y más preferiblemente 13,5%. El límite superior para el contenido de Ni es preferiblemente 15% y más preferiblemente 14,5%.

25 Al: hasta 0,10%

30 El aluminio (Al) desoxida el acero. Por otro lado, el exceso del contenido de Al facilita la producción de compuestos intermetálicos tales como la fase σ . En vista de esto, el contenido de Al no debería ser mayor que 0,10%. Para asegurar que el acero se desoxida, el contenido de Al preferiblemente no es menor que 0,001%. El límite superior para el contenido de Al es preferiblemente 0,05% y más preferiblemente 0,03%. El Al como se usa en la presente memoria se refiere a la denominada "sol. Al (Al soluble en ácido)".

N: de 0,10 a 0,50%

35 El nitrógeno (N) es el elemento de refuerzo de soluto más importante y, al mismo tiempo, según la presente realización, produce granos de cristal finos formando partículas finas de carbonitruros de aleación, contribuyendo de esta manera a aumentar la resistencia. Por otro lado, el exceso del contenido de N puede dar como resultado partículas de nitruro gruesas, disminuyendo la tenacidad y otras propiedades mecánicas. En vista de esto, el contenido de N debería estar en el intervalo de 0,10 a 0,50%. El límite inferior para el contenido de N es preferiblemente 0,20% y más preferiblemente 0,30%.

V: de 0,01 a 1,0% y/o Nb: de 0,01 a 0,50%

40 El vanadio (V) y el niobio (Nb) promueven la producción de carbonitruros de aleación y contribuyen a la formación de granos de cristal más finos; en vista de esto, uno o ambos de ellos están contenidos. Por otro lado, si están contenidas cantidades excesivas de estos elementos, el acero estará saturado con respecto a sus efectos, lo que significa aumentos en los costes de material. En vista de esto, el contenido de V debería estar en el intervalo de 0,01 a 1,0% y el contenido de Nb en el intervalo de 0,01 a 0,50%. El límite inferior para el contenido de V es preferiblemente 0,10%. El límite superior para el contenido de V es preferiblemente 0,30%. El límite inferior para el contenido de Nb es preferiblemente 0,15%. El límite superior para el contenido de Nb es preferiblemente 0,28%. Es más efectivo si están contenidos ambos V y Nb.

P: hasta 0,050%

50 El fósforo (P) es una impureza y puede afectar negativamente a la tenacidad y otras propiedades del acero. El contenido de P no debería ser mayor que 0,050%, donde cuanto menor sea el contenido de P, mejor. El contenido de P es preferiblemente no mayor que 0,025% y más preferiblemente no mayor que 0,018%.

S: hasta 0,050%

El azufre (S) es una impureza y puede afectar negativamente a la tenacidad y otras propiedades del acero. El contenido de S no debería ser mayor que 0,050%, donde cuanto menor sea el contenido de S, mejor. El contenido de S es

preferiblemente no mayor que 0,010% y más preferiblemente no mayor que 0,005%.

5 El resto de la composición química del acero inoxidable austenítico según la presente realización es Fe e impurezas. Impureza, como se usa en la presente memoria, significa un elemento que se origina a partir del mineral o la chatarra usados como materia prima para un acero que se está fabricando en una base industrial o un elemento que se ha introducido desde el entorno o similar durante el proceso de fabricación.

10 El acero inoxidable austenítico según la presente realización puede tener una composición química que incluye, en lugar de parte del Fe descrito anteriormente, uno o más elementos seleccionados de uno del primer a cuarto grupos proporcionados a continuación. Todos los elementos que pertenecen al primer a cuarto grupos proporcionados a continuación son elementos opcionales. Esto es, los elementos que pertenezcan al primer a cuarto grupos proporcionados a continuación no es necesario que estén contenidos en el acero inoxidable austenítico según la presente realización. Pueden estar contenidos solo uno o algunos de estos elementos.

15 Más específicamente, por ejemplo, solo uno del primer a cuarto grupos pueden seleccionarse y uno o más elementos pueden seleccionarse a partir de este grupo. En este caso, no tienen que seleccionarse todos los elementos que pertenecen al grupo seleccionado. Como alternativa, puede seleccionarse una pluralidad de grupos del primer a cuarto grupos y pueden seleccionarse uno o más elementos de cada uno de estos grupos. De nuevo, no es necesario seleccionar todos estos elementos que pertenecen a los grupos seleccionados.

[Primer grupo]

Mo: de 0 a 3,0%

W: de 0 a 6,0%

20 Los elementos que pertenecen al primer grupo son molibdeno (Mo) y volframio (W). Estos elementos tienen los efectos comunes de promover la producción y estabilización de carbonitruros y contribuir al reforzamiento del soluto. Por otro lado, si están contenidas cantidades en exceso de los mismos, el acero está saturado con respecto a sus efectos. En vista de esto, el límite superior para Mo debería ser 3,0% y el de W debería ser 6,0%. El límite inferior preferido para estos elementos es 0,3%.

25 [Segundo grupo]

Ti: de 0 a 0,5%

Zr: de 0 a 0,5%

Hf: de 0 a 0,3%

Ta: de 0 a 0,6%

30 Los elementos que pertenecen al segundo grupo son titanio (Ti), zirconio (Zr), hafnio (Hf) y tantalio (Ta). Estos elementos tienen los efectos comunes de promover la producción de carbonitruros y producir granos de cristal finos. Por otro lado, si están contenidas cantidades en exceso de los mismos, el acero está saturado con respecto a sus efectos. En vista de esto, el límite superior para Ti y Zr es 0,5%, el de Hf es 0,3% y el de Ta es 0,6%. El límite superior para Ti y Zr es preferiblemente 0,1%, y más preferiblemente 0,03%. El límite superior para Hf es preferiblemente 0,08%, y más preferiblemente 0,02%. El límite superior para Ta es preferiblemente 0,4% y más preferiblemente 0,3%. El límite inferior preferido para estos elementos es 0,001%.

[Tercer grupo]

B: de 0 a 0,020%

Cu: de 0 a 5,0%

40 Co: de 0 a 10,0%

45 Los elementos que pertenecen al tercer grupo son boro (B), cobre (Cu) y cobalto (Co). Estos elementos tienen el efecto común de contribuir a aumentar la resistencia del acero. El B aumenta la resistencia del acero produciendo precipitados finos y, de esta manera, granos de cristal finos. Por otro lado, si está contenido un exceso de B, puede provocar que se formen compuestos con bajos puntos de fusión, disminuyendo la trabajabilidad en caliente. En vista de esto, el límite superior para el contenido de B es 0,020%. Cu y Co son elementos de estabilización de austenita, y aumentan la resistencia del acero por reforzamiento del soluto. Por otro lado, si están contenidas cantidades en exceso de los mismos, el acero se satura con respecto a sus efectos. En vista de esto, el límite superior para Cu es 5,0% y el de Co es 10,0%. El límite inferior preferido para B es 0,0001% y el límite inferior preferido para Cu y Co es 0,3%.

[Cuarto grupo]

50 Mg: de 0 a 0,0050%

Ca: de 0 a 0,0050%

La: de 0 a 0,20%

Ce: de 0 a 0,20%

Y: de 0 a 0,40%

5 Sm: de 0 a 0,40%

Pr: de 0 a 0,40%

Nd: de 0 a 0,50%

10 Los elementos que pertenecen al cuarto grupo son magnesio (Mg), calcio (Ca), lantano (La), cerio (Ce), itrio (Y), samario (Sm) praseodimio (Pr) y neodimio (Nd). Estos elementos tienen el efecto común de prevenir el agrietamiento por solidificación durante la colada del acero. Por otro lado, los contenidos en exceso de los mismos disminuyen la trabajabilidad en caliente. En vista de esto, el límite superior para Mg y Ca es 0,0050%, el de La y Ce es de 0,20%, el de Y, Sm y Pr es 0,40% y el de Nd es 0,50%. El límite inferior preferido para estos elementos es 0,0001%.

[Microestructura interna del acero]

15 Aunque el nitrógeno es eficaz en el reforzamiento de soluto, reduce la energía de falla por apilamiento para localizar tensiones durante la deformación, lo que puede disminuir la durabilidad frente a la fragilidad en un entorno de hidrógeno. Además, como se analiza adicionalmente a continuación, aunque la presente realización intenta reforzar el acero por trabajado en frío, el trabajado en frío puede aumentar la densidad de dislocación y aumentar la cantidad de hidrógeno atrapado, lo que puede disminuir la durabilidad contra la fragilidad en un entorno de hidrógeno.

20 Según la presente realización, la presente microestructura después del trabajado en frío realizada después del tratamiento térmico secundario descrito adicionalmente más adelante (en lo sucesivo en la presente memoria denominado como trabajado en frío secundario) se ajusta para aumentar la resistencia hasta 1500 MPa y, al mismo tiempo, evitar la fragilidad en un entorno de hidrógeno. Más específicamente, la razón de eje menor (B) a eje mayor (A) de los granos de cristal de austenita, B/A se hace mayor que 0,1 para proporcionar una buena resistencia a la fragilidad por hidrógeno en una microestructura trabajada en frío.

25 Para hacer que la razón del eje menor al eje mayor de los granos de cristal de austenita después del trabajado en frío secundario sea mayor que 0,1, debe controlarse la microestructura antes del trabajado en frío secundario; para hacer esto, el anclaje usando carbonitruros de aleación es efectivo. Para obtener este efecto, es preferible hacer que precipiten $0,4/\mu\text{m}^2$ o más partículas (en una sección transversal observada) de carbonitruro de aleación con una dimensión de 50 a 1000 nm. Estos carbonitruros de aleación contienen Cr, V, Nb, Mo, W, Ta, etc. como componentes principales y tienen una microestructura de cristal de una fase Z, es decir Cr (Nb, V) (C, N) y tipo MX (M: Cr, V, Nb, Mo, W, Ta, etc., X: C, N). Los carbonitruros de aleación según la presente realización casi no contienen Fe, donde la cantidad de Fe, si estuviera contenido, es como máximo del 1% atómico. Estos carbonitruros según la presente realización pueden tener un contenido de C (carbono) extremadamente bajo, es decir pueden ser nitruros.

30 Además, los granos de cristal de austenita del acero inoxidable austenítico según la presente realización tienen un número de tamaño de grano de cristal según la norma ASTM E 112 que es no menor que 8,0. Hacer los granos de cristal más finos aumenta la resistencia del acero con alto contenido de nitrógeno a la fragilidad en un entorno de hidrógeno.

35 Incluso si un acero contiene la microestructura anterior, puede tener una baja resistencia a la fragilidad en un entorno de hidrógeno si este tiene un bajo contenido de Ni. Además, incluso si la microestructura antes del trabajado en frío es austenita, que tiene una buena resistencia a la fragilidad por hidrógeno, el trabajado en frío puede provocar que se forme una fase de martensita, que podría deteriorar la resistencia a la fragilidad por hidrógeno. El Ni está contenido según la presente realización para mejorar la estabilidad de la austenita: el contenido de Ni es 12,0% o mayor según la presente realización para proporcionar una estabilidad de austenita suficiente frente al trabajado en frío con una razón de trabajado elevada.

40 La resistencia a la tracción de un acero inoxidable austenítico según la presente realización no es menor que 1000 MPa, y preferiblemente no menor que 1200 MPa. Por otro lado, una resistencia a la tracción de 1500 MPa o mayor puede aumentar la anisotropía de los granos de cristal, haciendo difícil proporcionar una resistencia a la fragilidad por hidrógeno suficiente. De esta manera, para definir un límite superior, la resistencia a la tracción se hace menor que 1500 MPa.

50 [Método de fabricación]

Se describirá ahora un método de fabricación de acero inoxidable austenítico según una realización de la presente invención.

Con los métodos convencionales, es imposible formar granos de cristal más finos y hacer que precipiten carbonitruros de aleación finos adecuados con una densidad en número deseada antes del trabajado en frío secundario; sin embargo, resulta posible, por ejemplo, realizar sucesivamente el tratamiento en disolución, el trabajado en frío y el tratamiento térmico secundario descrito más adelante.

5 La FIG. 1 es un diagrama de flujo del método de fabricación del acero inoxidable austenítico según la presente realización. El método de fabricación del acero inoxidable austenítico según la presente realización incluye la etapa de: preparar un material de acero (etapa S1); realizar el tratamiento en disolución del material de acero (etapa S2); trabajado en frío del material de acero que ha experimentado el tratamiento en disolución (etapa S3); realizar un
10 tratamiento térmico secundario sobre el material de acero que se ha trabajado en frío (etapa S4); y realizar un tratamiento en frío secundario sobre el material de acero que ha experimentado el tratamiento térmico secundario (etapa S5).

Se prepara un acero que tiene la composición química descrita anteriormente (en lo sucesivo en la presente memoria denominado como material de acero) (etapa S1). Más específicamente, el acero con la composición química descrita anteriormente se somete a fundición y refinado. También es posible que el material de acero pueda ser un acero
15 refinado que se ha sometido a trabajado en caliente, tal como forjado en caliente, laminado en caliente o extrusión en caliente.

El material de acero se somete a un tratamiento en disolución (etapa S2). Más específicamente, el material de acero se mantiene a una temperatura de 1000 a 1200°C (en lo sucesivo en la presente memoria denominado como temperatura de tratamiento en disolución) durante un periodo de tiempo predeterminado y después se enfría. Para
20 provocar que los elementos de aleación se disuelvan suficientemente, la temperatura de tratamiento en disolución no es menor que 1000°C, y más preferiblemente no menor que 1100°C. Por otro lado, si la temperatura de tratamiento en disolución es mayor que 1200°C, los granos de cristal se hacen extremadamente gruesos.

En el tratamiento en disolución según la presente realización, es suficiente si ocurre la disolución en un grado necesario para provocar que los carbonitruros precipiten en el último tratamiento térmico secundario (etapa S4) y no es necesario
25 que se disuelvan todos los elementos formadores de carbonitruro. Es preferible que el material de acero que experimenta el tratamiento en disolución se enfríe rápidamente de la temperatura de tratamiento en disolución, preferiblemente que se enfríe con agua (rociado o sumergido).

Además, no es necesario que la etapa de tratamiento en disolución (etapa S2) sea una etapa independiente: pueden obtenerse efectos similares por enfriamiento rápido después de la etapa de trabajado en caliente tal como extrusión
30 en caliente. Por ejemplo, puede ocurrir un enfriamiento rápido después de la extrusión en caliente a aproximadamente 1150°C.

El material de acero que se ha sometido a tratamiento en disolución se trabaja en frío (etapa S3). El trabajado en frío puede ser, por ejemplo, laminado en frío, forjado en frío o trefilado en frío. La reducción en el área para el trabajado en frío es de 20% o mayor. Esto aumenta la precipitación de núcleos para carbonitruros en el acero. No hay un límite
35 superior específico para la reducción en el área para el trabajado en frío; sin embargo, considerando reducciones en áreas aplicadas a piezas normales, se prefiere una reducción de 90% o menor. Como se usa en la presente memoria, la reducción en el área (%) es (sección transversal del material de acero antes del trabajado en frío - sección transversal del material de acero después de trabajado en frío) x 100 / (sección transversal del material de acero antes del trabajado en frío).

El material de acero que se ha trabajado en frío se somete al tratamiento térmico secundario (etapa S4). Más específicamente, el material de acero que se ha trabajado en frío se mantiene a una temperatura que no es menor que 900°C y menor que la temperatura de tratamiento en disolución de la etapa S2 (en lo sucesivo en la presente memoria denominada como temperatura de tratamiento térmico secundario) durante un periodo de tiempo
40 predeterminado, y después se enfría. El tratamiento térmico secundario elimina las tensiones debidas al trabajado en frío y provoca que las partículas finas de carbonitruros precipiten, dando como resultado granos de cristal finos.

Como se ha descrito anteriormente, la temperatura de tratamiento térmico secundario es menor que la temperatura de tratamiento en disolución. Para conseguir granos de cristal aún más finos, la temperatura de tratamiento térmico secundario preferiblemente no es mayor que [temperatura de tratamiento en disolución - 20°C] y, más preferiblemente no mayor que [temperatura de tratamiento en disolución - 50°C]. La temperatura de tratamiento térmico secundario es
50 preferiblemente no mayor que 1150°C, y más preferiblemente no mayor que 1080°C. Por otro lado, si la temperatura de tratamiento térmico secundario es menor que 900°C, se producen partículas de carburo de Cr gruesas, dando como resultado una microestructura no uniforme.

El material de acero que ha experimentado el tratamiento térmico secundario se somete al trabajado en frío secundario (etapa S5). El trabajado en frío secundario puede ser, por ejemplo, laminado en frío, forjado en frío o trefilado en frío.
55 La reducción en el área para el trabajado en frío secundario no es menor que 10% y menor que 65%. Si la reducción en el área para el trabajado en frío secundario es no menor que 65%, la anisotropía del material y la estabilidad de la austenita disminuyen, lo que hace disminuir la resistencia a la fragilidad por hidrógeno y la vida a fatiga en hidrógeno. Según la presente realización, aumentar el contenido de Ni, que es un elemento que aumenta la estabilidad de la

5 austenita, y el efecto de anclaje de los carbonitruros, proporciona una resistencia a la fragilidad por hidrógeno deseada y una resistencia a la fatiga por hidrógeno incluso aunque la reducción en el área sea relativamente alta. Esto aumentará la resistencia y al mismo tiempo, evitará la fragilidad en un entorno de hidrógeno. Para definir un límite inferior, la reducción en el área para el trabajado en frío secundario es preferiblemente mayor que 30% y más preferiblemente no menor de 40%.

Ejemplos

La presente invención se describirá ahora con más detalle mediante ejemplos. La presente invención no se limita a estos ejemplos.

10 Se fundieron al vacío 50 kg de aceros inoxidables que tenían las composiciones químicas mostradas en la Tabla 1 y se forjaron en caliente en bloques con un espesor de 40 a 60 mm.

[Tabla 1]

TABLA 1

| Tipo de acero | Composición Química (en % en masa, siendo el resto Fe e impurezas) | | | | | | | | | | | | | |
|---------------|--|------|-------|--------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|------|--|
| | C | Si | P | S | Mn | Cr | Ni | Al | N | V | Nb | Mo | W | |
| A | 0,024 | 0,42 | 0,012 | 0,001 | 4,82 | 22,4 | 12,3 | 0,03 | 0,34 | 0,15 | 0,15 | 2,21 | - | |
| B | 0,017 | 0,42 | 0,017 | 0,001 | 5,40 | 20,4 | 12,7 | 0,018 | 0,28 | 0,21 | 0,23 | - | 2,45 | |
| C | 0,008 | 0,45 | 0,013 | <0,001 | 4,72 | 18,3 | 13,8 | 0,023 | 0,26 | 0,23 | 0,24 | 2,37 | - | |
| D | 0,009 | 0,48 | 0,014 | <0,001 | 4,55 | 16,1 | 14,5 | 0,021 | 0,21 | 0,28 | 0,29 | - | - | |
| E | 0,042 | 0,39 | 0,007 | 0,003 | 5,23 | 15,1 | 15,1 | 0,026 | 0,33 | 0,31 | 0,33 | 2,17 | - | |
| F | 0,053 | 0,35 | 0,009 | <0,001 | 5,70 | 21,3 | 15,8 | 0,019 | 0,37 | 0,22 | 0,08 | - | - | |
| G | 0,064 | 0,36 | 0,013 | 0,001 | 6,23 | 19,7 | 16,1 | 0,022 | 0,17 | 0,12 | 0,03 | 2,12 | - | |
| H | 0,071 | 0,65 | 0,014 | 0,002 | 6,45 | 24,3 | 16,9 | 0,017 | 0,19 | 0,19 | 0,24 | 2,24 | - | |
| I | 0,081 | 0,72 | 0,007 | <0,001 | 6,88 | 23,3 | 12,4 | 0,027 | 0,21 | 0,37 | 0,43 | 1,23 | 2,83 | |
| J | 0,097 | 0,78 | 0,009 | 0,001 | 5,53 | 21,8 | 14,2 | 0,023 | 0,16 | 0,41 | 0,31 | 2,25 | - | |
| K | 0,034 | 0,81 | 0,008 | 0,002 | 4,23 | 17,6 | 13,4 | 0,014 | 0,13 | 0,53 | 0,49 | - | - | |
| L | 0,023 | 0,41 | 0,01 | 0,001 | 4,53 | 22,2 | 10,23 | 0,017 | 0,31 | 0,21 | 0,16 | - | - | |
| M | 0,027 | 0,43 | 0,012 | 0,001 | 4,68 | 22,7 | 8,85 | 0,014 | 0,29 | 0,19 | 0,18 | 2,5 | - | |
| N | 0,034 | 0,42 | 0,011 | 0,001 | 4,88 | 21,9 | 9,53 | 0,018 | 0,3 | 0,18 | 0,21 | - | - | |
| O | 0,031 | 0,42 | 0,01 | <0,001 | 4,47 | 21,8 | 11,74 | 0,016 | 0,32 | 0,19 | 0,19 | 2,18 | - | |
| P | 0,023 | 0,39 | 0,011 | <0,001 | 2,91 | 21,4 | 12,6 | 0,019 | 0,08 | 0,21 | 0,23 | 2,15 | - | |
| Q | 0,021 | 0,41 | 0,009 | 0,001 | 4,50 | 21,8 | 13,2 | 0,023 | 0,07 | 0,18 | 0,19 | - | - | |
| R | 0,031 | 0,41 | 0,011 | 0,001 | 4,85 | 21,8 | 12,1 | 0,02 | 0,32 | - | - | 2,17 | - | |

5 Los bloques se laminaron en caliente a un espesor predeterminado para proporcionar materiales de acero. Cada uno de los materiales de acero se sometió al tratamiento en disolución, trabajado en frío, tratamiento térmico secundario y trabajado en frío secundario en las condiciones mostradas en la Tabla 2 para proporcionar una plancha con un espesor de 8 mm. El tiempo de carga para cada uno del tratamiento en disolución y el tratamiento térmico secundario fue de una hora. Se realizó el laminado en frío como cada uno del trabajado en frío y el trabajado en frío secundario.

[Tabla 2]

TABLA 2

| Nº de ensayo | Tipo de acero | Temperatura de tratamiento en disolución (°C) | Reducción en el área para trabajado en frío (%) | Temperatura de tratamiento térmico secundario (°C) | Resistencia a la tracción después del tratamiento térmico secundario (MPa) | Reducción en el área para trabajado secundario (%) | Resistencia a la tracción después del trabajado en frío secundario (MPa) | Eje menor / eje mayor | Número de grano después del tratamiento térmico secundario | Alargamiento a rotura relativo (%) | Fatiga relativa (%) | Vida a fatiga en hidrógeno (ciclos) | Vida a fatiga en argón (ciclos) | Número de tamaño de grano después del trabajado en frío secundario |
|--------------|---------------|---|---|--|--|--|--|-----------------------|--|------------------------------------|---------------------|-------------------------------------|---------------------------------|--|
| 1 | A | 1200 | 25 | 1100 | 808 | 40 | 1123 | 0,18 | 8,6 | 98 | 71 | 16670 | 23479 | 8,8 |
| 2 | A | 1100 | 25 | 1050 | 821 | 40 | 1186 | 0,16 | 9,0 | 99 | 72 | 17769 | 24679 | 9,2 |
| 3 | A | 1050 | 25 | 1000 | 838 | 40 | 1221 | 0,18 | 10,7 | 94 | 73 | 21785 | 29843 | 11,0 |
| 4 | A | 1100 | 20 | 1000 | 837 | 40 | 1245 | 0,17 | 10,9 | 91 | 71 | 22350 | 31479 | 11,2 |
| 5 | A | 1100 | 25 | 1000 | 834 | 60 | 1457 | 0,11 | 10,3 | 92 | 71 | 32183 | 45328 | 10,6 |
| 6 | B | 1100 | 25 | 1000 | 816 | 60 | 1421 | 0,13 | 10,0 | 89 | 74 | 32174 | 43479 | 10,2 |
| 7 | C | 1100 | 25 | 1000 | 811 | 60 | 1418 | 0,13 | 10,0 | 92 | 72 | 30851 | 42848 | 10,3 |
| 8 | D | 1100 | 25 | 1000 | 807 | 60 | 1386 | 0,14 | 9,4 | 93 | 73 | 30366 | 41597 | 9,7 |
| 9 | E | 1100 | 25 | 1000 | 834 | 60 | 1434 | 0,13 | 10,6 | 88 | 74 | 32722 | 44219 | 10,9 |
| 10 | F | 1100 | 25 | 1000 | 847 | 60 | 1448 | 0,12 | 10,3 | 89 | 72 | 32934 | 45741 | 10,5 |
| 11 | G | 1100 | 25 | 1000 | 804 | 60 | 1423 | 0,14 | 9,8 | 91 | 73 | 31986 | 43816 | 10,1 |
| 12 | H | 1100 | 25 | 1000 | 834 | 60 | 1453 | 0,13 | 10,8 | 88 | 75 | 34117 | 45489 | 10,6 |
| 13 | I | 1100 | 25 | 1000 | 837 | 60 | 1474 | 0,12 | 10,4 | 92 | 76 | 36034 | 47413 | 10,7 |
| 14 | J | 1100 | 25 | 1000 | 806 | 60 | 1426 | 0,14 | 9,9 | 94 | 74 | 31960 | 43189 | 10,2 |
| 15 | K | 1100 | 25 | 1000 | 802 | 60 | 1409 | 0,13 | 9,3 | 93 | 72 | 29501 | 40974 | 9,5 |
| 16 | A | 1100 | 25 | 1000 | 837 | 80 | 1576 | 0,08 | 10,3 | 74 | 59 | 26636 | 45146 | 10,5 |
| 17 | A | 1100 | 25 | 1000 | 837 | 70 | 1528 | 0,1 | 9,6 | 64 | 41 | 16895 | 41208 | 9,9 |
| 18 | A | 1250 | 25 | 1000 | 724 | 40 | 1087 | 0,18 | 7,6 | 63 | 56 | 12313 | 21987 | 7,8 |
| 19 | A | 1100 | 25 | 850 | 738 | 40 | 1186 | 0,18 | 7,6 | 53 | 51 | 11979 | 23489 | 7,8 |
| 20 | L | 1100 | 25 | 1000 | 719 | 60 | 1089 | 0,1 | 10,2 | 79 | 68 | 14086 | 20714 | 10,4 |
| 21 | M | 1100 | 25 | 1000 | 723 | 60 | 1101 | 0,12 | 9,7 | 77 | 63 | 14231 | 22589 | 10,0 |
| 22 | N | 1100 | 25 | 1000 | 731 | 60 | 1143 | 0,13 | 9,4 | 78 | 61 | 14193 | 23267 | 9,7 |
| 23 | O | 1100 | 25 | 1000 | 743 | 60 | 1214 | 0,12 | 9,6 | 76 | 64 | 18302 | 28597 | 9,9 |
| 24 | P | 1100 | 25 | 1000 | 698 | 60 | 984 | 0,13 | 10,0 | 75 | 67 | 11954 | 17842 | 10,2 |
| 25 | Q | 1100 | 25 | 1000 | 689 | 60 | 974 | 0,14 | 9,9 | 75 | 68 | 11856 | 17435 | 10,1 |
| 26 | R | 1100 | 25 | 1000 | 775 | 30 | 987 | 0,1 | 7,7 | 79 | 58 | 11812 | 20447 | 9,1 |
| 27 | R | 1100 | 25 | 1000 | 775 | 40 | 1078 | 0,09 | 7,7 | 78 | 53 | 13589 | 25468 | 8,8 |
| 28 | R | 1100 | 25 | 1000 | 775 | 60 | 1124 | 0,08 | 7,7 | 77 | 52 | 14574 | 27810 | 8,6 |

[Observación de la microestructura]

A partir de las planchas obtenidas, se extrajeron muestras que permitieron la observación de las secciones transversales paralelas a la dirección de laminado y la dirección del espesor y se incrustaron en resina y se corroyeron en un ácido mixto (ácido clorhídrico a ácido nítrico = 1:1), antes de que sus números de tamaño de grano de cristal se midieran según la norma ASTM E 112. Además, en cada una de estas muestras, se determinó la razón del eje menor al eje mayor de los granos de cristal de austenita (eje menor/eje mayor). Después del tratamiento térmico secundario, las muestras se extrajeron similarmente de las planchas antes del tratamiento de enfriamiento secundario y se midieron sus números de tamaño de grano de cristal.

[Resistencia a la tracción y alargamiento a rotura]

Se extrajeron muestras de ensayo de tracción en forma de barras redondas que se extendían en la dirección longitudinal de las planchas y con una parte paralela que tenía un diámetro de 3 mm, y los ensayos de tracción se realizaron en atmósfera a temperatura ambiente o en gas hidrógeno alta presión a 85 MPa a temperatura ambiente, a una tasa de deformación de 3×10^{-6} /s para medir la resistencia a la tracción y el alargamiento a rotura. Puesto que una influencia significativa del hidrógeno es una disminución en la tenacidad, la razón de alargamiento a rotura en hidrógeno con respecto al alargamiento a rotura en la atmósfera se trató como el alargamiento a rotura relativo y un acero con un alargamiento a rotura relativo del 80% o mayor, preferiblemente 90% o mayor se consideró que tenía una disminución insignificante en la ductilidad debida al hidrógeno y que tenía una buena resistencia a la fragilidad en entornos de hidrógeno.

[Vida a fatiga]

Se extrajeron muestras de ensayo para fatiga tubulares que se extienden en la dirección longitudinal de las planchas y con un diámetro exterior de 7,5 mm, y los ensayos de fatiga se realizaron en gas argón a temperatura ambiente o en gas hidrógeno a alta presión a 85 MPa a temperatura ambiente para medir la vida a fatiga. El número de ciclos que habían ocurrido cuando una grieta se originaba desde una superficie interna de una muestra alcanzaba la superficie externa se trataron como vida a fatiga. Puesto que una influencia significativa del hidrógeno es una disminución en la vida a fatiga, la razón de vida a fatiga en hidrógeno respecto a la vida a fatiga en argón se trató como la vida a fatiga relativa, y un acero con una vida a fatiga relativa del 70% o mayor se consideró que tenía una disminución insignificante en la vida a fatiga debido al hidrógeno y que tenía una buena resistencia a la fatiga en hidrógeno.

[Resultados del ensayo]

Los valores de la resistencia a la tracción después del tratamiento térmico secundario, la resistencia a la tracción después del trabajado en frío secundario, la razón del eje menor al eje mayor del grano de cristal de austenita, el número de tamaño de grano de cristal de los granos de cristal de austenita después del tratamiento térmico secundario, el alargamiento a rotura relativo, la vida a fatiga relativa, la vida a fatiga en hidrógeno, la vida a fatiga en argón y el número de tamaño de grano de cristal de granos de cristal de austenita después del trabajado en frío secundario se enumeran en la Tabla 2 proporcionada anteriormente.

En cada uno de los Ensayos N.º 1 a 15, la razón del eje menor al eje mayor de los granos de cristal de austenita era mayor que 0,1, el número de tamaño de grano de cristal de los granos de cristal de austenita después del trabajado en frío secundario no era menor que 8,0, y la resistencia a la tracción no era menor que 1000 MPa y, al mismo tiempo, el alargamiento a rotura relativo no era menor que 80% y la vida a fatiga relativa no era menor que 70%, lo que suponía una resistencia a la fragilidad por hidrógeno y una resistencia a la fatiga por hidrógeno suficientes.

En cada uno de los Ensayos N.º 16 y 17, el alargamiento a rotura relativo y la vida a fatiga relativa eran pequeños. Esto es presumiblemente debido a que la razón del eje menor al eje mayor de los granos de cristal de austenita no era mayor que 0,1, es decir, debido a la anisotropía de los granos de cristal. Además, la razón del eje menor al eje mayor de los granos de cristal de austenita no era mayor que 0,1 presumiblemente debido a que la reducción en el área para el trabajado en frío secundario era demasiado alta.

En el Ensayo N.º 18, el alargamiento a rotura relativo y la vida a fatiga relativa eran pequeños. Esto es presumiblemente porque los tamaños de grano eran gruesos. Los granos de cristal eran gruesos presumiblemente debido a que la temperatura de tratamiento en disolución era demasiado alta.

En el Ensayo N.º 19, el alargamiento a rotura relativo y la vida a fatiga relativa eran pequeños. Esto es presumiblemente debido a que los granos de cristal eran gruesos. Los granos de cristal eran gruesos presumiblemente debido a que la temperatura de tratamiento térmico secundario era demasiado baja, precipitando Cr₂N.

En cada uno de los Ensayos N.º 20 a 23, el alargamiento a rotura relativo y la vida a fatiga relativa eran pequeños. Esto es presumiblemente debido a que los contenidos de Ni en los aceros de tipo L, M, N y O eran demasiado bajos y la estabilidad de la austenita después del trabajado en frío no estaba asegurada.

En cada uno de los Ensayos N.º 24 y 25, la resistencia a la tracción era menor que 1000 MPa y el alargamiento a rotura relativo y la vida a fatiga relativa eran pequeños. En el acero de tipo P para los ensayos N.º 24, el contenido de

Mn era demasiado bajo y, como resultado, no estaba contenida una cantidad de N suficiente. En el acero de tipo Q para el Ensayo N.º 25, el contenido de N era demasiado bajo. En cualquier caso, el reforzamiento del soluto debido al N era insuficiente, dando como resultado una resistencia a la tracción insuficiente.

5 En cada uno de los Ensayos N.º 26 a 28, el alargamiento a rotura relativo y la vida a fatiga relativa eran pequeños. Esto es presumiblemente debido a que la razón del eje menor al eje mayor de los granos de cristal de austenita no era mayor que 0,1, es decir, debido a la anisotropía de los granos de cristal. La razón del eje menor al eje mayor de los granos de cristal de austenita no era mayor que 0,1 presumiblemente porque el acero de tipo R para los ensayos 26 al 28 no contenía Nb ni V y, de esta manera, no se obtuvo el efecto de anclaje por carbonitruros.

10 La FIG. 2 es un diagrama de dispersión que muestra la relación entre la reducción en el área en el trabajado en frío secundario y el alargamiento a rotura relativo. La FIG. 2 se creó extrayendo, a partir de la Tabla 2, datos del mismo tipo de acero (es decir, el acero de tipo A). La FIG. 2 muestra que, si la reducción en el área no es mayor que 65%, puede obtenerse un alargamiento a rotura relativo del 80% o mayor de una manera estable. Además, muestra que, incluso si la reducción en el área es menor que 65%, el alargamiento a rotura relativo es bajo si la temperatura de tratamiento en disolución es demasiado alta (Ensayo N.º 18) o la temperatura de tratamiento térmico secundario es demasiado baja (Ensayo N.º 19).

15 La FIG. 3 es un diagrama de dispersión que muestra la relación entre el contenido de Ni y el alargamiento a rotura relativo. La FIG. 3 se creó extrayendo, a partir de la Tabla 2, datos con la misma reducción en el área (60%) en el trabajado en frío secundario. La FIG. 3 muestra que, si el contenido de Ni no es menor que 12,0%, el alargamiento a rotura relativo es significativamente grande. Además, muestra que, incluso si el contenido de Ni no es menor que 12,0%, el alargamiento a rotura relativo es bajo si el contenido de N es demasiado bajo (tipos de acero P y Q). Además, muestra que, incluso si el contenido de Ni no es menor que 12,0%, el alargamiento a rotura relativo es pequeño si no está contenido Nb o V (acero de tipo R).

20 La FIG. 4 muestra que, si el contenido de Ni no es menor que 12,0%, la vida a fatiga en hidrógeno es significativamente larga. Además, muestra que, incluso si el contenido de Ni no es menor que 12,0%, la vida a fatiga en hidrógeno es corta si el contenido de N es demasiado bajo (aceros de tipo P y Q). Además, muestra que, incluso si el contenido de Ni no es menor que 12,0%, la vida a fatiga en hidrógeno es corta si no está contenido Nb o V (tipo de acero R).

Aplicabilidad industrial

30 La presente invención proporciona un acero inoxidable austenítico de alta resistencia con una buena resistencia a la fragilidad por hidrógeno y resistencia a la fatiga por hidrógeno que se requieren para un miembro que se va a usar en hidrógeno a alta presión que se usa sin soldadura, por ejemplo.

REIVINDICACIONES

1. Un acero inoxidable austenítico que tiene una composición química que consiste en, en % en masa,
- C: hasta 0,10%;
- Si: hasta 1,0%;
- 5 Mn: no menos que 3,0% y menos que 7,0%;
- Cr: de 15 a 30%;
- Ni: no menos que 12,0% y menos que 17,0%;
- Al: hasta 0,10%;
- N: de 0,10 a 0,50%;
- 10 P: hasta 0,050%;
- S: hasta 0,050%;
- al menos uno de V: de 0,01 a 1,0% y Nb: de 0,01 a 0,50%;
- Mo: de 0 a 3,0%;
- W: de 0 a 6,0%;
- 15 Ti: de 0 a 0,5%;
- Zr: de 0 a 0,5%;
- Hf: de 0 a 0,3%;
- Ta: de 0 a 0,6%;
- B: de 0 a 0,020%;
- 20 Cu: de 0 a 5,0%;
- Co: de 0 a 10,0%;
- Mg: de 0 a 0,0050%;
- Ca: de 0 a 0,0050%;
- La: de 0 a 0,20%;
- 25 Ce: de 0 a 0,20%;
- Y: de 0 a 0,40%;
- Sm: de 0 a 0,40%;
- Pr: de 0 a 0,40%;
- Nd: de 0 a 0,50%; y
- 30 siendo el resto Fe e impurezas,
- teniendo el acero un grano de cristal de austenita con una razón de un eje menor a un eje mayor que es mayor que 0,1,
- teniendo el grano de cristal de austenita un número de tamaño de grano de cristal según la norma ASTM E 112 que no es menor que 8,0,
- 35 teniendo el acero una resistencia a la tracción que no es menor que 1000 MPa y hasta 1500 MPa.
2. El acero inoxidable austenítico según la reivindicación 1, en donde la composición química contiene uno o más elementos seleccionados de uno o más del primer a cuarto grupos,
- consistiendo el primer grupo en Mo: de 0,3 a 3,0% y W: de 0,3 a 6,0%;

consistiendo el segundo grupo en Ti: de 0,001 a 0,5%, Zr: de 0,001 a 0,5%, Hf: de 0,001 a 0,3% y Ta: de 0,001 a 0,6%;

consistiendo el tercer grupo en B: de 0,0001 a 0,020%, Cu: de 0,3 a 5,0% y Co: de 0,3 a 10,0%;

5 consistiendo el cuarto grupo en Mg: de 0,0001 a 0,0050%, Ca: de 0,0001 a 0,0050%, La: de 0,0001 a 0,20%, Ce: de 0,0001 a 0,20%, Y: de 0,0001 a 0,40%, Sm: de 0,0001 a 0,40%, Pr: de 0,0001 a 0,40% y Nd: de 0,0001 a 0,50%.

3. El acero inoxidable austenítico según una cualquiera de las reivindicaciones anteriores, que contiene Ni: no menos que 13,0%.

10 4. El acero inoxidable austenítico según una cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en donde precipitan 0,4/ μm^2 o más partículas, en una sección transversal observada, de carbonitruros de aleación con una dimensión de 50 a 1000 nm, en donde los carbonitruros comprenden Cr, V, Nb, Mo, W, y Ta; tienen una microestructura de cristal de una fase Z; y el Fe, en el caso de que estuviera contenido, es como máximo el 1% atómico.

5. El acero inoxidable austenítico según una cualquiera de las reivindicaciones anteriores, que tiene una resistencia a la tracción que no es menor que 1200 MPa.

15 6. Uso del acero inoxidable austenítico según una cualquiera de las reivindicaciones anteriores para un miembro expuesto a gas hidrógeno a alta presión que se usa sin soldadura.

7. Uso según la reivindicación 6, en donde el miembro expuesto a gas hidrógeno a alta presión es una válvula o una junta.

8. Un método para fabricar el acero inoxidable austenítico según una de las reivindicaciones 1 a 5, que comprende las etapas de:

20 someter a fundición y refinado un material de acero que tiene una composición química que consiste en, en % en masa, C: hasta 0,10%; Si: hasta 1,0%; Mn: no menos que 3,0% y menos que 7,0%; Cr: de 15 a 30%; Ni: no menos que 12,0% y menos que 17,0%; Al: hasta 0,10%; N: de 0,10 a 0,50%; P: hasta 0,050%; S: hasta 0,050%; al menos uno de V: de 0,01 a 1,0% y Nb: de 0,01 a 0,50%; Mo: de 0 a 3,0%; W: de 0 a 6,0%; Ti: de 0 a 0,5%; Zr: de 0 a 0,5%; Hf: de 0 a 0,3%; Ta: de 0 a 0,6%; B: de 0 a 0,020%; Cu: de 0 a 5,0%; Co: de 0 a 10,0%; Mg: de 0 a 0,0050%; Ca: de 0 a 0,0050%; La: de 0 a 0,20%; Ce: de 0 a 0,20%; Y: de 0 a 0,40%; Sm: de 0 a 0,40%; Pr: de 0 a 0,40%; Nd: de 0 a 0,50%; y siendo el resto Fe e impurezas;

25

una de las siguientes etapas a) y b)

a) trabajar en caliente el material de acero y realizar (S2) un tratamiento en disolución sobre el material de acero a una temperatura de tratamiento de la disolución de 1000 a 1200°C; y

30 b) trabajar en caliente el material de acero a una temperatura de la disolución de 1000 a 1200°C seguido de enfriamiento rápido realizando de esta manera (S2) un tratamiento en disolución;

trabajar en frío (S3) el material de acero que ha experimentado el tratamiento en disolución con una reducción en el área que no es menor que 20%;

35 realizar (S4) un tratamiento térmico sobre el material de acero que se ha trabajado en frío a una temperatura que no es menor que 900°C y menor que la temperatura de tratamiento en disolución; y

trabajar en frío (S5) el material de acero que ha experimentado el tratamiento térmico con una reducción en el área que no es menor que 10% y menor que 65%.

9. El método según la reivindicación 8, en donde la temperatura del tratamiento en disolución no es menor que 1100°C.

40 10. El método según una de las reivindicaciones 8 a 9, en donde el tratamiento en disolución incluye una etapa de enfriar con agua el material de acero.

11. El método según una de las reivindicaciones 8 a 10, en donde el tratamiento térmico sobre el material de acero que se ha trabajado en frío se realiza (S4) a una temperatura que no es mayor que la temperatura del tratamiento en disolución menos 20°C.

Fig.1

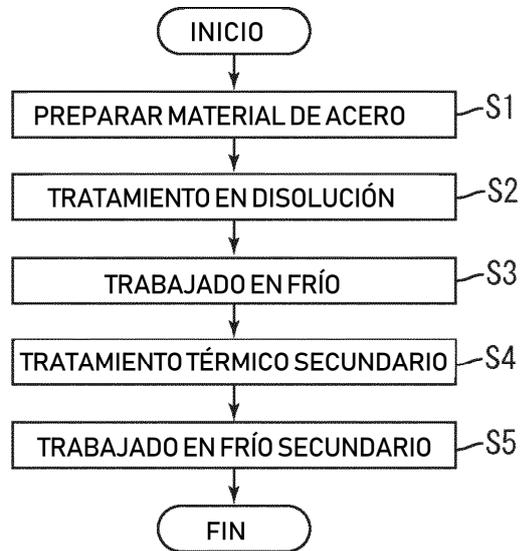


Fig.2

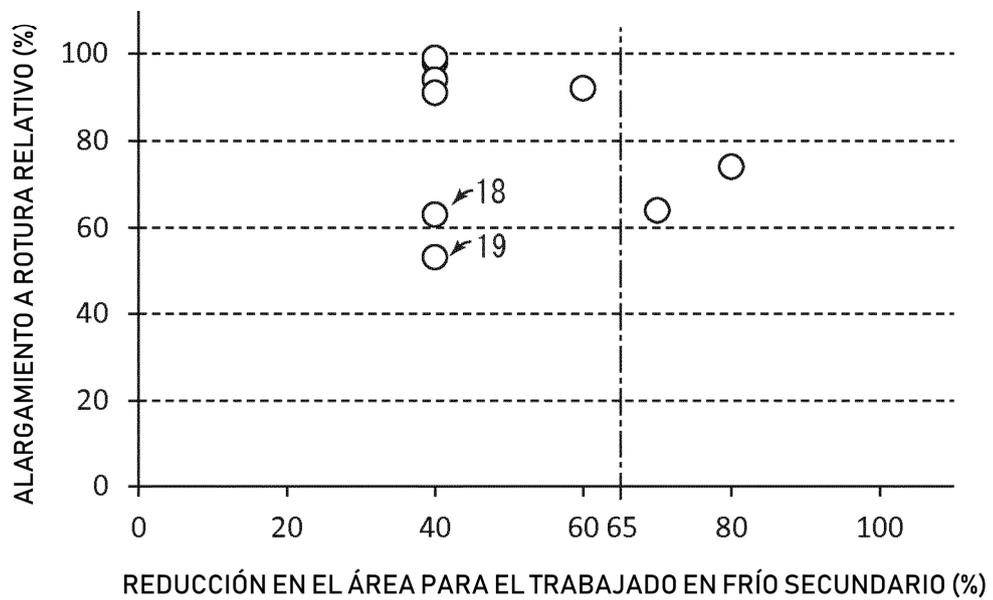


Fig.3

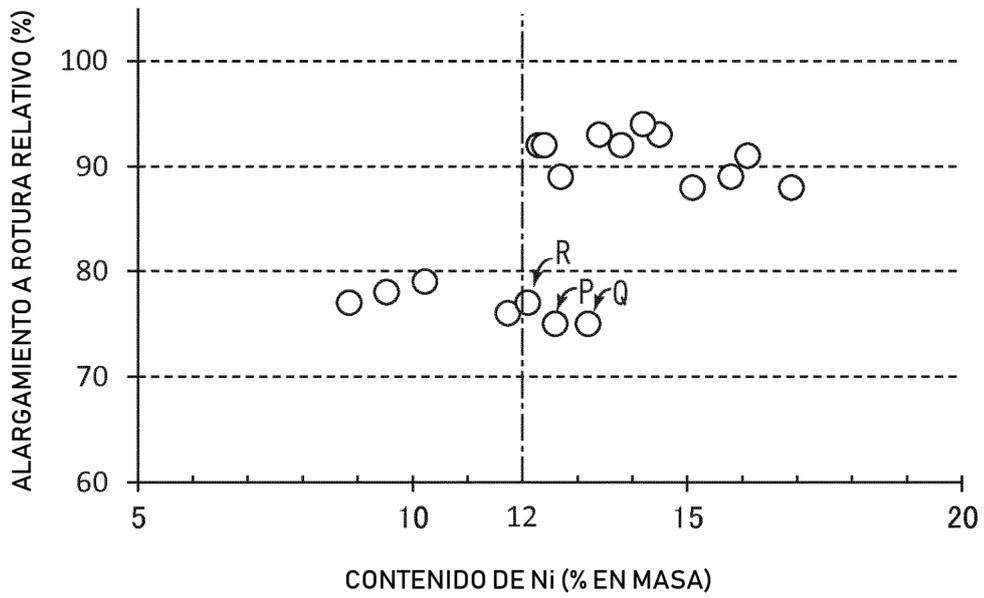


Fig.4

