

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 647 874**

51 Int. Cl.:

**C22C 19/05** (2006.01)

**C22C 30/00** (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **05.06.2013 PCT/JP2013/065588**

87 Fecha y número de publicación internacional: **12.12.2013 WO13183670**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **05.06.2013 E 13800201 (9)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **04.10.2017 EP 2860272**

54 Título: **Aleación basada en Ni**

30 Prioridad:

**07.06.2012 JP 2012129649**

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

**27.12.2017**

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**HAMAGUCHI, TOMOAKI;  
SEMBA, HIROYUKI y  
OKADA, HIROKAZU**

74 Agente/Representante:

**ELZABURU, S.L.P**

**ES 2 647 874 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 basada en Ni

**Campo técnico**

5 La presente invención se refiere a una aleación basada en Ni. Específicamente, la presente invención se refiere a una aleación basada en Ni de alta resistencia que tiene una alta resistencia a la rotura por fluencia (tiempo de rotura por fluencia), ductilidad de rotura por fluencia y resistencia al agrietamiento por recalentamiento.

**Antecedentes de la técnica**

10 En los últimos años se han construido en el mundo nuevas calderas ultrasupercríticas con el objetivo de aumentar la temperatura y la presión del vapor para lograr una gran eficacia. Específicamente, está planeado aumentar la temperatura del vapor, que hasta ahora está entre aproximadamente 600 °C y 650 °C o más, o incluso es de hasta 700 °C o más, y aumentar la presión del vapor, que hasta ahora está entre aproximadamente 25 MPa y aproximadamente 35 MPa. La razón de lo anterior se basa en el hecho de que el ahorro de energía, el uso eficaz de recursos y la reducción de las emisiones de CO<sub>2</sub> para la protección del medio ambiente son algunos de los objetivos para resolver los problemas energéticos y son políticas industriales importantes. Además, en el caso de las calderas para plantas de generación de energía y hornos de reacción para plantas químicas industriales en los que se queman combustibles fósiles, resulta ventajoso utilizar calderas ultrasupercríticas de alta eficacia y hornos de reacción de alta eficacia.

20 Con el aumento de la temperatura y la presión del vapor, la temperatura de las placas, piezas forjadas o similares utilizadas como tubos recalentadores en calderas, tubos de reacción industriales químicos y materiales resistentes al calor y resistentes a la presión aumenta hasta los 700 °C o más durante el funcionamiento real. Así pues, es necesario que la aleación utilizada en el duro entorno antes indicado durante un largo tiempo sea excelente no sólo en cuanto a resistencia a altas temperaturas y resistencia a la corrosión a altas temperaturas, sino también en cuanto a ductilidad de rotura por fluencia o similares.

25 Además, a la hora de realizar tareas de mantenimiento, tales como reparaciones después de un largo tiempo de uso, es necesario someter los materiales envejecidos por el largo tiempo de uso a un tratamiento tal como corte, maquinado o soldeo. Así pues, se ha requerido con impaciencia que tengan no sólo características como materiales nuevos, sino también solidez como materiales envejecidos. En particular, se ha requerido que sean excelentes en cuanto a resistencia al agrietamiento por recalentamiento con el fin de hacer posible el soldeo después de un largo tiempo de uso.

30 Con respecto a los requisitos extremos antes indicados, en los aceros inoxidable austeníticos convencionales o similares, la resistencia a la rotura por fluencia (tiempo de rotura por fluencia) no es suficiente. Así pues, es necesario usar una aleación resistente al calor basada en Ni en la que se utilice un reforzamiento por precipitación derivado de compuestos intermetálicos tales como la fase  $\gamma'$ . En la presente memoria, la resistencia a la rotura por fluencia representa un valor estimado obtenido mediante el parámetro de Larson-Miller usando una temperatura de ensayo de fluencia y un tiempo de rotura por fluencia. Específicamente, el valor estimado de resistencia a la rotura por fluencia aumenta con un aumento del tiempo de rotura por fluencia. Así pues, en la presente invención, el tiempo de rotura por fluencia se usa como parámetro de la resistencia a las altas temperaturas.

40 Los Documentos de Patente 1 a 9 describen aleaciones basadas en Ni usadas en un entorno duro, tal como altas temperaturas, como el anteriormente descrito. En las aleaciones basadas en Ni se utiliza un reforzamiento por solución sólida mediante un contenido de Mo y/o W, y se utiliza un reforzamiento por precipitación derivado de compuestos intermetálicos tales como la fase  $\gamma'$ , específicamente Ni<sub>3</sub>(Al, Ti), mediante un contenido de Al y Ti.

Entre los Documentos de Patente, las aleaciones descritas en los Documentos de Patente 4 a 6 incluyen un 28% o más de Cr, de manera que se precipita una mayor cantidad de fase  $\alpha$ -Cr con una estructura bcc (*body centered cubic structure* = estructura cúbica centrada en el cuerpo), que contribuye al reforzamiento.

**45 Documentos de la técnica relacionada**

Documentos de Patente

[Documento de Patente 1] Solicitud de Patente Japonesa Pendiente de Examen, Primera Publicación nº S51-84726

[Documento de Patente 2] Solicitud de Patente Japonesa Pendiente de Examen, Primera Publicación nº S51-84727

[Documento de Patente 3] Solicitud de Patente Japonesa Pendiente de Examen, Primera Publicación nº H07-150277

50 [Documento de Patente 4] Solicitud de Patente Japonesa Pendiente de Examen, Primera Publicación nº H07-216511

[Documento de Patente 5] Solicitud de Patente Japonesa Pendiente de Examen, Primera Publicación nº H08-127848

[Documento de Patente 6] Solicitud de Patente Japonesa Pendiente de Examen, Primera Publicación nº H08-218140

[Documento de Patente 7] Solicitud de Patente Japonesa Pendiente de Examen, Primera Publicación nº H09-157779

[Documento de Patente 8] Traducción Japonesa Publicada, nº 2002-518599 de la Publicación Internacional PCT

[Documento de Patente 9] Publicación Internacional nº WO 2010/038826

## 5 Compendio de la invención

Problema técnico que se ha de resolver

En las aleaciones basadas en Ni descritas en los Documentos de Patente 1 a 8, dado que la fase  $\gamma'$  o la fase  $\alpha$ -Cr se precipita, la resistencia a las altas temperaturas es excelente, pero la ductilidad de rotura por fluencia es inferior en comparación con la de los aceros austeníticos resistentes al calor convencionales o similares. En particular, dado que se produce un deterioro por envejecimiento después de un largo tiempo de uso, la ductilidad y la tenacidad disminuyen drásticamente en comparación con las de los materiales nuevos.

En el momento de la inspección periódica tras el largo tiempo de uso y en el momento de realizar tareas de mantenimiento por problemas durante el uso, es necesario cortar parcialmente los materiales deteriorados y sustituirlos por materiales nuevos. En este caso, es necesario soldar los materiales nuevos a los materiales envejecidos que se vayan a usar. Además, es necesario curvar parcialmente los materiales según se requiera.

Sin embargo, los Documentos de Patente 1 a 8 no describen ninguna solución para suprimir el deterioro de los materiales después del largo tiempo de uso. Específicamente, los Documentos de Patente 1 a 8 no consideran cómo suprimir el deterioro por envejecimiento después del largo tiempo de uso en las plantas de gran tamaño actuales en condiciones sin precedentes, tales como una mayor temperatura y una mayor presión en comparación con las de las antiguas plantas.

El Documento de Patente 9 considera los problemas anteriores y describe una aleación que muestra una resistencia mucho mayor que la de las aleaciones basadas en Ni resistentes al calor convencionales y además mejores ductilidad y tenacidad después del largo tiempo de uso a altas temperaturas y una maquinabilidad en caliente mejorada. Sin embargo, el Documento de Patente 9 no considera en particular el agrietamiento por recalentamiento que puede producirse durante el soldeo.

La presente invención se ha hecho en consideración a las situaciones antes mencionadas. Un objetivo de la presente invención es proporcionar una aleación basada en Ni en la que la resistencia a la rotura por fluencia (tiempo de rotura por fluencia) esté mejorada mediante un reforzamiento por solución sólida y un reforzamiento por precipitación de la fase  $\gamma'$ , la ductilidad (ductilidad de rotura por fluencia) después de un largo tiempo de uso a altas temperaturas esté mejorada drásticamente, y se haya suprimido el agrietamiento por recalentamiento o similar que puede producirse durante el soldeo con fines de reparación o similares.

Específicamente, en la aleación basada en Ni según un aspecto de la presente invención, la fase  $\gamma'$  o similar se precipita bajo el entorno de uso en la planta y, como resultado, aumenta la resistencia a las altas temperaturas. En otras palabras, en la aleación basada en Ni según el aspecto de la presente invención, dado que la fase  $\gamma'$  o similar no se precipita antes de su instalación en la planta, que es el estado de solución sólida, la deformabilidad plástica es excelente. Durante el uso en la planta, después de su instalación en la misma, aumenta la resistencia a las altas temperaturas (tiempo de rotura por fluencia), y también la ductilidad de rotura por fluencia y la resistencia al agrietamiento por recalentamiento son excelentes. El objetivo de la presente invención es proporcionar la aleación basada en Ni antes mencionada.

## 40 Solución al problema

Los inventores han investigado cómo mejorar la ductilidad después del largo tiempo de uso a altas temperaturas y suprimir el agrietamiento por recalentamiento con respecto a la aleación basada en Ni que utiliza reforzamiento por precipitación de fase  $\gamma'$  (en lo que sigue denominada "aleación basada en Ni endurecida por  $\gamma'$ "). Específicamente, los inventores han investigado el tiempo de rotura por fluencia, la ductilidad de rotura por fluencia y la resistencia al agrietamiento por recalentamiento con respecto a la aleación basada en Ni endurecida por  $\gamma'$ . Como resultado, los inventores han hecho los siguientes hallazgos (a) a (g).

(a) Con el fin de mejorar la ductilidad después del largo tiempo de uso a altas temperaturas y suprimir el agrietamiento por recalentamiento en la aleación basada en Ni endurecida por  $\gamma'$ , es necesario controlar los carbonitruros que se precipitan durante el uso en la planta. Específicamente, resulta eficaz tener en cuenta una fracción de área  $\rho$ , que representa la fracción de área de los contornos de grano cubierta por los carbonitruros, que se precipitan en los contornos de grano, con respecto a los contornos de grano totales.

(b) Se ha descubierto que la fracción de área  $\rho$  está cuantificada por un tamaño de grano medio y cantidades de B, C y Cr que afectan a la cantidad de precipitación de los carbonitruros que se precipitan en los contornos de grano. Así pues, dado que el entorno de uso en la planta, tal como la temperatura de funcionamiento, está predeterminado,

es posible controlar los carbonitruros que se precipitan durante el uso en la planta controlando el tamaño de grano medio tras el tratamiento por solución y la composición química de la aleación basada en Ni endurecida por  $\gamma'$ .

(c) Además de la fracción de área  $p$ , el reforzamiento intragranular también es un factor importante para mejorar la ductilidad y suprimir el agrietamiento por recalentamiento.

5 (d) Es posible cuantificar el reforzamiento intragranular mediante cantidades de Al, Ti y Nb que sean estabilizadoras de  $\gamma'$  y estén incluidas con Ni en la fase  $\gamma'$ . Así pues, dado que el entorno de uso en la planta, tal como la temperatura de funcionamiento, está predeterminado, es posible controlar la fase  $\gamma'$  que se precipita durante el uso en la planta controlando la composición química de la aleación basada en Ni endurecida por  $\gamma'$ .

10 (e) Como resultado de investigar minuciosamente la relación entre la fracción de área  $p$ , el tamaño de grano medio y el reforzamiento intragranular, se ha descubierto que la fracción de área  $p$  mínima requerida para mejorar la ductilidad y suprimir el agrietamiento por recalentamiento cambia en función del tamaño de grano medio y el reforzamiento intragranular. Así pues, controlando de forma exhaustiva la composición química, el tamaño de grano medio y la fracción de área  $p$  es posible obtener una aleación basada en Ni endurecida por  $\gamma'$  que es excelente en cuanto a tiempo de rotura por fluencia, ductilidad de rotura por fluencia y resistencia al agrietamiento por recalentamiento.

15 (f) Además, con el fin de segregar B que promueva la precipitación de los carbonitruros en los contornos de grano antes que P, el contenido de P ha de ser  $f_1$  o menos, expresándose  $f_1$  mediante la siguiente Expresión A utilizando el contenido de B (% en masa)

$$f_1 = 0,01 - 0,012 / [1 + \exp\{(B - 0,0015) / 0,001\}] \dots \text{(Expresión A)}$$

20 (g) Además, cuando existen precipitados con un eje mayor que mida 100 nm o más en la estructura metalográfica de la aleación basada en Ni endurecida por  $\gamma'$  tras el tratamiento por solución, los precipitados gruesos aumentan durante el uso en la planta y, como resultado de ello, disminuye la resistencia a la rotura por fluencia. Así pues, es preferible que la estructura metalográfica no presente precipitados con un eje mayor que mida 100 nm o más tras el tratamiento por solución.

25 La presente invención se ha completado sobre la base de estos hallazgos. Un aspecto de la presente invención emplea los siguientes (1) a (6).

(1) Una aleación basada en Ni que consiste en, como composición química, en % en masa,

un 0,001% a un 0,15% de C,

un 0,01% a un 2% de Si,

30 un 0,01% a un 3% de Mn,

un 15% a menos de un 28% de Cr,

un 3% a un 15% de Mo,

más de un 5% a un 25% de Co,

un 0,2% a un 2% de Al,

35 un 0,2% a un 3% de Ti,

un 0,0005% a un 0,01% de B,

un 0% a un 3,0% de Nb,

un 0% a un 15% de W,

un 0% a un 0,2% de Zr,

40 un 0% a un 1% de Hf,

un 0% a un 0,05% de Mg,

un 0% a un 0,05% de Ca,

un 0% a un 0,5% de Y,

un 0% a un 0,5% de La,

45 un 0% a un 0,5% de Ce,

- un 0% a un 0,5% de Nd,  
 un 0% a un 8% de Ta,  
 un 0% a un 8% de Re,  
 un 0% a un 15% de Fe,
- 5 f1 expresado mediante una Expresión 1, indicada a continuación, o menos de P,  
 un 0,01% o menos de S, y  
 una cantidad restante consistente en Ni e impurezas,
- 10 en donde, cuando un tamaño de grano medio d es un tamaño de grano medio en unidades de  $\mu\text{m}$  de una fase  $\gamma$  incluida en la estructura metalográfica de la aleación basada en Ni, el tamaño de grano medio d es de 10  $\mu\text{m}$  a 300  $\mu\text{m}$   
 en donde la estructura metalográfica no presenta precipitados con un eje mayor que mida 100 nm o más y,  
 en donde, cuando una fracción de área  $\rho$  se expresa mediante una Expresión 2, indicada a continuación, utilizando el tamaño de grano medio d y cantidades en unidades de % en masa de cada elemento de la composición química, la fracción de área  $\rho$  es f2 expresado mediante una Expresión 3, indicada a continuación, o más,
- 15 
$$f1 = 0,01 - 0,012 / [1 + \exp\{(B - 0,0015) / 0,001\}] \dots(\text{Expresión 1}),$$

$$\rho = 21 \times d^{0,15} + 40 \times (500 \times B / 10,81 + 50 \times C / 12,01 + Cr / 52,00)^{0,3} \dots(\text{Expresión 2}),$$

$$f2 = 32 \times d^{0,07} + 115 \times (A1 / 26,98 + Ti / 47,88 + Nb / 92,91)^{0,5} \dots(\text{Expresión 3}).$$
- (2) La aleación basada en Ni según (1) puede incluir, como composición química, en % en masa,  
 20 un 0,05% a un 3,0% de Nb.
- (3) La aleación basada en Ni según (1) o (2) puede incluir, como composición química, en % en masa,  
 un 1% a un 15% de W.
- (4) La aleación basada en Ni según uno cualquiera de (1) a (3) puede incluir, como composición química, en %  
 25 en masa,  
 un 0,005% a un 0,2% de Zr,  
 un 0,005% a un 1% de Hf,  
 un 0,0005% a un 0,05% de Mg,  
 un 0,0005% a un 0,05% de Ca,  
 un 0,0005% a un 0,5% de Y,  
 30 un 0,0005% a un 0,5% de La,  
 un 0,0005% a un 0,5% de Ce,  
 un 0,0005% a un 0,5% de Nd,  
 un 0,01% a un 8% de Ta,  
 un 0,01% a un 8% de Re, y  
 35 un 1,5% a un 15% de Fe.
- (5) Un tubo de aleación basada en Ni según un aspecto de la presente invención incluye una aleación basada en Ni según uno cualquiera de (1) a (4) para una producción del mismo.

#### Efectos de la invención

- 40 La aleación basada en Ni según los aspectos anteriores de la presente invención es una aleación en la que la ductilidad (ductilidad de rotura por fluencia) después de un largo tiempo de uso a altas temperaturas está drásticamente mejorada y en la que se ha suprimido el agrietamiento por recalentamiento o similar que puede

producirse durante el soldeo para una reparación o similar. En otras palabras, en la aleación basada en Ni según el aspecto anterior de la presente invención, dado que la fase  $\gamma'$  o similar no se precipita antes de su instalación en la planta, que es el estado de solución sólida, la deformabilidad plástica es excelente. Además, dado que la fase  $\gamma'$  o similar se precipita durante el uso en la planta después de su instalación en la misma, aumenta la resistencia a las altas temperaturas (tiempo de rotura por fluencia). Asimismo, dado que los carbonitruros preferiblemente se precipitan, la ductilidad de rotura por fluencia y la resistencia al agrietamiento por recalentamiento son altas. Así pues, es posible aplicar apropiadamente la aleación basada en Ni a placas, barras, piezas forjadas o similares utilizadas como tubos de aleación y materiales resistentes al calor y resistentes a la presión en calderas para plantas generadoras de energía, plantas químicas industriales o similares.

## 10 Descripción detallada de realizaciones preferidas

A continuación se describe detalladamente una realización preferible de la presente invención. En primer lugar se describirá una composición química de una aleación basada en Ni según la realización.

### 1. Componente químico (composición química) de la aleación

Las razones de limitación de cada elemento son como se indica a continuación. En lo que sigue, “%” de la cantidad de los elementos respectivos posteriormente descritos expresa “% en masa”. Además, el intervalo de limitación de los elementos respectivos posteriormente descritos incluye un límite inferior y un límite superior de los mismos. Sin embargo, el intervalo de limitación en el que el límite inferior se muestra como “más de” no incluye el límite inferior, y el intervalo de limitación en el que el límite superior se muestra como “menos de” no incluye el límite superior.

La aleación basada en Ni según la realización incluye, como elementos base, C, Si, Mn, Cr, Mo, Co, Al, Ti y B.

20 C: un 0,001% a un 0,15%

El carbono (C) es un elemento importante que caracteriza la realización con P, Cr y B, posteriormente mencionados. Específicamente, el C es un elemento que influye en una fracción de área  $p$  formando carbonitruros. Además, el C es un elemento eficaz a la hora de asegurar la resistencia a la rotura por fluencia (tiempo de rotura por fluencia) y la resistencia a la tracción que son necesarias para el uso en un entorno tal como las altas temperaturas. Sin embargo, cuando se incluye una cantidad de C mayor de un 0,15%, una cantidad de carbonitruros insolubles aumenta en un estado de solución sólida y, como resultado de ello, no sólo el C no contribuye a mejorar la resistencia a las altas temperaturas, sino que el C deteriora propiedades mecánicas tales como la tenacidad y la soldabilidad. Así pues, el contenido de C debe ser de un 0,15% o menos. El contenido de C es preferiblemente de un 0,1% o menos. Además, cuando el contenido de C es de menos de un 0,001%, la precipitación de los carbonitruros que ocupan los contornos de grano puede ser insuficiente. Así pues, para conseguir los efectos antes indicados, el contenido de C debe ser de un 0,001% o más. El contenido de C es preferiblemente de un 0,005% o más, es más preferiblemente de un 0,01% o más, y es mucho más preferiblemente de un 0,02% o más.

Si: un 0,01% a un 2%

El Si (silicio) está incluido como elemento desoxidante. Sin embargo, si está incluido más de un 2% de Si, disminuyen la soldabilidad y la maquinabilidad. También disminuyen la tenacidad y la ductilidad, debido al deterioro de la estabilidad microestructural a altas temperaturas a causa de una promoción de la formación de compuestos intermetálicos tales como una fase  $\sigma$ . Así pues, el contenido de Si debe ser de un 2% o menos. El contenido de Si es preferiblemente de un 1,0% o menos, y es más preferiblemente de un 0,8% o menos. Además, para conseguir los efectos antes indicados, el contenido de Si debe ser de un 0,01% o más. El contenido de Si es preferiblemente de un 0,05% o más, y es más preferiblemente de un 0,1% o más.

Mn: un 0,01% a un 3%

El Mn (manganeso) tiene un efecto desoxidante al igual que el Si. Asimismo, el Mn tiene un efecto de mejora de la maquinabilidad en caliente, porque fija el S incluido como una impureza en la aleación en forma de sulfuros. Sin embargo, cuando el contenido de Mn es excesivo se promueve la formación de películas de óxido de tipo espinela y, como resultado de ello, disminuye la resistencia a la oxidación a altas temperaturas. Así pues, el contenido de Mn debe ser de un 3% o menos. El contenido de Mn es preferiblemente de un 2,0% o menos, y es más preferiblemente de un 1,0% o menos. Además, para conseguir los efectos antes indicados, el contenido de Mn debe ser de un 0,01% o más. El contenido de Mn es preferiblemente de un 0,05% o más, y es más preferiblemente de un 0,08% o más.

Cr: un 15% a menos de un 28%

El Cr (cromo) es un elemento importante que caracteriza la realización con el C antes mencionado y el P y el B posteriormente mencionados. Específicamente, el Cr es un elemento que influye en la fracción de área  $p$ . Además, el Cr es el elemento importante más eficaz a la hora 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 altas temperaturas. Sin embargo, cuando el contenido de Cr es de menos de un 15%, no se consiguen los efectos antes buscados. Por otra parte, cuando el contenido de Cr es de un 28% o más, disminuye la maquinabilidad y se deteriora la estabilidad

microestructural a causa de una precipitación de la fase  $\sigma$ . Así pues, el contenido de Cr debe ser de un 15% o más, y de menos de un 28%. El contenido de Cr es preferiblemente de un 18% o más, es más preferiblemente de un 20% o más, y es lo más preferiblemente de más de un 24%. El contenido de Cr es preferiblemente de un 26% o menos, y es más preferiblemente de un 25% o menos.

5 Mo: un 3% a un 15%

El Mo (molibdeno) tiene un efecto de aumento de la resistencia a la rotura por fluencia por estar disuelto en fase sólida en la matriz y de disminución del coeficiente de expansión lineal. Para conseguir los efectos antes indicados es necesario incluir un 3% o más de Mo. Sin embargo, cuando el contenido de Mo es de más de un 15%, disminuyen la maquinabilidad y la estabilidad microestructural. Así pues, el contenido de Mo debe ser de un 3% a un 15%. El contenido de Mo es preferiblemente de un 4% o más, y es más preferiblemente de un 5% o más. El contenido de Mo es preferiblemente de un 14% o menos, y es más preferiblemente de un 13% o menos.

Co: más de un 5% a un 25%

El Co (cobalto) tiene un efecto de aumento de la resistencia a la rotura por fluencia por estar disuelto en fase sólida en la matriz. Asimismo, el Co tiene un efecto de aumento adicional de la resistencia a la rotura por fluencia aumentando la cantidad de precipitación de la fase  $\gamma'$  en un intervalo de temperaturas de 750 °C o más en particular. Para conseguir los efectos antes indicados es necesario incluir más de un 5% de Co. Sin embargo, cuando el contenido de Co es de más de un 25%, disminuye la maquinabilidad en caliente. Así pues, el contenido de Co debe ser de más de un 5%, y de un 25% o menos. En un caso en que se considere importante el equilibrio entre la maquinabilidad en caliente y la resistencia a la rotura por fluencia, el contenido de Co es preferiblemente de un 7% o más, y es más preferiblemente de un 8% o más. Asimismo, el contenido de Co es preferiblemente de un 20% o menos, y es más preferiblemente de un 15% o menos.

Al: un 0,2% a un 2%

El Al (aluminio) es un elemento importante que precipita la fase  $\gamma'$  ( $Ni_3Al$ ), que es el compuesto intermetálico en la aleación basada en Ni y que aumenta considerablemente la resistencia a la rotura por fluencia. Para conseguir los efectos antes indicados es necesario incluir un 0,2% o más de Al. Sin embargo, cuando el contenido de Al es de más de un 2%, disminuye la maquinabilidad en caliente y resulta difícil llevar a cabo una forjadura en caliente y una conformación de tubos en caliente. Además, cuando el contenido de Al es de más de 2%, pueden disminuir la ductilidad de rotura por fluencia y la resistencia al agrietamiento por recalentamiento. Así pues, el contenido de Al debe ser de un 0,2% a un 2%. El contenido de Al es preferiblemente de un 0,8% o más, y es más preferiblemente de un 0,9% o más. El contenido de Al es preferiblemente de un 1,8% o menos, y es más preferiblemente de un 1,7% o menos.

Ti: un 0,2% a un 3%

El Ti (titanio) es un elemento importante que precipita la fase  $\gamma'$  ( $Ni_3(Al,Ti)$ ), que es el compuesto intermetálico con el Al en la aleación basada en Ni y que aumenta considerablemente la resistencia a la rotura por fluencia. Para conseguir los efectos antes indicados es necesario incluir un 0,2% o más de Ti. Sin embargo, cuando el contenido de Ti es de más de un 3%, disminuye la maquinabilidad en caliente y resulta difícil llevar a cabo una forjadura en caliente y una conformación de tubos en caliente. Además, cuando el contenido de Ti es de más de 3%, pueden disminuir la ductilidad de rotura por fluencia y la resistencia al agrietamiento por recalentamiento. Así pues, el contenido de Ti debe ser de un 0,2% a un 3%. El contenido de Ti es preferiblemente de un 0,3% o más, y es más preferiblemente de un 0,4% o más. El contenido de Ti es preferiblemente de un 2,8% o menos, y es más preferiblemente de un 2,6% o menos.

B: un 0,0005% a un 0,01%

El B (boro) es un elemento importante que caracteriza la realización con el C y el Cr antes mencionados y el P posteriormente mencionado. Específicamente, el B es un elemento que está incluido en los carbonitruros con el C y el N y que influye en la fracción de área  $p$ . Además, el B tiene un efecto de aumento de la resistencia a la rotura por fluencia mediante una promoción de la precipitación fina y dispersiva de los carbonitruros. Asimismo, el B tiene un efecto de aumento drástico de la resistencia a la rotura por fluencia, la ductilidad de rotura por fluencia y la maquinabilidad en caliente en un intervalo de temperaturas menor, tal como aproximadamente 1.000 °C o menos para la aleación basada en Ni según la realización. Para conseguir los efectos antes indicados es necesario incluir un 0,0005% de B o más. Por otra parte, cuando el contenido de B es excesivo, en particular cuando el contenido de B es de más de un 0,01%, disminuye la maquinabilidad en caliente adicionalmente a una disminución de la soldabilidad. Así pues, el contenido de B debe ser de un 0,0005% a un 0,01%. El contenido de B es preferiblemente de un 0,001% o más. El contenido de B es preferiblemente de un 0,008% o menos, y es más preferiblemente de un 0,006% o menos.

55 La aleación basada en Ni según la realización incluye los elementos anteriormente mencionados y los elementos opcionales posteriormente mencionados, y la cantidad restante consiste en Ni e impurezas. A continuación se describe el Ni incluido como cantidad restante de la aleación basada en Ni según la realización.

5 El Ni (níquel) es un elemento importante que estabiliza la fase  $\gamma$  y con estructura fcc (*face centered cubic structure* = estructura cúbica centrada en las caras) y que asegura la resistencia a la corrosión. En la realización no es necesario limitar particularmente el contenido de Ni. El contenido de Ni puede ser el contenido obtenido al eliminar el contenido de impurezas de la cantidad restante. El contenido de Ni en la cantidad restante es preferiblemente de más de un 50%, y más preferiblemente de más de un 60%.

10 A continuación se describen las impurezas incluidas como cantidad restante de la aleación basada en Ni según la realización. En la presente memoria, "impurezas" representa elementos que entran como contaminantes durante la producción industrial de la aleación basada en Ni desde minerales y chatarra utilizados como materia prima o desde el entorno de un proceso de producción. Entre las impurezas, es preferible que el P y el S estén limitados a lo siguiente con el fin de conseguir suficientemente los efectos antes mencionados. Además, dado que es preferible que la cantidad de las impurezas respectivas sea baja, no es necesario establecer un límite inferior, y el límite inferior de las impurezas respectivas puede ser de un 0%.

P: limitado a f1 o menos, expresándose f1 mediante una Expresión A indicada a continuación

15 El P (fósforo) es un elemento notable que caracteriza la realización con el C, el Cr y el B antes mencionados. Específicamente, el P está incluido como impureza en la aleación, y la soldabilidad y la maquinabilidad en caliente disminuyen drásticamente cuando se incluye una cantidad excesiva de P. Además, el P tiende a segregarse en los contornos de grano antes que el B, que hacía que los carbonitruros se precipitasen de manera fina y dispersa. De este modo se suprime la formación de precipitados y disminuyen la resistencia a la rotura por fluencia, la ductilidad de rotura por fluencia y la resistencia al agrietamiento por recalentamiento. Así pues, es necesario limitar el contenido de P en relación con el contenido de B. Específicamente, es necesario limitar el contenido de P a f1 o menos, expresándose f1 mediante una Expresión A indicada a continuación. Es preferible controlar el contenido de P de manera que sea lo más bajo posible, y el contenido de P es preferiblemente de un 0,008% o menos.

$f1 = 0,01 - 0,012 / [1 + \exp\{(B - 0,0015) / 0,001\}] \dots$  (Expresión A)

S: limitado a un 0,01% o menos

25 El S (azufre) está incluido como impureza en la aleación al igual que el P. Cuando se incluye una cantidad excesiva de S, disminuyen drásticamente la soldabilidad y la maquinabilidad en caliente. Así pues, el contenido de S está limitado a un 0,01% o menos. En un caso en que la maquinabilidad en caliente se considere importante, el contenido de S es preferiblemente de un 0,005% o menos, y es más preferiblemente de un 0,003% o menos.

30 Además, en la aleación basada en Ni según la realización está incluido N (nitrógeno) como impureza. Sin embargo, aunque la aleación basada en Ni incluya N introducido como impureza por un estado de producción normal, los efectos antes mencionados de la aleación basada en Ni según la realización no se ven afectados. Así pues, no es necesario limitar particularmente el contenido de N. Aunque el N incluido como impureza se enlace a otros elementos para formar los carbonitruros en la aleación, la cantidad de N introducida como impureza no afecta a la formación de los carbonitruros. Así pues, no es necesario tener en cuenta el contenido de N para controlar los carbonitruros. Con el fin de controlar preferiblemente la formación de los carbonitruros, el contenido de N puede ser de un 0,03% o menos.

40 En sustitución de una parte del Ni anteriormente mencionado, la aleación basada en Ni según la realización puede incluir además al menos un elemento opcional seleccionado del grupo que consiste en Nb, W, Zr, Hf, Mg, Ca, Y, La, Ce, Nd, Ta, Re y Fe, cuyos contenidos se mencionan posteriormente. Los elementos opcionales pueden incluirse según sea necesario. Así pues, no es necesario establecer un límite inferior de los elementos opcionales respectivos y el límite inferior puede ser de un 0%. Además, aunque los elementos opcionales puedan estar incluidos como impurezas, los efectos antes mencionados no se ven afectados.

Nb: un 0% a un 3,0%

45 El Nb (niobio) tiene un efecto de aumento de la resistencia a la rotura por fluencia. Dado que el Nb tiene un efecto de aumento de la resistencia a la rotura por fluencia mediante una formación de fase  $\gamma'$ , que es el compuesto intermetálico con Al y Ti, el Nb puede incluirse según sea necesario. Sin embargo, cuando se incluye más de un 3,0% de Nb, disminuyen la maquinabilidad en caliente y la tenacidad. Además, si el contenido en Nb es de más de un 3,0%, pueden disminuir la ductilidad de rotura por fluencia y la resistencia al agrietamiento por recalentamiento. Así pues, el contenido de Nb puede ser de un 0% a un 3% según sea necesario. El contenido de Nb es preferiblemente de un 2,5% o menos. Para conseguir los efectos antes mencionados de una manera estable, el contenido de Nb es preferiblemente de un 0,05% o más, y es más preferiblemente de un 0,1% o más.

W: un 0% a un 15%

55 El W (tungsteno) tiene un efecto de aumento de la resistencia a la rotura por fluencia. Dado que el W tiene el efecto de aumentar la resistencia a la rotura por fluencia por estar disuelto en fase sólida en la matriz como un elemento de endurecimiento por solución sólida, el W puede incluirse según sea necesario. Aunque el Mo se incluye como uno de los elementos base en la realización, es posible conseguir las propiedades preferibles de una temperatura de

ductilidad cero y una maquinabilidad en caliente en un mayor intervalo de temperaturas, tal como aproximadamente 1.150 °C o más, incluyendo W en comparación con el mismo equivalente de Mo. Así pues, para asegurar la maquinabilidad en caliente en un intervalo de temperaturas mayor, es preferible incluir W. Además, aunque estén disueltos Mo y W en fase sólida en la fase  $\gamma'$  que se precipita incluyendo Al y Ti, el W tiende a estar bastante disuelto en fase sólida en la fase  $\gamma'$ , en comparación con el mismo equivalente de Mo, y por lo tanto es posible suprimir el aumento de tamaño de grano de la fase  $\gamma'$  durante un largo tiempo de uso. Así pues, para asegurar de una manera estable una alta resistencia a la rotura por fluencia durante un largo tiempo a altas temperaturas, es preferible incluir W. Así pues, el contenido de W puede ser de un 0% a un 15% según sea necesario. Para conseguir de una manera estable los efectos antes indicados, el contenido de W es preferiblemente de un 1% o más, y es más preferiblemente de un 1,5% o más.

Del Nb y el W anteriormente mencionados, puede incluirse uno cualquiera o los dos. En un caso en que se incluyan los elementos simultáneamente, la cantidad total es preferiblemente de un 6% o menos.

<1>

Zr: un 0% a un 0,2%

15 Hf: un 0% a un 1%

Tanto el Zr como el Hf del grupo <1> tienen respectivamente un efecto de aumento de la resistencia a la rotura por fluencia. Así pues, los elementos pueden incluirse según sea necesario.

Zr: un 0% a un 0,2%

20 El Zr (zirconio) es un elemento que refuerza los contornos de grano y tiene un efecto de aumento de la resistencia a la rotura por fluencia. Además, el Zr tiene un efecto de aumento de la ductilidad de rotura por fluencia. Así pues, el Zr puede incluirse según sea necesario. Sin embargo, cuando el contenido de Zr es excesivo y es de más de un 0,2%, puede disminuir la maquinabilidad en caliente. Así pues, el contenido de Zr puede ser de un 0% a un 0,2% según sea necesario. El contenido de Zr es preferiblemente de un 0,1% o menos, y es más preferiblemente de un 0,05% o menos. Por otra parte, para conseguir de una manera estable los efectos antes indicados, el contenido de Zr es preferiblemente de un 0,005% o más, y es más preferiblemente de un 0,01% o más.

25 Hf: un 0% a un 1%

30 El Hf (hafnio) contribuye principalmente a reforzar los contornos de grano y tiene un efecto de aumento de la resistencia a la rotura por fluencia. Así pues, el Hf puede incluirse según sea necesario. Sin embargo, cuando el contenido de Hf es de más de un 1%, pueden disminuir la maquinabilidad y la soldabilidad. Así pues, el contenido de Hf puede ser de un 0% a un 1% según sea necesario. El contenido de Hf es preferiblemente de un 0,8% o menos, y es más preferiblemente de un 0,5% o menos. Por otra parte, para conseguir de una manera estable los efectos antes indicados, el contenido de Hf es preferiblemente de un 0,005% o más, es más preferiblemente de un 0,01% o más, y es aun más preferiblemente de un 0,02% o más.

35 Del Zr y el Hf anteriormente mencionados, puede incluirse uno cualquiera o los dos. En un caso en que se incluyan los elementos simultáneamente, la cantidad total es preferiblemente de un 0,8% o menos.

<2>

Mg: un 0% a un 0,05%

Ca: un 0% a un 0,05%

Y: un 0% a un 0,5%

40 La: un 0% a un 0,5%

Ce: un 0% a un 0,5%

Nd: un 0% a un 0,5%

45 Tanto el Mg como el Ca, el Y, el La, el Ce y el Nd del grupo <2> tienen respectivamente un efecto de aumento de la maquinabilidad en caliente mediante una fijación de S en forma de sulfuros. Así pues, los elementos pueden incluirse según sea necesario.

Mg: un 0% a un 0,05%

50 El Mg (magnesio) tiene un efecto de mejora de la maquinabilidad en caliente mediante una fijación del S que deteriora la maquinabilidad en caliente en forma de sulfuros. Así pues, el Mg puede incluirse según sea necesario. Sin embargo, cuando el contenido de Mg es de más de un 0,05%, pueden deteriorarse propiedades del material. Específicamente, pueden disminuir la maquinabilidad en caliente y la ductilidad. Así pues, el contenido de Mg puede

ser de un 0% a un 0,05% según sea necesario. El contenido de Mg es preferiblemente de un 0,02% o menos, y es más preferiblemente de un 0,01% o menos. Por otra parte, para conseguir de una manera estable los efectos antes indicados, el contenido de Mg es preferiblemente de un 0,0005% o más, y es más preferiblemente de un 0,001% o más.

5 Ca: un 0% a un 0,05%

El Ca (calcio) tiene un efecto de mejora de la maquinabilidad en caliente mediante una fijación del S que deteriora la maquinabilidad en caliente en forma de sulfuros. Así pues, el Ca puede incluirse según sea necesario. Sin embargo, cuando el contenido de Ca es de más de un 0,05%, pueden deteriorarse propiedades del material. Específicamente, pueden disminuir la maquinabilidad en caliente y la ductilidad. Así pues, el contenido de Ca puede ser de un 0% a un 0,05% según sea necesario. El contenido de Ca es preferiblemente de un 0,02% o menos, y es más preferiblemente de un 0,01% o menos. Por otra parte, para conseguir de una manera estable los efectos del Ca antes indicados, el contenido de Ca es preferiblemente de un 0,0005% o más, y es más preferiblemente de un 0,001% o más.

Y: un 0% a un 0,5%

El Y (itrio) tiene un efecto de mejora de la maquinabilidad en caliente mediante una fijación de S en forma de sulfuros. Además, el Y tiene un efecto de mejora de la adhesividad de una película protectora de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  sobre la superficie de la aleación y un efecto de mejora de la resistencia a la oxidación en oxidación cíclica. Además, el Y contribuye a reforzar los contornos de grano y tiene un efecto de aumento de la resistencia a la rotura por fluencia y de la ductilidad de rotura por fluencia. Así pues, el Y puede incluirse según sea necesario. Sin embargo, cuando el contenido de Y es de más de un 0,5%, las inclusiones tales como los óxidos pueden ser excesivas y, por lo tanto, pueden disminuir la maquinabilidad y la soldabilidad. Así pues, el contenido de Y puede ser de un 0% a un 0,5% según sea necesario. El contenido de Y es preferiblemente de un 0,3% o menos, y es más preferiblemente de un 0,15% o menos. Por otra parte, para conseguir de una manera estable los efectos antes indicados, el contenido de Y es preferiblemente de un 0,0005% o más, es más preferiblemente de un 0,001% o más, y es aun más preferiblemente de un 0,002% o más.

25 La: un 0% a un 0,5%

El La (lantano) tiene un efecto de mejora de la maquinabilidad en caliente mediante una fijación de S en forma de sulfuros. Además, el La tiene un efecto de mejora de la adhesividad de una película protectora de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  sobre la superficie de la aleación y un efecto de mejora de la resistencia a la oxidación en la oxidación cíclica. Además, el La contribuye a reforzar los contornos de grano y tiene un efecto de aumento de la resistencia a la rotura por fluencia y de la ductilidad de rotura por fluencia. Así pues, el La puede incluirse según sea necesario. Sin embargo, cuando el contenido de La es de más de un 0,5%, las inclusiones tales como los óxidos pueden ser excesivas y, por lo tanto, pueden disminuir la maquinabilidad y la soldabilidad. Así pues, el contenido de La puede ser de un 0% a un 0,5% según sea necesario. El contenido de La es preferiblemente de un 0,3% o menos, y es más preferiblemente de un 0,15% o menos. Por otra parte, para conseguir de una manera estable los efectos antes indicados, el contenido de La es preferiblemente de un 0,0005% o más, es más preferiblemente de un 0,001% o más, y es aun más preferiblemente de un 0,002% o más.

Ce: un 0% a un 0,5%

El Ce (cerio) tiene un efecto de mejora de la maquinabilidad en caliente mediante una fijación de S en forma de sulfuros. Además, el Ce tiene un efecto de mejora de la adhesividad de una película protectora de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  sobre la superficie de la aleación y un efecto de mejora de la resistencia a la oxidación en la oxidación cíclica. Además, el Ce contribuye a reforzar los contornos de grano y tiene un efecto de aumento de la resistencia a la rotura por fluencia y de la ductilidad de rotura por fluencia. Así pues, el Ce puede incluirse según sea necesario. Sin embargo, cuando el contenido de Ce es de más de un 0,5%, las inclusiones tales como los óxidos pueden ser excesivas y, por lo tanto, pueden disminuir la maquinabilidad y la soldabilidad. Así pues, el contenido de Ce puede ser de un 0% a un 0,5% según sea necesario. El contenido de Ce es preferiblemente de un 0,3% o menos, y es más preferiblemente de un 0,15% o menos. Por otra parte, para conseguir de una manera estable los efectos antes indicados, el contenido de Ce es preferiblemente de un 0,0005% o más, es más preferiblemente de un 0,001% o más, y es aun más preferiblemente de un 0,002% o más.

Nd: un 0% a un 0,5%

El Nd (neodimio) es un elemento que es más eficaz a la hora de suprimir el agrietamiento por recalentamiento y de aumentar la ductilidad (ductilidad de rotura por fluencia) después un largo tiempo de uso a altas temperaturas para la aleación basada en Ni según la realización. Así pues, el Nd puede incluirse según sea necesario. Sin embargo, cuando el contenido de Nd es de más de un 0,5%, puede disminuir la maquinabilidad en caliente. Así pues, el contenido de Nd puede ser de un 0% a un 0,5% según sea necesario. El contenido de Nd es preferiblemente de un 0,3% o menos, y es más preferiblemente de un 0,15% o menos. Por otra parte, para conseguir de una manera estable los efectos antes indicados, el contenido de Nd es preferiblemente de un 0,0005% o más, es más preferiblemente de un 0,001% o más, y es aun más preferiblemente de un 0,002% o más.

Del Mg, el Ca, el Y, el La, el Ce y el Nd anteriormente mencionados, puede incluirse uno cualquiera o dos o más. En un caso en que los elementos se incluyan simultáneamente, la cantidad total es preferiblemente de un 0,5% o menos. En general, el Y, el La, el Ce y el Nd pueden estar incluidos en mischmetales. Así pues, la cantidad de Y, La, Ce y Nd antes indicada puede suministrarse en el estado de los mischmetales.

5 <3>

Ta: un 0% a un 8%

Re: un 0% a un 8%

10 Tanto el Ta como el Re del grupo <3> actúan respectivamente como elemento de endurecimiento por solución sólida y tienen un efecto de aumento de la resistencia a las altas temperaturas, específicamente de la resistencia a la rotura por fluencia. Así pues, los elementos pueden incluirse según sea necesario.

Ta: un 0% a un 8%

15 El Ta (tantalio) forma los carbonitruros y tiene un efecto de aumento de la resistencia a las altas temperaturas, específicamente de la resistencia a la rotura por fluencia como elemento de endurecimiento por solución sólida. Así pues, el Ta puede incluirse según sea necesario. Sin embargo, cuando el contenido de Ta es de más de un 8%, pueden disminuir la maquinabilidad y las propiedades mecánicas. Así pues, el contenido de Ta puede ser de un 0% a un 8% según sea necesario. El contenido de Ta es preferiblemente de un 7% o menos, y es más preferiblemente de un 6% o menos. Por otra parte, para conseguir de una manera estable los efectos antes indicados, el contenido de Ta es preferiblemente de un 0,01% o más, es más preferiblemente de un 0,1% o más, y es aun más preferiblemente de un 0,5% o más.

20 Re: un 0% a un 8%

25 El Re (renio) tiene un efecto de aumento de la resistencia a las altas temperaturas, específicamente de la resistencia a la rotura por fluencia principalmente como elemento de endurecimiento por solución sólida. Así pues, el Re puede incluirse según sea necesario. Sin embargo, cuando el contenido de Re es de más de un 8%, pueden disminuir la maquinabilidad y las propiedades mecánicas. Así pues, el contenido de Re puede ser de un 0% a un 8% según sea necesario. El contenido de Re es preferiblemente de un 7% o menos, y es más preferiblemente de un 6% o menos. Por otra parte, para conseguir de una manera estable los efectos antes indicados, el contenido de Re es preferiblemente de un 0,01% o más, es más preferiblemente de un 0,1% o más, y es aun más preferiblemente de un 0,5% o más.

30 Del Ta y el Re anteriormente mencionados, puede incluirse uno cualquiera o los dos. En un caso en que los elementos se incluyan simultáneamente, la cantidad total es preferiblemente de un 8% o menos.

<4>

Fe: un 0% a un 15%

35 El Fe (hierro) tiene un efecto de mejora de la maquinabilidad en caliente para la aleación basada en Ni según la realización. Así pues, el Fe puede incluirse según sea necesario. Además, puede incluirse aproximadamente un 0,5% a un 1% de Fe como impureza introducida desde una pared de horno, derivada de una disolución de aleación basada en Fe en el proceso de producción real. Cuando el contenido de Fe es de más de un 15%, pueden disminuir la resistencia a la oxidación y la estabilidad microestructural. Así pues, el contenido de Fe puede ser de un 0% a un 15% según sea necesario. En un caso en que la resistencia a la oxidación se considere importante, el contenido de Fe es preferiblemente de un 10% o menos. Para conseguir los efectos antes indicados, el contenido de Fe es preferiblemente de un 1,5% o más, es más preferiblemente de un 2,0% o más, y es aun más preferiblemente de un 2,5% o más.

A continuación se describirá una estructura metalográfica de la aleación basada en Ni según la realización.

La aleación basada en Ni según la realización incluye una estructura metalográfica que corresponde a una solución sólida sobresaturada obtenida mediante un tratamiento refrigerado por agua posterior a la solución.

45 2. Tamaño de grano de la aleación

El tamaño de grano medio  $d$  de la fase  $\gamma$  es de 10  $\mu\text{m}$  a 300  $\mu\text{m}$ .

50 El tamaño de grano medio de la fase  $\gamma$  es un factor importante que caracteriza la realización. Específicamente, el tamaño de grano medio es un factor que influye en la fracción de área  $p$  en conexión con la formación de los carbonitruros. El tamaño de grano medio es un factor que puede controlarse controlando las condiciones del tratamiento térmico por solución. Además, el tamaño de grano medio es un factor eficaz a la hora de asegurar la resistencia a la rotura por fluencia y la resistencia a la tracción que son necesarias para el uso en un entorno tal como las altas temperaturas. Cuando el tamaño de grano medio  $d$  es de menos de 10  $\mu\text{m}$ , el área total de contornos

de grano puede ser excesiva. Así pues, la fracción de área  $\rho$  disminuye y, como resultado de ello, no se consiguen los efectos antes buscados. Cualitativamente, puede explicarse que, cuando el tamaño de grano medio  $d$  es de menos de 10  $\mu\text{m}$ , el reforzamiento de los contornos de grano es insuficiente porque el área total de contornos de grano es excesiva, incluso si los carbonitruros se precipitan en los contornos de grano durante el uso en la planta.

5 Por otra parte, cuando el tamaño de grano medio  $d$  es de más de 300  $\mu\text{m}$ , el tamaño de grano es excesivamente grueso. Así pues, la ductilidad, la tenacidad y la maquinabilidad en caliente disminuyen a altas temperaturas a pesar de la fracción de área  $\rho$ . Por lo tanto, si el tamaño de grano medio de la fase  $\gamma$  se define como  $d$  en  $\mu\text{m}$ , el tamaño de grano medio  $d$  debe ser de 10  $\mu\text{m}$  a 300  $\mu\text{m}$ . El tamaño de grano medio  $d$  es preferiblemente de 30  $\mu\text{m}$  o más, y es más preferiblemente de 50  $\mu\text{m}$  o más. Además, el tamaño de grano medio  $d$  es preferiblemente de 270  $\mu\text{m}$  o menos, y es más preferiblemente de 250  $\mu\text{m}$  o menos.

### 3. Precipitados con un eje mayor que mida 100 nm o más

Es preferible que, después del tratamiento por solución, la estructura metalográfica no presente precipitados con un eje mayor que mida 100 nm o más. Cuando, después del tratamiento de solución, existen en la estructura metalográfica (intragranular) precipitados con un eje mayor que mida 100 nm o más, los carbonitruros se hacen más gruesos durante el uso en la planta. Como resultado de ello, puede disminuir la resistencia a la rotura por fluencia de la aleación basada en Ni. Con el fin de no precipitar carbonitruros con un eje mayor que mida 100 nm o más en la estructura metalográfica después del tratamiento por solución, es necesario aumentar una velocidad de enfriamiento durante el enfriamiento por agua después del tratamiento por solución. Por ejemplo, cuando la velocidad de enfriamiento es de menos de 1 °C/seg, pueden precipitarse carbonitruros gruesos (100 nm o más).

20 A continuación se describirán en detalle las condiciones de procesos de producción para controlar el tamaño de grano medio  $d$  de la fase  $\gamma$  y el número de precipitados con un eje mayor que mida 100 nm o más.

### 4. Fracción de área $\rho$

Fracción de área  $\rho$ :  $f_2$  o más, expresándose  $f_2$  mediante una Expresión C, indicada a continuación

25 La fracción de área  $\rho$  representa un índice que estima la fracción de área (%) de los contornos de grano cubierta por los carbonitruros que se precipitan en los contornos de grano durante el uso en la planta, con respecto a los contornos de grano totales. Dado que el entorno de uso en la planta, tal como la temperatura de funcionamiento, está predeterminado, los carbonitruros que se precipitan en los contornos de grano durante el uso en la planta obedecen a la fracción de área  $\rho$  mediante un control de un estado inicial de la aleación basada en Ni según la realización. En otras palabras, quiere decirse que los carbonitruros que se precipitan en los contornos de grano durante el uso en la planta pueden controlarse controlando el estado inicial tal como la composición química y el tamaño de grano medio  $d$ . La fracción de área  $\rho$  se expresa mediante una Expresión B, indicada a continuación, utilizando el tamaño de grano medio  $d$  y cantidades en % en masa de cada elemento en la composición química. Como se muestra en la Expresión B, la fracción de área  $\rho$  es un valor que se obtiene cuantitativamente mediante el tamaño de grano medio  $d$  ( $\mu\text{m}$ ) y las cantidades (% en masa) de B, C y Cr que influyen en la cantidad de precipitación de los carbonitruros que se precipitan en los contornos de grano. Con el fin de suprimir el agrietamiento por recalentamiento y aumentar la ductilidad (ductilidad de rotura por fluencia) después de un largo tiempo de uso a altas temperaturas en la aleación basada en Ni según la realización, es necesario controlar la fracción de área  $\rho$  de modo que se ajuste al valor predeterminado o más. Específicamente, la fracción de área  $\rho$  ha de ser  $f_2$  o más, expresándose  $f_2$  mediante la Expresión C, indicada a continuación. Además,  $f_2$  es un valor que se obtiene mediante el tamaño de grano medio  $d$  ( $\mu\text{m}$ ) y las cantidades (% en masa) de Al, Ti y/o Nb, que influyen en el reforzamiento intragranular. Cuando no está incluido el Nb, que es el elemento opcional, en la Expresión C siguiente se sustituye Nb por cero. Aunque no es necesario establecer en particular un límite superior de la fracción de área  $\rho$ , la fracción de área  $\rho$  puede ser 100 según sea necesario.

$$\rho = 21 \times d^{0.15} + 40 \times (500 \times B / 10,81 + 50 \times C / 12,01 + Cr / 52,00)^{0.3} \quad (\text{Expresión B})$$

$$45 \quad f_2 = 32 \times d^{0.07} + 115 \times (Al / 26,98 + Ti / 47,88 + Nb / 92,91)^{0.5} \quad (\text{Expresión C})$$

En la aleación basada en Ni según la realización, controlando simultáneamente la composición química, el tamaño de grano medio  $d$  de la fase  $\gamma$ , el número de precipitados con un eje mayor que mida 100 nm o más y la fracción de área  $\rho$  como se ha mencionado anteriormente, es posible obtener una aleación basada en Ni que es excelente en cuando a la deformabilidad plástica antes de su instalación en la planta gracias al estado de solución sólida en el que la fase  $\gamma'$  o similar no se precipita, es excelente en cuando a la resistencia a las altas temperaturas (tiempo de rotura por fluencia) gracias a que la fase  $\gamma'$  o similar se precipita durante el uso en la planta después de su instalación en la planta, y es excelente en cuanto a la ductilidad de rotura por fluencia y la resistencia al agrietamiento por recalentamiento gracias a que los carbonitruros preferiblemente se precipitan.

55 La fase  $\gamma'$  antes mencionada tiene una estructura ordenada  $L1_2$  y se precipita de manera coherente en la fase  $\gamma$  que es la matriz de la aleación basada en Ni según la realización. Dado que una interfase coherente entre la fase  $\gamma$  que es la matriz y la fase  $\gamma'$  que es el precipitado coherente sirve de barrera de dislocación, aumenta la resistencia a las altas temperaturas. La resistencia a la tracción de la aleación basada en Ni según la realización en la que la fase  $\gamma'$  no se precipita es de aproximadamente 600 Mpa a 900 Mpa a temperatura ambiente. La resistencia a la tracción de

la aleación basada en Ni en la que la fase  $\gamma'$  se precipita es de aproximadamente 800 MPa a 1.200 MPa a temperatura ambiente.

En la aleación basada en Ni según la realización, mediante los carbonitruros y la fase  $\gamma'$  que se precipitan durante un mantenimiento isotérmico a una temperatura de 600 °C a 750 °C, que corresponde al entorno de uso en la planta, aumentan preferiblemente el tiempo de rotura por fluencia, la ductilidad de rotura por fluencia y la resistencia al agrietamiento por recalentamiento. Aunque los detalles aún no están claros, parece que los efectos antes indicados se consiguen gracias a que los carbonitruros y la fase  $\gamma'$  que se precipitan durante el mantenimiento isotérmico a una temperatura de 600 °C a 750 °C están finamente dispersados en comparación con los carbonitruros y la fase  $\gamma'$  que se precipitan a altas temperaturas.

El tamaño de grano medio  $d$  de la fase  $\gamma$  anteriormente mencionado puede medirse mediante el método siguiente. Se corta una parte arbitraria de la probeta de ensayo de manera que una sección observada corresponda a una sección transversal paralela a una dirección longitudinal de laminación. La sección observada de la probeta de ensayo embutida en resina se pule con brillo especular. La sección pulida se ataca con un ácido mixto o un reactivo Kalling. La sección observada atacada se observa con un microscopio óptico o un microscopio electrónico de barrido. Para determinar el tamaño de grano medio  $d$  se realizan micrografías de cinco campos visuales con 100 aumentos, se miden las longitudes de interceptación de los granos mediante un método de interceptación en un total de cuatro direcciones que son una dirección vertical (perpendicular a la dirección de laminación), una dirección horizontal (paralela a la dirección de laminación) y dos líneas diagonales en cada campo visual y, de este modo, se calcula el tamaño de grano medio  $d$  ( $\mu\text{m}$ ) multiplicando el valor medido por 1,128. Además, la existencia de precipitados con un eje mayor que mida 100 nm o más en la estructura metalográfica (intragranular) puede identificarse observando campos claros en un área arbitraria de la probeta de ensayo con 50.000 aumentos utilizando un microscopio electrónico de transmisión. Además, el eje mayor se define como el segmento más largo entre los segmentos que unen vértices no contiguos entre sí en un contorno de los precipitados en la sección observada.

A continuación se describirá un método para producir la aleación basada en Ni según la realización.

Con el fin de producir la aleación basada en Ni según la realización, es preferible controlar el proceso de tratamiento por solución. Excepto el proceso de tratamiento por solución, los procesos no están particularmente limitados. Por ejemplo, la aleación basada en Ni según la realización puede producirse de la siguiente manera. Como proceso de colada, la aleación basada en Ni que consiste en la composición química anteriormente mencionada se funde y se cuele. En el proceso de colada, es preferible utilizar un horno de inducción en vacío de alta frecuencia. Como proceso de maquinado en caliente, la pieza colada se maquina en caliente tras el proceso de colada. En el proceso de maquinado en caliente es preferible que la temperatura inicial de maquinado en caliente esté dentro de un intervalo de temperaturas de 1.100 °C a 1.190 °C, la temperatura final de maquinado en caliente esté dentro de un intervalo de temperaturas de 900 °C a 1.000 °C y la reducción acumulativa sea de un 50% a un 99%. Asimismo, en el proceso de maquinado en caliente puede realizarse una laminación en caliente o una forjadura en caliente. Como proceso de tratamiento térmico de ablandamiento, la pieza maquinada en caliente se somete a un tratamiento térmico de ablandamiento después del proceso de maquinado en caliente. En el proceso de tratamiento térmico de ablandamiento es preferible que la temperatura de tratamiento térmico de ablandamiento esté dentro de un intervalo de temperaturas de 1.100 °C a 1.190 °C y un tiempo de tratamiento térmico de ablandamiento sea de 1 minuto a 300 minutos. Como proceso de maquinado en frío, la pieza sometida al tratamiento térmico de ablandamiento se maquina en frío después del proceso de tratamiento térmico de ablandamiento. En el proceso de maquinado en frío es preferible que la reducción acumulativa sea de un 20% a un 99%. Asimismo, en el proceso de maquinado en frío puede llevarse a cabo una laminación en frío o una forjadura en frío. Después, como proceso de tratamiento por solución, la pieza maquinada en frío se somete al tratamiento por solución después del proceso de maquinado en frío.

En el proceso de tratamiento por solución es preferible que la temperatura de tratamiento por solución esté dentro de un intervalo de temperaturas de 1.160 °C a 1.250 °C, un tiempo de tratamiento por solución sea de 1 minuto a 300 minutos y un enfriamiento rápido se lleve a cabo a temperatura ambiente a una velocidad de enfriamiento de 1 °C/seg a 300 °C/seg. Controlando las condiciones del tratamiento por solución, es posible controlar preferiblemente el tamaño de grano medio  $d$  de la fase  $\gamma$  y el número de precipitados con un eje mayor que mida 100 nm o más. Específicamente, es posible controlar preferiblemente el número de precipitados con un eje mayor que mida 100 nm o más controlando la temperatura de tratamiento por solución de manera que ésta esté dentro de un intervalo de temperaturas de 1.160 °C a 1.250 °C. Es posible controlar preferiblemente el tamaño de grano medio  $d$  de la fase  $\gamma$  controlando el tiempo de tratamiento por solución de manera que sea de 1 minuto a 300 minutos. Además, es posible obtener la estructura metalográfica que corresponde a la solución sólida sobresaturada obtenida solidificando la estructura tratada por solución mediante un enfriamiento rápido a temperatura ambiente a una velocidad de enfriamiento de 1 °C/seg o más.

Cuando la temperatura de tratamiento por solución es de menos de 1.160 °C, los carbonitruros de Cr, otros carbonitruros o similares pueden permanecer en la estructura metalográfica y, así, existe la posibilidad de que el número de precipitados con un eje mayor que mida 100 nm o más no se controle preferiblemente. Además, desde un punto de vista industrial, es difícil controlar la temperatura de tratamiento por solución de manera que sea de

1.250 °C o más. La temperatura de tratamiento por solución es preferiblemente de 1.170 °C o más, y es más preferiblemente de 1.180 °C o más. Además, la temperatura de tratamiento por solución es preferiblemente de 1.230 °C o menos, y es más preferiblemente de 1.210 °C o menos.

5 Cuando el tiempo de tratamiento por solución es de menos de 1 minuto, el tratamiento por solución es insuficiente. Cuando el tiempo de tratamiento por solución es de más de 300 minutos, existe la posibilidad de que el tamaño de grano medio  $d$  de la fase  $\gamma$  no se controle preferiblemente. El tiempo de tratamiento por solución es preferiblemente de 3 minutos o más, y es más preferiblemente de 10 minutos o más. Además, el tiempo de tratamiento por solución es preferiblemente de 270 minutos o menos, y es más preferiblemente de 240 minutos o menos.

10 Cuando la velocidad de enfriamiento es de menos de 1 °C/seg, existe la posibilidad de que no se obtenga la estructura metalográfica que corresponde a la solución sólida sobresaturada. Además, desde un punto de vista industrial, es difícil controlar la velocidad de enfriamiento de manera que sea de más de 300 °C/seg. La velocidad de enfriamiento es preferiblemente de 2 °C/seg o más, es más preferiblemente de 3 °C/seg o más, y es aun más preferiblemente de 5 °C/seg o más. Además, no es necesario establecer un límite superior para la velocidad de enfriamiento. Además, la velocidad de enfriamiento representa una velocidad de enfriamiento en una superficie de  
15 una pieza enfriada por agua.

La forma de la aleación basada en Ni producida mediante el método de producción anteriormente mencionado no está limitada en particular. Por ejemplo, la forma puede ser la de una barra, un alambión, una placa o un tubo. En un caso en que la aleación basada en Ni se utilice como tubos recalentadores en calderas o tubos de reacción química industriales, es preferible la forma de un tubo. Específicamente, el tubo de aleación basada en Ni según una  
20 realización de la presente invención está compuesto de una aleación basada en Ni que satisface la composición química, el tamaño de grano medio  $d$  de la fase  $\gamma$ , el número de precipitados con un eje mayor que mida 100 nm o más y la fracción de área  $\rho$  como se ha mencionado anteriormente.

A continuación se describirá detalladamente el efecto de un aspecto de la presente invención con referencia al ejemplo siguiente. Sin embargo, la presente invención no está limitada al ejemplo.

#### 25 **Ejemplo**

Se fundieron y se colaron aleaciones basadas en Ni de los números 1 a 17 y los números A a S, que tenían las composiciones químicas mostradas en la Tabla 1 y la Tabla 2, utilizando un horno de inducción en vacío de alta frecuencia para obtener lingotes de 30 kg. Como se muestra en la Tabla 1 y la Tabla 2, dado que al menos uno de los elementos de la composición química no satisfacían el objetivo o el contenido de P era mayor que  $f_1$  en las  
30 aleaciones A, B, D a F y H a R, las aleaciones quedaban fuera del alcance de la invención. Además, dicho  $f_1$  se calculó mediante la Expresión siguiente, utilizando las cantidades en % en masa de cada elemento de la composición química:  $f_1 = 0,01 - 0,012 / [1 + \exp\{(B - 0,0015) / 0,001\}]$ . Además, en las Tablas, los valores subrayados indican fuera del alcance de la presente invención. Asimismo, en las Tablas, los espacios en blanco indican que no se añadió ningún elemento opcional intencionadamente.

35 [Tabla 1]

ALEACIÓN. Nº	COMPOSICIÓN QUÍMICA (% EN MASA, CANT. RESTANTE CONSISTENTE EN NI E IMPUREZAS)										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Co	Al	Ti	B
1	0.038	0.15	0.16	0.0041	0.001	21.98	7.11	7.81	1.25	1.14	0.0052
2	0.022	0.17	0.17	0.0055	0.001	22.13	6.51	12.46	1.17	1.28	0.0071
3	0.046	0.11	0.11	0.0074	0.001	22.79	5.33	14.81	1.18	1.03	0.0039
4	0.035	0.20	0.12	0.0052	0.001	20.76	5.91	10.54	1.16	1.09	0.0068
5	0.031	0.19	0.19	0.0022	0.001	23.06	6.43	13.25	1.04	1.17	0.0028
6	0.063	0.11	0.21	0.0038	0.001	21.86	6.84	8.43	1.08	1.14	0.0071
7	0.052	0.12	0.10	0.0031	0.002	22.13	5.55	10.97	1.24	1.04	0.0084
8	0.039	0.17	0.12	0.0047	0.001	21.79	9.46	11.43	1.03	1.22	0.0046
9	0.028	0.14	0.11	0.0056	0.001	22.11	5.37	9.72	1.22	1.18	0.0092
10	0.032	0.18	0.14	0.0039	0.002	22.16	5.84	8.46	1.14	1.10	0.0058
11	0.047	0.16	0.19	0.0041	0.001	20.98	6.73	9.64	1.07	1.04	0.0060
12	0.069	0.16	0.16	0.0066	0.001	22.47	6.95	10.88	0.94	1.21	0.0043
13	0.035	0.18	0.13	0.0032	0.001	22.81	5.37	13.76	1.06	1.16	0.0088
14	0.042	0.18	0.13	0.0081	0.001	21.69	6.07	8.32	1.18	1.11	0.0069
15	0.046	0.10	0.10	0.0051	0.002	19.53	4.36	9.11	0.86	1.03	0.0021
16	0.031	0.25	0.11	0.0044	0.001	21.57	4.33	10.10	1.73	0.86	0.0031
17	0.051	0.11	0.15	0.0024	0.002	22.68	5.50	5.64	1.06	1.21	0.0046
A	0.023	0.14	0.17	<u>0.0093</u>	0.001	22.50	7.45	16.51	1.57	2.08	0.0011
B	0.024	0.19	0.18	<u>0.0094</u>	0.001	17.90	8.11	10.41	0.76	2.54	0.0009
C	0.041	0.24	0.15	0.0057	0.001	20.85	5.38	20.16	1.76	2.07	0.0024
D	0.058	0.13	0.16	<u>0.0096</u>	0.001	19.98	6.94	8.77	1.89	2.06	0.0041
E	0.024	0.09	0.16	<u>0.0098</u>	0.001	20.76	4.59	12.43	1.91	1.75	0.0028
F	0.029	0.17	0.16	<u>0.0040</u>	0.001	23.84	6.24	10.46	1.52	1.84	0.0014
G	0.061	0.15	0.14	0.0037	0.002	21.89	8.61	10.84	1.98	2.51	0.0017
H	<u>0.0009</u>	0.14	0.13	0.0032	0.002	20.51	5.47	10.56	1.56	1.30	0.0030
I	<u>0.163</u>	0.19	0.19	0.0043	0.001	23.19	5.19	11.84	1.48	1.23	0.0045
J	0.010	0.10	0.10	0.0051	0.002	<u>14.90</u>	4.36	9.11	1.64	2.01	0.0021
K	0.067	0.11	0.17	0.0057	0.002	20.98	5.96	<u>3.10</u>	0.86	1.39	0.0063
L	0.024	0.11	0.20	0.0061	0.001	24.80	6.71	<u>0.28</u>	0.85	1.57	0.0050
M	0.036	0.11	0.19	0.0022	0.001	23.49	5.81	8.46	<u>0.17</u>	0.98	0.0081
N	0.024	0.14	0.12	0.0078	0.001	21.10	6.13	20.43	<u>2.01</u>	1.90	0.0031
O	0.043	0.13	0.18	0.0091	0.001	22.87	4.83	10.39	0.86	<u>0.19</u>	0.0089
P	0.038	0.18	0.16	0.0035	0.001	22.01	3.58	10.64	1.52	<u>3.02</u>	0.0047
Q	0.031	0.21	0.17	0.0008	0.001	22.30	10.51	15.74	1.89	1.03	<u>0.0004</u>
R	0.032	0.20	0.10	0.0013	0.002	20.81	7.61	10.89	1.43	0.77	0.0012
S	0.040	0.16	0.20	0.0048	0.001	21.50	5.80	11.03	1.20	0.87	0.0031

LOS VALORES SUBRAYADOS INDICAN FUERA DEL ALCANCE DE LA PRESENTE INVENCION EN LA TABLA.

[Tabla 2]

ALEACIÓN Nº	COMPOSICIÓN QUÍMICA (% EN MASA, CANT. RESTANTE CONSISTENTE EN NI E IMPUREZAS)													f1
	Nb	W	Zr	Hf	Mg	Ca	Y	La	Ce	Nd	Ta	Re	Fe	
1														0.0097
2														0.0100
3	1.37													0.0090
4														0.0099
5														0.0074
6														0.0100
7		5.71												0.0100
8										0.029				0.0095
9			0.031	0.19										0.0100
10					0.0021		0.017			0.031				0.0098
11						0.0038		0.028					1.84	0.0099
12			0.028								2.38			0.0093
13									0.0015					0.0100
14												1.34	2.59	0.0099
15														0.0057
16	0.04													0.0080
17														0.0095
A														0.0028
B														0.0023
C														0.0065
D														0.0092
E														0.0074
F														0.0037
G														0.0046
H														0.0078
I														0.0094
J														0.0057
K														0.0099
L														0.0096
M														0.0100
N														0.0080
O														0.0100
P														0.0095
Q														0.0010
R	3.10													0.0031
S														0.0080

LOS VALORES SUBRAYADOS INDICAN FUERA DEL ALCANCE DE LA PRESENTE INVENCION EN LA TABLA.

LOS ESPACIOS EN BLANCO INDICAN QUE NO SE HA AÑADIDO NINGUN ELEMENTO OPCIONAL INTENCIONADAMENTE EN LA TABLA.

5

Los lingotes anteriores se calentaron a 1.160 °C y después se sometieron a una forjadura en caliente en condiciones tales que la temperatura final fuera de 1.000 °C para obtener placas con un espesor de 15 mm. Las placas con el espesor de 15 mm se sometieron a un tratamiento térmico de ablandamiento a 1.100 °C y después se sometieron a

una laminación en frío hasta que el espesor fue de 10 mm. Las placas laminadas en frío se sometieron a un tratamiento térmico como tratamiento por solución en las condiciones mostradas en la Tabla 3.

5 La estructura metalográfica se observó utilizando algunas de las placas con el espesor de 10 mm que se enfriaron por agua después del tratamiento por solución. Específicamente, la probeta de ensayo se cortó de manera que una sección observada correspondiese a una sección transversal paralela a una dirección longitudinal de laminación, la sección observada de la probeta de ensayo, que estaba embutida en resina, se pulió con brillo especular, la sección pulida se atacó con ácido mixto o reactivo Kalling y, después, se observó la estructura metalográfica. Para determinar el tamaño de grano medio  $d$ , se realizaron micrografías de cinco campos visuales con 100 aumentos, se midieron las longitudes de interceptación de los granos mediante un método de interceptación en un total de cuatro direcciones que eran una dirección vertical (perpendicular a la dirección de laminación), una dirección horizontal (paralela a la dirección de laminación) y dos líneas diagonales en cada campo visual y, de este modo, se calculó el tamaño de grano medio  $d$  ( $\mu\text{m}$ ) multiplicando el valor medido por 1,128. Además, se tomó una probeta de ensayo para un microscopio electrónico de transmisión de una zona arbitraria de la probeta de ensayo y se identificó la existencia de precipitados con un eje mayor que midiera 100 nm o más observando campos claros con 50.000 aumentos.

Utilizando el tamaño de grano medio  $d$  ( $\mu\text{m}$ ) obtenido, como se ha mencionado anteriormente, y las cantidades en % en masa de cada elemento de la composición química, se llevaron a cabo los cálculos para las Expresiones siguientes y, de este modo, se obtuvieron la fracción de área  $\rho$  (%) y  $f_2$  de cada aleación.

$$\rho = 21 \times d^{0,15} + 40 \times (500 \times B / 10,81 + 50 \times C / 12,01 + Cr / 52,00)^{0,3}$$

$$20 \quad f_2 = 32 \times d^{0,07} + 115 \times (Al / 26,98 + Ti / 47,88 + Nb / 92,91)^{0,5}$$

Además, en las aleaciones que no incluían Nb se sustituyó Nb por cero en la Expresión anterior.

En la Tabla 3 se muestran el tamaño de grano medio  $d$  ( $\mu\text{m}$ ), la existencia de precipitados con un eje mayor que midiera 100 nm o más, la fracción de área  $\rho$  (%) y  $f_2$ . Como se muestra en la Tabla 3, dado que  $\rho$  era menor que  $f_2$  en las aleaciones números A a H, J, N, y P a R, las aleaciones quedaban fuera del alcance de la invención. Además, en la Tabla, los valores subrayados indican fuera del alcance de la presente invención.

[Tabla 3]

ENSA- YO N°	ALEA- CIÓN N°	CONDICIONES DE TRATAMIENTO TÉRMICO POR SOLUCIÓN			TAMAÑO DE GRANO MEDIO d ( $\mu\text{m}$ )	EXISTENCIA DE PRECIPITADOS CON EJE MAYOR 100 nm O MÁS	ÍND. OCUP. CONTOR. GRANO $\rho$ (%)	t2
		TEMP. (°C)	TIEMPO (min)	VEL. ENF. (°C/seg)				
1	1	1180	30	10	153	NO EXISTEN	82.37	75.96
2	2	1180	10	10	127	NO EXISTEN	81.47	75.37
3	3	1180	30	10	148	NO EXISTEN	81.99	77.93
4	4	1180	60	10	198	NO EXISTEN	84.64	75.83
5	5	1180	60	10	180	NO EXISTEN	81.73	74.89
6	6	1180	10	10	86	NO EXISTEN	81.10	72.76
7	7	1180	10	10	112	NO EXISTEN	82.98	74.44
8	8	1180	30	10	165	NO EXISTEN	82.50	74.76
9	9	1180	60	10	208	NO EXISTEN	86.37	76.89
10	10	1180	60	10	185	NO EXISTEN	83.74	75.49
11	11	1230	10	10	143	NO EXISTEN	82.66	73.78
12	12	1230	3	10	79	NO EXISTEN	79.43	71.64
13	13	1250	1	10	139	NO EXISTEN	83.92	74.18
14	14	1160	30	10	129	NO EXISTEN	82.43	74.72
15	15	1180	30	10	162	NO EXISTEN	80.42	72.26
16	16	1180	10	10	103	NO EXISTEN	77.83	77.30
17	17	1180	30	10	138	NO EXISTEN	82.22	74.40
18	A	1180	60	10	213	NO EXISTEN	<u>80.89</u>	83.24
19	B	1180	30	10	162	NO EXISTEN	<u>77.25</u>	78.46
20	C	1180	30	10	138	NO EXISTEN	<u>79.65</u>	83.05
21	D	1180	10	10	79	NO EXISTEN	<u>78.07</u>	82.12
22	E	1180	60	10	208	NO EXISTEN	<u>81.57</u>	84.17
23	F	1180	10	10	108	NO EXISTEN	<u>77.44</u>	79.81
24	G	1180	10	10	82	NO EXISTEN	<u>77.42</u>	84.35
25	H	1180	30	10	150	NO EXISTEN	<u>77.72</u>	78.97
26	I	1180	30	10	145	NO EXISTEN	87.90	77.97
27	J	1180	30	10	162	NO EXISTEN	<u>76.00</u>	82.56
28	K	1180	30	10	159	NO EXISTEN	84.60	74.01
29	L	1180	30	10	138	NO EXISTEN	81.55	74.36
30	M	1180	60	10	185	NO EXISTEN	85.66	64.93
31	N	1180	60	10	191	NO EXISTEN	<u>81.31</u>	85.08
32	O	1180	60	10	187	NO EXISTEN	86.39	67.92
33	P	1180	60	10	199	NO EXISTEN	<u>83.85</u>	86.09
34	Q	1180	60	10	187	NO EXISTEN	<u>79.93</u>	80.95
35	R	1180	10	10	96	NO EXISTEN	<u>75.77</u>	80.86
36	S	1180	30	<u>0.9</u>	164	<u>EXISTEN</u>	81.42	74.51

LOS VALORES SUBRAYADOS INDICAN FUERA DEL ALCANCE DE LA PRESENTE INVENCIÓN EN LA TABLA.

- 5 Utilizando el remanente de las placas con el espesor de 10 mm, que se enfriaron con agua después del tratamiento por solución, se investigaron las propiedades mecánicas. Específicamente, se tomó de una parte central de espesor una probeta de ensayo de tracción de barra redonda con un diámetro de 10 mm y una longitud calibrada de 30 mm, de manera que fuese paralela a la dirección longitudinal, mediante mecanización. La probeta de ensayo de tracción de barra redonda se sometió a un ensayo de rotura por fluencia y a un ensayo de tracción a alta temperatura, a una velocidad de deformación lenta.
- 10 El ensayo de rotura por fluencia se llevó a cabo aplicando una carga inicial de 300 MPa a 700 °C a la probeta de ensayo de tracción de barra redonda que tenía la forma antes mencionada, y se obtuvieron el tiempo de rotura (tiempo de rotura por fluencia) y el alargamiento de rotura (ductilidad de rotura por fluencia). Cuando el tiempo de rotura por fluencia fue de 1.500 horas o más, la aleación se consideró aceptable. Cuando el alargamiento de rotura fue de un 15% o más, la aleación se consideró aceptable.
- 15 El ensayo de tracción a alta temperatura a baja velocidad de deformación se llevó a cabo hasta la rotura a una baja velocidad de deformación de  $10^{-6}$ /seg a 700 °C, utilizando la probeta de ensayo de tracción de barra redonda que tenía la forma antes mencionada, y se obtuvo la reducción de área. Cuando la reducción de área fue de un 15% o más, la aleación se consideró aceptable.
- La velocidad de deformación de  $10^{-6}$ /seg antes mencionada era ultralenta y correspondía a 1/100 a 1/1.000 en comparación con una velocidad de deformación típica de un ensayo de tracción a alta temperatura. Así fue posible evaluar relativamente la sensibilidad al agrietamiento por recalentamiento midiendo la reducción de área obtenida mediante el ensayo de tracción a baja velocidad de deformación.
- 20 Específicamente, cuando la reducción de área obtenida mediante el ensayo de tracción a baja velocidad de deformación era grande, podía considerarse que la sensibilidad al agrietamiento por recalentamiento era pequeña. En otras palabras, podía considerarse que los efectos de supresión del agrietamiento por recalentamiento eran grandes. Los resultados del ensayo se muestran en la Tabla 4.

[Tabla 4]

ENSA- YO Nº	ALEA- CIÓN Nº	ENSAYO DE ROTURA POR FLUENCIA BAJO 300 MPa a 700°C		ENSAYO TRACCIÓN A VELOC. DEFORM. ULTRALENTA A 700 °C	OBSER- VACIO- NES
		TIEMPO DE ROTURA POR FLUENCIA (h)	ALARG. TRAS FRACT. POR FLUENCIA (%)	REDUCCIÓN ÁREA TRAS FRACTURA (%)	
1	1	2037	41.4	45.2	EJEMPLO
2	2	1998	36.1	40.1	
3	3	2976	25.0	32.8	
4	4	2367	52.9	55.7	
5	5	2040	47.6	40.9	
6	6	1896	54.7	58.1	
7	7	3774	52.2	59.6	
8	8	3615	48.9	53.0	
9	9	1743	59.3	63.4	
10	10	2464	49.7	54.8	
11	11	2147	43.4	49.1	
12	12	1825	39.1	41.8	
13	13	2159	56.7	60.1	
14	14	2197	45.0	50.7	
15	15	1561	18.7	17.1	
16	16	1587	21.4	16.2	
17	17	1632	22.4	30.4	
18	A	558	4.1	3.4	EJEMPLO COMPA- RATIVO
19	B	436	3.8	3.9	
20	C	1429	13.4	10.8	
21	D	1027	6.7	5.1	
22	E	1380	11.8	14.0	
23	F	1319	10.4	13.4	
24	G	866	7.7	8.9	
25	H	439	12.4	6.7	
26	I	1203	20.4	23.5	
27	J	861	8.7	7.1	
28	K	1084	22.7	26.8	
29	L	697	24.0	21.7	
30	M	556	20.1	24.3	
31	N	2014	2.7	3.8	
32	O	608	22.4	26.0	
33	P	2213	3.7	3.1	
34	Q	561	5.4	6.9	
35	R	2610	4.8	3.8	
36	S	1435	24.6	19.7	

Como se muestra en la Tabla 4, en los números de ejemplo 1 a 17 que correspondían a los números de aleación 1 a 17 que satisfacían la composición química de la presente invención, todos los efectos de supresión del agrietamiento por recalentamiento, tales como el tiempo de rotura por fluencia, la ductilidad de rotura por fluencia y la reducción de área obtenida mediante el ensayo de tracción a baja velocidad de deformación, fueron aceptables.

- 5 Por otra parte, en los números de ejemplo comparativo 18 a 36 que no satisfacían el intervalo especificado por la presente invención, al menos uno del tiempo de rotura por fluencia, la ductilidad de rotura por fluencia y la reducción de área obtenida mediante el ensayo de tracción a baja velocidad de deformación fue insuficiente en comparación con los números de ejemplo 1 a 17.

Aplicabilidad industrial

- 10 La aleación basada en Ni según los aspectos anteriores de la presente invención es una aleación en la que la resistencia a la rotura por fluencia es excelente, la ductilidad (ductilidad de rotura por fluencia) tras un largo tiempo de uso a altas temperaturas está mejorada drásticamente, y se ha suprimido el agrietamiento por recalentamiento o similar que puede producirse durante el soldeo con fines de reparación o similares. Por lo tanto, es posible aplicar apropiadamente las aleaciones basadas en Ni a placas, barras, piezas forjadas o similares que se utilicen como tubos de aleación y materiales resistentes al calor y resistentes a la presión en calderas para plantas de generación de energía, plantas químicas industriales o similares.

Por consiguiente, la presente invención tiene una considerable aplicabilidad industrial.

**REIVINDICACIONES**

1. Una aleación basada en Ni, que comprende, como composición química, en % en masa,  
 un 0,001% a un 0,15% de C,  
 un 0,01% a un 2% de Si,  
 5 un 0,01% a un 3% de Mn,  
 un 15% a menos de un 28% de Cr,  
 un 3% a un 15% de Mo,  
 más de un 5% a un 25% de Co,  
 un 0,2% a un 2% de Al,  
 10 un 0,2% a un 3% de Ti,  
 un 0,0005% a un 0,01% de B,  
 un 0% a un 3,0% de Nb,  
 un 0% a un 15% de W,  
 un 0% a un 0,2% de Zr,  
 15 un 0% a un 1% de Hf,  
 un 0% a un 0,05% de Mg,  
 un 0% a un 0,05% de Ca,  
 un 0% a un 0,5% de Y,  
 un 0% a un 0,5% de La,  
 20 un 0% a un 0,5% de Ce,  
 un 0% a un 0,5% de Nd,  
 un 0% a un 8% de Ta,  
 un 0% a un 8% de Re,  
 un 0% a un 15% de Fe,  
 25 estando el P limitado a f1 o menos, expresándose f1 mediante una Expresión A, indicada a continuación,  
 un 0,01% o menos de S, y  
 una cantidad restante consistente en Ni e impurezas,  
 en donde, cuando un tamaño de grano medio d es un tamaño de grano medio en unidades de  $\mu\text{m}$  de una  
 fase  $\gamma$  incluida en una estructura metalográfica de la aleación basada en Ni, y cuando el tamaño de grano  
 30 medio d se determina mediante el método de tomar micrografías de cinco campos visuales con 100  
 aumentos, medir las longitudes de interceptación de los granos mediante un método de interceptación en  
 un total de cuatro direcciones que son una dirección vertical, una dirección horizontal y dos líneas  
 diagonales en cada campo visual y multiplicar un valor medido por 1,128, el tamaño de grano medio d es de  
 10  $\mu\text{m}$  a 300  $\mu\text{m}$ ,  
 35 en donde la estructura metalográfica no presenta precipitados con un eje mayor que mida 100 nm o más y,  
 en donde, cuando una fracción de área  $\rho$  se expresa mediante una Expresión B, indicada a continuación,  
 utilizando el tamaño de grano medio d y cantidades en unidades de % en masa de cada elemento de la  
 composición química, la fracción de área  $\rho$  es f2 o más, expresándose f2 mediante una Expresión C,  
 indicada a continuación, o más,  
 40  $f1 = 0,01 - 0,012 / [1 + \exp\{(B - 0,0015) / 0,001\}] \dots(\text{Expresión A}),$   
 $\rho = 21 \times d^{0,15} + 40 \times (500 \times B / 10,81 + 50 \times C / 12,01 + Cr / 52,00)^{0,3} \dots(\text{Expresión B}),$

$$f_2 = 32 \times d^{0.07} + 115 \times (A_1 / 26,98 + Ti / 47,88 + Nb / 92,91)^{0.5} \dots(\text{Expresión C}).$$

2. La aleación basada en Ni según la reivindicación 1, que comprende, como composición química, en % en masa,
  - un 0,05% a un 3,0% de Nb.
- 5 3. La aleación basada en Ni según la reivindicación 1 o 2, que comprende, como composición química, en % en masa,
  - un 1% a un 15% de W.
4. La aleación basada en Ni según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, que comprende, como composición química, en % en masa, al menos uno seleccionado entre
  - 10 un 0,005% a un 0,2% de Zr,
  - un 0,005% a un 1% de Hf,
  - un 0,0005% a un 0,05% de Mg,
  - un 0,0005% a un 0,05% de Ca,
  - un 0,0005% a un 0,5% de Y,
  - 15 un 0,0005% a un 0,5% de La,
  - un 0,0005% a un 0,5% de Ce,
  - un 0,0005% a un 0,5% de Nd,
  - un 0,01% a un 8% de Ta,
  - un 0,01% a un 8% de Re, y
  - 20 un 1,5% a un 15% de Fe.
5. Un tubo de aleación basada en Ni, que comprende una aleación basada en Ni según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4 para una producción del mismo.