

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 687 833**

51 Int. Cl.:

C22C 19/05	(2006.01) C21D 1/26	(2006.01)
C22C 38/00	(2006.01) C22C 30/00	(2006.01)
C22C 38/58	(2006.01) C22C 38/02	(2006.01)
G21D 1/00	(2006.01) C22C 38/04	(2006.01)
C21D 8/10	(2006.01) C22C 38/06	(2006.01)
C22F 1/00	(2006.01) C22C 38/40	(2006.01)
C22F 1/02	(2006.01) C22C 38/42	(2006.01)
C22F 1/10	(2006.01) C22C 38/50	(2006.01)
C21D 6/00	(2006.01) G21C 15/02	(2006.01)
C21D 9/08	(2006.01)	

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **19.06.2013** **PCT/JP2013/066817**

87 Fecha y número de publicación internacional: **27.12.2013** **WO13191202**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **19.06.2013** **E 13806115 (5)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **01.08.2018** **EP 2865771**

54 Título: **Tubo de aleación austenítico**

30 Prioridad:

20.06.2012 JP 2012138658

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

29.10.2018

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**MOMOZONO YUMI;
YONEMURA MITSU HARU;
MASAKI YASUHIRO y
KANZAKI MANABU**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 687 833 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

Tubo de aleación austenítico

Campo técnico de la invención

- 5 La presente invención se refiere a un tubo de aleación austenítica, y en particular, a un tubo de aleación austenítica que tiene una alta resistencia a la corrosión en general en agua a alta temperatura, tal como en una planta de energía nuclear.

Se reivindica la prioridad sobre la solicitud de patente japonesa n.º 2012-138658, presentada el 20 de junio de 2012, cuyo contenido se incorpora en la presente memoria como referencia.

Técnica relacionada

- 10 Para un tubo de transferencia de calor para un generador de vapor de agua usado en una planta de energía nuclear (en lo sucesivo, denominado simplemente "tubo SG"), se usa una aleación austenítica que contiene cromo tal como Alloy 600 y Alloy 690, Esto se debe a que una aleación de este tipo tiene una alta resistencia a la corrosión en agua a alta temperatura.

- 15 Dicho material se utiliza en un medio de agua a alta temperatura de aproximadamente 300°C (en agua a alta temperatura) que es un medio de agua del reactor de un reactor nuclear, durante varios años a varias decenas de años. La aleación austenítica que contiene cromo, que generalmente se utiliza como el tubo SG para una planta de energía nuclear, contiene una gran cantidad de Ni y tiene una alta resistencia a la corrosión y, por lo tanto, la velocidad de corrosión es baja, pero un componente metálico tal como una cantidad traza de Ni se libera de un metal base durante el uso a largo plazo.

- 20 El Ni liberado del tubo SG se transporta al núcleo del reactor y se irradia con neutrones en las proximidades de los combustibles mientras circula el agua del reactor. Cuando el Ni se irradia con los neutrones, el Ni se convierte en Co radiactivo mediante una reacción nuclear. El Co radiactivo tiene una vida media extremadamente larga y, por lo tanto, los rayos radioactivos se emiten continuamente durante mucho tiempo. En consecuencia, cuando la cantidad de liberación de Ni del tubo SG es grande, es imposible comenzar una inspección periódica antes de que la cantidad de rayos radiactivos emitidos se reduzca a un valor adecuado. Por este motivo, el período de inspección periódica se alarga, y por consiguiente se produce una pérdida económica.
- 25

Con el fin de utilizar un reactor de agua ligera durante mucho tiempo, es de vital importancia reducir la cantidad de liberación de Ni. Por este motivo, se ha evitado que se libere Ni en el tubo SG como elemento de aleación al mejorar la resistencia a la corrosión en un lado del material y al controlar la calidad del agua del reactor nuclear.

- 30 En el Documento de patente 1, se describe un método de recocido de un tubo de transferencia de calor con aleación basada en Ni a un intervalo de temperatura de 400°C a 750°C en una atmósfera de vacío de 10^{-2} a 10^{-4} Torr, con el fin de formar una película de óxido que contiene principalmente óxido de cromo y, por tanto, mejora la resistencia a la corrosión en general.

- 35 En el Documento de patente 2, se describe un método de fabricación de un material de planta de energía nuclear en el que un tratamiento de endurecimiento por envejecimiento en una atmósfera de oxidación bajo aire a una presión de 10^{-3} Torr hasta la presión atmosférica después de un tratamiento en disolución, y un tratamiento térmico que sirve como al menos una parte de un procedimiento de formación de película de óxido se realizan con respecto a una aleación reforzante por precipitación basada en Ni.

- 40 En el Documento de patente 3, se describe un método de fabricación de un producto de aleación basada en Ni en el que un producto de aleación basada en Ni se somete a un tratamiento térmico en una atmósfera de hidrógeno o en una atmósfera mixta de hidrógeno y argón donde el punto de rocío es de -60°C a + 20°C.

En el Documento de patente 4, se describe un método en el que una pieza de trabajo con una aleación que contiene níquel y cromo se expone a una mezcla gaseosa de vapor de agua de agua y al menos un tipo de gases no oxidantes y se forma una capa rica en cromo sobre una superficie de la pieza de trabajo con la aleación.

- 45 En el Documento de patente 5, se describe un método de fabricación para tratar un tubo de aleación basada en níquel que contiene Cr en una atmósfera compuesta de gases no oxidantes que contiene gases oxidantes, con el fin de formar una película de óxido de cromo que tenga un espesor predeterminado sobre una superficie interna del tubo.

- 50 En el Documento de patente 6, se describe un método de fabricación de una aleación basada en Ni en el que se calienta una aleación basada en Ni en una atmósfera que incluye gases de dióxido de carbono y se forma una película de óxido que incluye óxido de cromo sobre una superficie de la aleación basada en Ni.

En el Documento de patente 7, se describe un método de fabricación de una aleación basada en Ni para aumentar una relación de límite de ángulo bajo en un límite del grano de cristal, con el fin de mejorar la resistencia a SCC.

En el Documento de patente 8, se describe un tubo de aleación de Ni-Cr en el que, aplicando una gran deformación a tensión reticular uniforme a una capa superficial más externa, se mejora la resistencia a la corrosión.

Documento de la técnica anterior

Documento de patente

- 5 Documento de patente 1: solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación n.º S64-55366,
- Documento de patente 2: solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación n.º H8-29571,
- Documento de patente 3: solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación n.º 2002-121630,
- Documento de patente 4: solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación n.º 2002-322553,
- Documento de patente 5: solicitud de patente internacional PCT publicada n.º WO2012/026344,
- 10 Documento de patente 6: solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación n.º 2006-111902,
- Documento de patente 7: solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación n.º 2004-218076,
- Documento de patente 8: solicitud de patente internacional PCT publicada n.º WO2009/139387,

Descripción de la invención

Problemas a resolver por la invención

- 15 Como se describe en los documentos de patente 1 a 6 descritos anteriormente, en una tecnología para formar una película protectora sobre una superficie de una aleación, se obtienen excelentes efectos preventivos con respecto a la liberación de Ni cuando la película se mantiene en un estado de película delgada. Sin embargo, cuando la película se separa durante el uso en una planta real, la resistencia a la liberación de Ni se deteriora y, por lo tanto, puede tener efectos adversos sobre la calidad del agua en un horno.
- 20 En el método de fabricación de la aleación basada en níquel descrita en el Documento de patente 7, con el fin de aumentar la relación de límite de ángulo bajo en el límite de grano de cristal, se definen la reducción de área en el trabajo en frío final y la temperatura de tratamiento térmico en disolución final, y el grado de trabajo en frío final se establece como el más alto entre el trabajo en frío. Sin embargo, no se describe específicamente una relación entre el grado de trabajo en frío final y la reducción del área en el trabajo en frío intermedio o entre el grado de trabajo en frío final y la temperatura de tratamiento térmico en disolución intermedio. Además, no se toma en cuenta la cantidad de liberación de Ni.
- 25 En el método descrito en el Documento de patente 8, principalmente, la resistencia a la corrosión se mejora mediante la deformación a tensión reticular uniforme aplicada mediante deformación elástica. Sin embargo, no se toma en cuenta una relación entre deformación no uniforme tal como una dislocación, y resistencia a la corrosión.
- 30 El objeto de la presente invención es resolver estos problemas de la técnica relacionada, y proporcionar un tubo de aleación austenítica en el que se mejora drásticamente la resistencia a la corrosión, particularmente la resistencia a la corrosión en general.

Medios para resolver el problema

- 35 A través del estudio intensivo de un método en el que se previene la liberación de un componente metálico tal como Ni al mejorar la resistencia a la corrosión (resistencia a la corrosión en general) de un tubo de aleación austenítica, se ha investigado la influencia de una estructura superficial del material sobre la resistencia a la corrosión en general. Como resultado, se han obtenido los siguientes hallazgos.
- (a) Se investigó una relación entre una orientación en el plano de un cristal en una capa superficial y la resistencia a la corrosión (la resistencia a la corrosión en general) con respecto a una aleación austenítica tal como Alloy 690 que tenía una estructura cúbica centrada en la cara (una estructura fcc). Como resultado, se descubrió que en una muestra de material monocristal que tenía la orientación en el plano de {110}, la cantidad de liberación de Ni se redujo notablemente en un ensayo de liberación de Ni descrito más adelante, en comparación con una muestra de material monocristal que tenía la orientación en el plano de {100} o {111}.
- 40
- (b) Se realizó una medición de la resistencia a la polarización anódica con respecto a la muestra de material monocristal que tenía la orientación en el plano de {100}, {110} y {111} descrita anteriormente. Como resultado, en la muestra que tenía la orientación en el plano de {110}, la resistencia a la polarización anódica fue alta, en comparación con otras muestras. Se considera que cuando la polarización anódica es alta, la resistencia a la reacción en el momento en que se libera el metal a través de una película pasiva se vuelve alta y, por lo tanto, se reduce la cantidad de componente metálico liberado.
- 45

(c) De acuerdo con los motivos descritos anteriormente, cuando aumenta la orientación cristalina preferida de {110} (una fracción del plano {110} con respecto a la superficie de la aleación) en la estructura de la capa superficial del material (la aleación), es posible mejorar la resistencia a la corrosión en general de la aleación. Sin embargo, es difícil evaluar directamente la orientación cristalina preferida de {110}. Por lo tanto, a través de una consideración intensiva, los autores de la presente invención han descubierto que R, la cual es una relación de intensidad integrada de {220} a {111} sobre la capa superficial, (una relación de una intensidad integrada de {220} I_{220} a una intensidad integrada de {111} I_{111} : I_{220}/I_{111}) medida por un método de difracción de rayos X en incidencia rasante se usa eficazmente como la orientación cristalina preferida {110}. Además, en una medición usando difracción de rayos X, no aparece un pico de difracción de {110}, pero aparece el pico de difracción de {220} que está en paralelo con {110}. Por este motivo, la siguiente descripción se describe mediante {220} en lugar de {110}, y la orientación cristalina preferida de {110} se cita como la orientación cristalina preferida de {220}.

(d) En la difracción de rayos X de incidencia rasante, la relación de intensidad integrada de {220} a {111} y la orientación cristalina preferida de un plano de la estructura cristalina tienen una correlación negativa. Es decir, cuando R, que es la relación de la intensidad integrada de {220} (I_{220}) a la intensidad integrada de {111} (I_{111}) se establece en un parámetro de orientación cristalina preferida, la orientación cristalina preferida de {220} aumenta a medida que disminuye el valor de R.

(e) Se considera que un sitio de difusión de Cr aumenta a medida que aumenta la cantidad de dislocación intragranular, y se impulsa la formación de la película pasiva, y por lo tanto mejora la resistencia a la corrosión (la resistencia a la corrosión en general). Por este motivo, de acuerdo con la orientación cristalina preferida descrita anteriormente, se configura una estructura en la que se incluye una densidad de dislocación adecuada en los granos, y por lo tanto se puede obtener una resistencia a la corrosión en general más excelente.

(f) Incluso cuando la orientación cristalina preferida de {220} disminuye, si se introducen muchas dislocaciones en los granos, la difusión de Cr a través de la dislocación se puede realizar rápida y uniformemente, y así es posible formar rápida y uniformemente la película pasiva que suprime la liberación de Ni

(g) Como un índice de densidad de dislocación descrito anteriormente, los autores de la presente invención se han centrado en una anchura a media altura de {111}, F_{111} en la capa superficial medida por el método de difracción de rayos X de incidencia rasante. En un método de enfoque de difracción de rayos X, como es bien sabido, existe una relación entre la anchura a media altura y la densidad de dislocación. Una tendencia cualitativa similar se observa en el caso del método de difracción de rayos X de incidencia rasante. Por lo tanto, la anchura a media altura de F_{111} en la capa superficial medida por el método de difracción de rayos X de incidencia rasante incluye información de densidad de dislocación, y la anchura a media altura tiende a ser mayor cuando aumenta la densidad de dislocación.

(h) Al obtener una estructura metalográfica que satisface las siguientes expresiones (i) a (iii) descritas más adelante entre R, que es un parámetro de la orientación cristalina preferida de {220} y la anchura a media altura de {111} como el índice de densidad de dislocación, es posible proporcionar una alta resistencia a la corrosión en general a la aleación.

$$R \leq f1 \dots (i)$$

$$R = I_{220} / I_{111} \dots (ii)$$

$$f1 = 0.28 \times (F_{111}^{8.0} / (F_{111}^{8.0} + 0.35^{8.0})) \dots (iii)$$

en donde cada símbolo en las expresiones (i) a (iii) descritas anteriormente representa lo siguiente.

R: una relación de la intensidad integrada de {220} a la intensidad integrada de {111} en la capa superficial medida por el método de difracción de rayos X de incidencia rasante

I_{220} : la intensidad integrada de {220}.

I_{111} : la intensidad integrada de {111}.

F_{111} : la anchura a media altura de {111} en la capa superficial medida por el método de difracción de rayos X de incidencia rasante.

La presente invención se basa en los hallazgos descritos anteriormente, y se refiere a un tubo de aleación austenítica indicado en los puntos (1) o (2) descritos a continuación.

(1) Es decir, un tubo de aleación austenítica de acuerdo con un aspecto de la presente invención que se somete a un tratamiento de trabajo en frío y a un tratamiento térmico de recocido, que contiene C: de 0,01% a 0,15%; Cr: de 10,0% a 40,0%; y Ni: de 8,0% a 80,0%, en % en masa, y tiene una estructura metalográfica que satisface las siguientes expresiones (i) a (iii).

$$R \leq f1 \dots (i)$$

$$R = I_{220} / I_{111} \dots (ii)$$

$$f1 = 0.28 \times (F_{111}^{8.0} / (F_{111}^{8.0} + 0.35^{8.0})) \dots (iii)$$

- 5 en donde, en las expresiones anteriores, R es una relación de una intensidad integrada de {220} a una intensidad integrada de {111} en una capa superficial que se mide mediante un método de difracción de rayos X de incidencia rasante, I_{220} es la intensidad integrada de {220}, I_{111} es la intensidad integrada de {111}, y F_{111} es una anchura a media altura de {111} en la capa superficial que se mide por el método de difracción de rayos X de incidencia rasante.

(2) El tubo de aleación austenítica de acuerdo con (1) se puede usar como un material de una planta de energía nuclear.

10 Efectos de la invención

De acuerdo con la presente invención, se obtiene un tubo de aleación austenítica con excelente resistencia a la corrosión en general en el que la liberación de un componente metálico tal como Ni es extremadamente reducida incluso en agua a alta temperatura. Por lo tanto, el tubo de aleación austenítica de acuerdo con la presente invención es adecuado para un material de una planta de energía nuclear tal como un tubo SG.

15 Breve descripción de los dibujos

La Figura 1 es un diagrama que muestra una relación entre una orientación en el plano de una muestra y una cantidad de liberación de Ni mediante un ensayo de liberación de Ni.

- 20 La Figura 2 es un diagrama que muestra una relación entre un tiempo de inmersión de la muestra que tiene cada orientación en el plano y la resistencia de polarización anódica por unidad de área, mediante una medición de la resistencia de polarización anódica.

La Figura 3 es un diagrama que muestra una relación entre un parámetro R de un grado de orientación cristalina de {220} y F_{111} que es una anchura a media altura de {111} de cada una de las muestras en los ejemplos.

Realizaciones de la invención

En lo sucesivo, se describirá un tubo de aleación austenítica de acuerdo con una realización de la presente invención.

25 1. Composición química

Una aleación austenítica (en lo sucesivo, puede denominarse simplemente "aleación") utilizada para el tubo de aleación austenítica de acuerdo con esta realización, incluye una composición química que contiene C: de 0,01% a 0,15% o menos, Cr: de 10,0% a 40,0%, y Ni: de 8,0% a 80,0%, en % en masa.

- 30 Además, es preferible que la composición química contenga Si: de 0,05% a 1,00%, Mn: de 0,05% a 2,00%, P: 0,030% o menos, S: 0,030% o menos, Ti: de 0,1% a 0,5%, Cu: 0,6% o menos, Al: 0,5% o menos, y N: 0,20% o menos, y el resto contiene Fe e impurezas, en % en masa.

- 35 En la presente memoria, las "impurezas" son componentes que se introducen procedentes de materias primas como mineral y desechos, y varios factores de un procedimiento de fabricación en el momento de la fabricación industrial de la aleación, y están permitidos dentro de un intervalo en el que los efectos adversos no se aplican a la presente invención.

Las razones para limitar cada elemento son las siguientes. Además, en la siguiente descripción, "%" de un contenido de cada uno de los elementos indica "% en masa".

C: de 0,01% a 0,15%

- 40 El C es un elemento que tiene efectos para aumentar la resistencia del límite de grano de la aleación. Con el fin de obtener los efectos descritos anteriormente, un contenido de C es mayor o igual a 0,01%. Sin embargo, cuando el contenido de C excede el 0,15%, se deterioran la resistencia al agrietamiento por corrosión bajo tensión y la trabajabilidad. Por lo tanto, el contenido de C es de 0,01% a 0,15%. Además, el límite superior deseado del contenido de C es del 0,06%.

Cr: de 10,0% a 40,0%

- 45 El Cr es un elemento necesario para crear una película de óxido que incluye óxido de cromo, y para mejorar la resistencia a la corrosión. Con el fin de crear una película de óxido de este tipo sobre una superficie de aleación, es necesario que el contenido de Cr sea mayor o igual al 10,0%. Sin embargo, cuando el contenido de Cr excede 40,0%, se deteriora la trabajabilidad. Por lo tanto, el contenido de Cr es de 10,0 a 40,0%.

Ni: de 8,0% a 80,0%

5 El Ni es un elemento necesario para asegurar la resistencia a la corrosión de la aleación austenítica, y con el fin de obtener los efectos, es necesario que el contenido de Ni sea mayor o igual al 8,0%. Preferiblemente, el contenido de Ni es mayor que o igual a 45,0%. Por otro lado, dado que el Ni es un elemento costoso, el contenido mínimo requerido de Ni puede estar presente de acuerdo con un uso, y es preferible que el límite superior del contenido de Ni sea del 80,0%.

Si: de 0,05% a 1,00%,

10 El Si es un elemento utilizado como material desoxidante en el momento de realizar la fundición, y permanece en la aleación como las impurezas. Cuando el contenido de Si es excesivo, la limpieza de la aleación disminuye y, por lo tanto, es preferible que el contenido de Si sea inferior o igual a 1,00%. Es más preferible que el contenido de Si sea inferior o igual a 0,50%. Para obtener los efectos desoxidantes descritos anteriormente, es preferible que el contenido de Si sea superior o igual a 0,05%.

Mn: de 0,05% a 2,00%,

15 El Mn es un elemento útil para fijar el S como MnS, y para una trabajabilidad en caliente segura. El Mn puede no estar presente, pero con el fin de obtener los efectos descritos anteriormente, es preferible que un contenido de Mn sea mayor o igual a 0,05%. Sin embargo, cuando el contenido de Mn es excesivo, puede disminuir la resistencia a la corrosión de la aleación. Por este motivo, es preferible que el contenido de Mn sea menor o igual a 2,00%.

P: 0,030% o menos

20 El P es un elemento existente en la aleación como las impurezas. Es preferible que el contenido de P disminuya, y cuando el contenido de P excede el 0,030%, la resistencia a la corrosión disminuye notablemente y, por lo tanto, el contenido de P es menor o igual al 0,030%.

S: 0,030% o menos

25 El S es un elemento existente en la aleación como las impurezas. Es preferible que el contenido de S disminuya, y cuando el contenido de S excede el 0,030%, la resistencia a la corrosión disminuye notablemente y, por lo tanto, el contenido de S es menor o igual a 0,030%.

Ti: de 0,1% a 0,5%,

30 El Ti es un elemento útil para mejorar la trabajabilidad de la aleación, y para suprimir el crecimiento de grano de cristal en el momento de realizar la soldadura. El Ti puede no estar necesariamente presente, pero para obtener los efectos descritos anteriormente, es preferible que el contenido de Ti sea mayor o igual al 0,1%. Sin embargo, cuando el contenido de Ti excede el 0,5%, se deteriora la limpieza de la aleación. Por este motivo, es preferible que el contenido de Ti sea de 0,1% a 0,5%. Más preferiblemente, el límite superior del contenido de Ti es de 0,4%.

Cu: 0,6% o menos

El Cu es un elemento existente en la aleación como las impurezas. Cuando el contenido de Cu excede el 0,6%, la resistencia a la corrosión de la aleación disminuye, y por lo tanto el contenido de Cu es menor o igual a 0,6%.

35 Al: 0,5% o menos

El Al se utiliza como material desoxidante en el momento de realizar la fabricación de acero, y permanece en la aleación como una impureza. El Al restante es una inclusión a base de óxido en la aleación, y la limpieza de la aleación se deteriora, y por lo tanto la resistencia a la corrosión y las propiedades mecánicas de la aleación se ven afectadas negativamente. Por este motivo, un contenido de Al es menor o igual a 0,5%.

40 N: 0,20% o menos

45 El N puede no estar presente, pero en la aleación austenítica de acuerdo con esta realización, en general, aproximadamente el 0,01% de N está presente como las impurezas. Además, cuando N es menor o igual que 0,20%, N es un elemento que puede mejorar la resistencia sin deteriorar la resistencia a la corrosión. Cuando el contenido de N excede el 0,20%, la resistencia a la corrosión puede disminuir, y por lo tanto es preferible que el contenido de N sea menor o igual a 0,20%.

Como la aleación austenítica descrita anteriormente, se ejemplifica una aleación que tiene los siguientes 2 tipos de composiciones.

50 1. (a) Una aleación austenítica que contiene C: 0,15% o menos, Si: 1,00% o menos, Mn: 2,00% o menos, P: 0,030% o menos, S: 0,030% o menos, Cr: de 14,0% a 17,0%, Ni: de 70% a 80%, Fe: de 6,0% a 10,0%, Ti: 0,5% o menos, Cu: 0,5% o menos, y Al: 0,5% o menos, y el resto compuesto de impurezas.

2. (b) Una aleación austenítica que contiene C: 0,06% o menos, Si: 1,00% o menos, Mn: 2,00% o menos, P: 0,030% o menos, S: 0,030% o menos, Cr: de 27,0% a 31,0%, Ni: de 55% a 65%, Fe: de 7,0% a 11,0%, Ti: 0,5% o menos, Cu: 0,5% o menos, y Al: 0,5% o menos, y el resto compuesto de impurezas.

5 La aleación de (a) descrita anteriormente contiene del 14,0% al 17,0% de Cr y del 70% al 80% de Ni, y por lo tanto la resistencia a la corrosión es excelente particularmente en un medio que contiene cloruro. En esta aleación, desde el punto de vista del equilibrio entre el contenido de Ni y el contenido de Cr, es preferible que el contenido de Fe sea del 6,0% al 10,0%.

10 La aleación de (b) descrita anteriormente contiene del 27,0% al 31,0% de Cr y del 55% al 65% de Ni, y por lo tanto la resistencia a la corrosión es excelente incluso en un medio de agua pura y alcalino a alta temperatura, además del medio que contiene cloruro. En esta aleación, desde el punto de vista del equilibrio entre el contenido de Ni y el contenido de Cr, es preferible que el contenido de Fe sea del 7,0% al 11,0%.

2. Estructura metalográfica

El tubo de aleación austenítica de acuerdo con esta realización tiene una estructura metalográfica que cumple las expresiones (i) a (iii).

15 $R \leq f1 \dots (i)$

$$R = I_{220} / I_{111} \dots (ii)$$

$$f1 = 0.28 \times (F_{111}^{8.0} / (F_{111}^{8.0} + 0.35^{8.0})) \dots (iii)$$

en donde un significado de cada símbolo en las expresiones (i) a (iii) descritas anteriormente es el siguiente.

20 R: la relación de una intensidad integrada de {220} a una intensidad integrada de {111} en una capa superficial medida por un método de difracción de rayos X de incidencia rasante,

I_{220} : la intensidad integrada de {220},

I_{111} : la intensidad integrada de {111},

F_{111} : la anchura a media altura de {111} en la capa superficial medida por el método de difracción de rayos X de incidencia rasante.

25 La capa superficial descrita anteriormente representa, específicamente, una capa desde la superficie de un material (la aleación) hasta una profundidad de al menos 200 nm. Cuando la profundidad se calcula a partir de un coeficiente de absorción de rayos X de Ni justo después de exponerlo al medio de agua a alta temperatura, la estructura de la capa desde la superficie del material hasta la profundidad a 200 nm o menos se ve afectada por una reacción de corrosión. Por este motivo, para mejorar la resistencia a la corrosión del tubo de aleación austenítica, es importante gestionar la estructura en dicha parte.

30 Como se describió anteriormente, al controlar la orientación cristalina preferida de {220} sobre la capa superficial y la densidad de dislocación, es posible mejorar la resistencia a la corrosión en general de la aleación. Es necesario que el parámetro R de orientación cristalina preferida descrita anteriormente sea menor o igual que un valor de f1 que esté en función de F_{111} . Además, es preferible que R sea menor o igual que el valor de f2 representado por la Expresión (iv), y es más preferible que R sea menor o igual que un valor de f3 representado por la Expresión (v).

$$f2 = 0.26 \times (F_{111}^{9.9} / (F_{111}^{9.9} + 0.375^{9.9})) \dots (iv)$$

$$f3 = 0.235 \times (F_{111}^{12.0} / (F_{111}^{12.0} + 0.4^{12.0})) \dots (v)$$

3. Método de fabricación

40 Un método para controlar la orientación cristalina preferida de {220} sobre la capa superficial de la aleación y la densidad de dislocación no está particularmente limitado, y se obtienen efectos de mejora de la resistencia a la corrosión en la medida en que se obtiene la aleación austenítica que tiene los componentes y la estructura metalográfica descrita anteriormente. Por ejemplo, es posible realizar el control ajustando las condiciones del trabajo en frío y el tratamiento térmico de la siguiente manera.

45 Específicamente, la laminación en frío se realiza con respecto a la aleación que contiene los componentes químicos descritos antes con una reducción del área del 65% o superior, y las condiciones de tratamiento térmico (temperatura de calentamiento y tiempo de calentamiento) en un tratamiento térmico de recocido posterior se controlan adecuadamente, y por lo tanto, es posible controlar la densidad de dislocación y mejorar la orientación cristalina preferida de {220} en una superficie del tubo de aleación austenítica. Además, en el dibujo posterior, la reducción del

5 área se establece para que sea menor o igual al 50%, y las condiciones de tratamiento térmico en el posterior tratamiento térmico de recocido se controlan adecuadamente, y así es posible mejorar adicionalmente la orientación preferida. Además, posteriormente, el enderezamiento se realiza mediante un enderezador, y en el enderezamiento, no se aplica la fuerza motriz por la que se produce el crecimiento de grano, y por lo tanto la orientación cristalina preferida no cambia considerablemente.

10 Al realizar la laminación en frío a una alta reducción del área del 65% o más, se introduce una deformación no uniforme, es decir, la dislocación. Posteriormente, al realizar el tratamiento térmico de recocido, el crecimiento y la rotación del grano de cristal se generan de acuerdo con la recuperación y la recrystalización, y así se forma una textura, es decir, una orientación cristalina preferida de {220}. En este momento, cuando la reducción del área es inferior al 65% en la laminación en frío, la dislocación a introducir es insuficiente y, por lo tanto, la orientación cristalina preferida de {220} puede no aumentarse suficientemente. Además, en el tratamiento térmico de recocido después de la laminación en frío, para que se produzca de forma suficiente la recuperación y la recrystalización, es preferible que la temperatura de calentamiento sea de 1.000°C a 1.150°C, y el tiempo de calentamiento sea de 0,1 a 40 horas.

15 Además, al realizar el estiramiento en frío después de realizar la laminación en frío y el tratamiento térmico de recocido después de la laminación en frío, es posible mejorar la precisión dimensional del tubo de aleación austenítica y realizar el adelgazamiento. En este momento, al realizar el estiramiento en frío a una reducción del área del 50% o menos, que es una reducción relativamente baja del área, se ajusta una condición superficial, y la estructura se extiende en una dirección de estiramiento mediante tensión por compresión entre una boquilla y el material, y así la dislocación se introduce adecuadamente. Posteriormente, al realizar el tratamiento térmico de recocido, la orientación cristalina preferida de {220} se mejora aún más de acuerdo con la recuperación de la dislocación y la recrystalización. Por el contrario, cuando la reducción del área excede el 50% en el estiramiento en frío, se produce una fractura de una textura de regulación del grano formado y un vacío o grieta debido a la introducción de la dislocación excesiva, y así se pueden reducir los efectos de suprimir la liberación de Ni. Además, en el tratamiento térmico de recocido después del estiramiento en frío, para que se produzca de forma suficiente la recuperación y la recrystalización, es preferible que la temperatura de calentamiento sea de 1.000°C a 1.150°C, y el tiempo de calentamiento sea de 0,1 a 40 horas.

25 En lo sucesivo, la presente invención se describirá más específicamente de acuerdo con los ejemplos, pero la presente invención no se limita a los ejemplos.

Ejemplo 1

30 Se disolvió y moldeó al vacío una aleación austenítica que tenía las composiciones químicas de un tipo de acero A en la Tabla 1, y se trabajó un lingote obtenido de la misma para que tuviera un diámetro de 7 mm x una longitud de 120 mm, y así se preparó un material monocristal utilizando un método de fusión de zona flotante óptica bajo alto vacío.

Tabla 1

Tipo de acero	Composición química (% en masa, Fe remanente e impurezas)										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Ti	Cu	Al	N
A	0,027	0,30	0,29	0,009	0,002	30,15	59,75	0,27	0,02	0,15	0,0088
B	0,16*	0,30	0,30	0,010	0,001	30,12	59,76	0,27	0,02	0,15	0,0088
C	0,028	0,30	0,29	0,009	0,002	7,8*	59,60	0,27	0,02	0,15	0,0090
D	0,027	0,30	0,29	0,009	0,002	42,2*	59,75	0,28	0,02	0,14	0,0088
* Fuera del alcance definido por la presente invención											

35 El material monocristal preparado se fijó mediante sujeciones, las orientaciones cristalinas se especificaron mediante un método Laue de rayos X, y luego se prepararon muestras cortando el material monocristal, cada uno con un espesor de 0,5 mm, en paralelo con cada orientación cristalina usando mecanizado por descarga eléctrica con hilo que se proporcionará a un ensayo de liberación de Ni y una medición de resistencia de polarización anódica que se describe a continuación.

40 En el ensayo de liberación de Ni, una superficie de extremo en un lado de una tubería de titanio que tenía un diámetro exterior de 12,7 mm x una longitud de 150 mm se sujetó con racor Swagelok (marca registrada) a tapar, un material de ensayo que se cortó mediante el mecanizado por descarga eléctrica con hilo se introdujo en la tubería de titanio mediante una muestra, y 1.000 ppm de B + 2 ppm de Li + 30 cm³ de H₂/kg H₂O (STP) que es agua de simulación

primaria de reactor nuclear también se inyectó en la tubería de titanio como disolución de ensayo. Posteriormente, también se fijó una superficie de extremo en el otro lado de la tubería de titanio con racor Swagelok (marca registrada), y de este modo el material de ensayo y la disolución de ensayo se cerraron herméticamente en la tubería de titanio. La tubería de titanio se expuso a un reactor autoclave de tipo discontinuo en un medio a 325°C durante 500 horas. El ensayo se llevó a cabo con las dos muestras en cada orientación en el plano. Después del ensayo, se tomaron muestras de la disolución en la tubería de titanio, se midió la cantidad de Ni procedente de la disolución muestreada utilizando espectroscopía de absorción atómica, y se obtuvo la cantidad de liberación de Ni por unidad de área. Un resultado del mismo se muestra en la Figura 1.

En la medición de la resistencia a la polarización anódica, se soldó un cable conductor al material de ensayo, y se aisló una parte expuesta de metal distinta de una superficie de medición revistiéndola con silicona. Como la disolución de ensayo, se usaron 0,5 mol/l de disolución acuosa de Na_2SO_4 , y se midió la resistencia a la polarización anódica en un medio de una atmósfera saturada mientras se controlaba la temperatura a 35°C. Como un pretratamiento de la medición, el material de ensayo se mantuvo a un potencial constante de -1,5 V (en lo sucesivo, todos los potenciales se indican sobre la base de un electrodo de Ag/AgCl saturado) durante 600 segundos, y se redujo una película pasiva sobre una superficie del material de ensayo, para que estuviera en un estado de superficie activada. Posteriormente, se midió la resistencia a la polarización anódica, 10 minutos, 20 minutos, y 30 minutos después de que la muestra se convirtiera a un estado de circuito abierto. En la medición de la resistencia a la polarización anódica, se midió un valor de corriente polarizando el potencial desde un potencial de circuito abierto hasta +10 mV a una velocidad de barrido de potencial de 2 mV/s. La corriente medida se convirtió en densidad de corriente, y la resistencia a la polarización anódica por unidad de área se calculó de acuerdo con la ley de Ohm a partir de la relación entre la corriente y el potencial. El resultado de esto se muestra en la Figura 2.

Como se muestra en las figuras 1 y 2, en la muestra que tiene la orientación en el plano de {110}, la cantidad de liberación de Ni fue pequeña, y la resistencia a la polarización anódica fue grande, en comparación con la muestra que tenía la orientación en el plano de {100} o {111}. A partir de este resultado, es obvio que la resistencia a la corrosión en general de la aleación mejora cuando aumenta la orientación cristalina preferida de {110} (una orientación cristalina preferida de {220}) en una estructura en una capa superficial del material.

Ejemplo 2

Se disolvió y moldeó al vacío una aleación austenítica que tenía las composiciones químicas mostradas en la Tabla 1, un lingote obtenido a partir de la misma se sometió a forjado en caliente para preparar un tocho, y el tocho obtenido se conformó en forma de un tubo mediante un método de moldeo por extrusión en caliente. Un tubo así obtenido se sometió a laminación en frío mediante un molino reductor de diámetro y espesor de pared Pilger en una condición en la que la reducción del área fue del 60% al 91%, y se obtuvo un tubo con un diámetro externo de 25 mm y un espesor de 1,65 mm.

A continuación, se llevó a cabo el tratamiento térmico de recocido (un tratamiento térmico de recocido intermedio en molienda) en una atmósfera de hidrógeno de 1.000°C o superior a 1.200°C o inferior. Posteriormente, el estiramiento en frío se realizó adicionalmente con una reducción de área de 27% a 55%, y después del estiramiento en frío, el tratamiento térmico de recocido (un tratamiento térmico de recocido final en molienda) se realizó en la atmósfera de hidrógeno de 1.000°C o superior a 1.200°C o inferior, y de este modo se prepararon tubos de aleación austenítica (tubos de ensayo) de los ensayos n^{os} 1 a 37. Las condiciones de fabricación para cada n.º de ensayo se muestran en la Tabla 2.

Tabla 2

Nº muestra	Tipo de acero	Reducción del área de laminación en frío (%)	Recocido intermedio en molienda		Reducción del área de estiramiento en frío (%)	Recocido final en molienda		Valor de R	Valor de f1	F ₁₁₁₁ (°)	Cantidad de liberación de Ni (mg/m²)	Resistencia al craqueo por corrosión a tensión	Clasificación
			Temperatura de tratamiento térmico (°C)	Tiempo de tratamiento térmico (h)		Temperatura de tratamiento térmico (°C)	Tiempo de tratamiento térmico (h)						
1	A	80	1.050	1,0	45	1.100	1,0	0,07	0,25	0,47	<1,00×10 ⁻²	BUENA	Ejemplos de la presente invención
2	A	72	1.100	1,0	45	1.050	5,7	0,16	0,26	0,49	<1,00×10 ⁻²	BUENA	
3	A	76	1.050	1,0	45	1.100	1,0	0,14	0,26	0,48	6,24×10 ⁻¹	BUENA	
4	A	85	1.050	1,0	45	1.100	1,0	0,05	0,22	0,41	1,75×10 ⁻¹	BUENA	
5	A	78	1.050	1,0	45	1.050	5,7	0,10	0,26	0,47	<1,00×10 ⁻²	BUENA	
6	A	91	1.050	1,0	45	1.100	1,0	0,03	0,06	0,30	8,21×10 ⁻¹	BUENA	
7	A	89	1.100	0,5	45	1.150	0,2	0,05	0,28	0,62	5,00×10 ⁻¹	BUENA	
8	A	65	1.100	1,0	45	1.100	1,0	0,16	0,26	0,50	4,00×10 ⁻²	BUENA	
9	A	80	1.050	1,0	38	1.050	5,0	0,10	0,26	0,49	1,00×10 ⁻²	BUENA	
10	A	76	1.050	1,0	38	1.100	1,0	0,14	0,26	0,48	6,24×10 ⁻¹	BUENA	
11	A	91	1.150	0,5	38	1.050	5,7	0,05	0,11	0,33	7,30×10 ⁻¹	BUENA	
12	A	65	1.100	1,0	38	1.100	1,0	0,20	0,27	0,51	9,20×10 ⁻²	BUENA	
13	A	80	1.100	0,5	34	1.100	1,0	0,12	0,26	0,50	<1,00×10 ⁻²	BUENA	
14	A	76	1.150	0,5	34	1.050	15,7	0,14	0,26	0,49	6,25×10 ⁻¹	BUENA	
15	A	91	1.050	1,0	34	1.000	37,2	0,08	0,21	0,40	5,40×10 ⁻¹	BUENA	
16	A	65	1.100	1,0	34	1.150	0,2	0,23	0,27	0,54	7,50×10 ⁻¹	BUENA	
17	A	80	1.100	0,5	27	1.100	1,0	0,13	0,27	0,51	<1,00×10 ⁻²	BUENA	
18	A	76	1.050	1,0	27	1.100	1,0	0,14	0,26	0,48	6,25×10 ⁻¹	BUENA	
19	A	91	1.150	0,5	27	1.100	1,0	0,12	0,23	0,43	1,01×10 ⁻¹	BUENA	
20	A	65	1.100	1,0	27	1.100	1,0	0,26	0,27	0,55	8,54×10 ⁻¹	BUENA	
21	A	80	1.050	1,0	45	1.150	0,4	0,06	0,25	0,48	<1,00×10 ⁻²	BUENA	
22	A	85	1.000	37,0	45	1.040	8,2	0,06	0,20	0,40	1,60×10 ⁻¹	BUENA	
23	A	78	1.020	2,5	38	1.050	5,7	0,09	0,24	0,45	5,00×10 ⁻²	BUENA	

Nº muestra	Tipo de acero	Reducción del área de laminación en frío (%)	Recocido intermedio en molienda		Reducción del área de estiramiento en frío (%)	Recocido final en molienda		Valor de R	Valor de f1	F ₁₁₁ (°)	Canti-dad de libera-ción de Ni (mg/m²)	Resis-tencia al craqueo por corrosión a tensión	Clasifica-ción
			Temperatura de tratamiento térmico (°C)	Tiempo de tratamiento térmico (h)		Temperatura de tratamiento térmico (°C)	Tiempo de tratamiento térmico (h)						
24	A	72	1.140	0,1	38	1.100	1,0	0,14	0,25	0,48	<1,00×10 ⁻²	BUENA	
25	A	89	1.100	0,2	34	1.050	5,7	0,06	0,20	0,40	<1,00×10 ⁻²	BUENA	
26	A	85	1.050	1,0	34	1.020	17,3	0,05	0,19	0,39	1,60×10 ⁻¹	BUENA	
27	A	60	1.050	0,5	45	1.050	0,5	0,30*	0,28	0,65	1,01×10	BUENA	Ejemplos comparativos
28	A	80	1.050	1,5	45	1.200	1,0	0,10*	0,06	0,30	3,07	BUENA	
29	A	69	1.050	1,5	45	1.200	1,5	0,20*	0,14	0,35	6,79	BUENA	
30	A	70	1.100	2,0	55	1.050	0,5	0,12*	0,06	0,30	8,54	BUENA	
31	A	85	1.000	10,0	38	1.200	5,0	0,15*	0,02	0,25	6,50	BUENA	
32	A	72	900	10,0	38	1.000	0,5	0,22*	0,09	0,32	7,50	BUENA	
33	A	80	1.100	1,0	27	950	24,0	0,16*	0,08	0,31	8,20	BUENA	
34	A	65	1.200	5,5	27	1.050	0,3	0,21*	0,09	0,32	7,40	BUENA	
35	B	80	1.050	1,0	Se produce grieta	-	-	-*	-	-	-	-	
36	C	80	1.050	1,0	38	1.100	1,0	0,15*	0,09	0,32	7,90	NO BUENA	
37	D	78	1.050	1,0	Se produce grieta	-	-	-*	-	-	-	-	
* Fuera del alcance definido por la presente invención													

Para enderezar la curvatura localizada del tubo de ensayo fabricado, el trabajo en frío se realizó mediante el enderezador en condiciones constantes y, a continuación, se realizó el tratamiento térmico con el fin de reducir la deformación localizada de la red debido al trabajo en frío.

- 5 Se tomó una muestra que tenía una longitud de 30 mm del tubo de ensayo, y la muestra se cortó en cuatro partes en una dirección longitudinal con el fin de obtener un material de muestra en forma de tira. Mediante el uso de un método de haz paralelo de rayos X, I₁₁₁ e I₂₂₀, que son las intensidades integradas de {111} y {220} en la capa superficial de una superficie interna del material de muestra descrito anteriormente, se midieron de acuerdo con la incidencia rasante y se analizó I₂₂₀/I₁₁₁. Además, se analizó la anchura a media altura F₁₁₁ desde el pico de difracción de {111}. En este
- 10 momento, una abertura de limitación de divergencia vertical se ajustó a 2 mm, y se abrieron otras aberturas. Además, se estableció una velocidad de barrido de 0,5°/min, y se estableció un intervalo de muestreo de 0,02°. La profundidad de la capa superficial se calculó a partir de un coeficiente de absorción de Ni. La relación de intensidad integrada en la profundidad calculada se ajustó cambiando un ángulo de incidencia de rayos X, y valores de R y F₁₁₁ desde la superficie hasta una profundidad igual o inferior a 200 nm (desde la superficie hasta la profundidad de 200 nm en
- 15 dirección al espesor del tubo).

Asimismo, como los valores de R y F_{111} dentro de la superficie a la profundidad de 200 nm, fueron adoptados el valor promedio de la relación de intensidad integrada entre $\{111\}$ y $\{220\}$, y el valor promedio de la anchura a media altura de $\{111\}$ en profundidades de 28 nm (el ángulo incidente: $0,1^\circ$), 56 nm (el ángulo incidente: $0,2^\circ$), 111 nm (el ángulo incidente: $0,4^\circ$), y 167 nm (el ángulo incidente: $0,6^\circ$) desde la superficie. Un resultado de esto también se muestra en la Tabla 2.

Una probeta que tenía una longitud de 2.000 mm se tomó como muestra del tubo de ensayo después del tratamiento térmico descrito anteriormente para proporcionarse al ensayo de liberación de Ni. En el ensayo de liberación de Ni, se utilizó un autoclave de tipo circulación, y 1.000 ppm de B + 2 ppm de Li + 30 cm³ de H /kg H₂O (STP) que es el agua de simulación primaria de reactor nuclear que fluye a través de la superficie interna del tubo de ensayo a 300°C durante 100 horas o más. En este momento, después de aproximadamente 20 horas (t_1), después de aproximadamente 50 horas (t_2), y después de aproximadamente 120 horas (t_3), se realizó el muestreo mediante una disolución fluida que salía de la superficie interna del tubo de ensayo después de aproximadamente 1 hora a través de un filtro de intercambio iónico, y se muestreó el Ni liberado. Luego, se midió la cantidad de Ni presente en cada filtro mediante espectroscopía de absorción atómica. A continuación, los valores para los cuales las cantidades de Ni medidas en los tiempos respectivos de t_1 , t_2 y t_3 se dividieron por un tiempo de muestreo, en ese momento se establecieron en a_1 , a_2 y a_3 , respectivamente, y la cantidad de liberación de Ni después de 100 horas se obtuvo de " $a_1 \times t_1 + a_2 \times (t_2 - t_1) + a_3 \times (100 - t_2)$ ". Los resultados de este ensayo se muestran en la Tabla 2 y la Figura 3.

En cada punto mostrado en la Figura 3, cuando la cantidad de liberación de Ni fue inferior a 0,72 mg/m², se representó mediante "⊙", cuando la cantidad de liberación de Ni fue superior o igual a 0,72 mg/m² e inferior a 0,80 mg/m², se representó mediante "○", cuando la cantidad de liberación de Ni fue superior o igual a 0,80 mg/m² e inferior a 1,00 mg/m², se representó mediante "Δ", y cuando la cantidad de liberación de Ni fue superior o igual a 1,00 mg/m², se representó mediante "×".

Además, con respecto al tubo de ensayo, se realizó una evaluación de la resistencia al agrietamiento por corrosión bajo tensión. Como método de evaluación, en un medio de agua de simulación primaria PWR (360°C), se usó una pieza de ensayo en U invertida, y cuando se produjo una grieta en un ensayo de SCC durante 10.000 horas, se calificó como NO BUENA, y cuando la grieta no se produjo, se calificó como BUENA. Los resultados de este ensayo se muestran en la Tabla 2.

A partir de la Figura 3, en los ensayos n^{os} 27 a 34, y 36 que fueron ejemplos comparativos que no cumplieron la Expresión (i) descrita anteriormente, el valor de la cantidad de liberación de Ni fue grande y, como resultado, se deterioró la resistencia a la corrosión en general. Por el contrario, en los ensayos n^{os} 1 a 26 que fueron ejemplos de la presente invención que cumplieron la Expresión (i) descrita anteriormente, la resistencia a la corrosión en general fue excelente. Además, en los ensayos n^{os} 11 y 16, en donde R fue menor o igual que el valor de f_2 representado por la Expresión (iv) descrita anteriormente, la resistencia a la corrosión en general fue más excelente, y en los ensayos n^{os} 1 a 5, 7 a 10, 12 a 15, 17 a 19 y 21 a 26 en donde R fue menor o igual que el valor de f_3 representado por la Expresión (v) descrita anteriormente, la resistencia a la corrosión en general fue más excelente.

En el ensayo n.º 35 donde el contenido de C estuvo por encima del límite superior de la presente invención y en el ensayo n.º 37 donde el contenido de Cr estuvo por encima del límite superior de la presente invención, se produjo una grieta de 10 mm o más durante el procedimiento. Por este motivo, no fue posible realizar la evaluación de la cantidad de liberación de Ni y la resistencia al agrietamiento por corrosión bajo tensión.

En el ensayo n.º 36, donde el contenido de Cr estuvo por debajo del límite inferior de la presente invención, la cantidad de liberación de Ni fue grande, y no fue posible obtener suficientemente la resistencia al agrietamiento por corrosión bajo tensión.

Aplicabilidad industrial

De acuerdo con la presente invención, se obtiene un tubo de aleación austenítica con alta resistencia a la corrosión en general, en el que la liberación de un componente metálico es extremadamente reducida incluso en agua a alta temperatura. Por lo tanto, el tubo de aleación austenítica de acuerdo con la presente invención es adecuado para un material de planta de energía nuclear tal como un tubo SG.

REIVINDICACIONES

1. Un tubo de aleación austenítica que consiste en, en % en peso:

C: de 0,01% a 0,15%;

Cr: de 10,0% a 40,0%;

5 Ni: de 8,0% a 80,0%,

Si: de 0,05% a 1,00%,

Mn: de 0,05% a 2,00%,

P: 0,030% o menos,

S: 0,030% o menos,

10 Ti: de 0,1% a 0,5%;

Cu: 0,6% o menos,

Al: 0,5% o menos y

N: 0,20% o menos,

conteniendo el remanente Fe e impurezas, y

15 en donde el tubo de aleación austenítica tiene una estructura metalográfica que cumple las siguientes expresiones (i) a (iii),

$$R \leq f_l \dots (i)$$

$$R = I_{220} / I_{111} \dots (ii)$$

$$f_l = 0.28 \times (F_{111}^{8.0} / (F_{111}^{8.0} + 0.35^{8.0})) \dots (iii)$$

20 en donde, en las expresiones anteriores, R es una relación de una intensidad integrada de {220} a una intensidad integrada de {111} en una capa superficial que se mide mediante un método de difracción de rayos X de incidencia rasante, I_{220} es la intensidad integrada de {220}, I_{111} es la intensidad integrada de {111}, y F_{111} es una anchura a media altura de {111} en la capa superficial que se mide por el método de difracción de rayos X de incidencia rasante.

25 2. El tubo de aleación austenítica de acuerdo con la reivindicación 1, en donde el tubo de aleación austenítica se usa como un material de planta de energía nuclear.

FIG. 1

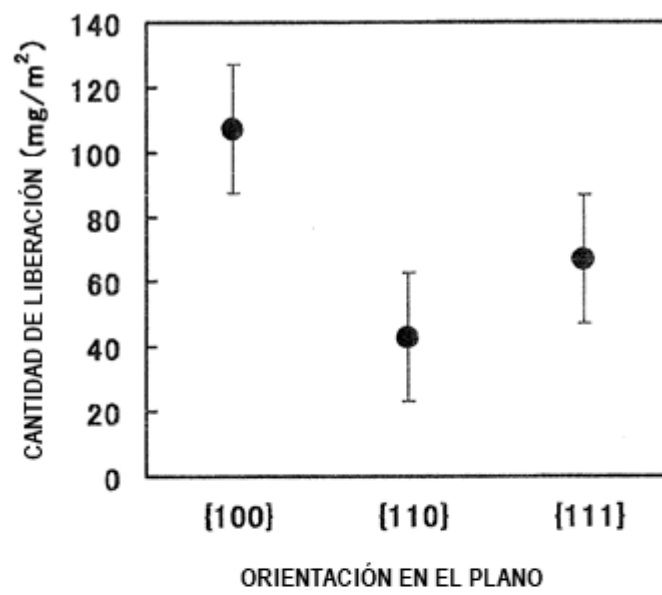


FIG. 2

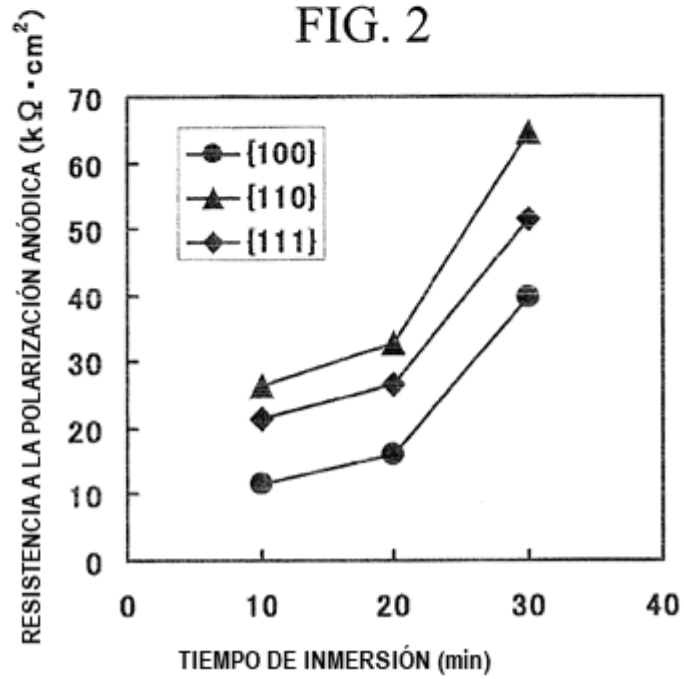


FIG. 3

