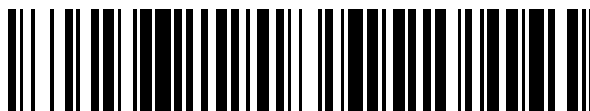


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11) Número de publicación: **2 728 670**

51) Int. Cl.:

C22C 19/05	(2006.01)	C22C 38/28	(2006.01)
C22F 1/00	(2006.01)	C22C 38/30	(2006.01)
C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/40	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)	C22C 38/44	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01)	C22C 38/50	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)	C22C 30/00	(2006.01)
C22C 38/08	(2006.01)	C21D 8/00	(2006.01)
C22C 38/10	(2006.01)	C22F 1/10	(2006.01)
C22C 38/18	(2006.01)	C21D 6/00	(2006.01)
C22C 38/22	(2006.01)	C21D 6/02	(2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86) Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **15.06.2009 PCT/JP2009/060837**
- 87) Fecha y número de publicación internacional: **23.12.2009 WO09154161**
- 96) Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **15.06.2009 E 09766609 (3)**
- 97) Fecha y número de publicación de la concesión europea: **27.03.2019 EP 2287349**

54) Título: **Aleación austenítica resistente al calor, miembro a presión resistente al calor que comprende la aleación, y método para la fabricación del mismo miembro**

30) Prioridad:

16.06.2008 JP 2008156352

45) Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
28.10.2019

73) Titular/es:

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

72) Inventor/es:

**SEMBA, HIROYUKI;
OKADA, HIROKAZU y
IGARASHI, MASAOKI**

74) Agente/Representante:

ISERN JARA, Jorge

ES 2 728 670 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

Aleación austenítica resistente al calor, miembro a presión resistente al calor que comprende la aleación, y método para la fabricación del mismo miembro

5 Campo técnico

La presente invención se relaciona con una aleación austenítica resistente al calor, que tiene una resistencia a temperatura alta muy superior a la de una aleación convencional resistente al calor, y es excelente en tenacidad después de un largo período de uso, y también excelente en la capacidad de trabajo en caliente, y se relaciona con un miembro de presión resistente al calor que comprende dicha aleación, y también con un método para fabricar el mismo miembro. Más particularmente, la presente invención se relaciona con una aleación austenítica resistente al calor que contiene 28 a 38% en masa de Cr, que es excelente en resistencia a alta temperatura, especialmente resistencia a la rotura por fluencia, y es excelente en tenacidad después de un largo período de uso debido a alta estabilidad estructural. Además, ha mejorado notablemente la capacidad de trabajo en caliente, especialmente la ductilidad a alta temperatura a 1150°C o más, y se utiliza como material de tubería, material de placa para un miembro de presión resistente al calor, material de barra, piezas forjadas y similares para una caldera para generación de energía, una planta para la industria química, y similares, y se relaciona con un miembro de presión resistente al calor que comprende dicha aleación, y con método para fabricar el mismo miembro.

20 Antecedentes de la técnica

Convencionalmente, para una caldera utilizada en un entorno de alta temperatura, una planta química y similares, el denominado "acero inoxidable austenítico de tipo 18-8" tal como SUS 304H, SUS 316H, SUS 321H, SUS 347H, y similares se han utilizado como material de equipo.

Sin embargo, en los últimos años, las condiciones bajo las cuales se usó este equipo en un ambiente de alta temperatura se han vuelto extremadamente severas y, por lo tanto, los requisitos de rendimiento del material que se va a usar se han vuelto rigurosos; bajo estas circunstancias, el acero inoxidable austenítico del tipo 18-8 descrito anteriormente, que se ha utilizado de manera convencional, se ha vuelto notablemente insuficiente en la resistencia a altas temperaturas, especialmente en la resistencia a la rotura por fluencia. Por lo tanto, con el fin de resolver dicho problema, se ha desarrollado un acero inoxidable austenítico, con una resistencia mejorada a la ruptura por fluencia, conteniendo cantidades adecuadas de varios elementos.

Por otra parte, hoy en día, en el campo de una caldera para la generación de energía térmica, por ejemplo, se está llevando a cabo un proyecto para elevar la temperatura del vapor, que convencionalmente ha sido de unos 600°C como máximo, a 700°C o superior. En este caso, la temperatura de un miembro que se va a usar supera con creces los 700°C, y, por lo tanto, incluso si se usa el acero inoxidable austenítico recientemente desarrollado anteriormente descrito, la resistencia a la rotura por fluencia y la resistencia a la corrosión son insuficientes.

En general, con el fin de mejorar la resistencia a la corrosión, es efectivo aumentar el contenido de Cr en el acero. Sin embargo, en el caso donde el contenido de Cr aumenta, por ejemplo, como se ve en el SUS 310S que contiene aproximadamente 25% en masa de Cr, la resistencia a la rotura por fluencia a 600 a 800°C en cambio es más baja que la de los aceros inoxidable de tipo 18-8, y la tenacidad se deteriora debido a la precipitación de la fase σ . Además, incluso si el contenido de Cr aumenta, aproximadamente 25% en masa de Cr no puede proporcionar suficiente resistencia a la corrosión en un ambiente corrosivo severo.

Por lo tanto, los Documentos de Patente 1 a 8 divulgan aleaciones resistentes al calor en las que se incrementan los contenidos de Cr y Ni, y, además, una o más clases de Mo y W están contenidas con el fin de mejorar la resistencia a la rotura por fluencia como resistencia a alta temperatura. Específicamente, el Documento de Patente 8 divulga una aleación resistente al calor como en el preámbulo de la reivindicación 1.

Además, con el fin de cumplir los requisitos cada vez más estrictos de las características de resistencia a altas temperaturas, especialmente los requisitos para la resistencia a la rotura por fluencia, el Documento de Patente 9 divulga una aleación resistente al calor que contiene, en masa, 28 a 38% de Cr y 30 a 50% de Ni, y los Documentos de Patente 10 a 15 divulgan aleaciones resistentes al calor que contienen, en % en masa, 28 a 38% de Cr y 35 a 60% de Ni. Para todas las aleaciones resistentes al calor propuestas en los Documentos de Patentes 9 a 15, la resistencia a la rotura por fluencia se mejora aún más utilizando la precipitación de la fase α -Cr de una estructura cúbica centrada en el cuerpo que consiste principalmente en Cr.

60 Lista de citas

Documento de patente

65 Documento de Patente 1: JP S60 100640 A

Documento de Patente 2: JP S61 174350 A

Documento de Patente 3: JP S61 276948 A

5 Documento de Patente 4: JP S62 063654 A

Documento de Patente 5: JP S64 055352 A

10 Documento de Patente 6: JP H02 200756 A

Documento de Patente 7: JP H03 264641 A

Documento de Patente 8: EP 1 357 198 A1

15 Documento de Patente 9: JP H07 034166 A

Documento de Patente 10: JP H07 070681 A

20 Documento de Patente 11: JP H07 216511 A

Documento de Patente 12: JP H07 331390 A

Documento de Patente 13: JP H08 127848 A

25 Documento de Patente 14: JP H08 218140 A

Documento de Patente 15: JP H10 096038 A

30 Resumen de la invención

Problemas para resolver por la invención

35 Las aleaciones resistentes al calor divulgadas en los Documentos de Patentes 1 a 8 no pueden necesariamente obtener una resistencia a la rotura por fluencia suficientemente alta en un entorno severo en el que la temperatura del vapor es de 700°C o superior.

40 Además, no puede decirse que las aleaciones resistentes al calor divulgadas en los Documentos de Patente 9 a 15 son suficientes en resistencia a la rotura por fluencia que se ha requerido que sea alta en los últimos años. Además, las aleaciones resistentes al calor divulgadas en los Documentos de Patente 9 a 15 son a veces insuficientes en tenacidad después de un largo período de uso dependiendo de la composición de la aleación de las mismas. Además, con respecto a estas aleaciones resistentes al calor, se ha deseado mejorar aún más la capacidad de trabajo en caliente, especialmente la capacidad de trabajo en caliente en el lado de alta temperatura de 1150°C o más. La razón de esto es que en un caso donde una tubería de acero sin costura se fabrica utilizando un material que tiene poca capacidad de trabajo en caliente, la tubería de acero sin costura a menudo se fabrica mediante el proceso de extrusión en caliente, y si la capacidad de trabajo en caliente en el lado de alta temperatura de 1150 ° C o más es insuficiente, la temperatura interna del material llega a ser más alta que la temperatura de calentamiento debido a una generación de calor de trabajo, por lo que se forman defectos, tal como grietas y costras de dos piezas. Si la capacidad de trabajo en caliente en el lado de alta temperatura de 1150°C o más es insuficiente, en un proceso de perforación que usa un molino de perforación de, por ejemplo, un sistema de molino de mandril Mannesmann, se forman de la misma manera los defectos descritos anteriormente.

55 En vista del estado de cosas mencionado anteriormente, el objetivo de la presente invención es proporcionar una aleación austenítica resistente al calor que contenga 28 a 38% en masa de Cr, que tiene una resistencia a alta temperatura, especialmente una resistencia a la rotura por fluencia, que es mucho más alta que el de las aleaciones convencionales resistentes al calor, especialmente las aleaciones resistentes al calor divulgadas en el Documento de Patentes 9 a 15. Tiene una alta tenacidad porque la estabilidad estructural es excelente incluso después de un largo período de uso a una temperatura alta, y además ha mejorado notablemente la capacidad de trabajo en caliente, especialmente la ductilidad a alta temperatura a 1150°C o más.

60 Medios para resolver los problemas.

65 Los presentes inventores examinaron la resistencia a la rotura por fluencia, la estabilidad estructural en un largo período de uso, la capacidad de trabajo en caliente y similares mediante el uso de varias aleaciones resistentes al calor que contienen, en % en masa, 28 a 38% de Cr y más del 40% a no más del 60% de Ni como componentes básicos y capaces de utilizar el reforzamiento por precipitación de la fase α -Cr. Como resultado, los presentes inventores obtuvieron los siguientes hallazgos (a) a (g).

(a) Si está contenida una cantidad adecuada de W, una fase Laves de tipo Fe_2W y/o una de fase μ de tipo Fe_7W_6 precipitan, y, por lo tanto, la resistencia a la rotura por fluencia mejora significativamente.

5 (b) En el caso de que se contenga de 28 a 38% de Cr, y si W puede disolverse en la fase α -Cr precipitada, el crecimiento y engrosamiento de la fase α -Cr durante un largo período de uso a alta temperatura están restringidos, y no se produce una disminución repentina en la resistencia a la rotura por fluencia en el lado de tiempo largo.

10 (c) Convencionalmente, generalmente se ha pensado que Mo y W tienen ventajas operacionales equivalentes; sin embargo, en el caso donde Mo esté contenido en una aleación que contiene W y 28 a 38% de Cr, la fase σ a veces se precipita en el lado de tiempo largo. Por lo tanto, la resistencia a la rotura por fluencia, la ductilidad y la tenacidad pueden disminuir.

15 (d) Controlando los contenidos de Ni y Co con respecto al contenido de Cr para que la suma de los contenidos de Ni y Co (es decir, "Ni + Co") sea correcta, la precipitación de la fase σ , durante un largo período de uso a alta temperatura, puede restringirse de manera estable y confiable, y además, la cantidad óptima de fase α -Cr puede precipitarse.

20 (e) Zr, que en general se conoce como un "elemento de refuerzo de límite de grano", es competente para mejorar la resistencia a la rotura por fluencia en el caso de la aleación resistente al calor capaz de utilizar el refuerzo por precipitación de la fase α -Cr. Además, al controlar adecuadamente el contenido de Al de acuerdo con el contenido de Zr, la resistencia a la rotura por fluencia se mejora significativamente.

25 (f) Ti también mejora la resistencia a la rotura por fluencia de la aleación resistente al calor capaz de utilizar el reforzamiento por precipitación de la fase α -Cr. Al contener Ti de forma compuesta con Zr, se promueve aún más la precipitación de la fase α -Cr, por lo que la resistencia a la rotura por fluencia puede mejorarse aún más.

30 (g) Dado que Ti y Zr reducen el punto de fusión de la aleación resistente al calor, la capacidad de trabajo en caliente, especialmente la capacidad de trabajo en caliente en el lado de alta temperatura de 1150°C o más, disminuye y además la resistencia a la ruptura a alta temperatura en el momento de la soldadura puede disminuir. Sin embargo, al controlar adecuadamente el contenido de P de acuerdo con el contenido de Ti y Zr, la capacidad de trabajo en caliente en el lado de alta temperatura de 1150°C o más se puede mejorar de manera estable y confiable mientras se mantiene una alta resistencia a la rotura por fluencia. Además, se puede mejorar la resistencia a la ruptura a alta temperatura en el momento de la soldadura.

35 La presente invención se ha llevado a cabo sobre la base de los hallazgos descritos anteriormente. Los puntos principales de la presente invención son una aleación austenítica resistente al calor como se muestra en la reivindicación 1, un miembro de presión resistente al calor como se muestra en la reivindicación 3 y un método para fabricar un miembro de presión resistente al calor como se muestra en la reivindicación 4.

40 En las reivindicaciones, el término "impurezas" a la que se hace referencia en la frase "el balance que es Fe e impurezas" indica aquellas impurezas que provienen de minerales y desechos como materias primas, entornos, etc. en la producción industrial de aleaciones. Además, el "intervalo de temperatura alta" es un intervalo de temperatura en el que se produce una deformación por fluencia progresiva, e indica un intervalo de temperatura de 600°C o más en la aleación de la presente invención, y aproximadamente 600 a 900°C, considerando el límite superior en términos de fuerza.

Efectos de la invención

50 La aleación austenítica resistente al calor de acuerdo con la presente invención, tiene una alta resistencia a la temperatura, especialmente una resistencia a la rotura por fluencia, mayor que la de las aleaciones convencionales resistentes al calor, y también tiene una alta tenacidad porque la estabilidad estructural es excelente incluso después de un largo período de uso a alta temperatura. Además, es excelente en la capacidad de trabajo en caliente, especialmente en la ductilidad a alta temperatura a 1150°C o más. Por lo tanto, esta aleación austenítica resistente al calor puede usarse adecuadamente como material de tubería, material de placa para un miembro a presión resistente al calor, material de barra, piezas forjadas y similares para una caldera para generación de energía, una planta para la industria química, etc.

Modos para llevar a cabo la invención

60 A continuación, se describen en detalle los requisitos de la presente invención. En la siguiente descripción, el símbolo "%" para el contenido de cada elemento indica "% en masa".

(A) Aleación austenítica resistente al calor.

65 C: más de 0.02% a no más de 0.15%

5 C (carbono) forma carburos que tienen el efecto de asegurar la resistencia a la tracción y la resistencia a la rotura por fluencia que son necesarias cuando la aleación se utiliza en un entorno de alta temperatura. Para obtener este efecto, es necesario un contenido de C superior al 0.02%. Sin embargo, incluso si se contiene una cantidad de más de 0.15% de C, la cantidad de carburos no disueltos después del tratamiento térmico de la solución simplemente aumenta; C no contribuye a la mejora en la resistencia a altas temperaturas, y otras propiedades mecánicas como la tenacidad y la soldabilidad están deterioradas. Por lo tanto, el contenido de C se establece en más del 0.02% a no más del 0.15%. El intervalo de contenido preferible de C es de más de 0.03% a no más de 0.13%, y el intervalo preferible adicional de los mismos es de más de 0.05% a no más de 0.12%.

10 Si: 2% o menos

15 Se añade Si (silicio) como un elemento desoxidante. Si también es un elemento efectivo para aumentar la resistencia a la oxidación, la resistencia a la oxidación por vapor, etc. Sin embargo, si el contenido de Si aumenta y excede especialmente el 2%, se promueve la formación de compuestos intermetálicos como la fase σ , de modo que la estabilidad estructural a altas temperaturas se deteriora y la tenacidad y la ductilidad disminuyen. Además, la soldabilidad y la capacidad de trabajo en caliente se deterioran. Por lo tanto, el contenido de Si se establece en 2% o menos. En el caso de que la tenacidad y la ductilidad tengan mucha importancia, el contenido de Si se establece preferiblemente en 1% o menos. En el caso de que la acción desoxidante haya sido garantizada por cualquier otro elemento, no es necesario regular el límite inferior del contenido de Si.

20 En un caso donde se asigna mucha importancia a la acción desoxidante, a la resistencia a la oxidación, a la resistencia a la oxidación por vapor, y similares, el contenido de Si es preferiblemente 0.05% o más, más preferiblemente 0.1% o más.

25 Mn: 3% o menos

30 Como Si, Mn (manganeso) tiene un efecto desoxidante. Mn también tiene el efecto de fijar S, que está contenido inevitablemente en la aleación, como sulfuros, y por lo tanto, Mn mejora la capacidad de trabajo en caliente. Sin embargo, si el contenido de Mn supera el 3%, se promueve la precipitación de compuestos intermetálicos, como la fase σ , de modo que la estabilidad estructural y las propiedades mecánicas, tal como la resistencia a alta temperatura, se deterioran. Por lo tanto, el contenido de Mn se establece en 3% o menos.

35 No es necesario regular el límite inferior del contenido de Mn; sin embargo, en el caso de que se asigne mucha importancia a la acción para mejorar la capacidad de trabajo en caliente, el contenido de Mn se establece preferiblemente en 0.1% o más. El contenido de Mn se establece más preferiblemente de 0.2 a 2%, aún más preferiblemente se establece de 0.2 a 1.5%.

P: 0.03% o menos

40 El P (fósforo) se incorpora inevitablemente en la aleación como una impureza y deteriora la capacidad de trabajo en caliente. En particular, si el contenido de P supera 0.03%, la capacidad de trabajo en caliente se deteriora notablemente. Por lo tanto, el contenido de P se establece en 0.03% o menos.

45 Además de limitarse a un 0.03% o menos, el contenido de P debe satisfacer la siguiente fórmula:

$$P \leq 3 / \{200(Ti + 8.5 \times Zr)\} \quad \dots (1).$$

S: 0.01% o menos

50 Como P, S (azufre) se incorpora inevitablemente en la aleación como impureza y deteriora la capacidad de trabajo en caliente. En particular, si el contenido de S supera 0.01%, se produce el deterioro notable de la capacidad de trabajo en caliente. Por lo tanto, el contenido de S se establece en 0.01% o menos.

55 En el caso donde se desee garantizar una excelente capacidad de trabajo en caliente, el contenido de S se establece preferiblemente en 0.005% o menos, más preferiblemente se establece en 0.003% o menos.

Cr: 28 a 38%

60 El Cr (cromo) tiene el efecto de mejorar la resistencia a la corrosión, tal como la resistencia a la oxidación, la resistencia a la oxidación por vapor y la resistencia a la corrosión a alta temperatura. Además, en la presente invención, Cr es un elemento que es esencial para precipitar como fase α -Cr que aumenta la resistencia a la rotura por fluencia. Sin embargo, si el contenido de Cr es inferior al 28%, estos efectos no se pueden obtener. Por otra parte, si el contenido de Cr aumenta y sobrepasa especialmente el 38%, la capacidad de trabajo en caliente se deteriora y, además, la estabilidad estructural se ve afectada por la precipitación de la fase σ y similares. Por lo tanto, el contenido de Cr se establece en 28 a 38%. Es preferible una cantidad superior al 30% del contenido de Cr.

Ni: más del 40% a no más del 60%

El Ni (níquel) es un elemento que es esencial para asegurar una microestructura austenítica estable. En la presente invención, dado que está contenido de 28 a 38% de Cr, para restringir la precipitación de la fase σ y para precipitar establemente la fase α -Cr, es necesario un contenido del Ni de más del 40%. Sin embargo, si el contenido del Ni llega a ser excesivo y excede especialmente el 60%, dependiendo del contenido de Cr, la fase α -Cr no precipita lo suficiente y la eficiencia económica se ve afectada. Por lo tanto, el contenido del Ni se establece en más del 40% a no más del 60%.

Además de limitarse a más del 40% y no más del 60%, el contenido de Ni debe satisfacer la siguiente fórmula:

$$1.35 \times Cr \leq Ni + Co \leq 1.85 \times Cr \quad \dots (4).$$

W: más del 3% a no más del 15%

El W (tungsteno) es un elemento muy importante que no solo contribuye a la mejora en la resistencia a la rotura por fluencia como un elemento de refuerzo de solución sólida al disolverse en la matriz, sino que también mejora significativamente la resistencia a la rotura por fluencia precipitando como una fase Laves de tipo Fe_2W o una fase μ de tipo Fe_7W_6 . Además, en la presente invención, dado que está contenido de 28 a 38% de Cr, el W se disuelve en la fase α -Cr precipitada, restringiendo el crecimiento y engrosamiento de la fase α -Cr durante un largo período de uso a alta temperatura e inhibiendo una disminución repentina en la resistencia a la ruptura por fluencia en el lado de tiempo largo. Sin embargo, si el contenido del W es 3% o menos, no se pueden obtener los efectos descritos anteriormente. Por otro lado, incluso si se contiene una cantidad superior al 15% del W, los efectos se saturan y solo aumenta el coste, y además, la estabilidad estructural y la capacidad de trabajo en caliente se deterioran. Por lo tanto, el contenido del W se establece en más del 3% a no más del 15%. El contenido del W se establece preferiblemente en más del 3% a no más del 13%. En el caso de que se le atribuya más importancia al efecto de mejorar la resistencia a la rotura por fluencia, el contenido del W se establece de manera más preferible en más del 6% a no más del 13%.

Ti: 0.05 a 1.0%

El Ti (titanio) es un elemento importante que promueve la precipitación de la fase α -Cr y, por lo tanto, mejora la resistencia a la rotura por fluencia. En particular, al contener el Ti de manera compuesta con la cantidad de Zr descrita más adelante, se promueve aún más la precipitación de la fase α -Cr, de modo que la resistencia a la rotura por fluencia puede mejorarse aún más. Sin embargo, si el contenido del Ti es inferior al 0.05%, no se pueden obtener suficientes efectos. Por otro lado, si el contenido del Ti supera 1.0%, la capacidad de trabajo en caliente se deteriora. Por lo tanto, el contenido del Ti se establece en 0.05 a 1.0%. El contenido del Ti se establece preferiblemente en 0.1 a 0.9%, más preferiblemente se establece en 0.2 a 0.9%. El límite superior aún más preferible del contenido de Ti es 0.5%.

Además de estar limitado a 0.05 a 1.0%, el contenido de Ti debe satisfacer la siguiente fórmula:

$$P \leq 3/\{200(Ti + 8.5 \times Zr)\} \quad \dots (1).$$

Zr: 0.005 a 0.2%

El Al igual que Ti, Zr (circonio) es un elemento importante que promueve la precipitación de la fase α -Cr y, por lo tanto, mejora la resistencia a la rotura por fluencia. En particular, al contener Zr de forma compuesta con la cantidad del Ti descrita anteriormente, se promueve aún más la precipitación de la fase α -Cr, de modo que la resistencia a la rotura por fluencia puede mejorarse aún más. Sin embargo, si el contenido de Zr es inferior al 0.005%, no se pueden obtener suficientes efectos. Por otro lado, si el contenido de Zr supera 0.2%, la capacidad de trabajo en caliente se deteriora. Por lo tanto, el contenido de Zr se establece en 0.005 a 0.2%. El contenido de Zr se establece preferiblemente en 0.01 a 0,1% y más preferiblemente se establece en 0.01 a 0.05%.

Además de limitarse de 0.005 a 0.2%, el contenido de Zr debe satisfacer las siguientes dos fórmulas:

$$P \leq 3/\{200(Ti + 8.5 \times Zr)\} \quad \dots (1),$$

$$Al \geq 1.5 \times Zr \quad \dots (3).$$

Al: 0.01 a 0.3%

El Al (aluminio) es un elemento que tiene el efecto de desoxidar, y para obtener dicho efecto, el contenido del Al debe ser de 0.01% o más. En el caso de que se contenga mucho Al, la resistencia a la rotura por fluencia puede

mejorarse mediante la precipitación de la fase γ' . Sin embargo, en la presente invención, dado que las cantidades adecuadas de W, Ti y Zr están contenidas, y la resistencia a la rotura por fluencia se puede mejorar dramáticamente mediante el reforzamiento de la precipitación compuesta debido a la fase α -Cr, la fase de Laves y similares, el reforzamiento debido a la fase γ' no es necesario. Además, en el caso de que el contenido del Al exceda 0.3%, la capacidad de trabajo en caliente, la ductilidad y la tenacidad pueden deteriorarse. Por lo tanto, al dar mucha importancia a la capacidad de trabajo en caliente, ductilidad y tenacidad, el contenido de Al se establece en 0.01 a 0.3%.

Además de limitarse de 0.01 a 0.3%, el contenido de Al debe satisfacer la siguiente fórmula:

$$Al \geq 1.5 \times Zr \quad \dots (3).$$

N: 0.02% o menos

En la presente invención, en la que Zr y Ti están contenidos como elementos esenciales para promover la precipitación de la fase α -Cr, N (nitrógeno), que es un elemento contenido inevitablemente en el método de fusión ordinario, debe reducirse su contenido tanto como sea posible para evitar el consumo de Zr y Ti causado por la formación de ZrN y TiN. Sin embargo, una disminución extrema en el contenido de N disminuye la eficiencia económica debido a la necesidad del método de fusión especial y la materia prima de alta pureza. Por lo tanto, el contenido de N se establece en 0.02% o menos. El contenido de N es preferiblemente 0.015% o menos.

Mo: menos del 0.5%

Se ha pensado convencionalmente que el Mo (molibdeno) es un elemento que se disuelve en la matriz y contribuye a la mejora de la resistencia a la rotura por fluencia como un elemento sólido de fortalecimiento de la solución y que tiene la acción equivalente a la del W. Sin embargo, mediante los estudios de los presentes inventores, resultó que en el caso de que el Mo esté contenido de manera compuesta en la aleación que contiene las cantidades de W y Cr descritas anteriormente, la fase σ puede precipitar en el lado del tiempo largo y, por lo tanto, la resistencia a la rotura por fluencia, ductilidad y tenacidad pueden deteriorarse. En consecuencia, el contenido de Mo es preferiblemente lo más bajo posible, y por lo tanto, su contenido se establece en menos del 0.5%. El contenido de Mo se limita además preferiblemente a menos de 0.2%.

Una aleación austenítica resistente al calor de la presente invención comprende los elementos descritos anteriormente, siendo el resto Fe e impurezas. Otra aleación austenítica resistente al calor de la presente invención contiene Co en la cantidad descrita a continuación, además de los elementos descritos anteriormente.

Co: 0.05 a 20%

Como Ni, Co (cobalto) es un elemento que tiene el efecto de estabilizar la microestructura austenítica. Co también contribuye a la mejora en la resistencia a la ruptura por fluencia. Y, por lo tanto, Co se contiene para obtener los efectos descritos anteriormente. Sin embargo, incluso si el contenido de Co supera el 20%, los efectos descritos anteriormente se saturan y el coste aumenta, y además la capacidad de trabajo en caliente también se deteriora. Por lo tanto, el contenido de Co se establece en 20% o menos. El límite superior del contenido de Co se establece preferiblemente en 15%. Por otro lado, para garantizar los efectos descritos anteriormente de estabilizar la microestructura austenítica y de mejorar la resistencia a la rotura por fluencia debida al Co, el límite inferior del contenido de Co se establece en 0.05% y, preferiblemente, se establece en 0.5%.

Además de estar limitado de 0.05 a 20%, el contenido de Co debe satisfacer la siguiente fórmula:

$$1.35 \times Cr \leq Ni + Co \leq 1.85 \times Cr \quad \dots (4).$$

Otra aleación austenítica resistente al calor de la presente invención contiene además, adicionalmente a los elementos descritos anteriormente de C a Mo o además de los elementos descritos anteriormente de C a Co, uno o más elementos de uno o más grupos seleccionados de los grupos de (1) a (3) listados a continuación en lugar de una parte de Fe:

(1) Nb: 1.0% o menos, V: 1.5% o menos, Hf: 1% o menos, y B: 0.05% o menos;

(2) Mg: 0.05% o menos, Ca: 0.05% o menos, Y: 0.5% o menos, La: 0.5% o menos, Ce: 0.5% o menos, Nd: 0.5% o menos, y Sc: 0.5% o menos;

(3) Ta: 8% o menos, Re: 8% o menos, Ir: 5% o menos, Pd: 5% o menos, Pt: 5% o menos, y Ag: 5% o menos.

A continuación, se explicarán los elementos mencionados anteriormente.

Cada uno de Nb, V, Hf y B, siendo elementos del (1) grupo, tiene los efectos de mejorar la resistencia a alta temperatura y la resistencia a la rotura por fluencia. Por lo tanto, en el caso en el que se desee obtener la resistencia

mejorada a alta temperatura y la resistencia a la rotura por fluencia, estos elementos se agregan positivamente, y uno o más elementos entre ellos pueden estar incluidos en el intervalo descrito a continuación.

Nb: 1.0% o menos

5 El Nb (niobio) tiene el efecto de mejorar la resistencia a alta temperatura y la resistencia a la rotura por fluencia al formar carbonitruros y también mejora la ductilidad al hacer que los granos sean finos. Por lo tanto, para obtener estos efectos, el Nb puede estar contenido. Sin embargo, si el contenido del Nb supera 1.0%, la capacidad de trabajo en caliente y la resistencia se deterioran. Por lo tanto, en el caso de que el Nb esté contenido, el contenido del Nb se establece en 1.0% o menos. El límite superior del contenido del Nb se establece preferiblemente en 0.9%.
10 Por otro lado, para garantizar los efectos descritos anteriormente de mejorar la resistencia a alta temperatura, la resistencia a la rotura por fluencia y la ductilidad debido al Nb, se establece preferiblemente el límite inferior del contenido del Nb en 0.05% y aún más preferiblemente se establece en 0.1 %.

15 V: 1.5% o menos

El V (vanadio) tiene el efecto de mejorar la resistencia a alta temperatura y la resistencia a la rotura por fluencia mediante la formación de carbonitruros. Por lo tanto, para obtener estos efectos, el V puede estar contenido. Sin embargo, si el contenido del V supera 1.5%, la resistencia a la corrosión a alta temperatura se deteriora y, además, la ductilidad y la tenacidad disminuyen debido a la precipitación de la fase frágil. Por lo tanto, en el caso de que el V esté contenido, el contenido del V se establece en 1.5% o menos. El límite superior del contenido del V se establece preferiblemente en 1%. Por otro lado, para garantizar los efectos descritos anteriormente de mejorar la resistencia a alta temperatura y la resistencia a la rotura por fluencia debido al V, se establece preferiblemente el límite inferior del contenido del V en 0.02% y más preferiblemente en 0.04%.

25 Hf: 1% o menos

El Hf (hafnio) contribuye al fortalecimiento de la precipitación como un carbonitruro y tiene los efectos de mejorar la resistencia a alta temperatura y la resistencia a la rotura por fluencia. Por lo tanto, para obtener estos efectos, se puede contener el Hf. Sin embargo, si el contenido del Hf supera el 1%, la capacidad de trabajo y la soldabilidad se ven afectadas. Por lo tanto, en el caso de que el Hf esté contenido, el contenido del Hf se establece en 1% o menos. El límite superior del contenido del Hf se establece preferiblemente en 0.8% y más preferiblemente se establece en 0.5%. Por otro lado, para garantizar los efectos descritos anteriormente de mejorar la resistencia a alta temperatura y la resistencia a la rotura por fluencia debido al Hf, se establece preferiblemente el límite inferior del contenido del Hf en 0.01% y, además, preferiblemente se establece en 0.02%.

B: 0.05% o menos

El B (boro) existe en los límites de grano como una forma única o existe en carbonitruros. El B tiene el efecto de mejorar la resistencia a altas temperaturas y la resistencia a la rotura por fluencia al restringir un deslizamiento del límite del grano causado por el reforzamiento del límite del grano durante el uso a alta temperatura y también al promover la dispersión de precipitación fina de carbonitruros. Sin embargo, si el contenido de B supera 0.05%, la soldabilidad se deteriora. Por lo tanto, en el caso de que el B esté contenido, el contenido del B se establece en 0.05% o menos. El límite superior del contenido del B se establece preferiblemente en 0.01% y más preferiblemente se establece en 0.005%. Por otro lado, para garantizar los efectos descritos anteriormente de mejorar la resistencia a la temperatura alta y la resistencia a la rotura por fluencia debido al B, se establece preferiblemente el límite inferior del contenido del B en 0.0005% y aún más preferiblemente se establece en 0.001%.

El límite superior de la suma de los contenidos de los elementos descritos anteriormente de Nb a B puede ser del 3.55%. El límite superior de la suma de los contenidos del mismo es, además, preferiblemente 2.5%.

Cada uno de los elementos de Mg, Ca, Y, La, Ce, Nd y Sc que forman parte del grupo (2), tiene el efecto de mejorar la capacidad de trabajo en caliente fijando S como sulfuros. Por lo tanto, en el caso donde se desee obtener una excelente capacidad de trabajo en caliente, estos elementos se agregan positivamente, y uno o más elementos entre ellos pueden estar contenidos en el intervalo descrito a continuación.

Mg: 0.05% o menos

El Mg (magnesio) tiene el efecto de mejorar la capacidad de trabajo en caliente fijando S, que está contenido inevitablemente en la aleación, como sulfuros. Por lo tanto, para obtener este efecto, el Mg puede estar contenido. Sin embargo, si el contenido del Mg excede 0.05%, la limpieza de la aleación se deteriora y la capacidad de trabajo en caliente y la ductilidad se deterioran de manera contraria. Por lo tanto, en el caso de que el Mg esté contenido, el contenido del Mg se establece en 0.05% o menos. El límite superior del contenido del Mg se establece preferiblemente en 0.02% y más preferiblemente se establece en 0.01%. Por otro lado, para garantizar el efecto descrito anteriormente de mejorar la capacidad de trabajo en caliente debido al Mg, se establece preferiblemente el límite inferior del contenido del Mg en 0.0005% y se establece más preferiblemente en 0.001%.

Ca: 0.05% o menos

El Ca (calcio) tiene el efecto de mejorar la capacidad de trabajo en caliente mediante la fijación de S, que inhibe la capacidad de trabajo en caliente, como sulfuros. Por lo tanto, para obtener este efecto, el Ca puede estar contenido, sin embargo, si el contenido del Ca excede 0.05%, la limpieza de la aleación se deteriora y la capacidad de trabajo en caliente y la ductilidad se deterioran de manera contraria. Por lo tanto, en el caso de que el Ca esté contenido, el contenido del Ca se establece en 0.05% o menos. El límite superior del contenido del Ca se establece preferiblemente en 0.02% y más preferiblemente se establece en 0.01%. Por otro lado, para garantizar el efecto descrito anteriormente de mejorar la capacidad de trabajo en caliente debido al Ca, se establece preferiblemente el límite inferior del contenido del Ca en 0.0005% y más preferiblemente se establece en 0.001%.

Y: 0.5% o menos

El Y (itrio) tiene el efecto de mejorar la capacidad de trabajo en caliente fijando S como sulfuros. El Y también tiene el efecto de mejorar la adhesividad de una película protectora de Cr_2O_3 en la superficie de aleación, especialmente mejorando la resistencia a la oxidación en el momento de la oxidación repetida, y además el Y tiene los efectos de mejorar la resistencia a la ruptura por fluencia y la ductilidad de la ruptura por fluencia al contribuir al fortalecimiento del límite de grano. Sin embargo, si el contenido de Y excede 0.5%, las cantidades de inclusiones, tal como óxidos aumentan, por lo que la capacidad de trabajo y la soldabilidad se deterioran. Por lo tanto, en el caso donde el Y está contenido, el contenido de Y se establece en 0.5% o menos. El límite superior del contenido de Y se establece preferiblemente en 0.3% y más preferiblemente se establece en 0.15%. Por otro lado, para garantizar los efectos descritos anteriormente debido al Y, el límite inferior del contenido de Y se establece preferiblemente en 0.0005%. El límite inferior del contenido de Y es más preferiblemente 0.001% y aún más preferiblemente 0.002%.

La: 0.5% o menos

El La (lantano) tiene el efecto de mejorar la capacidad de trabajo en caliente fijando S como sulfuros. El La también tiene el efecto de mejorar la adhesividad de una película protectora de Cr_2O_3 en la superficie de aleación, especialmente mejorando la resistencia a la oxidación en el momento de la oxidación repetida, y además el La tiene los efectos de mejorar la resistencia a la ruptura por fluencia y la ductilidad de la ruptura por fluencia al contribuir al fortalecimiento del límite de grano. Sin embargo, si el contenido del La excede 0.5%, las cantidades de inclusiones, tal como óxidos aumentan, por lo que la capacidad de trabajo y la soldabilidad se deterioran. Por lo tanto, en el caso donde el La está contenido, el contenido del La se establece en 0.5% o menos. El límite superior del contenido del La se establece preferiblemente en 0.3% y más preferiblemente se establece en 0.15%. Por otro lado, para garantizar los efectos descritos anteriormente debido al La, el límite inferior del contenido del La se establece preferiblemente en 0.0005%. El límite inferior del contenido del La es más preferiblemente 0.001% y aún más preferiblemente 0.002%.

Ce: 0.5% o menos

El Ce (cerio) también tiene el efecto de mejorar la capacidad de trabajo en caliente fijando S como sulfuros. Adicionalmente, el Ce tiene el efecto de mejorar la adhesividad de una película protectora de Cr_2O_3 en la superficie de aleación, especialmente mejorando la resistencia a la oxidación en el momento de la oxidación repetida, y además el Ce tiene los efectos de mejorar la resistencia a la ruptura por fluencia y la ductilidad de la ruptura por fluencia al contribuir al fortalecimiento del límite de grano. Sin embargo, si el contenido del Ce excede 0.5%, las cantidades de inclusiones, tal como óxidos aumentan, por lo que la capacidad de trabajo y la soldabilidad se deterioran. Por lo tanto, en el caso donde el Ce está contenido, el contenido del Ce se establece en 0.5% o menos. El límite superior del contenido del Ce se establece preferiblemente en 0.3% y más preferiblemente se establece en 0.15%. Por otro lado, para garantizar los efectos descritos anteriormente debido al Ce, el límite inferior del contenido del Ce se establece preferiblemente en 0.0005%. El límite inferior del contenido del Ce es más preferiblemente 0.001% y aún más preferiblemente 0.002%.

Nd: 0.5% o menos

El Nd (neodimio) tiene el efecto de mejorar la capacidad de trabajo en caliente fijando S como sulfuros. El Nd también tiene el efecto de mejorar la adhesividad de una película protectora de Cr_2O_3 en la superficie de aleación, especialmente mejorando la resistencia a la oxidación en el momento de la oxidación repetida, y además el Nd tiene los efectos de mejorar la resistencia a la ruptura por fluencia y la ductilidad de la ruptura por fluencia al contribuir al fortalecimiento del límite de grano. Sin embargo, si el contenido del Nd excede 0.5%, las cantidades de inclusiones, tal como óxidos aumentan, por lo que la capacidad de trabajo y la soldabilidad se deterioran. Por lo tanto, en el caso donde el Nd está contenido, el contenido del Nd se establece en 0.5% o menos. El límite superior del contenido del Nd se establece preferiblemente en 0.3% y más preferiblemente se establece en 0.15%. Por otro lado, para garantizar los efectos descritos anteriormente debido al Nd, el límite inferior del contenido del Nd se establece preferiblemente en 0.0005%. El límite inferior del contenido del Nd es más preferiblemente 0.001% y aún más preferiblemente 0.002%.

Sc: 0.5% o menos

5 El Sc (escandio) también tiene el efecto de mejorar la capacidad de trabajo en caliente fijando S como sulfuros. Adicionalmente, Sc tiene el efecto de mejorar la adhesividad de una película protectora de Cr₂O₃ en la superficie de aleación, especialmente mejorando la resistencia a la oxidación en el momento de la oxidación repetida, y además el Sc tiene los efectos de mejorar la resistencia a la ruptura por fluencia y la ductilidad de la ruptura por fluencia al contribuir al fortalecimiento del límite de grano. Sin embargo, si el contenido del Sc excede 0.5%, las cantidades de inclusiones, tal como óxidos aumentan, por lo que la capacidad de trabajo y la soldabilidad se deterioran. Por lo tanto, en el caso donde el Sc está contenido, el contenido del Sc se establece en 0.5% o menos. El límite superior del contenido del Sc se establece preferiblemente en 0.3% y más preferiblemente se establece en 0.15%. Por otro lado, para garantizar los efectos descritos anteriormente debido al Sc, el límite inferior del contenido del Sc se establece preferiblemente en 0.0005%. El límite inferior del contenido del Sc es más preferiblemente 0.001% y aún más preferiblemente 0.002%.

15 El límite superior de la suma de los contenidos de los elementos descritos anteriormente de Mg a Sc puede ser de 2.6%. El límite superior de la suma de los contenidos de los mismos es además preferiblemente 1.5%.

20 Cada uno de Ta, Re, Ir, Pr, Pt y Ag son elementos del (3) grupo, tienen el efecto de un fortalecimiento de la solución sólida al disolverse en la austenita, que es la matriz. Por lo tanto, en el caso de que se desee obtener una resistencia mucho mayor mediante la acción de fortalecimiento de la solución sólida, estos elementos se agregan positivamente, y uno o más elementos entre ellos pueden estar contenidos en el intervalo que se describe a continuación.

25 Ta: 8% o menos

30 El Ta (tantalio) tiene los efectos de mejorar la resistencia a alta temperatura y la resistencia a la rotura por fluencia disolviéndose en la austenita, que es la matriz, y formando carbonitruros. Por lo tanto, para obtener estos efectos, el Ta puede estar contenido. Sin embargo, si el contenido del Ta excede 8%, la capacidad de trabajo y propiedades mecánicas son deterioradas. Por lo tanto, en el caso donde el Ta está contenido, el contenido del Ta se establece en 8% o menos. El límite superior del contenido del Ta se establece preferiblemente en 7% y más preferiblemente se establece en 6%. Por otro lado, para garantizar los efectos descritos anteriormente debido al Ta, el límite inferior del contenido del Ta se establece preferiblemente en 0.01%. El límite inferior del contenido del Ta es más preferiblemente 0.1% y aún más preferiblemente 0.5%.

35 Re: 8% o menos

40 El Re (renio) tiene los efectos de mejorar la resistencia a alta temperatura y la resistencia a la rotura por fluencia disolviéndose en la austenita, que es la matriz. Por lo tanto, para obtener estos efectos, el Re puede estar contenido. Sin embargo, si el contenido del Re excede 8%, la capacidad de trabajo y propiedades mecánicas son deterioradas. Por lo tanto, en el caso donde el Re está contenido, el contenido del Re se establece en 8% o menos. El límite superior del contenido del Re se establece preferiblemente en 7% y más preferiblemente se establece en 6%. Por otro lado, para garantizar los efectos descritos anteriormente debido al Re, el límite inferior del contenido del Re se establece preferiblemente en 0.01%. El límite inferior del contenido del Re es más preferiblemente 0.1% y aún más preferiblemente 0.5%.

Ir: 5% o menos

50 El Ir (iridio) tiene los efectos de mejorar la resistencia a alta temperatura y la resistencia a la rotura por fluencia disolviéndose en la austenita, que es la matriz, y formando compuestos intermetálicos finos de acuerdo con el contenido. Por lo tanto, para obtener estos efectos, el Ir puede estar contenido. Sin embargo, si el contenido del Ir excede 5%, la capacidad de trabajo y propiedades mecánicas son deterioradas. Por lo tanto, en el caso donde el Ir está contenido, el contenido del Ir se establece en 5% o menos. El límite superior del contenido del Ir se establece preferiblemente en 4% y más preferiblemente se establece en 3%. Por otro lado, para garantizar los efectos descritos anteriormente debido al Ir, el límite inferior del contenido del Ir se establece preferiblemente en 0.01%. El límite inferior del contenido del Ir es más preferiblemente 0.05% y aún más preferiblemente 0.1%.

Pd: 5% o menos

60 El Pd (paladio) tiene los efectos de mejorar la resistencia a alta temperatura y la resistencia a la rotura por fluencia disolviéndose en la austenita, que es la matriz, y formando compuestos intermetálicos finos de acuerdo con el contenido. Por lo tanto, para obtener estos efectos, el Pd puede estar contenido. Sin embargo, si el contenido del Pd excede 5%, la capacidad de trabajo y propiedades mecánicas son deterioradas. Por lo tanto, en el caso donde el Pd está contenido, el contenido del Pd se establece en 5% o menos. El límite superior del contenido del Pd se establece preferiblemente en 4% y más preferiblemente se establece en 3%. Por otro lado, para garantizar los efectos

descritos anteriormente debido al Pd, el límite inferior del contenido del Pd se establece preferiblemente en 0.01%. El límite inferior del contenido de Pd es más preferiblemente 0.05% y aún más preferiblemente 0.1%.

Pt: 5% o menos

5 El Pt (platino) también tiene los efectos de mejorar la resistencia a alta temperatura y la resistencia a la rotura por fluencia disolviéndose en la austenita, que es la matriz, y formando compuestos intermetálicos finos de acuerdo con el contenido. Por lo tanto, para obtener estos efectos, el Pt puede estar contenido. Sin embargo, si el contenido de Pt excede 5%, la capacidad de trabajo y propiedades mecánicas son deterioradas. Por lo tanto, en el caso donde el Pt está contenido, el contenido de Pt se establece en 5% o menos. El límite superior del contenido de Pt se establece preferiblemente en 4% y más preferiblemente se establece en 3%. Por otro lado, para garantizar los efectos descritos anteriormente debido al Pt, el límite inferior del contenido de Pt se establece preferiblemente en 0.01%. El límite inferior del contenido de Pt es más preferiblemente 0.05% y aún más preferiblemente 0.1%.

15 Ag: 5% o menos

La Ag (plata) tiene los efectos de mejorar la resistencia a alta temperatura y la resistencia a la rotura por fluencia disolviéndose en la austenita, que es la matriz, y formando compuestos intermetálicos finos de acuerdo con el contenido. Por lo tanto, para obtener estos efectos, la Ag puede estar contenida. Sin embargo, si el contenido de la Ag excede 5%, la capacidad de trabajo y propiedades mecánicas son deterioradas. Por lo tanto, en el caso donde la Ag está contenida, el contenido de la Ag se establece en 5% o menos. El límite superior del contenido de la Ag se establece preferiblemente en 4% y más preferiblemente se establece en 3%. Por otro lado, para garantizar los efectos descritos anteriormente debido a la Ag, el límite inferior del contenido de la Ag se establece preferiblemente en 0.01%. El límite inferior del contenido de la Ag es más preferiblemente 0.05% y aún más preferiblemente 0.1%.

25 La suma de los contenidos de los elementos descritos anteriormente de Ta a Ag es preferiblemente 10% o menos. El límite superior de la suma de los contenidos de los mismos es más preferiblemente 8%.

$$P \leq 3/\{200(Ti + 8.5 \times Zr)\}$$

30 Con respecto a la aleación austenítica resistente al calor de la presente invención, los contenidos de Ti, Zr y P deben estar en un intervalo ya descrito, y también deben satisfacer la siguiente fórmula:

$$35 \quad P \leq 3/\{200(Ti + 8.5 \times Zr)\} \quad \dots (1).$$

La razón de esto es la siguiente. Dado que Ti y Zr disminuyen el punto de fusión de la aleación resistente al calor, y P deteriora la capacidad de trabajo en caliente, en el caso de que los contenidos de Ti, Zr y P se encuentren en los intervalos ya descritos respectivamente pero no cumplan con la fórmula (1) anterior, la capacidad de trabajo en caliente, especialmente la capacidad de trabajo en caliente en el lado de alta temperatura de 1150°C o más se deteriora, y además la resistencia a la rotura a alta temperatura en el momento de la soldadura puede deteriorarse. Sin embargo, si los contenidos de Ti, Zr y P cumple con la fórmula (1) descrita anteriormente, la capacidad de trabajo en caliente en el lado de alta temperatura de 1150°C o más se puede mejorar de manera estable y de manera confiable, mientras que la alta resistencia a la rotura de fluencia se mantiene y, además, la resistencia a la rotura a alta temperatura en el momento de la soldadura también se puede mejorar.

$$1.35 \times Cr \leq Ni + Co \leq 1.85 \times Cr$$

En un caso donde los contenidos de Ni y Co están en el intervalo ya descrito y satisfacen la siguiente fórmula,

$$50 \quad 1.35 \times Cr \leq Ni + Co \leq 1.85 \times Cr \quad \dots (4)$$

en relación con el contenido de Cr, la precipitación de la fase σ durante un largo período de uso a alta temperatura puede restringirse de manera estable y de manera confiable, y además, la cantidad óptima de la fase α -Cr puede precipitarse. Por lo tanto, la aleación austenítica resistente al calor de la presente invención se regula para satisfacer la fórmula (4).

$$Al \geq 1.5 \times Zr$$

60 Con respecto a la aleación austenítica resistente al calor de la presente invención, el contenido de Al y Zr debe estar en el intervalo ya descrito, y también debe satisfacer la siguiente fórmula:

$$Al \geq 1.5 \times Zr \quad \dots (3).$$

La razón de esto es que en un caso donde los contenidos de Al y Zr no satisfacen la fórmula (3), aunque se encuentran en el intervalo ya descrito, en algunos casos, la acción de Zr para promover la precipitación de la fase α -Cr para mejorar la resistencia a la rotura por fluencia no se puede garantizar suficientemente. Sin embargo, si los contenidos de Al y Zr satisfacen la fórmula (3), la acción de Zr para promover la precipitación de la fase α -Cr para mejorar la resistencia a la rotura por fluencia puede realizarse de manera estable y de manera confiable.

Como se describió anteriormente, la aleación austenítica resistente al calor de la presente invención es excelente en cuanto a propiedades de resistencia a la fluencia y estabilidad estructural. Por lo tanto, si esta aleación austenítica resistente al calor se usa como material de partida, se puede obtener fácilmente un miembro a presión resistente al calor excelente en resistencia a la fluencia y estabilidad estructural en un intervalo de alta temperatura de acuerdo con la presente invención. La aleación austenítica resistente al calor de la presente invención utilizada como material de partida para el miembro a presión resistente al calor de la presente invención puede fundirse y colarse de la misma manera que la aleación austenítica ordinaria.

(B) Método para fabricar un miembro a presión resistente al calor

A continuación, se explica un método preferido para fabricar el miembro a presión resistente al calor, que se hace a partir de la aleación austenítica resistente al calor de la presente invención. Este método de fabricación tiene la característica de incluir los pasos (i), (ii) y (iii) descritos anteriormente realizados en secuencia.

Paso (i): calentamiento de 1050 a 1250°C al menos una vez antes del trabajo final en caliente o en frío

En el método de acuerdo con la presente invención, es necesario disolver los precipitados en la aleación que se precipitó durante el trabajo de manera suficiente, calentando al menos una vez antes del trabajo final en caliente o en frío. Sin embargo, en el caso de que la temperatura de calentamiento sea inferior a 1050°C, los carbonitruros y/u óxidos no disueltos, que contienen Ti y B, existen de manera estable en la aleación calentada. Como resultado, su existencia da como resultado la acumulación de tensión no uniforme en el siguiente paso (ii) y hace que la recristalización no sea uniforme en el tratamiento térmico final del paso (iii). Además, dichos carbonitruros y óxidos no disueltos en sí mismos dificultan una recristalización uniforme. Por otro lado, si el calentamiento se realiza a una temperatura superior a 1250°C, se pueden producir fracturas intergranulares de alta temperatura y disminución de la ductilidad. Por lo tanto, en el método preferido de la presente invención, el calentamiento a 1050 a 1250°C se realiza al menos una vez antes del trabajo final en caliente o en frío. El límite inferior preferible de la temperatura de calentamiento es 1150°C, y el límite superior preferible de la misma es 1230°C.

Paso (ii): realizar un trabajo final de plástico en caliente o frío de tal manera que la reducción del área sea del 10% o más

El trabajo de plástico en el paso (ii) se lleva a cabo para proporcionar cadenas para promover la recristalización en el siguiente tratamiento térmico final. En el caso de que la reducción del área sea inferior al 10% en este trabajo, no se puede obtener una cadena necesaria para la recristalización. Por lo tanto, el trabajo de plástico se lleva a cabo de modo que la reducción del área es del 10% o más. El límite inferior preferible de la reducción de área es 20%. Dado que es mejor una mayor reducción de área, su límite superior no está definido; sin embargo, su valor máximo en el trabajo ordinario es de aproximadamente 90%. Este paso de trabajo es un paso que determina el tamaño del producto.

En el caso donde el trabajo final después del calentamiento es un trabajo en caliente, la temperatura de acabado del trabajo en caliente se establece preferiblemente en 1000°C o más con el fin de evitar la deformación no uniforme en el intervalo de temperatura en el que precipitan los carburos. Además, la condición de enfriamiento después del trabajo no está sujeta a ninguna restricción especial; sin embargo, después del acabado del trabajo en caliente, para restringir la precipitación de carbonitruros gruesos, es deseable realizar el enfriamiento a la tasa de enfriamiento más alta posible de 0.25°C/s o más en el intervalo de temperatura hasta 500°C.

En el caso donde el trabajo después del calentamiento es un trabajo en frío, el trabajo en frío se puede realizar una vez como trabajo final o se puede realizar varias veces. En el caso de que el trabajo en frío se realice varias veces, se realiza un trabajo en frío después del tratamiento térmico intermedio, y la temperatura del tratamiento térmico en el paso (i) y la reducción del área de trabajo en frío en el paso (ii) solo se cumplen en el trabajo en frío final y en el tratamiento térmico intermedio anterior.

Paso (iii): llevar a cabo un tratamiento térmico final en el que el enfriamiento se realiza después de calentar y mantener a una temperatura en el intervalo de 1100 a 1250°C

Si la temperatura de calentamiento de este tratamiento térmico es inferior a 1100°C, no se produce una recristalización suficiente. Además, los granos se tornan en microestructuras de trabajo deprimidas, de modo que la resistencia a la fluencia disminuye. Por otro lado, si el calentamiento se realiza a una temperatura superior a 1250°C, se pueden producir fracturas intergranulares de alta temperatura y disminución de la ductilidad, y por lo tanto, la

temperatura del tratamiento térmico del producto final es de 1100 a 1250°C. La temperatura de tratamiento térmico preferible es una temperatura de 10°C o mayor que la temperatura de calentamiento en el paso (i).

5 El miembro a presión resistente al calor de la presente invención no necesita estar hecho de una microestructura de grano fino desde el punto de vista de la resistencia a la corrosión. Cuando se desea convertir el miembro a presión resistente al calor en una microestructura de grano fino, el tratamiento térmico final solo debe realizarse a una temperatura de 10°C o inferior a la temperatura de acabado de trabajo en caliente o a una temperatura de 10°C o inferior que la temperatura intermedia de tratamiento térmico descrita anteriormente. Después de este tratamiento térmico final, para restringir la precipitación de carbonitruros gruesos, el enfriamiento se realiza preferiblemente a la
10 rata de enfriamiento más alta posible de 1°C/s o mayor.

Los siguientes ejemplos ilustran la presente invención más específicamente. Sin embargo, estos ejemplos no están limitados de ninguna manera al alcance de la presente invención.

15 Ejemplos

Las aleaciones austeníticas 1 a 17 y A a K, que tienen las composiciones químicas mostradas en la Tabla 1, se fundieron utilizando un horno de fusión al vacío de alta frecuencia y se colaron para formar 17 kg de lingotes, teniendo cada uno un diámetro exterior de 100 mm.

20 Las aleaciones 5 y 6 mostradas en la Tabla 1 son aleaciones cuyas composiciones químicas se encuentran dentro del intervalo regulado por la presente invención. Por otro lado, las aleaciones 1 a 4, 7 a 17 y A a K son aleaciones de ejemplos comparativos cuya composición química está fuera del intervalo regulado por la presente invención. Ambas aleaciones G y H son aleaciones en las que los contenidos individuales de Ni y Co están dentro del intervalo regulado por la presente invención, el valor de "Ni + Co" no satisface dicha fórmula (4). La aleación I es una aleación cuyo contenido de Al de 0.03% está dentro del intervalo de "0.01 a 0.3%" que está regulado por la presente invención; pero dicho contenido de Al no satisface la fórmula (3). La aleación K es una aleación cuyo contenido de P de 0.009% está dentro del intervalo de "0.03 o menos" que está regulado por la presente invención; sin embargo, dicho contenido de P no satisface la fórmula (1).
25
30

Tabla 1

Tabla 1

		Balance de composición química (% por masa) : Fe e impurezas																		
Alcance		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Ni+Co	Mo	W	Ti	Al	N	Zr	Otros	valor de f1	valor de f2	valor de f3
1	0.057	0.48	1.05	0.011	0.003	29.2	47.8	-	47.8	-	-	4.3	0.43	0.12	0.009	0.04	-	0.019	1.637	0.060
2	0.059	0.41	1.07	0.008	0.002	31.3	50.2	-	50.2	-	-	7.9	0.72	0.16	0.013	0.06	-	0.013	1.604	0.075
3	0.061	0.44	1.11	0.005	0.002	31.0	53.4	-	53.4	-	-	11.6	0.53	0.21	0.011	0.13	-	0.009	1.723	0.195
4	0.062	0.39	0.95	0.012	0.003	35.2	66.5	-	36.5	-	-	6.8	0.71	0.08	0.012	0.02	B:0.0083	0.017	1.605	0.080
5	0.063	0.37	1.20	0.006	0.002	30.4	43.4	-	50.6	-	-	8.1	0.82	0.25	0.008	0.13	-	0.008	1.664	0.195
6	0.060	0.43	1.08	0.011	0.001	35.8	42.4	-	46.9	-	-	13.5	0.65	0.14	0.014	0.03	B:0.0041	0.017	1.589	0.045
7	0.055	0.41	0.41	0.008	0.003	30.5	50.3	-	50.3	-	-	7.6	0.74	0.18	0.012	0.02	V:0.78,Nb:0.32,B:0.0026	0.016	1.649	0.030
8	0.061	0.38	1.85	0.012	0.002	30.2	51.0	-	51.0	-	-	8.5	0.55	0.14	0.011	0.02	B:0.0083,Mg:0.0023,Ca:0.0028	0.017	1.689	0.060
9	0.055	0.50	1.02	0.025	0.004	34.5	54.9	-	54.9	-	-	5.6	0.19	0.11	0.010	0.02	B:0.0043,Y:0.02,La:0.08	0.042	1.578	0.030
10	0.089	0.39	1.08	0.010	0.002	29.7	50.3	-	50.3	-	-	7.8	0.59	0.12	0.012	0.03	Nb:0.03	0.018	1.694	0.045
11	0.058	0.42	1.05	0.006	0.002	30.4	50.1	-	50.1	-	-	8.0	0.81	0.17	0.005	0.03	Ce:0.03,Sc:0.05	0.014	1.648	0.045
12	0.134	0.41	1.12	0.005	0.003	30.8	50.5	-	50.5	-	-	7.5	0.74	0.20	0.007	0.03	Hf:0.23,Re:1.3	0.013	1.640	0.075
13	0.074	0.44	1.17	0.011	0.001	35.7	58.1	-	58.1	-	-	8.8	0.77	0.10	0.005	0.02	Ta:1.3	0.016	1.627	0.030
14	0.086	1.23	0.34	0.010	0.002	30.2	51.2	-	51.2	-	-	3.4	0.70	0.12	0.012	0.03	Ir:1.2,Ag:1.5	0.015	1.695	0.045
15	0.059	0.50	1.52	0.010	0.002	30.5	50.7	-	50.7	-	-	7.1	0.85	0.15	0.008	0.02	Pd:1.1,Pt:1.0	0.015	1.662	0.030
16	0.061	0.46	1.10	0.008	0.001	30.9	50.6	-	50.6	-	-	3.1	0.75	0.14	0.013	0.04	Ce:0.0035,Ta:3.8	0.014	1.638	0.060
17	0.068	0.47	1.08	0.007	0.002	31.2	50.4	-	50.4	-	-	7.7	0.70	0.16	0.012	0.03	B:0.0031,Mg:0.0041,Re:2.4	0.016	1.615	0.045
A	0.061	0.40	1.01	0.007	0.002	31.0	49.9	-	49.9	-	-	8.0	0.75	0.16	0.013	*	-	0.020	1.610	-
B	0.057	0.43	1.06	0.007	0.002	31.2	50.1	-	50.1	-	-	3.1	*	0.14	0.013	0.06	-	0.029	1.606	0.030
C	0.060	0.44	1.07	0.010	0.003	30.1	48.1	-	48.1	-	-	* 2.7	0.45	0.14	0.010	0.04	-	0.010	1.598	0.060
D	0.060	0.41	1.01	0.010	0.002	31.5	49.9	-	49.9	-	-	8.0	0.74	0.15	*0.024	0.05	-	0.013	1.584	0.075
E	0.062	0.41	1.10	0.008	0.003	31.1	50.5	-	50.5	-	*2.5	*	0.75	0.14	0.012	0.04	-	0.014	1.624	0.060
F	0.061	0.47	0.99	0.010	0.002	31.0	50.4	-	50.4	-	*2.2	3.4	0.72	0.16	0.018	0.05	-	0.013	1.626	0.075
G	0.057	0.37	1.18	0.008	0.003	32.0	40.2	-	*42.6	-	-	7.5	0.78	0.13	0.007	0.04	-	0.013	1.331	0.060
H	0.059	0.39	1.15	0.006	0.002	29.2	52.1	-	*59.4	-	-	8.1	0.84	0.25	0.008	0.12	-	0.008	2.034	0.180
I	0.060	0.43	1.07	0.009	0.003	31.1	50.5	-	50.5	-	-	8.2	0.74	*0.03	0.014	0.05	-	0.013	1.624	0.075
J	0.062	0.43	1.10	0.011	0.002	31.0	50.7	-	50.7	-	-	7.8	0.71	*0.64	0.013	0.04	-	0.014	1.635	0.060
K	0.061	0.38	1.17	*0.009	0.002	30.2	44.5	-	7.6	52.1	-	7.8	0.89	0.25	0.008	0.15	-	0.007	1.725	0.225

f1=9/200(Ti+8.5xZr), f2=(Ni+Co)/Cr, f3=1.5xZr

La marca * indica que se encuentra fuera de las condiciones reguladas por la presente invención.

ES 2 728 670 T3

De este modo, el lingote obtenido se calentó a 1180°C y luego se forjó en caliente de modo que la temperatura de acabado fuera de 1050°C para formar un material de placa con un espesor de 15 mm. Después de la forja en caliente, el material de la placa se enfrió al aire.

5 A partir de una porción media en la dirección del espesor del material de placa de 15 mm de espesor obtenido por la forja en caliente mencionada anteriormente, se produjo una muestra de ensayo de tracción de barra redonda, que tiene un diámetro de 10 mm y una longitud de 130 mm, mediante mecanizado del material de la placa en paralelo a la dirección longitudinal, y la muestra de ensayo de tracción se usó para evaluar la ductilidad a alta temperatura.

10 Es decir, dicha muestra de ensayo de tracción de barra redonda se calentó a 1200°C y se mantuvo durante 3 minutos, y luego se realizó un ensayo de tracción de alta velocidad a una tasa de tensión de 10/s para determinar la reducción del área de la superficie de la fractura después del ensayo. Se encontró que si la reducción del área es del 60% o más, no se produjo ningún problema importante, incluso si el trabajo en caliente, tal como la extrusión en caliente, se realiza a esa temperatura. Por lo tanto, la reducción del área de "60% o más" se hizo el criterio de
15 excelente capacidad de trabajo en caliente.

Además, utilizando el material de placa de 15 mm de espesor obtenido por dicha forja en caliente, se realizó un tratamiento térmico de ablandamiento a 1100°C, y luego el material de placa se laminó en frío de modo que su espesor fuera de 10 mm, y además, el material de la placa laminado en frío se enfrió con agua después de
20 mantenerse a 1200°C durante 30 minutos.

Usando una parte del material de placa de 10 mm de espesor descrito anteriormente, enfriado con agua después de mantenerse a 1200°C durante 30 minutos, y desde una porción media en la dirección del espesor de la parte, se produjo una muestra de ensayo de tracción de barra redonda, teniendo un diámetro de 6 mm y una longitud de galga de 30 mm al mecanizar la parte en paralelo a la dirección longitudinal; la muestra de ensayo de tracción se usó para
25 realizar un ensayo de ruptura por fluencia.

Es decir, utilizando la muestra de ensayo descrita anteriormente, el ensayo de ruptura por fluencia se realizó en el aire de 700°C, 750°C y 800°C, y generalizando la resistencia a la ruptura obtenida usando el método del parámetro Larson-Miller, se determinó la resistencia a la ruptura a 700°C en 10,000 horas.
30

Además, el resto del material de placa de 10 mm de espesor enfriado con agua después de mantenerse a 1200°C durante 30 minutos se sometió a un tratamiento de envejecimiento en el que la muestra de ensayo se mantuvo a 750°C durante 5000 horas, y luego se enfrió con agua.
35

Desde una porción media en la dirección del espesor del material de la placa de 10 mm de espesor enfriado por agua después de un tratamiento de envejecimiento, se produjo una muestra de ensayo con muesca en V que tiene una anchura de 5 mm, una altura de 10 mm y una longitud de 55 mm, especificados en el documento JIS Z 2242 (2005) en paralelo a la dirección longitudinal, y se realizó un ensayo de impacto Charpy a 0°C en la muestra de
40 ensayo para medir el valor del impacto y evaluar la tenacidad.

Los resultados de los ensayos descritos anteriormente se resumen en la Tabla 2.

Tabla 2

45

Ensayo No.	Aleación	Resistencia a la rotura por fluencia a 700°C310000h (MPa)	Valor de impacto de Charpy (J/cm ²)	Reducción del área a 1200°C (%)
1	* 1	158.4	63.4	86.5
2	* 2	165.2	55.6	80.4
3	* 3	168.5	48.3	85.2
4	* 4	170.1	57.4	80.8
5	5	169.3	51.2	71.5
6	6	172.2	41.3	72.6
7	* 7	169.5	53.5	81.0
8	* 8	164.1	56.2	88.7
9	* 9	155.3	59.0	92.5
10	* 10	163.5	57.8	90.1

ES 2 728 670 T3

11	* 11	166.4	55.9	85.6
12	* 12	165.0	56.0	81.2
13	* 13	171.2	57.6	81.1
14	* 14	165.4	58.5	81.9
15	* 15	167.2	53.7	71.8
16	* 16	168.3	54.8	86.2
17	* 17	167.9	55.0	87.1
18	* A	142.5	55.8	80.8
19	* B	135.1	55.1	85.3
20	* C	148.9	63.9	86.2
21	* D	151.5	51.6	78.8
22	* E	141.1	11.5	80.6
23	* F	143.5	13.4	81.0
24	* G	148.5	15.2	79.8
25	* H	139.6	52.8	71.1
26	* I	151.9	51.9	81.2
27	* J	164.9	24.8	52.3
28	* K	169.0	50.7	50.2

La marca * indica que se encuentra fuera de las condiciones reguladas por la presente invención.

De la Tabla 2, con respecto a los ensayos Nos. 1 a 17 que usan las aleaciones 1 a 17, es evidente que todas las resistencias a la rotura por fluencia, la resistencia después del envejecimiento y la capacidad de trabajo en caliente son excelentes.

5 En contraste, con respecto a los ensayos Nos. 18 a 28 que usan las aleaciones A a K, al menos una de las resistencias a la rotura por fluencia, la tenacidad después del envejecimiento y la capacidad de trabajo en caliente es peor que la de los ensayos Nos. 1 a 17 mencionados anteriormente.

10 Es decir, en el caso del ensayo No. 18, la composición química de la aleación A es casi equivalente a la de la aleación 2, utilizada en el ensayo No. 2. Sin embargo, dicha aleación A no contienen Zr, y por lo tanto la resistencia a la rotura por fluencia es baja.

15 En el caso del ensayo No. 19, la composición química de la aleación B es casi equivalente a la de la aleación 2, utilizada en el ensayo No. 2. Sin embargo, dicha aleación B no contiene Ti, y por lo tanto la resistencia a la rotura por fluencia es baja.

20 En el caso del ensayo No. 20, la composición química de la aleación C es casi equivalente a la de la aleación 1, utilizada en el ensayo No. 1. Sin embargo, el contenido de W de dicha aleación C es "2.7 %", que es inferior al valor regulado por la presente invención, y por lo tanto la resistencia a la rotura por fluencia es baja.

25 En el caso del ensayo No. 21, la composición química de la aleación D es casi equivalente a la de la aleación 2, utilizada en el ensayo No. 2. Sin embargo, el contenido de N de dicha aleación D es "0.024 %", que es más alto que el valor regulado por la presente invención, y por lo tanto la resistencia a la rotura por fluencia es baja.

30 En el caso del ensayo No. 22, la composición química de la aleación E es casi equivalente a la de la aleación 2, utilizada en el ensayo No. 2. Sin embargo, dicha aleación E no contiene W, y además el contenido de Mo de la misma es "2.5%", que es más alto que el valor regulado por la presente invención. Por lo tanto, la resistencia a la rotura por fluencia es baja y, además, el valor del impacto de Charpy después del envejecimiento es notablemente bajo, por lo que la tenacidad es baja.

35 En el caso del ensayo No. 23, si la ventaja operacional de W es aproximadamente la mitad de la de Mo, es decir, si el contenido de W corresponde a aproximadamente la mitad del contenido de Mo, como se dice convencionalmente, la aleación F es una aleación que es equivalente a la aleación 2, utilizada en el ensayo No. 2. Sin embargo, el contenido de Mo de dicha aleación F es "2.2%", que excede el valor regulado por la presente invención. Por lo tanto, la resistencia a la rotura por fluencia es baja y, además, el valor del impacto de Charpy después del envejecimiento es notablemente bajo, por lo que la tenacidad es baja.

5 En el caso del ensayo No. 24, la composición química de la aleación G es casi equivalente a la de la aleación 5, utilizada en el ensayo No. 5. Sin embargo, la suma del contenido de Ni y el contenido de Co, es decir, el valor de "Ni + Co" de dicha aleación G es menor que " $1.35 \times Cr$ " y no satisface la fórmula (4). Por lo tanto, la resistencia a la rotura por fluencia es baja y, además, el valor del impacto de Charpy después del envejecimiento es notablemente bajo, por lo que la tenacidad es baja.

10 En el caso del ensayo No. 25, la composición química de la aleación H es casi equivalente a la de la aleación 5, utilizada en el ensayo No. 5. Sin embargo, la suma del contenido de Ni y el contenido de Co, es decir, el valor de "Ni + Co" de dicha aleación H es más alto que " $1.85 \times Cr$ " y no satisface la fórmula (4). Por lo tanto, la resistencia a la rotura por fluencia es baja.

15 En el caso del ensayo No. 26, la composición química de la aleación I es casi equivalente a la de la aleación 2, utilizada en el ensayo No. 2. Sin embargo, el contenido de Al de dicha aleación I es menor que " $1.5 \times Zr$ " y no satisface la fórmula (3). Por lo tanto, la resistencia a la rotura por fluencia es baja.

20 En el caso del ensayo No. 27, la composición química de la aleación J es casi equivalente a la de la aleación 2, utilizada en el ensayo No. 2. Sin embargo, el contenido de Al de dicha aleación J es "0.64% ", que es mayor que el valor regulado por la presente invención. Por lo tanto, el valor de impacto de Charpy después del envejecimiento es notablemente bajo, por lo que la tenacidad es pobre. Además, la reducción de área a 1200°C no alcanza el 60%, por lo que la capacidad de trabajo en caliente es baja.

25 En el caso del ensayo No. 28, la composición química de la aleación K es casi equivalente a la de la aleación 5, utilizada en el ensayo No. 5. Sin embargo, el contenido de P de dicha aleación K excede " $\frac{3}{200} (Ti + 8.5 \times Zr)$ " y no satisface la fórmula (1). Por lo tanto, la reducción del área a 1200°C es de 50.2%, por lo que la capacidad de trabajo en caliente es notablemente baja.

Capacidad de aplicación industrial

30 La aleación austenítica resistente al calor de acuerdo con la presente invención, tiene una alta resistencia a la temperatura, especialmente una resistencia a la rotura por fluencia, mayor que la de las aleaciones convencionales resistentes al calor, y también tiene una alta tenacidad porque la estabilidad estructural es excelente incluso después de un largo período de uso a alta temperatura. Además, es excelente en la capacidad de trabajo en caliente, especialmente en la ductilidad a alta temperatura a 1150°C o mayor. Por lo tanto, esta aleación austenítica resistente al calor puede usarse adecuadamente como material de tubería, material de placa para un miembro a presión resistente al calor, material de barra, piezas forjadas y similares para una caldera para generación de energía, una planta para la industria química, etc.

35

REIVINDICACIONES

1. Una aleación austenítica resistente al calor, que comprende por porcentaje en masa, C: más de 0.02% a no más de 0.15%, Si: 2% o menos, Mn: 3% o menos, P: 0.03% o menos, S: 0.01% o menos, Cr: 28 a 38%, Ni: más del 40% a no más del 60%, W: más del 3% a no más del 15%, Zr: 0.005 a 0.2%, N: 0.02% o menos, Mo: menos del 0.5%, que contiene opcionalmente uno o más elementos de uno o más grupos seleccionados de los grupos de (1) a (3) enumerados a continuación:

(1) Nb: 1.0% o menos, V: 1.5% o menos, Hf: 1% o menos y B: 0.05% o menos;

(2) Mg: 0.05% o menos, Ca: 0.05% o menos, Y: 0.5% o menos, La: 0.5% o menos, Ce: 0.5% o menos, Nd: 0.5% o menos y Sc: 0.5% o menos; y

(3) Ta: 8% o menos, Re: 8% o menos, Ir: 5% o menos, Pd: 5% o menos, Pt: 5% o menos y Ag: 5% o menos, y

en lo que se cumple la siguiente fórmula (1):

$$P \leq 3/\{200(Ti + 8,5 \times Zr)\} \quad \dots (1),$$

donde cada símbolo de elemento en la ecuación (1) representa el contenido en % en masa del elemento en cuestión,

caracterizado porque

la aleación austenítica resistente al calor comprende además por porcentaje en masa, Ti: 0.05 a 1.0%, Al: 0.01 a 0.3% y Co: 0.05 a 20%, con el balance siendo Fe e impurezas, y

se cumplen las siguientes fórmulas (3) y (4):

$$Al \geq 1,5 \times Zr \quad \dots (3),$$

$$1.35 \times Cr \leq Ni + Co \leq 1.85 \times Cr \quad \dots (4),$$

en las que cada símbolo de elemento en las ecuaciones (3) y (4) representa el contenido en % en masa del elemento en cuestión.

2. La aleación austenítica resistente al calor de acuerdo con la reivindicación 1, en la que Cr: más del 30%.

3. Un miembro a presión resistente al calor excelente en propiedades de resistencia a la fluencia y estabilidad estructural en un intervalo de alta temperatura, que está hecho de la aleación austenítica resistente al calor de acuerdo con la reivindicación 1 o 2.

4. Un método para fabricar el miembro a presión resistente al calor excelente en resistencia a la fluencia y estabilidad estructural en un intervalo de alta temperatura de acuerdo la reivindicación 3, en el que la aleación austenítica resistente al calor de acuerdo con la reivindicación 1 o 2 se trata en secuencia mediante los siguientes pasos (i), (ii) y (iii):

paso (i): calentar de 1050 a 1250°C al menos una vez antes del trabajo final en caliente o en frío;

paso (ii): llevar a cabo un trabajo final de plástico en caliente o frío de tal manera que la reducción del área sea del 10% o más;

paso (iii): llevar a cabo un tratamiento térmico final en el que el enfriamiento se realiza después del calentamiento y mantener a una temperatura en el intervalo de 1100 a 1250 ° C.