

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 567 277**

51 Int. Cl.:

C22C 19/05 (2006.01)
C22F 1/10 (2006.01)
C22B 9/18 (2006.01)
C22B 9/187 (2006.01)
C22B 9/20 (2006.01)
C22F 1/02 (2006.01)
C22F 1/00 (2006.01)
C22B 9/04 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **25.09.2009 E 09817713 (2)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **16.03.2016 EP 2336378**

54 Título: **Proceso para la fabricación de una aleación base Ni y una aleación base Ni**

30 Prioridad:

30.09.2008 JP 2008253305
04.03.2009 JP 2009050835

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
21.04.2016

73 Titular/es:

HITACHI METALS, LTD. (100.0%)
2-1 Shibaura 1-chome Minato-ku
Tokyo 105-8614, JP

72 Inventor/es:

AOKI, CHUYA;
UEHARA, TOSHIHIRO y
OHNO, TAKEHIRO

74 Agente/Representante:

DE ELZABURU MÁRQUEZ, Alberto

ES 2 567 277 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

Proceso para la fabricación de una aleación base Ni y una aleación base Ni

Campo técnico

- 5 La presente invención se refiere a un proceso para la fabricación de una aleación base Ni utilizada en forma adecuada para un miembro expuesto a una temperatura alta de una planta de energía térmica en especial bajo una condición de vapor de presión ultra supercrítica (USC, por su sigla en inglés), y a la aleación base Ni.

Antecedentes de la técnica

- 10 Dado que las cuchillas y discos de una turbina de vapor utilizados en una planta de energía térmica se exponen a una temperatura alta, éstos deben tener altas propiedades tales como resistencia a la rotura por fluencia, ductilidad a la rotura por fluencia, y resistencia a la oxidación. En los últimos años, se ha exigido la protección del medio ambiente global, la reducción de las emisiones de CO₂, y así sucesivamente, que también han planteado la necesidad de que las plantas de energía térmica tengan una mayor eficacia.

- 15 La temperatura de vapor de la turbina de vapor alcanza 600 a 630 °C, por lo que un acero ferrítico de 12Cr resistente al calor se ha utilizado por ahora. Para satisfacer la necesidad de una eficacia aún mayor en el futuro, se ha estudiado hacer la temperatura de vapor tan alta como no inferior a 700 °C. Sin embargo, el acero ferrítico de 12Cr resistente al calor utilizado en la actualidad carece de suficiente resistencia a altas temperaturas a 700 °C. Por lo tanto, se ha estudiado utilizar una superaleación base Ni de fortalecimiento precipitación de γ austenítico excelente en resistencia a altas temperaturas.

- 20 Sin embargo, la superaleación base Ni tiene algunas desventajas de un alto coeficiente de expansión térmica, baja ductilidad a la rotura por fluencia, tendencias de segregación, y un precio alto mientras que tiene suficiente resistencia a la rotura por fluencia.

Por lo tanto, se han realizado varios estudios para resolver estos problemas con el fin de hacer que sea posible utilizar en forma práctica la superaleación base Ni en una planta de energía térmica de presión ultra supercrítica de clase de -700 °C.

- 25 En las publicaciones de Patente 1 y 2, el presente solicitante ha propuesto una aleación base Ni dirigida a la obtención de propiedades satisfactorias de un bajo coeficiente de expansión térmica, resistencia a la rotura por fluencia, ductilidad a la rotura por fluencia, y resistencia a la oxidación con el fin de utilizarla a una temperatura de 650 °C. En la Publicación de no patente 1, se informó que diversas aleaciones base Ni de fortalecimiento de la precipitación se inspeccionaron sobre tendencias de macrosegregación de las mismas, y que la aleación base Ni propuesta en las publicaciones de Patente 1 y 2 es ventajosa en la producción de lingotes de tamaño relativamente grande debido a esos valores críticos bajos de ocurrencia de segregación.

- 30 Por lo tanto, se ha notado que la aleación propuesta en la publicación de Patente 1 o 2 exhibe tanto resistencia a las altas temperaturas y manejabilidad en caliente cuando se utiliza para forjados de tamaño pequeño o mediano tales como álabes de la turbina de vapor y pernos para productos de tamaño grande tales como rotores de turbinas de vapor y tubos de caldera.

Publicación de la técnica anterior**Publicación de patente**

Publicación de Patente 1: JP-4037929-B2

Publicación de Patente 2: JP-3559681-B2

- 40 EP 1 867 740 A1 describe una aleación base Ni que se utiliza para las partes de turbinas. El límite superior de Ti se indica por medio de 0,95% (en masa).

JP 2007204840 describe un método para la fabricación de un cable o una barra de una aleación base Ni que no tiene grietas en la superficie.

- 45 US 2005/0236079 A1 describe un método para la producción de una superaleación base Ni de baja expansión térmica.

EP 0 361 524 A1 describe una superaleación base Ni y un método para la producción de la misma.

JP 51/84726 describe una aleación base Ni que tiene una proporción de segregación de Mo inferior que la aleación reivindicada en la presente invención.

- 50 JP 2006176864 describe una aleación para un perno de unión de apilamiento de celdas de combustible que tiene resistencia a las altas temperaturas y ductilidad a la fractura por fluencia.

Publicación de no patente

Publicación de no patente 1: "CAMP-ISIJ" Vol.20, Núm. 6, página 1239

Descripción de la invención**Problemas a resolver por la invención**

- 5 Los productos de tamaño mediano o grande tales como turbinas de vapor, calderas, y así sucesivamente utilizados en la planta de energía térmica de presión ultra supercrítica de clase de -700°C mencionada con anterioridad están obligados a tener una mayor confiabilidad debido a esos entornos operativos muy severos.

10 La aleación base Ni tiene una ventaja de que una gran cantidad de elementos de aleación se pueden disolver en la misma porque tiene una estructura de matriz austenítica. Mientras que puede tener excelentes propiedades de resistencia a altas temperaturas mediante el uso de la ventaja, una gran cantidad de elementos de aleación aditivos es susceptible de provocar segregación en la aleación base Ni lo que de ese modo deteriora la aleación base Ni en la productividad y la propiedad de forjado.

15 Por lo tanto, los presentes inventores llevaron a cabo estudios detallados para hacer que la aleación base Ni propuesta en la publicación de Patente 1 o 2 sea aplicable con mayor seguridad a los productos de tamaño mediano o grande tales como turbinas de vapor, calderas, y así sucesivamente, que se utilizan en la planta de energía térmica de presión ultra supercrítica de clase de -700°C . Como resultado, los presentes inventores confirmaron que al hacer cantidades de elementos aditivos de Mo, Al y Ti, que son susceptibles de enriquecerse en frente de la solidificación en un proceso de fusión, para estar bien equilibrados, ciertamente se restringe la macrosegregación, y se mejoran la productividad y la propiedad de forjado de lingotes de gran tamaño de acuerdo con lo enseñado en la Publicación de no patente 1.

20 Por otra parte, se producirá una microsegregación, por ejemplo, por medio del enriquecimiento de los elementos de aleación entre las dendritas durante la solidificación. Hay un riesgo de que una microsegregación notable pueda deteriorar la aleación base Ni en propiedades mecánicas tales como la resistencia y la ductilidad. Los presentes inventores confirmaron la presencia de microsegregación incluso en la aleación base Ni propuesta en la publicación de Patente 1 o 2. De acuerdo con lo expuesto con anterioridad, se requiere que la aleación base Ni utilizada en la planta de energía térmica de presión ultra supercrítica de clase de -700°C tenga una confiabilidad más alta, de modo que sea importante para que la aleación base Ni tenga propiedades mecánicas estables y satisfactorias.

25 En consecuencia, con el fin de eliminar la microsegregación, los presentes inventores estudiaron sobre un control adicional de composiciones químicas de la aleación base Ni. Sin embargo, fue imposible eliminar en forma satisfactoria la microsegregación únicamente por medio del control de composiciones químicas.

La presencia de microsegregación deteriora la aleación base Ni en propiedades mecánicas tales como la resistencia y la ductilidad, y puede suponer un problema crítico en la aplicación práctica de la aleación base Ni para los productos de tamaño mediano o grande tales como turbinas de vapor y calderas.

35 En la presente memoria, el término "macrosegregación" significa una segregación causada en un lingote por una diferencia de densidad en metal fundido debido a una diferencia de concentración entre una fase líquida madre y una fase líquida enriquecida en una zona de temperatura coexistente sólida/líquida generada después del comienzo de la solidificación del metal fundido, y el término "microsegregación" significa una segregación causada debido a una diferencia de concentración entre un cristal dendrítico generado durante la solidificación del metal fundido y finalmente las partes solidificadas entre los cristales dendríticos.

40 Un objetivo de la presente invención es solucionar el problema de la microsegregación lo que de ese modo proporciona una aleación base Ni que tiene propiedades mecánicas estables y satisfactorias tales como la resistencia y la ductilidad.

Medios para resolver el problema

45 Sobre la base de las aleaciones enseñadas en las publicaciones de Patente 1 y 2, los presentes inventores hicieron un estudio agudo sobre un método para reducir con seguridad la microsegregación, de ese modo se confirmó que los elementos de aleación y los contenidos de los mismos descritos en las publicaciones de Patente son sustancialmente apropiados en vista de la disminución de la microsegregación. Además, mediante el estudio de los procesos de fabricación de las aleaciones, los presentes inventores hallaron que la microsegregación se puede restringir al someter las aleaciones a un tratamiento térmico de homogeneización en un intervalo de temperaturas extremadamente limitado después de la fusión al vacío, que de ese modo ha conducido a la presente invención de acuerdo con lo definido por las reivindicaciones.

De acuerdo con una realización de la invención, se logra una proporción de segregación de Mo de 1 a 1,17 del material de aleación base Ni por medio del tratamiento térmico de homogeneización.

Preferiblemente, la proporción de segregación de Mo es 1 a 1,10.

Preferiblemente la aleación base Ni comprende, en masa, 0,015 a 0,040% de carbono, menos de 0,1% de Si, menos de 0,1% de Mn, 19 a 22% de Cr, 9 a 12% de "Mo+(1/2)xW", en la que Mo es un elemento esencial, 1,0 a 1,7% de Al, 1,4 a 1,8% de Ti, 0,0005 a 0,0030% de Mg, 0,0005 a 0,010% B, 0,005 a 0,07% de Zr, y no más de 2% de Fe, en la que un valor de Al/(Al+0,56Ti) es 0,50 a 0,70. En este intervalo de composición química, la aleación base Ni se utiliza en forma más adecuada en un entorno a una temperatura de no menos de 700 °C.

Con respecto a la cantidad de Al, la aleación base Ni puede tener excelentes propiedades de fluencia en el caso de 1,0 a 1,3% de Al, y excelente resistencia a la tracción en el caso de desde más de 1,3% a 1,7% de Al.

Además, el material de aleación base Ni se somete a refusión de arco al vacío o refusión por electroescoria entre la fusión al vacío y el tratamiento térmico de homogeneización.

De acuerdo con una realización de la invención, la aleación base Ni se somete a forjado en caliente después del tratamiento térmico de homogeneización lo que da lugar a la proporción de segregación de Mo de 1 a 1,17, preferiblemente 1 a 1,10.

Preferiblemente, la proporción de segregación de Mo es 1 a 1,10.

La aleación base Ni puede ser un producto forjado.

Una realización preferida de la aleación base Ni de la invención comprende, en masa, 0,015 a 0,040% de carbono, menos de 0,1% de Si, menos de 0,1% de Mn, 19 a 22% de Cr, 9 a 12% de "Mo+(1/2)xW", en la que Mo es un elemento esencial, 1,0 a 1,7% de Al, 1,4 a 1,8% de Ti, 0,0005 a 0,0030% de Mg, 0,0005 a 0,010% de B, 0,005 a 0,07% de Zr y no más de 2% de Fe, en la que el valor de Al/(Al+0,56Ti) es 0,50 a 0,70.

Con respecto a la cantidad de Al, la aleación base Ni puede tener excelentes propiedades de fluencia en el caso de 1,0 a 1,3% de Al, y excelente resistencia a la tracción en el caso de desde más de 1,3% a 1,7% de Al.

Una realización preferida de la aleación base Ni tiene una estructura de metal que no tiene una región en la que una serie de diez o más carburos ricos en Mo, cada uno tiene un tamaño de no menos de 3 µm, están continuamente presentes en intervalos de no más de 10 µm.

La aleación base Ni puede ser un material forjado.

Ventajas de la invención

La aleación base Ni de la invención mejoró en la microsegregación, por lo que en forma ventajosa tiene propiedades mecánicas de resistencia y ductilidad mejoradas de manera más estable en un entorno de servicio a una temperatura de no menos de 700 °C. Por lo tanto, los productos forjados de tamaño mediano y grande tales como turbinas de vapor y calderas con el uso de la aleación base Ni tienen una confiabilidad más alta.

Breve descripción de los dibujos

La Fig. 1 es una vista en sección transversal microfotográfica óptica de una aleación base Ni de la presente invención sometida a un tratamiento térmico de homogeneización a 1.180 °C;

La Fig. 2 es un dibujo esquemático de una vista en sección transversal microfotográfica óptica de la aleación base Ni de la invención sometida a un tratamiento térmico de homogeneización a 1.180 °C;

La Fig. 3 es una vista en sección transversal microfotográfica óptica de una aleación base Ni de la presente invención sometida a un tratamiento térmico de homogeneización a 1.200 °C; y

La Fig. 4 es un dibujo esquemático de una vista en sección transversal microfotográfica óptica de la aleación base Ni de la invención sometida a un tratamiento térmico de homogeneización a 1.200 °C.

Mejor modo de llevar a cabo la invención

En primer lugar, se explicarán los elementos y los contenidos del mismo definidos en la presente invención. A menos que se observe lo contrario, los contenidos se indican en porcentaje de masa.

C (carbono) forma carburos en combinación con elementos de aleación. Los carburos formados después de la fusión se disuelven en una fase γ de la matriz por medio del tratamiento térmico de solución sólida, y de allí en adelante los carburos se precipitan en los bordes de granos de cristal y en granos de cristal para contribuir al fortalecimiento de la precipitación de la aleación base Ni incluso si el contenido de carbono es pequeño, ya que el carbono apenas se disuelve en la fase γ de la matriz. En particular, los carburos precipitados en los bordes de granos restringen una dislocación de los bordes de granos a una temperatura alta lo que de ese modo mejora la resistencia y la ductilidad de la aleación base Ni.

Sin embargo, si el contenido de carbono es excesivo, los carburos son susceptibles de precipitarse como un tirante, de modo que la aleación base Ni se deteriore en la ductilidad a lo largo de la dirección en ángulo recto hacia una

dirección de trabajo de la aleación base Ni. Además, si el carbono se combina con Ti para formar carburos, no se puede asegurar una cantidad de Ti para la formación de una fase γ' , cuya fase γ' es una fase importante del fortalecimiento de la precipitación formada por una combinación de Ti y Ni. El contenido de carbono es 0,015 a 0,040% en el caso de un entorno operativo a no menos de 700 °C.

- 5 Si se utiliza como desoxidante durante la fusión de la aleación. Además, Si es eficaz para la exfoliación de restricción de una capa de óxido. Sin embargo, si el contenido de Si es excesivo, la aleación se deteriora en ductilidad y capacidad de trabajo, de modo que el contenido de Si se limita a no más de 0,1%. En el caso de un entorno operativo a no menos de 700 °C, preferiblemente el contenido de Si es menos de 0,1%.

- 10 Mn se utiliza como desoxidante y deazulfreador durante la fusión de la aleación. Si la aleación contiene oxígeno y azufre como impurezas inevitables, aquéllos se segregan en los bordes de granos y disminuyen el punto de fusión de la aleación lo que de ese modo provoca fragilidad en caliente que produce la fusión local de los bordes de granos durante el trabajo en caliente de la aleación, por lo que Mn se utiliza para la desoxidación y deazulfreación. Además, Mn es eficaz para restringir la oxidación de los bordes de granos mediante la formación de una capa de óxido densa y firme. Sin embargo, si el contenido de Mn es excesivo, la aleación se deteriora en ductilidad, de modo que el contenido de Mn se limita a no más de 0,1% en el caso de un entorno operativo a no menos de 700 °C.

- 15 Cr se combina con carbono para fortalecer los bordes de granos de cristal lo que de ese modo mejora la aleación en resistencia y ductilidad a una temperatura alta y relaja en forma significativa una sensibilidad para marcar la ruptura. Además, Cr se disuelve en una matriz de la aleación para mejorar la aleación en las propiedades de resistencia a la oxidación y la corrosión. Sin embargo, si el contenido de Cr es menor que 10%, no se pueden obtener los efectos anteriores. Si el contenido de Cr es excesivo, surgirá un problema de una ocurrencia de agrietamiento a una temperatura alta debido a un mayor coeficiente de expansión térmica, y otro problema de baja productividad y capacidad de trabajo de la aleación. Por lo tanto, el contenido de Cr se limita a 19 a 24% en el caso de un entorno operativo a no menos de 700 °C, preferiblemente 19 a 22%, más preferiblemente 18,5 a 21,5%. Mo y W se disuelven en una matriz de la aleación para fortalecer la matriz y disminuir el coeficiente de expansión térmica de la aleación. Dado que la aleación base Ni tiene un alto coeficiente de expansión térmica, tiene un problema de susceptibilidad a la fatiga térmica a una temperatura alta que de ese modo carece de confiabilidad para un uso estable. Mo es un elemento más eficaz en la reducción del coeficiente de expansión térmica de la aleación, por lo que un elemento indispensable de Mo solo, o dos elementos de Mo y W se añaden a la aleación. Si la cantidad de $Mo+(1/2)W$ es menor que 5%, no se puede obtener el efecto anterior, y si la cantidad de la misma excede 17%, la aleación se enfrenta a dificultades en la productividad y la capacidad de trabajo. Con el fin de restringir la ocurrencia de macrosegregación al máximo, la cantidad de $Mo+(1/2)W$ es 7 a 13%, y en el caso de un entorno operativo a no menos de 700 °C, preferiblemente 9 a 12%, más preferiblemente 9 a 11%.

- 25 Se añade Al para mejorar la resistencia a las altas temperaturas de la aleación, ya que forma un compuesto intermetálico ($Ni_3(Al, Ti)$) denominado una fase γ' junto con Ni y Ti. Si el contenido de Al es inferior a 0,5%, no se puede obtener el efecto anterior, mientras que una cantidad excesiva de Al deteriora la aleación en la productividad y la capacidad de trabajo. Por lo tanto, en el caso de un entorno operativo a no menos de 700 °C, el contenido de Al es 1,0 a 1,7%.

- 30 Al realizar la mayor parte de las propiedades de fluencia de la aleación a una temperatura de no menos de 700 °C, y en el caso de realizar la mayor parte de la resistencia a altas temperaturas a una temperatura de 700 °C, el contenido de Al es preferiblemente desde más de 1,3% a 1,7%.

- 35 Ti forma la fase γ' ($Ni_3(Ti, Al)$) como Ni y Al para mejorar la aleación en resistencia a las altas temperaturas. El compuesto intermetálico de Ti contribuye mucho más al fortalecimiento de la aleación en comparación con Ni_3Al ya que Ti provoca que la matriz de la aleación se estire en forma elástica debido a un diámetro atómico mayor de Ti que el de Ni. Si el contenido de Ti es menor que 1%, no se pueden obtener los efectos anteriores, y una cantidad excesiva de Ti deteriora la aleación en la productividad y la capacidad de trabajo. En el caso de un entorno operativo a una temperatura de no menos de 700 °C, el contenido de Ti es 1,4 a 1,8%.

- 40 Ni_3Ti es mucho más eficaz en la mejora de la resistencia a las altas temperaturas de la aleación en comparación con Ni_3Al . Sin embargo, Ni_3Ti es inferior en la estabilidad de fase a una temperatura alta en comparación con Ni_3Al , de modo que sea susceptible de convertirse en una fase η frágil a una temperatura alta. Por lo tanto, por medio de los coaditivos de Ti y Al, se provoca que la fase γ' se precipite en forma de ($Ni_3(Al, Ti)$) en la que Al y Ti están parcialmente sustituidos entre sí. La aleación está provista de una mayor resistencia a una temperatura alta por $Ni_3(Al, Ti)$, en comparación con la dependencia de Ni_3Al , mientras que deteriora la ductilidad. Por otra parte, a mucho más contenido de Al, se mejora más en gran parte la aleación en ductilidad mientras que deteriora la resistencia. Por lo tanto el balance de contenido Al y Ti es importante. Es importante asegurar que la aleación de la invención tenga suficiente ductilidad, de modo que un valor de $Al/(Al+0,56Ti)$ se haya utilizado en la invención con el fin de expresar una tasa de Al en la fase γ' como proporción de peso atómico. Si el valor es menor que 0,45, es imposible obtener suficiente ductilidad de la aleación. En contraste, si el valor excede 0,70, la resistencia de la aleación es insuficiente. Por lo tanto, el valor de $Al/(Al+0,56Ti)$ se limita a 0,50 a 0,70 en el caso de un entorno operativo a una temperatura de no menos de 700 °C.

Mg se utiliza como deazulfreador durante la fusión de la aleación. Se combina con azufre para formar un compuesto que de ese modo restringe la ocurrencia de la segregación de azufre en los bordes de granos para mejorar la aleación de la capacidad de trabajo en caliente. Sin embargo, una cantidad excesiva de Mg aditivo deteriora la aleación en ductilidad y capacidad de trabajo. Por lo tanto, el contenido de Mg se limita a no más de 0,01%, más preferiblemente 0,0005 a 0,0030% en el caso de un entorno operativo a una temperatura de no menos de 700 °C.

B (boro) y Zr se utilizan para fortalecer los bordes de granos de cristal de la aleación, y es necesario añadir uno o dos de ellos. Tienen un tamaño atómico considerablemente más pequeño que Ni, que un átomo que forma la matriz de la aleación, de modo que se segreguen en los bordes de granos de cristal para restringir una dislocación en los bordes de granos a una temperatura alta. En particular, reducen significativamente la susceptibilidad de marcar la ruptura que de ese modo permite que la aleación tenga propiedades mejoradas de resistencia a la rotura por fluencia y ductilidad a la rotura por fluencia. Sin embargo, cantidades excesivas de B y Zr aditivo deterioran la aleación en la resistencia a la propiedad de oxidación. En el caso de un entorno operativo a una temperatura de no menos de 700 °C, los contenidos de B y Zr son 0,0005 a 0,010% y 0,005 a 0,07%, respectivamente.

Mientras que Fe no siempre se debe añadir, mejora la aleación de la capacidad de trabajo en caliente, de modo que se pueda añadir a la aleación según lo requiera la ocasión. Si el contenido de Fe excede 5%, surgen problemas en que se incrementa un coeficiente de expansión térmica de la aleación lo que de ese modo genera grietas cuando la aleación se utiliza a una temperatura alta, y que la aleación se deteriora en resistencia a la propiedad de oxidación. En el caso de un entorno operativo a una temperatura de no menos de 700 °C, el contenido de Fe es no más de 2,0%.

El balance de Ni es un elemento de formación de austenita. Dado que la fase austenítica consiste en átomos densamente llenos, los átomos se difunden lentamente incluso a una temperatura alta, de modo que la fase austenítica tenga una mayor resistencia a altas temperaturas que la fase ferrítica. Además, una matriz austenítica tiene un límite de alta solubilidad de elementos de aleación, por lo que es ventajoso para la precipitación de la fase γ' , que es indispensable para el fortalecimiento de la precipitación de la aleación, y para el fortalecimiento con una solución sólida de la matriz austenítica en sí. Dado que Ni es el elemento más eficaz para la formación de la matriz austenítica, el balance de la aleación es Ni en la presente invención. Por supuesto que el equilibrio contiene impurezas.

En la presente invención, por medio del control de las composiciones químicas anteriores, se puede reducir la macrosegregación.

En la presente invención, se evita la macrosegregación por medio del control de las composiciones químicas anteriores, y se puede evitar la microsegregación de manera más fiable con el uso de un proceso de producción adecuado.

A continuación en la presente memoria, se proporcionará una descripción sobre las razones por las cuales el proceso de producción se limita al método de invención definido.

En la presente invención, se producen un lingote, un electrodo para la refusión de arco al vacío (de aquí en adelante, denominado VAR), y un electrodo para la refusión por electroescoria (de aquí en adelante, denominado ESR), cuyas composiciones químicas se ajustan a las explicadas con anterioridad por medio de fusión al vacío.

La fusión al vacío se lleva a cabo debido a las siguientes razones.

La aleación base Ni definida en la presente invención contiene elementos aditivos indispensables de Al y Ti, que son elementos que forman la fase γ' , con el fin de obtener una resistencia alta a una temperatura alta. Dado que Al y Ti son elementos activos, los óxidos y nitruros perjudiciales son susceptibles de formarse cuando la aleación se fusiona en aire. Por lo tanto, es necesario llevar a cabo la fusión al vacío que tiene un efecto de desgasificación con el fin de evitar la precipitación de inclusiones no metálicas perjudiciales tales como óxidos y nitruros.

Además, si Al y Ti forman muchos óxidos y nitruros, las cantidades de Al y Ti en una solución sólida disminuyen, por lo que la fase γ' , que se precipita por tratamiento de envejecimiento y contribuye al fortalecimiento de la aleación base Ni, disminuye lo que de ese modo deteriora la aleación base Ni en resistencia.

Por lo tanto, es necesario llevar a cabo la fusión al vacío de la aleación base Ni, que es capaz de restringir la formación de óxidos y nitruros en la medida de lo posible.

Además, de acuerdo con la fusión al vacío que tiene un efecto de refinación, es posible eliminar los elementos perjudiciales.

De acuerdo con lo establecido con anterioridad, la fusión al vacío es un medio indispensable para evitar que las inclusiones no metálicas se precipiten y eliminen los elementos de impureza lo que de ese modo mejora la aleación base Ni en calidad.

Para una aleación resistente al calor como la aleación de la invención que tiene una alta confiabilidad, es posible

reducir aún más la macrosegregación y obtener el efecto de refinación por medio del proceso de refusión de VAR o ESR con el uso de un electrodo como materia prima (es decir, un lingote) hecho de la aleación base Ni que tiene la composición química anterior y se obtuvo por medio de fusión al vacío.

- 5 La materia prima de aleación base Ni después de la fusión al vacío se somete a un tratamiento térmico de homogeneización a una temperatura de 1.160 a 1.220 °C durante 18 a 100 horas con el fin de eliminar la microsegregación.

Las siguientes son razones por las cuales se determina que la temperatura del tratamiento térmico de homogeneización esté en el intervalo anterior.

- 10 La razón de fijar el límite inferior de la temperatura del tratamiento térmico de homogeneización para que sea de 1.160 °C es que si la temperatura es inferior a 1.160 °C, no se puede eliminar la microsegregación. En el caso de que sea inferior a 1.160 °C, seguirá habiendo microvariaciones (es decir, segregación) en la concentración de elementos de aleación lo que de ese modo da lugar a propiedades mecánicas localmente deterioradas en el mismo lingote o electrodo.

- 15 Por otra parte, si el límite superior de la temperatura del tratamiento térmico de homogeneización excede 1.220 °C, ya que la temperatura se encuentra inmediatamente debajo del punto de fusión de la aleación de la invención que tiene las composiciones químicas definidas, se producirá la fusión local en una región concentrada de los componentes solutos causada por la microsegregación lo que de ese modo hace surgir un defecto en la región fundida debido al encogimiento de solidificación durante el enfriamiento. Además, si se produce la fusión local, no sólo no se elimina la microsegregación, sino que también se incrementa bastante la microsegregación, por lo que se pierde el efecto del tratamiento térmico de homogeneización lo que de ese modo da lugar a que las propiedades mecánicas de la aleación se puedan deteriorar, o que se puedan producir variaciones de las mismas. Por lo tanto, en la presente invención, la temperatura del tratamiento térmico de homogeneización debe estar dentro de un intervalo extremadamente limitado de 1.160 a 1.220 °C.

- 25 El límite inferior de la temperatura del tratamiento térmico de homogeneización es preferiblemente 1.170 °C, y el límite superior de la misma es preferiblemente 1.210 °C.

La siguiente es una razón por la cual el tratamiento térmico de homogeneización se lleva a cabo dentro del intervalo de tiempo anterior.

- 30 Dado que el efecto para reducir la microsegregación por medio del tratamiento térmico de homogeneización depende en gran parte más de la temperatura de tratamiento que del tiempo de tratamiento, aunque el tratamiento térmico de homogeneización se puede llevar a cabo en un periodo de tiempo corto a una temperatura alta, el tratamiento térmico de homogeneización se debe llevar a cabo en un tiempo más largo a una temperatura baja. Por lo tanto, el intervalo de tiempo del tratamiento térmico de homogeneización se determinó de acuerdo con lo establecido con anterioridad. Si el tiempo del tratamiento térmico de homogeneización es más corto que 1 hora, no se puede obtener el efecto de la eliminación de la microsegregación incluso a una temperatura del tratamiento térmico de homogeneización apropiada. Por lo tanto, el límite inferior del tiempo del tratamiento térmico de homogeneización se fijó para que sea de 18 horas.

- 40 Por otra parte, incluso si el tratamiento térmico de homogeneización se lleva a cabo por un tiempo superior a 100 horas en el intervalo de temperaturas anterior, no se puede obtener un efecto mucho mayor para reducir la microsegregación. Por lo tanto, el límite superior del tiempo del tratamiento térmico de homogeneización se determinó que sea de 100 horas, más preferiblemente 40 horas, aún más preferiblemente 30 horas.

El tratamiento térmico de homogeneización anterior se aplica a un lingote después de la fusión al vacío, o un electrodo para VAR o ESR producido por medio de fusión al vacío, y refusión de acuerdo con lo definido por la reivindicación 7.

- 45 Por ejemplo, en el caso en el que el tratamiento térmico de homogeneización se lleva a cabo dos o más veces, es efectivo realizarlo una vez después de la fusión al vacío, y una o más veces después del prensado en caliente, forjado en caliente o refusión.

- 50 En el caso de la presente invención, es posible reducir la ocurrencia de la macrosegregación en un lingote, un electrodo para VAR, o un electrodo para ESR, dado que se controla un balance de composición entre la cantidad de Al y Ti y la cantidad de Mo, en la que Al y Ti son susceptibles a una segregación de tipo flotante, y Mo es susceptible a una segregación de tipo asentamiento.

Sin embargo, por ejemplo, si la macrosegregación permanece, hay una posibilidad de una ocurrencia de agrietamiento en la aleación durante el prensado en caliente y el forjado en caliente. Además, por ejemplo, cuando se lleva a cabo VAR, hay una posibilidad de que sea imposible llevar a cabo una fusión suficiente de la aleación debido a la ocurrencia de un arco inestable para un electrodo debido a la macrosegregación.

- 55 Por lo tanto, el lingote, el electrodo para VAR y el electrodo para ESR después de la fusión al vacío se someten al

tratamiento térmico de homogeneización bajo las condiciones de la temperatura y el tiempo de tratamiento fijadas con anterioridad, lo que permite de ese modo obtener el efecto para reducir tanto la macrosegregación como la microsegregación.

- 5 En el caso en el que la aleación se someta a refusión tal como VAR y ESR después de la fusión al vacío, el tratamiento térmico de homogeneización es más eficaz con el fin de eliminar la microsegregación de ese modo cuando la refusión se lleva a cabo antes del tratamiento térmico de homogeneización.

Además, por ejemplo, en el caso en el que la aleación se somete a refusión tal como VAR y ESR, con respecto a las condiciones del tratamiento térmico de homogeneización llevado a cabo después de la fusión al vacío, aunque puede ser satisfactorio llevar a cabo el tratamiento térmico dentro del intervalo de temperaturas especificado, del cual el límite inferior es 1.100 °C, simplemente con el fin de reducir aún más la macrosegregación, o provocar que los compuestos intermetálicos se disuelvan en una matriz, una temperatura de menos de 1.160 °C como condición del tratamiento térmico de homogeneización es inapropiada para el fin de eliminar la microsegregación.

10 En la presente invención, se describe la puesta en práctica de VAR o ESR una o dos veces entre la fusión al vacío y el tratamiento térmico de homogeneización. Es decir, por ejemplo, si los procesos de fusión al vacío $\Rightarrow$ VAR o ESR $\Rightarrow$ se llevan a cabo el tratamiento térmico de homogeneización, o la fusión al vacío $\Rightarrow$ VAR o ESR $\Rightarrow$ VAR o ESR $\Rightarrow$ el tratamiento térmico de homogeneización, se puede reducir la macrosegregación además, y al mismo tiempo, se puede asegurar el efecto de evitar la microsegregación obtenible por medio del tratamiento térmico de homogeneización posterior. Además, la refusión se puede llevar a cabo por medio de VAR o ESR con el uso de un electrodo producido por medio de forjado en caliente de un lingote producido por medio de fusión al vacío.

20 La razón de esto es la siguiente.

Tanto VAR como ESR son eficaces en la mejora de la limpieza de la aleación para mejorar la calidad del producto por medio de la disminución de inclusiones no metálicas que deterioran la aleación en propiedades mecánicas, y en la reducción de segregación. Por lo tanto, por medio de la puesta en práctica de VAR o ESR una vez para reducir de manera eficiente la macrosegregación de la aleación base Ni, se puede asegurar el efecto de eliminar la microsegregación en el tratamiento térmico de homogeneización posterior.

Una VAR o ESR efectiva en la reducción de la segregación se puede llevar a cabo dos veces. En tal caso, se puede asegurar el efecto de eliminar la microsegregación en el tratamiento térmico de homogeneización posterior.

30 Por ejemplo, incluso si un lingote producido por medio de fusión al vacío no tiene un peso necesario, es posible obtener un lingote uniforme de tamaño grande en el que la macrosegregación se ha eliminado en forma suficiente por tal proceso en que una pluralidad de lingotes se producen bajo vacío a unirse entre sí por soldadura para formar un electrodo grande, y de allí en adelante el electrodo grande unido se somete a una ESR por una vez para reducir la macrosegregación cerca de las porciones soldadas, y el producto obtenido de este modo se somete a una ESR por segunda vez con el fin de eliminar en forma suficiente la macrosegregación lo que de ese modo obtiene el lingote de tamaño grande anterior.

35 De acuerdo con VAR, en especial debido a la atmósfera de vacío, se restringe una pérdida de elementos activos Al y Ti causada por oxidación o nitruración, y en particular se pueden obtener excelentes efectos de desgasificación y desoxidación en virtud de la separación del óxido de flotación. En el caso en el que se aplique ESR, debido a un efecto de no desgasificación, si bien los elementos activos de Al y Ti se reducen en forma promocional lo que da lugar al deterioro de las propiedades mecánicas, en particular se eliminan con eficacia sulfuros e inclusiones no metálicas de tamaño grande. Además, dado que un dispositivo de bombeo de vacío no siempre es necesario para la ESR, por lo tanto en forma ventajosa un equipo relativamente simple es suficiente. Por lo tanto, se debe aplicar VAR o ESR dependiendo de las propiedades requeridas del producto y el coste de fabricación. Por supuesto se pueden utilizar VAR y ESR en combinación.

45 A continuación, se proporcionará una descripción de la proporción de segregación definida en la presente invención. En la invención, se prestó atención a Mo que es un elemento susceptible a la segregación. Es decir, en la invención, se prestó atención a Mo como un índice que indica que la segregación se restringió en forma suficiente, y la proporción de segregación de Mo se especificó en un intervalo extremadamente limitado de 1 a 1,17.

50 La proporción de segregación de acuerdo con lo enumerado en la invención significa una proporción del valor máximo al valor mínimo de la intensidad de rayos X característica obtenida por medio de un análisis de línea de microanalizador de rayos X (de aquí en adelante, denominado EPMA). Por lo tanto, cuando la segregación de Mo no se halla en absoluto, la proporción de segregación de Mo es 1. Si la microsegregación de Mo se mantiene, la proporción de segregación de Mo es mayor.

55 El límite superior de proporción de segregación de Mo se especifica a partir de la experiencia basada en los experimentos. La razón por la cual el límite superior está hecho para ser 1,17 es que si no es más de 1,17, se puede determinar que casi se ha eliminado la microsegregación.

Si bien se describe en detalle en los ejemplos que se describirán más adelante, si la proporción de segregación de

Mo no es superior a 1,17, se puede mejorar en forma estable un producto final en propiedades mecánicas. Por otra parte, si la proporción de segregación de Mo excede 1,17, se produce una disminución en las propiedades causada por la microsegregación, por lo que un producto final se deteriora en resistencia y ductilidad debido a la microsegregación.

- 5 Por lo tanto, en la invención, el límite superior de proporción de segregación de Mo se determina que es 1,17, y más preferiblemente la proporción de segregación de Mo no es superior a 1,10.

Con el fin de medir la proporción de microsegregación de Mo, es suficiente con que Mo se pueda analizar en línea con EMPA en la dirección que cruza una dendrita aunque en cualquier dirección en el caso de un lingote, y también en la dirección en ángulos rectos a una dirección longitudinal en el caso de un forjado. La razón de esto es que ya
10 que la dirección de arriba es paralela a una variación de la concentración de Mo causada por la segregación, la segregación se puede detectar por un análisis de línea de una distancia más corta. La medición puede realizarse en forma más exacta a medida que se incrementa la distancia de análisis. Sin embargo, es irreal medir una distancia excesivamente larga. De acuerdo con el estudio llevado a cabo por los presentes inventores, un análisis de línea de únicamente 3 mm de longitud es satisfactorio ya que el análisis se puede realizar bien por tal longitud.

- 15 En la presente invención, el forjado en caliente se puede llevar a cabo después del tratamiento térmico de homogeneización. Una temperatura de forjado en caliente puede ser de aproximadamente 1.000 a 1.150 °C.

En la invención, de acuerdo con lo expuesto con anterioridad, la proporción de segregación de Mo se controla para que esté en un intervalo de 1 a 1,17 por medio de un tratamiento térmico de homogeneización, de modo que no haya riesgo de que la proporción de segregación de Mo se incremente como resultado del forjado en caliente. Por lo
20 tanto, se pueden obtener excelentes propiedades mecánicas sin el deterioro de las propiedades de la aleación base Ni después del forjado en caliente.

En la invención, ya que la macrosegregación y la microsegregación están restringidas, es posible lograr una estructura de metal que no tiene una región en la que una serie de diez o más carburos ricos en Mo, cada uno tiene un tamaño de no menos de 3 µm, estén continuamente presentes en intervalos de no más de 10 µm. Si no se puede
25 una zona en la que los carburos ricos en Mo estén presentes en forma local, o una presencia de una zona de este tipo es muy pequeña, es posible obtener propiedades mecánicas isotrópicamente excelentes.

Dado que Mo se segrega en una región en la que están presentes carburos ricos en Mo, es posible confirmar simplemente los rastros de la segregación de Mo mediante la observación de un estado de distribución de carburos ricos en Mo. Además, ya que una distribución local de carburos ricos en Mo puede afectar el comportamiento de
30 recristalización lo que de ese modo provoca la ocurrencia de una estructura de metal de granos mixtos, es posible obtener una estructura uniforme de granos de cristal por medio de la restricción de la distribución local de carburos ricos en Mo, que de ese modo restringe la ocurrencia de no uniformidad de las propiedades mecánicas tales como resistencia y dureza.

Por ejemplo, la Fig. 1 es una vista en sección transversal microfotográfica óptica de una aleación base Ni sometida a un tratamiento térmico de homogeneización a 1.180 °C y posteriormente a un tratamiento térmico de solución sólida y un tratamiento de envejecimiento, y la Fig. 2 es una vista esquemática de la misma. La Fig. 3 es una vista en
35 sección transversal microfotográfica óptica de una aleación base Ni sometida a un tratamiento térmico de homogeneización a 1.200 °C seguido de un tratamiento de solución sólida y un tratamiento de envejecimiento, y la Fig. 4 es una vista esquemática de la misma.

40 En la aleación base Ni de la invención sometida a un tratamiento térmico de homogeneización a 1.180 °C, se halla que permanece una pequeña cantidad de carburos ricos en Mo (M_6C) que tienen un tamaño máximo de 5 µm. En la aleación base Ni sometida a un tratamiento térmico de homogeneización a 1.200 °C, apenas se hallan carburos a base de Mo. Este será un resultado de que la segregación en un lingote se ha eliminado o reducido por medio de un tratamiento térmico de homogeneización a alta temperatura.

45 Tal observación de la estructura de metal se puede realizar en forma satisfactoria simplemente mediante la observación de 5 a 10 campos de ubicaciones en los que los carburos se aglomeran por medio de un microscopio óptico de magnificación x400, que de ese modo mide los tamaños de carburo y sus distribuciones.

La eliminación de la microsegregación se puede lograr por medio del proceso de fabricación de la invención. La aleación base Ni de la invención es adecuada para forjados de tamaño medio o pequeño tales como álabes de la
50 turbina de vapor y pernos, y productos de tamaño grande tales como rotores de turbinas de vapor y tubos de caldera.

En el caso en el que se utilice la aleación base Ni en las aplicaciones anteriores, es posible proporcionar un producto sometido a una combinación de tratamiento térmico de solución sólida y un tratamiento de envejecimiento, o un producto sometido únicamente a un tratamiento térmico de solución sólida, por ejemplo. El efecto de eliminar la
55 microsegregación en virtud del tratamiento térmico de homogeneización no se desvanece por el tratamiento térmico de solución sólida y/o el tratamiento de envejecimiento. Incluso si se aplica cualquier tratamiento térmico a la aleación base Ni de la invención, es posible obtener propiedades mecánicas estables de la misma.

Ejemplos

Ejemplo 1

Se prepararon lingotes de diez kilogramos por medio de fusión por inducción al vacío, y materiales de aleación base Ni que tiene las composiciones químicas proporcionadas en la Tabla 1, se obtuvieron los contenidos de composiciones químicas de las cuales estuvieron dentro del intervalo de la composición definido en la invención. El balance fue Ni e impurezas.

En el material de aleación base Ni (lingote) de la aleación Núm. 1 proporcionada en la Tabla 1, se llevó a cabo el tratamiento térmico de homogeneización a temperaturas en el intervalo de 1.140 a 1.220 °C durante 20 horas. De allí en adelante, para confirmar la presencia de microsegregación, se muestreó una muestra de 10 mm cuadrados a partir del lingote obtenido, y se llevó a cabo el análisis de línea de EPMA. Se llevó a cabo el análisis de línea de EPMA en pasos de 7,5 µm en una longitud de 3 mm bajo las siguientes condiciones: la tensión de aceleración fue 15 kV, la corriente de la sonda fue $3,0 \times 10^{-7}$ A, y el diámetro de la sonda fue 7,5 µm, y se calculó la proporción de segregación, que es la proporción del valor máximo al valor mínimo de la intensidad de rayos X.

Se llevó a cabo el análisis de línea de EPMA en la dirección que cruza la dendrita.

En el material de aleación base Ni (es decir, lingote) de la aleación Núm. 2, no se llevó a cabo el tratamiento térmico de homogeneización y se llevaron a cabo el calentamiento a 1.100 °C y el forjado en caliente. Por otra parte, en los materiales de aleación base Ni (es decir, lingotes) de las aleaciones Núms. 3 a 10, se llevó a cabo el tratamiento térmico de homogeneización a temperaturas en el intervalo de 1.160 a 1.220 °C durante 20 horas, y de allí en adelante se llevó a cabo un forjado en caliente a 1.100 °C. En todos los materiales de aleación de las aleaciones Núms. 2 a 10, no se iniciaron las grietas de forjado y similares, y la forjabilidad fue excelente.

En los materiales de aleación base Ni de las aleaciones Núms. 2 a 10, después del forjado en caliente, para confirmar la presencia de microsegregación, se muestreó una muestra de 10 mm cuadrados a partir de la aleación base Ni obtenida que se había forjado, y se llevó a cabo el análisis de línea de EPMA. Se llevó a cabo el análisis de línea de EPMA en pasos de 7,5 µm en una longitud de 3 mm bajo las siguientes condiciones: la tensión de aceleración fue 15 kV, la corriente de la sonda fue $3,0 \times 10^{-7}$ A, y el diámetro de la sonda fue 7,5 µm, y se calculó la proporción de segregación, que es la proporción del valor máximo al valor mínimo de la intensidad de rayos X. La proporción de segregación de Mo se proporciona en la Tabla 2. Se realizó el análisis de línea de EPMA en la dirección en ángulos rectos para la dirección longitudinal del forjado.

Con respecto a la macrosegregación, se llevó a cabo una prueba de macroestructura para comprobar en forma visual la presencia de segregación. La aleación en la que se halló irregularidad del grabado se indica por medio de "no", y la aleación en la que no se halló irregularidad del grabado se indica por medio de "sí". La Tabla 2 proporciona en forma adicional los resultados de la comprobación de segregación.

Tabla 1

(% en masa)

Aleación Núm.	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	Al	Ti	Zr	B	Fe	Mg	Al/(Al+0,56Ti)	Mo +0,5W
1	0,030	0,01	0,01	Balance	19,68	9,78	—	1,16	1,70	0,06	0,0036	-	0,0001	0,55	9,78
2	0,031	0,01	0,01	Balance	19,98	9,65	0,03	1,14	1,62	0,01	0,0046	-	0,0005	0,56	9,67
3	0,028	0,01	0,01	Balance	19,98	9,93	0,02	1,18	1,66	0,01	0,0045	-	0,0009	0,56	9,94
4	0,033	0,01	0,01	Balance	19,98	9,96	0,03	1,19	1,66	0,01	0,0046	-	0,0010	0,56	9,98
5	0,034	0,01	0,01	Balance	20,27	11,85	0,01	1,22	1,67	0,01	0,0047	-	0,0010	0,57	11,85
6	0,032	0,02	0,01	Balance	20,26	11,89	0,01	1,23	1,66	0,02	0,0042	-	0,0012	0,57	11,90
7	0,037	0,01	0,01	Balance	21,81	9,92	0,02	1,20	1,65	0,02	0,0045	-	0,0010	0,56	9,93
8	0,035	0,01	0,02	Balance	21,87	9,96	0,01	1,21	1,64	0,03	0,0044	-	0,0011	0,57	9,97
9	0,037	0,01	0,01	Balance	19,02	9,30	0,02	1,59	1,52	0,04	0,0041	-	0,0022	0,65	9,30
10	0,032	0,02	0,01	Balance	19,13	9,33	0,02	1,60	1,53	0,03	0,0042	-	0,0021	0,65	9,34

*Nota 1: Una marca "-" significa "sin adición".

*Nota 2: El "Balance" incluye impurezas.

Tabla 2

Aleación	Material base de la aleación del muestra	Condiciones del tratamiento térmico de homogeneización	Proporción de segregación de Mo	¿Hay macrosegregación?	Observaciones
1	Lingote	sin tratamiento térmico	1,57	sí	Muestra comparativa
	Lingote	1140 °C x 20 hs	1,18	sí	Muestra comparativa
	Lingote	1160 °C x 20 hs	1,16	sí	Muestra de la invención
	Lingote	1180 °C x 20 hs	1,12	sí	Muestra de la invención
	Lingote	1200 °C x 20 hs	1,06	sí	Muestra de la invención
	Lingote	1220 °C x 20 hs	1,06	sí	Muestra de la invención
2	Material forjado	sin tratamiento térmico	1,49	sí	Muestra comparativa
3	Material forjado	1180 °C x 20 hs	1,09	sí	Muestra de la invención
4	Material forjado	1200 °C x 20 hs	1,06	sí	Muestra de la invención
5	Material forjado	1160 °C x 20 hs	1,14	sí	Muestra de la invención
6	Material forjado	1200 °C x 20h	1,08	sí	Muestra de la invención
7	Material forjado	1160 °C x 20 hs	1,14	sí	Muestra de la invención
8	Material forjado	1200 °C x 20 hs	1,06	sí	Muestra de la invención
9	Material forjado	1160 °C x 20 hs	1,14	sí	Muestra de la invención
10	Material forjado	1200 °C x 20 hs	1,08	sí	Muestra de la invención

De acuerdo con lo mostrado en la Tabla 2, la proporción de segregación de Mo de la aleación de la invención que se somete a tratamiento térmico de homogeneización a una temperatura de 1.160 °C o mayor que y se somete a forjado en caliente a 1.100 °C toma un valor pequeño de 1,17 o más pequeño, de modo que se haya hallado que la microsegregación es pequeña. Una temperatura de tratamiento de homogeneización mayor muestra una tendencia para que la proporción de segregación de Mo se vuelva pequeña, de modo que se haya hallado que el efecto para reducir la microsegregación es mayor cuando el tratamiento térmico de homogeneización se lleva a cabo a una temperatura mayor.

Por otra parte, en el ejemplo comparativo en el que no se llevó a cabo la temperatura del tratamiento térmico de homogeneización, la proporción de segregación de Mo después del forjado en caliente es mayor que 1,17, lo que sugiere que permanece mucha microsegregación.

En las aleaciones base Ni Núms. 2, 3, 4, 6 y 10 en la Tabla 2, se llevaron a cabo un tratamiento térmico de solución sólida y un tratamiento de envejecimiento bajo las condiciones típicas aplicadas a los productos reales, y se examinaron las propiedades mecánicas. Se muestreó el muestra a lo largo de la dirección longitudinal del forjado.

En el tratamiento térmico de solución sólida, se calentó la aleación a 1.066°C durante cuatro horas y de allí en adelante se refrigeró por aire. En el tratamiento de envejecimiento, se calentó la aleación a 850 °C durante cuatro horas y de allí en adelante se refrigeró por aire como el tratamiento de envejecimiento de primera etapa, y se calentó a 760 °C durante 16 horas y de allí en adelante se refrigeró por aire como el tratamiento de envejecimiento de segunda etapa.

Para evaluar las propiedades mecánicas de estos materiales tratados térmicamente, se llevaron a cabo una prueba de tracción a temperatura ambiente y 700 °C y una prueba de rotura por fluencia a 700 °C. Los resultados de la

prueba de tracción a temperatura ambiente y 700 °C se proporcionan en la Tabla 3. Los resultados de la prueba de rotura por fluencia llevada a cabo a una temperatura de prueba de 700 °C y a tensiones de 490 N/mm² y 385 N/mm² se proporcionan en la Tabla 4.

Tabla 3

Aleación Núm.	Tratamiento térmico de homogeneización	Temperatura de prueba	0,2% de tensión de prueba	Resistencia a la tracción	Elongación (%)	Reducción del área	Observaciones
2	no	Temperatura ambiente	643,9	1083,2	38,4	48,8	Muestra comparativa
3	1180 °C	Temperatura ambiente	715,0	1161,6	37,6	53,1	Muestra de la invención
4	1200 °C	Temperatura ambiente	690,0	1143,0	38,1	49,7	Muestra de la invención
6	1200 °C	Temperatura ambiente	818,0	1209,0	33,2	47,4	Muestra de la invención
10	1200 °C	Temperatura ambiente	790,0	1204,0	36,5	52,9	Muestra de la invención
2	no	700 °C	570,0	878,0	26,3	23,6	Muestra comparativa
3	1180 °C	700 °C	615,8	917,4	37,4	32,5	Muestra de la invención
4	1200 °C	700 °C	595,0	912,0	34,7	39,8	Muestra de la invención
6	1200 °C	700 °C	707,0	957,0	40,0	39,7	Muestra de la invención
10	1200 °C	700 °C	702,0	953,0	40,1	49,6	Muestra de la invención

5

Tabla 4

Aleación Núm.	Tratamiento térmico de homogeneización	Tensión: 490N/mm ²		Tensión: 385N/mm ²		Observaciones
		Tiempo de rotura (h)	Reducción del área (%)	Tiempo de rotura (h)	Reducción del área (%)	
2	No	84,6	27,4	836,5	35,5	Muestra comparativa
3	1180 °C	139,6	31,6	1077,0	33,4	Muestra de la invención
4	1200 °C	149,5	35,0	1366,9	34,9	Muestra de la invención
6	1200 °C	114,7	54,1	-	-	Muestra de la invención
10	1200 °C	136,2	54,2	-	-	Muestra de la invención

La Tabla 3 revela que todas las aleaciones base Ni Núms. 3, 4, 6 y 10 de los Especímenes de la invención sometidas a un tratamiento térmico de homogeneización tienen una mayor tensión de prueba y resistencia a la tracción a temperatura ambiente y 700 °C y una más larga elongación y reducción del área a 700 °C que la aleación base Ni Núm. 2 del Muestra comparativa no sometida a un tratamiento térmico de homogeneización, y por lo tanto, por medio de la puesta en práctica del tratamiento térmico de homogeneización, las propiedades de tracción se pueden hacer excelentes en forma estable.

Además, la Tabla 4 revela que todas las aleaciones base Ni Núms. 3, 4, 6 y 10 de los Especímenes de la invención sometidas a un tratamiento térmico de homogeneización tienen una vida más larga de rotura por fluencia a 700 °C que la aleación base Ni Núm. 2 del Muestra comparativa no sometida a un tratamiento térmico de homogeneización, y tienen una reducción del área de rotura equivalente a o mayor que la de la aleación base Ni Núm. 2 del Muestra comparativa, y por lo tanto, por medio de la puesta en práctica del tratamiento térmico de homogeneización, las propiedades de rotura por fluencia de las aleaciones se pueden hacer excelentes en forma estable. Además, las aleaciones Núms. 6 y 10 no se sometieron a la prueba de rotura por fluencia llevada a cabo a una temperatura de prueba de 700 °C y a una tensión de 385 N/mm². Sin embargo, a partir de la relación entre las vidas de rotura por fluencia a una tensión de 490 N/mm² y 385 N/mm² de las aleaciones Núms. 2, 3 y 4, se puede ver una correlación

de tal manera que la aleación que tenga una larga vida de rotura a una tensión de 490 N/mm² también tiene una larga vida de rotura a 385 N/mm². Por lo tanto, se puede suponer que las aleaciones Núms. 6 y 10 de los Especímenes de la invención también tienen excelentes propiedades de rotura por fluencia a una temperatura de prueba de 700 °C y a una tensión de 385 N/mm² como las aleaciones Núms. 3 y 4 del Muestra de la invención.

- 5 La Tabla 5 muestra los resultados de las mediciones de los coeficientes de expansión térmica promedio a temperaturas de 30 °C a 1.000 °C de las aleaciones base Ni Núms. 3 y 4 del Muestra de la invención y la aleación base Ni Núm. 2 del Muestra comparativa. En la presente memoria, el coeficiente de expansión térmica se midió por medio de un instrumento de medición de expansión térmica diferencial mediante el uso de una pieza de prueba de barra redonda que tiene un diámetro de 5 mm y una longitud de 19,5 mm muestreados en paralelo con la dirección longitudinal del forjado.

A partir de la Tabla 5, es concebible que el coeficiente de expansión térmica en el nivel de la pieza de prueba de esta prueba esté apenas influenciado por microsegregación porque no se reconoció ninguna diferencia en los coeficientes de expansión térmica promedio desde 30 °C para cada temperatura de las aleaciones base Ni Núms. 3 y 4 del Muestra de la invención y la aleación base Ni Núm. 2 del Muestra comparativa.

- 15 En las aleaciones base Ni Núms. 3 y 4 de los Especímenes de la invención sometidas al tratamiento de envejecimiento, se realizó una observación de estructura metalográfica en sección transversal para examinar la distribución y los tamaños de los carburos. El análisis se realizó mediante la observación de 10 campos de una ubicación en la que los carburos se coagulan mediante el uso de un microscopio óptico de magnificación x400. Las Figuras 1 a 4 son microfotografías de estructuras metalográficas típicas y vistas esquemáticas de las mismas.
- 20 En la aleación base Ni Núm. 3 del Muestra de la invención sometida a un tratamiento térmico de homogeneización a 1.180 °C que se muestra en las Figuras 1 y 2, los carburos ricos en Mo (M₆C) que tienen un tamaño máximo de 5 µm permanece en pequeñas cantidades, e incluso en la ubicación en la que los carburos se coagulan, se observaron aproximadamente cinco carburos ricos en Mo cada uno con un tamaño de 3 µm o mayor en intervalos de 2 a 10 µm. En la aleación base Ni sometida a un tratamiento térmico de homogeneización a 1.200 °C que se muestra en las Figuras 3 y 4, apenas se hallaron carburos ricos en Mo en sí. El carburo rico en Mo es una porción blanca en la fotografía, y en la vista esquemática, se transcribe la forma del mismo.

Tabla 5

Núm.	Coeficiente de expansión térmica promedio (x 10 ⁻⁶ /°C)										Observaciones
	30 a 100 °C	30 a 200 °C	30 a 300 °C	30 a 400 °C	30 a 500 °C	30 a 600 °C	30 a 700 °C	30 a 800 °C	30 a 900 °C	30 a 1000 °C	
2	11,29	12,12	12,68	13,07	13,41	13,67	14,22	14,56	15,33	16,17	Muestra comparativa
3	10,97	12,01	12,65	13,06	13,44	13,71	14,32	14,75	15,56	16,45	Muestra de la invención
4	11,58	12,27	12,76	13,06	13,35	13,58	14,13	14,51	15,27	16,08	Muestra de la invención

Ejemplo 2

- 30 A continuación, se muestra un ejemplo al cual se aplicó refusión. En esta prueba, se aplicó una ESR que tiene los grandes efectos de la eliminación de sulfuros y la eliminación de grandes inclusiones.

Se produjo un electrodo para ESR por medio de fusión por inducción al vacío. La Tabla 6 muestra las composiciones químicas del material de aleación base Ni de la aleación Núm. 11. En la presente memoria, el nivel de impurezas de P, S, y similares fue el siguiente: el contenido de P fue 0,002%, y el contenido de S fue 0,0002%. Para el material de aleación base Ni de la aleación Núm. 11, se sometió el electrodo para ESR a un tratamiento térmico de homogeneización a 1180 °C durante 20 horas después de la fusión por inducción al vacío, y posteriormente refusión por medio de ESR se llevó a cabo para obtener un lingote grande de una escala de 3 toneladas. A continuación, se sometió el lingote grande a un tratamiento térmico de homogeneización a 1.180 °C durante 20 horas, se sometió a floreado a 1150 °C, y además se sometió a forjado en caliente a 1.000 °C. En el momento del floreado y el forjado en caliente, no se iniciaron las grietas de forjado y similares, y la forjabilidad fue excelente.

Tabla 6

(% en masa)

Aleación Núm.	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	Al	Ti	Zr	B	Fe	Mg	Al/(Al+0,56Ti)	Mo +0,5W
11	0,031	0,02	0,01	Balance	19,97	10,02	0,02	1,16	1,55	0,01	0,0055	0,54	0,0019	0,57	10,03

*Nota: El "balance" incluye impurezas.

- 5 Para confirmar la presencia de microsegregación, se muestreó una muestra de 10 mm cuadrados a partir del forjado forjado en caliente de la aleación base Ni de la aleación Núm. 11 proporcionada en la Tabla 6, y se llevó a cabo el análisis de línea de EPMA. Se llevó a cabo el análisis de línea de EPMA en pasos de 7,5 µm en una longitud de 3 mm bajo las siguientes condiciones: la tensión de aceleración fue 15 kV, la corriente de la sonda fue $3,0 \times 10^{-7}$ A, y el diámetro de la sonda fue 7,5 µm, y se calculó la proporción de segregación, que es la proporción del valor máximo al valor mínimo de la intensidad de rayos X. La Tabla 7 proporciona la proporción de segregación de Mo. Se llevó a cabo el análisis de línea de EPMA en la dirección en ángulos rectos para la dirección longitudinal del forjado.

Con respecto a la macrosegregación, se llevó a cabo una prueba de macroestructura para comprobar en forma visual la presencia de segregación. La aleación en la que se halló irregularidad del grabado se indica por medio de "no", y la aleación en la que no se halló irregularidad del grabado se indica por medio de "sí".

Tabla 7

Aleación Núm.	Condiciones del tratamiento térmico de homogeneización	Proporción de segregación de Mo	¿Hay macrosegregación?	Observaciones
11	1180 °C x 20h	1,10	sí	Muestra de la invención

- 15 La Tabla 7 revela que la proporción de segregación de Mo de la aleación base Ni Núm. 11 del Muestra de la invención sometida a un tratamiento térmico de homogeneización a 1180 °C y sometida a forjado en caliente toma un valor tan pequeño como 1,10, de modo que la microsegregación sea pequeña.

- 20 A continuación, en la aleación base Ni de la aleación Núm. 11, se llevaron a cabo un tratamiento térmico de solución sólida y un tratamiento de envejecimiento bajo las condiciones típicas aplicadas a los productos reales, y se examinaron las propiedades mecánicas. Se muestreó el muestra a lo largo de la dirección longitudinal del forjado.

- 25 En el tratamiento térmico de solución sólida, se calentó la aleación a 1066°C durante cuatro horas y de allí en adelante se refrigeró por aire. En el tratamiento de envejecimiento, se calentó la aleación a 850 °C durante cuatro horas y de allí en adelante se refrigeró por aire como el tratamiento de envejecimiento de primera etapa, y se calentó a 760 °C durante 16 horas y de allí en adelante se refrigeró por aire como el tratamiento de envejecimiento de segunda etapa.

- 30 Para evaluar las propiedades mecánicas del material tratado térmicamente, se llevaron a cabo una prueba de tracción a temperatura ambiente y 700 °C y una prueba de rotura por fluencia a 700 °C. Los resultados de la prueba de tracción a temperatura ambiente y 700 °C se proporcionan en la Tabla 8. Los resultados de la prueba de rotura por fluencia llevada a cabo a una temperatura de prueba de 700 °C y a tensiones de 490 N/mm² y 385 N/mm² se proporcionan en la Tabla 9.

Tabla 8

Aleación Núm.	Tratamiento térmico de homogeneización	Temperatura de prueba (°C)	0,2% de tensión de prueba (N/mm ²)	Resistencia a la tracción (N/mm ²)	Elongación (%)	Reducción del área (%)	Observaciones
11	1180 °C	Temperatura ambiente	676,0	1139,0	37,2	49,8	Muestra de la invención
	1180 °C	700 °C	598,0	902,0	65,0	61,1	Muestra de la invención

Tabla 9

Aleación Núm.	Tratamiento térmico de homogeneización	Tensión: 490N/mm ²		Tensión: 385N/mm ²		Observaciones
		Tiempo de rotura (h)	Reducción del área (%)	Tiempo de rotura (h)	Reducción del área (%)	
11	1180 °C	126	65,5	859,2	66,2	Muestra de la invención

[0044]

5 La Tabla 8 revela que la aleación base Ni Núm. 11 del Muestra de la invención sometida a un tratamiento térmico de homogeneización a 1180 °C y sometida al proceso de refusión tiene una alta tensión de prueba y resistencia a la tracción a temperatura ambiente y 700 °C y una gran elongación y reducción del área a 700 °C, y por lo tanto, muestra excelentes propiedades de tracción.

10 Además, la Tabla 9 revela que la aleación base Ni Núm. 11 del Muestra de la invención sometida a un tratamiento térmico de homogeneización a 1180 °C y sometida al proceso de refusión tiene una larga vida de rotura por fluencia a 700 °C y una gran reducción del área de rotura, y por lo tanto, muestra propiedades de rotura por fluencia estables y excelentes.

Ejemplo 3

A continuación, se muestra un ejemplo al cual se aplicó VAR.

15 Se produjo un electrodo para VAR por medio de fusión por inducción al vacío. La Tabla 10 muestra las composiciones químicas del material de aleación base Ni de la aleación Núm. 12. Para el material de aleación base Ni de la aleación Núm. 12, se sometió el electrodo para VAR a un tratamiento térmico de homogeneización a 1200 °C durante 20 horas después de la fusión al vacío, y posteriormente se llevó a cabo refusión por medio de VAR para obtener un lingote grande de una escala de 1 tonelada. A continuación, se sometió el lingote grande a un tratamiento térmico de homogeneización a 1180 °C durante 20 horas, se sometió a floreado a 1.150 °C, y además se sometió a forjado en caliente a 1.000 °C. En el momento del floreado y el forjado en caliente, no se iniciaron las grietas de forjado y similares, y la forjabilidad fue excelente.

Tabla 10

Aleación Núm.	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	Al	Ti	Zr	B	Fe	Mg	Al/(Al+0,56Ti)	Mo +0,5W
12	0,030	0,03	0,01	Balance	19,95	9,93	0,03	1,18	1,57	0,05	0,0051	0,32	0,0011	0,57	9,95

"Nota: El "Balance" incluye impurezas.

25 Para confirmar la presencia de microsegregación, se muestreó un muestra de 10 mm cuadrados a partir del forjado forjado en caliente de la aleación base Ni de la aleación Núm. 12 proporcionada en la Tabla 10, y se llevó a cabo el análisis de línea de EPMA. Se realizó el análisis de línea de EPMA en pasos de 7,5 µm en una longitud de 3 mm bajo las siguientes condiciones: la tensión de aceleración fue 15 kV, la corriente de la sonda fue 3,0 x 10⁻⁷ A, y el diámetro de la sonda fue 7,5 µm, y se calculó la proporción de segregación, que es la proporción del valor máximo al valor mínimo de la intensidad de rayos X. Se llevó a cabo el análisis de línea de EPMA en la dirección en ángulos rectos para la dirección longitudinal del forjado. La Tabla 11 proporciona la proporción de segregación de Mo.

30 Con respecto a la macrosegregación, se llevó a cabo una prueba de macroestructura para comprobar en forma visual la presencia de segregación. La aleación en la que se halló irregularidad del grabado se indica por medio de "no", y la aleación en la que no se halló irregularidad del grabado se indica por medio de "sí".

Tabla 11

Aleación Núm.	Condiciones del tratamiento térmico de homogeneización	Proporción de segregación de Mo	¿Hay macrosegregación?	Observaciones
12	1200 °C x 20 hs	1,10	sí	Muestra de la invención

35 La Tabla 11 revela que la proporción de segregación de Mo de la aleación base Ni Núm. 12 del Muestra de la invención sometida a un tratamiento térmico de homogeneización a 1.200 °C y sometida a forjado en caliente toma un valor tan pequeño como 1,10, de modo que la microsegregación sea pequeña.

A continuación, en la aleación base Ni Núm. 12, se llevaron a cabo un tratamiento térmico de solución sólida y un tratamiento de envejecimiento bajo las condiciones típicas aplicadas a los productos reales, y se examinaron las propiedades mecánicas. Se muestreó el muestra a lo largo de la dirección longitudinal del forjado.

- 5 En el tratamiento térmico de solución sólida, se calentó la aleación a 1.066°C durante cuatro horas y de allí en adelante se refrigeró por aire. En el tratamiento de envejecimiento, se calentó la aleación a 850 °C durante cuatro horas y de allí en adelante se refrigeró por aire como el tratamiento de envejecimiento de primera etapa, y se calentó a 760 °C durante 16 horas y de allí en adelante se refrigeró por aire como el tratamiento de envejecimiento de segunda etapa.

- 10 Para evaluar las propiedades mecánicas del material tratado térmicamente, se llevó a cabo una prueba de rotura por fluencia a 700 °C. Los resultados de la prueba de rotura por fluencia llevada a cabo a una temperatura de prueba de 700 °C y a tensiones de 490 N/mm² y 385 N/mm² se proporcionan en la Tabla 12.

Tabla 12

Aleación Núm.	Tratamiento térmico de homogeneización	Tensión: 490N/mm ²		Tensión:385N/mm ²		Observaciones
		Tiempo de rotura (h)	Reducción del área (%)	Tiempo de rotura (h)	Reducción del área (%)	
12	1200 °C	143	55,2	890	66,2	Muestra de la invención

[0051]

- 15 La Tabla 12 revela que la aleación base Ni Núm. 12 del Muestra de la invención sometida a un tratamiento térmico de homogeneización a 1.180 °C y sometida al proceso de refusión tiene una larga vida de rotura por fluencia a 700 °C y una gran reducción del área de rotura, y por lo tanto, muestra propiedades de rotura por fluencia estables y excelentes.

Ejemplo 4

- 20 A continuación, se muestra un ejemplo en el que se examinó la influencia de microsegregación en la dirección en ángulos rectos para la dirección longitudinal del forjado.

- 25 Se prepararon lingotes de diez kilogramos por medio de fusión por inducción al vacío. La Tabla 13 proporciona las composiciones químicas de los mismos. Se calentó el lingote de la aleación Núm. 13 a 1.100 °C y se forjó en caliente sin haberse sometido a un tratamiento térmico de homogeneización. Se sometieron los lingotes de las aleaciones Núms. 14 y 15 a un tratamiento térmico de homogeneización a 1.140 °C y 1.200 °C, respectivamente, durante 20 horas, y se forjaron en caliente a 1.100 °C. En los lingotes de las aleaciones Núms. 13 a 15, no se generaron las grietas de forjado y similares, y la forjabilidad fue excelente.

Tabla 13

(% en masa)

Aleación Núm.	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	Al	Ti	Zr	B	Fe	Mg	Al/(Al+0,56Ti)	Mo+0,5W
13	0,034	0,01	0,01	Balance	19,98	9,93	—	1,25	1,60	0,09	0,0046	-	0,0055	0,58	9,93
14	0,031	0,04	0,01	Balance	20,22	9,92	—	1,17	1,61	0,10	0,0034	-	0,0016	0,56	9,92
15	0,033	0,01	0,01	Balance	20,27	9,98	—	1,24	1,62	0,10	0,0046	-	0,0036	0,58	9,98

- 30 *Nota 1: Una marca "-" significa "sin adición".

*Nota 2: El "Balance" incluye impurezas.

- 35 Después del forjado en caliente, para confirmar la presencia de microsegregación, se muestreó un muestra de 10 mm cuadrados a partir del forjado obtenido, y se llevó a cabo el análisis de línea de EPMA. Se realizó el análisis de línea de EPMA en pasos de 7,5 µm en una longitud de 3 mm bajo las siguientes condiciones: la tensión de aceleración fue 15 kV, la corriente de la sonda fue 3,0 x 10⁻⁷ A, y el diámetro de la sonda fue 7,5 µm, y se calculó la proporción de segregación, que es la proporción del valor máximo al valor mínimo de la intensidad de rayos X. Se llevó a cabo el análisis de línea de EPMA en la dirección en ángulos rectos para la dirección longitudinal del forjado. La Tabla 14 proporciona la proporción de segregación de Mo.

- 40 Con respecto a la macrosegregación, se llevó a cabo una prueba de macroestructura para comprobar en forma visual la presencia de segregación. La aleación en la que se halló irregularidad del grabado se indica por medio de

"no", y la aleación en la que no se halló irregularidad del grabado se indica por medio de "sí".

Tabla 14

Aleación Núm.	Condiciones del tratamiento térmico de homogeneización	Proporción de segregación de Mo	¿Hay macrosegregación?	Observaciones
13	sin tratamiento térmico	1,45	sí	Muestra comparativa
14	1140 °C x 20 hs	1,19	sí	Muestra comparativa
15	1200 °C x 20 hs	1,06	sí	Muestra de la invención

La Tabla 14 revela que, en la aleación Núm. 13 del Muestra comparativa no sometida a un tratamiento térmico de homogeneización y la aleación Núm. 14 sometida a un tratamiento térmico de homogeneización a 1140 °C, la proporción de segregación de Mo después del forjado en caliente es mayor que 1,17, y permanece mucha microsegregación, y por otra parte, en la aleación Núm. 15 del Muestra de la invención sometida a un tratamiento térmico de homogeneización a 1.200 °C, la proporción de segregación de Mo después del forjado en caliente es inferior a 1,17, y la microsegregación es pequeña.

En las aleaciones Núms. 13 a 15, se llevaron a cabo un tratamiento térmico de solución sólida y un tratamiento de envejecimiento bajo las condiciones típicas aplicadas a los productos reales, y se examinaron las propiedades mecánicas. Se muestrearon la pieza de prueba de rotura por fluencia y la pieza de prueba de impacto Charpy a lo largo de la dirección en ángulos rectos para la dirección longitudinal del forjado.

En el tratamiento térmico de solución sólida, se calentó la aleación a 1066°C durante cuatro horas y de allí en adelante se refrigeró por aire. En el tratamiento de envejecimiento, se calentó la aleación a 850 °C durante cuatro horas y de allí en adelante se refrigeró por aire como el tratamiento de envejecimiento de primera etapa, y se calentó a 760 °C durante 16 horas y de allí en adelante se refrigeró por aire como el tratamiento de envejecimiento de segunda etapa.

Para evaluar las propiedades mecánicas de estos materiales tratados térmicamente, se llevó a cabo una prueba de rotura por fluencia a 700 °C. Se llevó a cabo la prueba de rotura por fluencia en las aleaciones Núms. 13 a 15 mediante el uso de dos piezas de pruebas cada una. Los resultados de la prueba de rotura por fluencia llevada a cabo a una temperatura de prueba de 700 °C y a tensiones de 490 N/mm² y 385 N/mm² se proporcionan en la Tabla 15. Para asegurarse de esto, se llevó a cabo una prueba de impacto Charpy con una muesca en V de 2mm a 23°C con el propósito principal de detectar con facilidad la influencia de microsegregación. La prueba de impacto Charpy se llevó a cabo en las aleaciones Núms. 13 a 15 mediante el uso de tres piezas de pruebas cada una. Los resultados de la prueba de impacto Charpy a una temperatura de prueba de 23°C se proporcionan en la Tabla 16.

Tabla 15

Aleación Núm.	Tratamiento térmico de homogeneización	Tensión: 490N/mm ²		Tensión: 385N/ mm ²		Observaciones
		Tiempo de rotura (h)	Reducción del área (%)	Tiempo de rotura (h)	Reducción del área (%)	
13	no	174,9	59,0	708,1	53,3	Muestra comparativa
		158,4	58,0	1009,8	50,9	
14	1140 °C	130,4	49,3	881,6	51,0	Muestra comparativa
		129,4	51,1	1078,3	49,1	
15	1200 °C	194,6	38,9	1322,0	39,5	Muestra de la invención
		185,1	39,9	1251,2	28,2	

Tabla 16

Aleación Núm.	Tratamiento térmico de homogeneización	Valor de impacto (J/cm ²)	Observaciones
13	no	73,3	Muestra comparativa
		76,7	
		76,0	
14	1140 °C	72,7	Muestra comparativa
		78,7	
		80,1	
15	1200 °C	93,7	Muestra de la invención
		90,3	
		91,2	

5 La Tabla 15 revela que la aleación Núm. 15 del Muestra de la invención sometida a un tratamiento térmico de homogeneización a 1200 °C tiene una vida más larga de rotura por fluencia y muestra variaciones más pequeñas que las aleaciones Núms. 13 y 14 de los Especímenes comparativos, y por lo tanto, puede proporcionar excelentes propiedades de rotura por fluencia en forma estable.

10 Además, Tabla 16 revela que la aleación Núm. 15 del Muestra de la invención sometida a un tratamiento térmico de homogeneización a 1200 °C muestra un valor de impacto mayor y tiene una mayor dureza en forma estable que las aleaciones Núms. 13 y 14 de los Especímenes comparativos. Por lo tanto, se puede confirmar que por medio de la implementación del tratamiento térmico de homogeneización definido en la presente invención, se elimina la microsegregación.

A partir de los resultados anteriores, se halla que en la aleación base Ni a la cual se aplica el proceso de fabricación de la presente invención, se puede restringir tanto la macrosegregación como la microsegregación.

15 A partir de este hecho, es evidente que la aleación base Ni de la presente invención tiene excelentes propiedades mecánicas tales como la resistencia y la ductilidad a temperaturas en el intervalo de temperatura ambiente a alta temperatura.

Aplicabilidad industrial

20 Si se aplica el proceso de fabricación de la invención, se puede restringir tanto la macrosegregación como la microsegregación. Por lo tanto, se puede proporcionar una aleación base Ni adecuada para diversas partes utilizadas para, por ejemplo, una planta de energía térmica de presión ultra supercrítica de clase de -700 °C.

REIVINDICACIONES

1. Una aleación base Ni que comprende, en masa:
de 0,015% a 0,040% de carbono,
menos de 0,1% de Si,
5 menos de 0,1% de Mn,
de 19 a 24% de Cr,
una combinación de un elemento esencial de Mo y un elemento opcional W en términos de $7\% \leq \text{Mo} + (\text{W}/2) \leq 13\%$,
de 1,0 a 1,7% de Al,
10 de 1,4 a 1,8% de Ti,
no más de 0,01% de Mg,
de 0,0005 a 0,010% de B,
de 0,005 a 0,07% de Zr,
no más de 2% de Fe, y
15 el balance siendo Ni e impurezas inevitables,
en el que el valor de $\text{Al}/(\text{Al} + 0,56\text{Ti})$ es 0,50 a 0,70, y
caracterizada por que
la aleación base Ni tiene una proporción de segregación de Mo de 1 a 1,17, la proporción de segregación se define
20 como una proporción de un valor máximo a un valor mínimo de una intensidad de rayos X característica obtenida por
medio de un análisis de la línea microanalizadora de rayos X.
2. La aleación base Ni según la reivindicación 1, en la que la proporción de segregación de Mo es 1 a 1,10.
3. La aleación base Ni según la reivindicación 1 o 2, que comprende, en masa,
de 19 a 22% de Cr,
una combinación de un elemento esencial de Mo y un elemento opcional W en términos de
25 $9\% \leq \text{W} + (\text{W}/2) \leq 12\%$, y
de 0,0005 a 0,0030% de Mg.
4. La aleación base Ni según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, que comprende, en masa, de 1,0 a 1,3%
de Al.
5. La aleación base Ni según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, que comprende, en masa, desde más de
30 1,3 a 1,7% de Al.
6. La aleación base Ni según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5, que es un producto forjado.
7. Un proceso para la fabricación de la aleación base Ni según cualquiera de las reivindicaciones precedentes,
que comprende
fundir al vacío una materia prima, y de allí en adelante:
35 someter a cualquier proceso de refusión de arco al vacío y refusión por electroescoria,
someter a un tratamiento térmico de homogeneización a una temperatura de 1.160 °C a 1.220 °C durante
18 a 100 horas por lo menos una vez, y
en forma opcional someter a forjado en caliente.

FIG.1

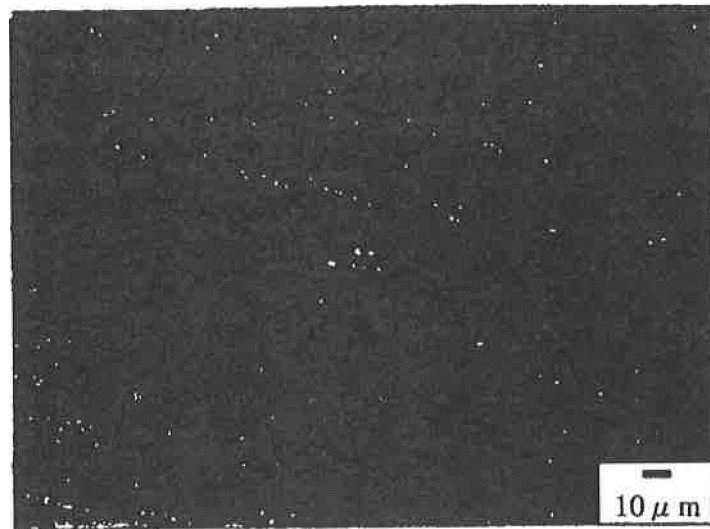


FIG.2

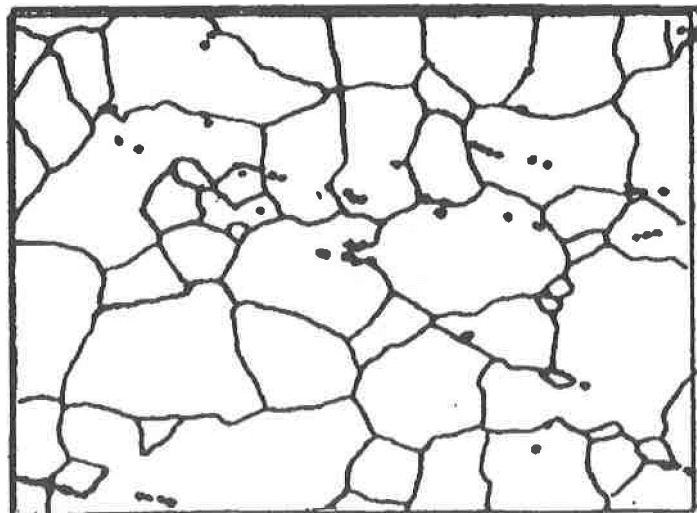


FIG.3

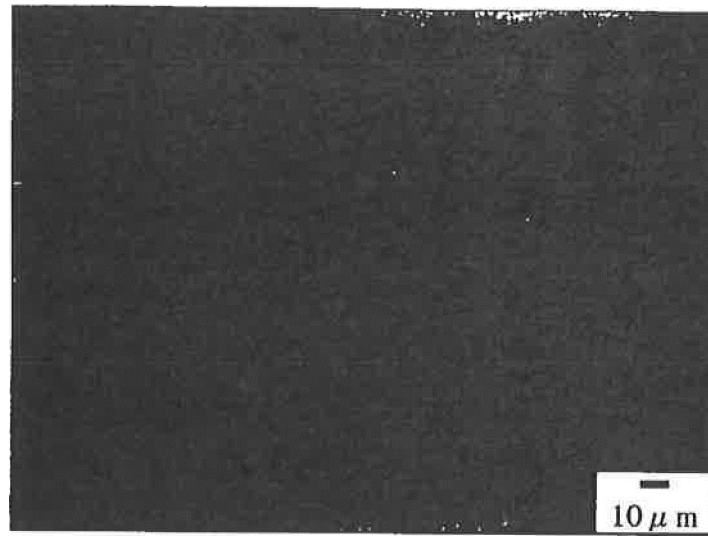


FIG.4

