

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 798 302**

51 Int. Cl.:

C22C 19/05 (2006.01)

C22F 1/10 (2006.01)

C22F 1/00 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **17.07.2013 PCT/JP2013/069367**

87 Fecha y número de publicación internacional: **22.01.2015 WO15008343**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **17.07.2013 E 13889448 (0)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **18.03.2020 EP 3023509**

54 Título: **Producto de aleación a base de Ni y método para producirlo**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
10.12.2020

73 Titular/es:

mitsubishi hitachi power systems, ltd.
(100.0%)
3-1, Minatomirai 3-chome, Nishi-ku,
Yokohama 220-8401, JP

72 Inventor/es:

IMANO, SHINYA y
KAMOSHIDA, HIRONORI

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 798 302 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

Producto de aleación a base de Ni y método para producirlo

Campo técnico de la invención

5 Esta invención se relaciona con un producto de aleación a base de Ni, un miembro de aleación a base de Ni producido a partir del producto de aleación a base de Ni, un método para producir el producto de aleación a base de Ni y un método para producir el miembro de aleación a base de Ni.

Descripción de los antecedentes de la técnica

10 La forma de mejorar la eficiencia térmica de los dispositivos de alta temperatura, tales como turbinas de gas y motores de reacción, constituye un problema importante por varias razones que incluyen la necesidad de reducir los impactos medioambientales. Una forma eficaz de aumentar la eficacia térmica es aumentar las temperaturas de servicio.

Actualmente, una temperatura de entrada de turbina de aproximadamente 1300 °C es estándar en una turbina de gas. Por otro lado, los componentes de la turbina aplicables a las temperaturas de aproximadamente 1700 °C se vuelven comercialmente prácticas. Asimismo, para los componentes de la turbina de gas tal como los álabes de la turbina, se utilizan frecuentemente aleaciones a base de Ni de superaleaciones resistentes a un calor alto.

15 Mientras tanto, las aleaciones a base de Ni de alta resistencia aplicadas a estas turbinas de gas, motores de reacción, etc. derivan su alta potencia mecánica a partir de la precipitación de una fase γ' (fase gamma prima, Ni₃Al) en estas. Un fase γ' es coherente con una fase γ en una estructura cristalina, y la fase γ' coherentemente precipitada en la fase γ (de aquí en adelante designada como "fase γ' coherente") contribuye ampliamente a la mejora de la resistencia mecánica. En otras palabras, la resistencia mecánica de los miembros de aleación a base de Ni utilizados en turbinas
20 de gas, etc. puede mejorarse mediante el aumento de la cantidad de la fase γ' precipitada. Sin embargo, tales miembros de aleación a base de Ni de resistencia alta con un contenido alto de la fase γ' precipitada tienen una conformabilidad en frío extremadamente pobre debido a su dureza alta y, por lo tanto, los miembros de aleación a base de Ni de alta resistencia no se conforman usualmente en frío.

25 Por ejemplo, los álabes mencionados anteriormente se producen a partir de aleaciones a base de Ni mediante forjado de precisión, en las que se encuentra un precipitado de fase γ' en una relación de 36 a 60 % en volumen, y el conformado en frío no se realiza en el proceso de producción debido a su alta dureza.

30 Por otro lado, como para los componentes de la cámara de combustión producidos mediante conformado en frío, la dureza puede reducirse mediante el uso de aleaciones a base de Ni en las que un precipitado de fase γ' se presenta en una relación controlada de 30 % en volumen o inferior, mediante lo cual el conformado en frío es posible. Sin embargo, dichos componentes de la cámara de combustión y otros artículos que pueden conformarse en frío tienen una resistencia mecánica inferior que los álabes de la turbina o similares producidos a partir de aleaciones a base de Ni que incluye un precipitado de fase γ' en una relación de 36 de 60 % en volumen. Asimismo, dichas aleaciones a base de Ni que incluyen un precipitado de fase γ' de 30 % en volumen o inferior no son adecuadas para cumplir
35 totalmente las exigencias de capacidad para tolerar el aumento de temperaturas altas, como se menciona anteriormente.

Como se observa a partir de lo anterior, el desarrollo de un miembro de aleación a base de Ni que sea producido a partir de una aleación a base de Ni que incluye un precipitado de fase γ' de 36 a 60 % en volumen y que tenga una temperatura alta duradera y que además tenga una conformabilidad en frío satisfactoria constituye una necesidad en la técnica. Asimismo, es necesario un método para producir tal miembro.

40 La Bibliografía relacionada con patentes 1 describe un método para llevar a cabo un artículo de superaleación a base de Ni que tiene un tamaño de grano controlado de una preforma forjado. En la Bibliografía relacionada con patentes 1, se describe un método de control de un tamaño de grano de una superaleación a base de Ni, que comprende las etapas de forjado con troqueles en caliente como las operaciones de forjado iniciales y forjado isotérmico como las operaciones de forjado posteriores. Con este método de control, un tamaño de grano uniforme de aproximadamente
45 ASTM 6 a 8 puede lograrse mediante el forjado con troqueles en calientes para la recaladura inicial seguido de forjado isotérmico y, de ser necesario, el recocido con subsolvus para proporcionar una microestructura adecuada para el tratamiento térmico supersolvus. También se describe que el forjado con troqueles en caliente causa una recristalización parcial o completa de la microestructura, que facilita la deformación superplástica en las operaciones de forjado isotérmico posteriores. Además, los Ejemplos descritos en la Bibliografía relacionada con patentes 1
50 incluyen una descripción sobre tamaños de grano cuando se aplica el tratamiento térmico a 1010 °C (1850 °F), 1037,7 °C (1900 °F) y 1051,6 °C (1925 °F).

Lista de citas

Bibliografías relacionada con patentes

Bibliografía relacionada con patentes 1: Publicación de solicitud de patente no examinada japonesa n.º Hei 9 (1997)-302450.

Compendio de la invención

Problemas que debe resolver la invención

Con el método para el control del tamaño de grano de una superaleación a base de Ni descrito en la Bibliografía de Patentes 1, puede obtenerse un tamaño de grano uniforme y, además, puede facilitarse la deformación superplástica. Sin embargo, esto no resuelve el problema mencionado anteriormente, es decir, no hace posible proporcionar un miembro de aleación a base de Ni que incluye un precipitado de fase γ' en una relación de 36 a 60 % en volumen y que tiene una temperatura alta duradera y también tiene una conformabilidad en frío satisfactoria. Adicionalmente, la Bibliografía de patentes 1 no proporciona un método para producir el miembro de aleación a base de Ni.

Esta invención se llevó a cabo en vista de los problemas anteriores, y constituye un objetivo proporcionar: un miembro de aleación a base de Ni en la que el precipitado de fase γ' se presenta en una relación de 36 a 60 % en volumen y que tiene una temperatura duradera alta y también tiene una conformabilidad en frío satisfactoria; un método para la producción del miembro; un producto de aleación a base de Ni para usar como un precursor del miembro de aleación a base de Ni; y un método para producir el producto.

Solución de los problemas

Según un aspecto de esta invención, se proporciona un producto de aleación a base de Ni que tiene una estructura de dos fases compuesta de una fase γ y una fase γ' que es incoherente con la fase γ en parámetros de una estructura cristalina (de aquí en adelante designado como una "fase γ' incoherente"), en la que la fase γ' incoherente se presenta en una velocidad de 20 % en volumen o superior en la estructura de dos fases.

Puede disminuirse la dureza del producto de aleación a base de Ni puede disminuirse con un aumento de los contenidos de la fase γ' incoherente, mediante lo cual se facilita el conformado en frío. La relación de precipitación más preferible de la fase γ' incoherente es 25 % en volumen o superior. Asimismo, la dureza es preferiblemente 400 Hv o inferior, más preferiblemente 370 Hv o inferior.

Además, con el fin de potenciar la ductilidad en el conformado en frío y mejorar la conformabilidad en frío, el tamaño de grano promedio de la fase γ' y la fase γ' incoherente es preferentemente 100 μm o inferior, más preferiblemente 50 μm o inferior.

La misma ventaja de la invención puede obtenerse incluso cuando los carburos y diferentes fases tales como fase η (η) se encuentran presentes además de la fase γ' incoherente. Sin embargo, el total de dichas fases diferentes es preferiblemente 15 % en volumen o menos.

Adicionalmente, las ventajas de esta invención pueden obtenerse incluso cuando algunos precipitados de una fase γ' coherente de granofino se encuentran presentes en la fase γ .

Sin embargo, es preferible que la cantidad de fase γ' coherente esté limitada a un mínimo.

El producto de aleación a base de Ni de acuerdo con esta invención es excelente en la maquinabilidad de corte, así como también en la conformabilidad en frío.

Con el fin de producir el producto de aleación a base de Ni de acuerdo con esta invención, el forjado en caliente debe ser llevado a cabo en un intervalo de temperatura en donde las dos fases de la fase γ y la fase γ' incoherente puedan coexistir. La razón no es solamente precipitar la fase γ' incoherente, sino que también obtener una microestructura fina mediante la inhibición del engrosamiento de la fase γ mediante la fase γ' incoherente.

Es necesario llevar a cabo el forjado en caliente a temperaturas iguales a o superiores a 1000 $^{\circ}\text{C}$, en que la que la resistencia mecánica de la fase γ' incoherente disminuye. Adicionalmente, es deseable que la fase γ' incoherente se encuentre presente en una relación de 10 % en volumen o superior durante el forjado en caliente.

Luego del forjado, la dureza de la aleación a base de Ni puede disminuirse mediante el aumento de la fase γ' incoherente, lo que tiene como resultado el potenciamiento adicional de la conformabilidad en caliente.

Con el fin de aumentar el aumento de la fase γ' incoherente, es eficaz llevar a cabo el tratamiento térmico de homogenización a una temperatura igual a o superior a 1000 $^{\circ}\text{C}$ y dentro de un intervalo de temperatura en donde las dos fases de la fase γ y la fase γ' coexisten, preferentemente a una temperatura del forjado final. Asimismo, luego del tratamiento térmico de homogenización, es eficaz de llevar a cabo un enfriamiento lento a una temperatura de 100 $^{\circ}\text{C}$ o más debajo de la temperatura del tratamiento térmico de homogenización.

Este enfriamiento lento inhibe la precipitación de la fase γ' coherente en la fase γ , que hace posible aumentar la fase γ' incoherente.

Una velocidad de enfriamiento de 100 $^{\circ}\text{C}/\text{h}$ o menor es eficaz; una velocidad de enfriamiento de 50 $^{\circ}\text{C}/\text{h}$ o inferior es significativamente eficaz; y una velocidad de enfriamiento de 20 $^{\circ}\text{C}/\text{h}$ o inferior es la más preferible.

Además, un miembro de aleación a base de Ni de acuerdo con esta invención es un miembro de aleación a base de Ni producido a través del conformado en frío (que incluye mecanizado de corte), recocido y un tratamiento térmico con solución y envejecimiento del producto de aleación a base de Ni descrito anteriormente. Asimismo, el miembro de aleación a base de Ni comprende una fase γ y una fase γ' coherente, en la que la fase γ' coherente se encuentra presente a una relación de 36 a 60 % en volumen y tiene una forma predeterminada.

Quando se lleva a cabo un tratamiento térmico de solución para redissolver la fase γ' incoherente en una matriz, es eficaz aplicar un tratamiento térmico a temperaturas superiores a una temperatura en la que la fase γ' incoherente se disuelve y se vuelve una solución completamente sólida. Sin embargo, en el caso donde un tamaño de grano de la matriz se vuelve demasiado grueso y las propiedades se degradan mediante el tratamiento térmico, el engrosamiento de los granos cristalinos puede inhibirse mediante la aplicación de un tratamiento térmico con una solución a temperaturas en las que la fase γ' incoherente permanece en alguna medida. En este caso, la cantidad de la fase γ' incoherente residual es preferentemente 10 % en volumen o inferior.

Además, un método de un miembro de aleación a base de Ni de acuerdo con esta invención incluye la etapa de producción de un precursor de un miembro de aleación a base de Ni que tiene una forma predeterminada mediante el conformado en frío del producto de aleación a base de Ni producida por el método descrito en esta. El precursor de un miembro de aleación a base de Ni se somete a un tratamiento térmico con solución y envejecimiento de forma tal de producir un miembro de aleación a base de Ni comprende una fase γ y una fase γ' coherente, donde la fase γ' coherente se encuentra en una relación de 36 a 60 % en volumen.

Ventajas de la invención

De acuerdo con un producto de aleación a base de Ni y un método para producir el producto de esta invención, el producto de aleación a base de Ni producido mediante el forjado en caliente tiene una estructura de dos fases compuesta de una fase γ y una fase γ' que es incoherente con la fase γ , donde la fase γ' se presenta en una relación de 20 % en volumen o superior, que conduce a una excelente conformabilidad en frío en el producto de aleación a base de Ni. Asimismo, de acuerdo con un miembro de aleación a base de Ni y un método para producir el miembro de esta invención, mediante la sujeción del producto de aleación a base de Ni mencionado anteriormente al conformado en frío, lo que hace que tenga una forma predeterminada, y luego la sujeción a un tratamiento térmico con una solución y envejecimiento, puede obtenerse un miembro de aleación a base de Ni que tiene una temperatura duradera alta, en el que el miembro de aleación a base de Ni comprende una fase γ y una fase γ' coherente, la fase γ' coherente se encuentra presente a una relación de 36 a 60 % en volumen.

Breve descripción de los dibujos

[Figura 1] La Figura 1 es un diagrama de flujo que muestra un método para la producción de un miembro de aleación a base de Ni de acuerdo con una primera realización de esta invención;

[Figura 2] La Figura 2 es una figura esquemática que muestra una vista en perspectiva de un producto de aleación a base de Ni de acuerdo con una realización de esta invención;

[Figura 3] La Figura 3(a) es una figura esquemática que muestra una microestructura de un producto de aleación a base de Ni como un ejemplo comparativo, la Figura 3(b) es una figura esquemática que muestra una microestructura de un producto de aleación a base de Ni luego de someterse a forjado en caliente como un ejemplo inventivo, y la Figura 3(c) es una figura esquemática que muestra una microestructura de un miembro de aleación a base de Ni obtenida al someter un precursor de un miembro de aleación a base de Ni producido mediante el conformado en frío de un producto de aleación a base de Ni de la Figura 3 (b) a un tratamiento térmico con solución y envejecimiento;

[Figura 4] Las Figuras 4(a), 4(b) y 4(c) son, cada una, una figura esquemática de un miembro de aleación a base de Ni de acuerdo con una realización de esta invención;

[Figura 5] La Figura 5 es un diagrama de flujo que muestra un método para la producción de un miembro de aleación a base de Ni de acuerdo con una segunda realización de esta invención;

[Figura 6] La Figura 6 es una gráfica que muestra los resultados de una evaluación que define un intervalo óptimo de la cantidad de una fase γ' precipitada que es incoherente con una fase γ en un producto de aleación a base de Ni forjada en caliente; y

[Figura 7] La Figura 7 es una gráfica que muestra una relación de propiedad entre una muestra sometida a forjado en caliente y un tratamiento en caliente con solución y envejecimiento y otra muestra sometida a forjado en caliente, conformado en frío y tratamiento térmico con una solución y envejecimiento.

Descripción detallada de las realizaciones preferidas

Se describirán a continuación realizaciones preferidas de un producto de aleación a base de Ni, un método para producir el producto, un miembro de aleación a base de Ni y un método para producir el miembro de acuerdo con esta

invención con referencia las figuras adjuntas.

(Primera realización del método para la producción del miembro de aleación a base de Ni)

La Figura 1 es un diagrama de flujo que muestra un método para la producción de un miembro de aleación a base de Ni según una primera realización de esta invención y la Figura 2 es una figura esquemática que muestra una vista en perspectiva de un producto de aleación a base de Ni según una realización de esta invención. Asimismo, la Figura 3(a) es un dibujo esquemático que muestra una microestructura de un producto de aleación a base de Ni a modo de ejemplo comparativo; la Figura 3(b) es una figura esquemática que muestra una microestructura de un producto de aleación a base de Ni luego de ser sometido a forjado en caliente como un ejemplo inventivo, y la Figura 3(c) es una figura esquemática que muestra una microestructura de un miembro de aleación a base de Ni obtenido mediante la sujeción de un precursor de un miembro de aleación a base de Ni producido mediante conformado en frío del producto de aleación a base de Ni de la Figura 3(b) a un tratamiento térmico con solución y envejecimiento.

En el método para la producción de un miembro de aleación a base de Ni mostrado en el diagrama de flujo de la Figura 1, en primer lugar, se produce un producto de aleación a base de Ni para funcionar como material base para un miembro de aleación a base de Ni, y luego se produce un miembro de aleación a base de Ni con el uso de este producto de aleación a base de Ni.

Un miembro de aleación a base de Ni producido por el método de producción según esta invención está conformada por una fase γ y una fase γ' que es coherente con la fase γ , donde la fase γ' se encuentra presente en una relación de 36 a 60 % en volumen y tiene una temperatura alta duradera. Más específicamente, el objeto a ser producido mediante el método de producción de esta invención es un miembro de aleación a base de Ni donde una fase γ' que es estable de forma termodinámica en un intervalo de temperatura de 700 a 900 °C, en la que se utilizará un miembro de aleación a base de Ni, se presenta en una relación de 36 a 60 % en volumen.

En la producción de un miembro de aleación de dicha resistencia mecánica, en primer lugar, un producto de aleación a base de Ni (un producto como un material de base de producción para el miembro de aleación a base de Ni) que tiene una estructura de dos fases compuesta de una fase γ y una fase γ' incoherente, en donde la fase γ' incoherente se presenta a una velocidad de 20 % en volumen o superior, se produce al forjar en caliente un material de aleación a base de Ni a una temperatura igual a o superior a 1000 °C y en el que la fase γ' se precipita en una relación de 10 % en volumen o superior (etapa S10 en la Figura 1). El material de aleación a base de Ni tiene una composición de ingredientes en la que puede precipitarse una fase γ' a una relación de 36 a 60 % en volumen.

Un ejemplo de la composición de ingredientes del producto de aleación a base de Ni será 12 % de Co, 14 % de Cr, 3,7 % de Al, 2,6 % de Ti, 1 % de Nb, 1 % de W, 2 % de Mo, 0,01 % de C y el equilibrio de Ni (todo en % en volumen), donde una fase incoherente γ' se encuentra en una relación de 20 % en volumen o superior.

Un producto de aleación a base de Ni como un ejemplo inventivo producido mediante forjado en caliente tiene una microestructura mostrada en la Figura 3 (b).

En la Figura 3(b), la fase γ M' y la fase γ' incoherente P' son completamente diferentes en alineación de cristales y sus granos cristalinos se ubican a través de los límites B del grano de una interfaz incoherente. En otras palabras, la fase γ' incoherente P' puede considerarse como un precipitado excluido de un grano cristalino de la fase γ M'.

Incidentalmente, en la fase γ M', los átomos Ni y Al se disponen aleatoriamente, pero en la fase γ' P', los átomos Ni y Al se disponen regularmente. Aunque ambos se basan en una estructura cúbica centrada en las caras, son diferentes como precipitados.

Para la comparación con la microestructura del producto de aleación a base de Ni del ejemplo inventivo mostrado en la Figura 3(b), la Figura 3(a) es una figura esquemática que muestra una microestructura de un producto de aleación a base de Ni como un ejemplo comparativo producido sin someterlo a forjado en caliente.

Tal como se muestra en la Figura 3(a), en el producto de aleación a base de Ni producido sin someterse a forjado en caliente, y la fase γ' P se precipita como una inclusión en una forma circular (una forma sustancialmente circular) dentro de los granos cristalinos de la fase γ M y los granos cristalinos de la fase γ M son adyacentes entre sí mediante los límites de grano B. Ya que la fase γ M y la fase γ' P se conectan entre sí sin los límites de grano B, se formará una interfaz coherente en la interfaz entre los dos. En otras palabras, puede hacerse referencia a esta fase γ' P como una fase γ' coherente P.

Mientras tanto, una fase γ' generalmente tiene una coherencia satisfactoria de estructura con una fase γ de una matriz. Por lo tanto, una fase γ' P precipitada dentro de un grano cristalina de una fase γ M como en la Figura 3(a) es coherente con la fase γ M.

Los inventores idearon una idea técnica en la que esta fase γ' P no es significativamente superior en resistencia mecánica que la fase γ M, y en la que la interfaz coherente entre la fase γ M y la fase γ' P potenciará la resistencia mecánica de un miembro de aleación a base de Ni.

- En otras palabras, los inventores consideraron que la presencia de una interfaz coherente entre una fase γ M y una fase γ' P, como se muestra en la Figura 3(a), tiene como resultado en una conformabilidad en frío pobre de un miembro de aleación de Ni de alta resistencia. En función de la idea anterior, los inventores idearon una técnica innovadora en la que la formación de una microestructura que no tiene una interfaz coherente entre la fase γ y la fase γ' en una etapa antes del conformado en frío puede disminuir la resistencia mecánica y dureza del miembro de aleación a base de Ni temporalmente en la etapa de conformado en frío y, de esta manera, mejora su conformabilidad en frío.
- Por lo tanto, al llevar a cabo el forjado en caliente y aplicar un tratamiento térmico luego del forjado en caliente a una temperatura igual o superior a 1000 °C y en la cual pueden coexistir dos fases de una fase γ y una fase γ' , pueden producir un producto de aleación a base de Ni que tiene una estructura de dos fases en la que una fase γ M' y una fase γ' P' que es incoherente con la fase γ M' se alinean mediante límites de granos B incoherentes como se muestra en la Figura 3(b), en lugar de formar una interfaz coherente entre una fase γ y una fase γ' como en Figura 3(a). Y luego, al someter un producto de aleación a base de Ni relativamente uniforme al conformado en frío, es posible facilitar la producción de un miembro de aleación a base Ni de una forma deseada.
- Con referencia nuevamente a la Figura 1, un precursor de un miembro de aleación a base de Ni de una forma deseada se produce mediante conformado en frío de un producto de aleación a base de Ni 1 producido mediante forjado en caliente (etapa S20).
- En la presente memoria, "conformado en frío" significa trabajar el producto de aleación a base de Ni 1 hasta obtener la forma de un miembro de aleación a base de Ni final deseado mediante, por ejemplo, forjado, enrollado o moldeado a temperatura ambiente.
- Dado que el producto de aleación a base de Ni 1 utilizado tiene la microestructura mostrada en la Figura 3(b) y es relativamente uniforme, tiene una resistencia mecánica baja a una temperatura ambiente y, por lo tanto, exhibe una conformabilidad en frío excelente.
- El potenciamiento de la ductilidad es eficaz en la mejora adicional de esta conformabilidad en frío y es preferible que los granos cristalinos de tanto la fase γ M' como la fase γ' P' incoherente que forman el producto de aleación a base de Ni 1 se ajusten a 100 μm o menos de tamaño de grano. Es más preferible que se ajusten a 50 μm o menos de tamaño de grano.
- Con respecto a este tamaño de grano, los inventores probaron que al llevar a cabo la etapa S10, a saber, la etapa de forjado en caliente del material de aleación a base de Ni a una temperatura igual a o superior a 1000 °C y en la cual la fase γ' y una fase γ pueden coexistir, una fase γ' que es incoherente con la fase γ se precipita y esta fase γ' precipitada inhibe el crecimiento de granos en la fase γ . Como resultado, el tamaño de grano de la fase γ y la fase γ' puede ajustarse a 100 μm o menos.
- Mediante esta conformabilidad en frío, se produce un precursor de un miembro de aleación a base de Ni que es un precursor de miembros de aleación a base de Ni tal como placas, cables con forma de varillas e incluso álabes de turbina a ser utilizados como componentes de turbinas a gas.
- Sin embargo, el precursor de un miembro de aleación a base de Ni producido en la etapa S20 tiene una microestructura en la que no se encuentra ninguna interfaz coherente entre la fase γ y la fase γ' para contribuir al potenciamiento de la resistencia mecánica. Por lo tanto, el precursor en sí mismo no es adecuado para la aplicación como miembros de alta resistencia.
- Luego, el precursor de un miembro de aleación a base de Ni es sometido a un tratamiento térmico con solución de forma tal que de redissolver la fase γ' incoherente en una matriz. Posteriormente, el precursor se somete a tratamiento térmico con envejecimiento de forma tal que se precipita una fase γ' coherente como una inclusión en los granos cristalinos de la fase γ , que causa una formación de una interfaz coherente entre la fase γ y la fase γ' . Por lo tanto, se produce un miembro de aleación a base de Ni que tiene la microestructura mostrado en la Figura 3(c) (ver etapa S30).
- En la presente memoria, la microestructura mostrada en la Figura 3(c) contiene una fase γ' P precipitada de forma coherente dentro de una fase γ M como una matriz, y tiene una interfaz coherente formada entre la fase γ M y la fase γ' P, lo que tiene como resultado un miembro de aleación a base de Ni en el que la fase γ' P que es estable desde el punto de vista termodinámico se encuentra presente en una relación de 36 a 60 % en volumen.
- Los ejemplos del miembro de aleación a base de Ni producido en la etapa S30 como se muestra en las Figuras 4(a) a 4(c). El miembro de aleación a base de Ni 10 mostrado en la Figura 4(a) es una placa, un miembro de aleación a base de Ni 10A mostrado en la Figura 4(b) es un cable, y el miembro de aleación a base de Ni 10B mostrado en la Figura 4(c) es un álabe de turbina.
- Cada uno de estos miembros de aleación a base de Ni 10, 10A y 10B contiene una fase γ' en una relación de 36 a 60 % en volumen o superior y tiene una temperatura duradera alta debido a una interfaz coherente formada entre una fase γ y una fase γ' que es coherente con la fase γ .
- Como se describe anteriormente, de acuerdo con el flujo de producción mostrado en la Figura 1, un miembro de

5 aleación a base de Ni que tiene una temperatura duradera y es excelente en el conformado en frío puede proporcionarse mediante las siguientes etapas: forjar en caliente un material de base de una aleación a base de Ni de resistencia alta que contiene un precipitado de fase γ' en una cantidad de 36 % en volumen o superior para ejercer control de estructura con el fin de provocar la precipitación de una fase γ' que es incoherente con la fase γ de forma tal de producir un producto de aleación a base de Ni que es relativamente uniforme y excelente en el conformado en frío; conformar en frío este producto de aleación a base de Ni en una forma deseada; y luego someterla a un tratamiento térmico con una solución y envejecimiento para ejercer control de estructura con el fin de provocar la precipitación de una fase γ' que es coherente con la fase γ de forma tal de producir un miembro de aleación a base de Ni de alta resistencia. Luego del conformado en caliente, el producto de aleación a base de Ni puede recalentarse hasta la temperatura de forjado final para la homogenización y luego enfriarse con aire antes del conformado en frío.

(Segunda realización del método para la producción del miembro de aleación a base de Ni)

La Figura 5 es un diagrama de flujo que muestra un método para la producción de un miembro de aleación a base de Ni de acuerdo con una segunda realización de esta invención.

15 El método de producción para un miembro de aleación a base de Ni mostrado en la Figura 5 es un método de producción caracterizado por que tiene una etapa adicional de someter un producto de aleación a base de Ni a un tratamiento térmico según la etapa S10 en la que el producto de aleación a base de Ni se produce mediante forjado en caliente a una temperatura igual a o superior a 1000 °C. En esta etapa adicional, el producto de aleación a base de Ni se somete a tratamiento térmico de homogenización a una temperatura igual a o superior a 1000 °C y en el que la fase γ y la fase γ' coexisten, y se enfría lentamente hasta una temperatura de 100 °C o más debajo de las temperaturas de tratamiento térmico de homogenización (ver etapa S10'). Luego, se enfría hasta temperatura ambiente antes de someterse al conformado en frío.

20 Por ejemplo, en el caso donde el forjado en caliente se lleva a cabo a temperaturas de aproximadamente 1200 °C en la etapa inicial y de aproximadamente 1150 °C en la etapa final, el tratamiento térmico posterior se aplica durante un tiempo predeterminado a una temperatura de aproximadamente 1100 °C, que se encuentra debajo de una temperatura de etapa final del forjado en caliente de aproximadamente 1150 °C y luego se aplica el tratamiento térmico mientras se controla la temperatura mediante enfriamiento lento del producto de aleación a base de Ni hasta temperaturas de aproximadamente 1000 °C o 900 °C.

25 Los inventores descubrieron que mediante la aplicación del tratamiento térmico luego del forjado en caliente durante un tiempo predeterminado a una temperatura debajo de las temperaturas de forjado en caliente en la forma descrita anteriormente, la fase γ' incoherente puede aumentarse para disminuir adicionalmente la dureza del producto de aleación a base de Ni, lo que tiene como resultado una mejora adicional en la conformabilidad en frío.

[Evaluaciones de verificación del conformado en frío y resultados de los mismos]

35 Los inventores produjeron piezas de prueba de diferentes composiciones de ingredientes en diferentes condiciones de producción y llevaron a cabo evaluaciones para verificar la conformabilidad en frío de cada pieza de prueba. La Tabla 1 a continuación muestra las composiciones de ingredientes de las piezas de prueba, y la Tabla 2 muestra las condiciones de producción de las piezas de prueba y resultados de evaluación de la conformabilidad en frío. Asimismo, como para las piezas de prueba para las que el tratamiento térmico se aplicó luego del forjado en caliente durante su producción, los detalles de los tratamientos térmicos A, B y C en la Tabla 2 se muestran en la Tabla 3.

[Tabla 1]

40 [Tabla 1] Composiciones de ingredientes de las piezas de prueba (% en vol)

N.º de prueba	Ni	Cr	Co	Mo	W	Ti	Al	C	B	Zr	Nb	Fe	Otros
Ejemplo Comparativo 1	Balance	16	15	3	1,3	4	2,8	0,025	0,018	0,03	0	0	
Ejemplo Comparativo 2	Balance	16	15	3	1	5	2,5	0,025	0,018	0,03	0	0	
Ejemplo Comparativo 3	Balance	13,5	2,0	2,8	1,2	5,8	2,3	0,015	0,015	0,03	0	0	
Ejemplo Comparativo 4	Balance	13,5	2,0	2,8	1,2	4,8	3	0,015	0,015	0,03	0	0	
Ejemplo Comparativo 5	Balance	16	5	4	3	4	2,7	0,01	0,001	0,003	0	0	
Ejemplo Comparativo 6	Balance	16	15	3	1,3	4,9	2,5	0,025	0,001	0,003	0	0	
Ejemplo inventivo 1	Balance	13	0	5	0	5	2,7	0,002	0,018	0,04	0	0	
Ejemplo inventivo 2	Balance	16	10	0	4	3	3,6	0,001	0,009	0	0	5	

ES 2 798 302 T3

Ejemplo inventivo 3	Balance	17	10	2	1	3	3,8	0,02	0,001	0,001	2	0	1,0Ta
Ejemplo inventivo 4	Balance	16	7	4	1	4	2,7	0,006	0,001	0,003	0	0	1,0Ta
Ejemplo inventivo 5	Balance	16	7	4	1	0,5	5	0,006	0,001	0,003	0,8	0	0,5Hf
Ejemplo inventivo 6	Balance	14	12	2	1	2,6	3,7	0,01	0,012	0,04	1	0	
Ejemplo inventivo 7	Balance	18	26	0	0	1,8	4	0,04	0,02	0,02	2,2	2	
Ejemplo inventivo 8	Balance	16	5	4	3	4	2,7	0,01	0,001	0,003	0	0	
Ejemplo inventivo 9	Balance	16	15	3	1,3	4,9	2,5	0,025	0,001	0,003	0	0	
Ejemplo inventivo 10	Balance	15,7	8,5	3,1	2,7	3,4	2,3	0,015	0,01	0,03	1,1	4	

[Tabla 2]

[Tabla 2] Condiciones de producción de las piezas de prueba y resultados de la evaluación del conformado en frío

N.º de prueba	Cantidad de la fase y a la temperatura de servicio (700 °C) (% en vol)	Temperatura de inicio del forjado en caliente (°C)	Temperatura final del forjado en caliente (°C)	Tratamiento térmico luego del forjado en caliente	Cantidad de la fase y incoherente (% en vol)	Dureza antes del conformado en frío (Hv)	Resultado de evaluación del conformado en frío
Ejemplo Comparativo 1	42	No llevado a cabo		-	-	480	NG
Ejemplo Comparativo 2	45	1180	1180	No llevado a cabo	0	470	NG
Ejemplo Comparativo 3	46	1180	1180	No llevado a cabo	0	466	NG
Ejemplo Comparativo 4	47	1165	1180	No llevado a cabo	7	455	NG
Ejemplo Comparativo 5	42	1180	1180	No llevado a cabo	0	470	NG
Ejemplo Comparativo 6	44	1180	1150	No llevado a cabo	0	460	NG
Ejemplo inventivo 1	46	1180	1050	No llevado a cabo	2,0	365	OK
Ejemplo inventivo 2	47	1180	1000	No llevado a cabo	30	360	OK
Ejemplo inventivo 3	45	1180	1050	No llevado a cabo	21	390	OK
Ejemplo inventivo 4	43	1180	1000	No llevado a cabo	27	330	OK
Ejemplo inventivo 5	47	1180	1150	Tratamiento térmico A	30	365	OK
Ejemplo inventivo 6	46	1150	1150	Tratamiento térmico B	29	360	OK
Ejemplo inventivo 7	43	1180	1150	Tratamiento térmico C	35	320	OK
Ejemplo inventivo 8	42	1180	1150	Tratamiento térmico A	30	340	OK

ES 2 798 302 T3

Ejemplo inventivo 9	44	1180	1150	Tratamiento térmico B	32	325	OK
Ejemplo inventivo 10	37	1180	1120	Tratamiento térmico B	22	355	OK

[Tabla 3]

Tratamiento térmico A	Mantenido a 1100 °C durante 1 hora, luego enfriado hasta 1000 °C a una velocidad de 10 °C/hora, y luego enfriado con agua
Tratamiento térmico B	Mantenido a 1100 °C durante 1 hora, luego enfriado hasta 1000 °C a una velocidad de 50 °C/hora, luego enfriado hasta 950 °C a una velocidad de 20 °C/hora, y luego enfriado con aire.
Tratamiento térmico C	Mantenido a 1100 °C durante 1 hora, luego enfriado hasta 900 °C a una velocidad de 5 °C/hora, y luego

5 En la producción de cada pieza de prueba, el material de base de 20 kg se fundió mediante fundición por inducción al vacío, se sometió a un tratamiento térmico de homogenización y posteriormente se forjó en caliente en las condiciones en la Tabla 2 en una barra redonda con un diámetro de 15 mm.

10 En un Ejemplo comparativo 1, el forjado en caliente no fue llevado a cabo, mientras que en los Ejemplos comparativos 2 a 6 el forjado en caliente fue llevado a cabo. El forjado en caliente fue llevado a cabo también en los Ejemplos inventivos 1 a 10, y para los Ejemplos inventivos 5 a 10, uno de los tratamientos térmicos A a C mostrados en la Tabla 3 fueron aplicados luego del forjado en caliente.

La microestructura de cada pieza de evaluación se observó luego del forjado en caliente o luego del tratamiento en caliente posterior y las relaciones de contenido de la fase γ' y la fase γ' incoherente se midieron.

15 Adicionalmente, las evaluaciones del conformado en frío se llevaron a cabo en el siguiente procedimiento. En primer lugar, cada barra redonda obtenida con un diámetro de 15 mm se redujo en diámetro 1 mm por 1 mm, mediante extracción en frío. Se llevó a cabo la extracción en frío tres veces hasta que el diámetro se redujo hasta 12 mm.

Los resultados de evaluación del conformado en frío para las piezas de prueba que no pudieron ser extraídas exitosamente se designan como "NG" en la Tabla 2.

20 Por oposición, los resultados de prueba del conformado en frío para las piezas de evaluación que pudieron extraerse exitosamente en una pieza de prueba con un diámetro de 13 mm sin romperse se designan como "OK" en la Tabla 2. Algunas piezas de evaluación se sometieron posteriormente a recocido a temperaturas entre 1000 °C y 1100 °C y el conformado en frío repetidamente con el fin de conformarse de forma exitosa en una varilla de cable de acero con un diámetro de 3 mm.

25 Como se muestra en la Tabla 2, los resultados de evaluación del conformado en frío para las piezas de prueba de los Ejemplos comparativos 1 a 6 fueron todos "NG", mientras que los resultados del conformado en frío para las piezas de prueba de los Ejemplos inventivos 1 a 10 fueron todos "OK". En particular, fue fácil llevar a cabo el conformado en frío de las piezas de prueba que contienen un precipitado de fase γ' incoherente en una cantidad de 25 % o más y que tiene una dureza de 370 Hv o inferior.

30 Con respecto a las piezas de prueba de los Ejemplos comparativos 1 a 6, a pesar del forjado en caliente llevado a cabo, la cantidad de la fase γ' incoherente permaneció en 0 % en volumen, lo que tiene como resultado una dureza Vickers (Hv) de más de 400 antes del conformado en frío, con la que fue imposible llevar a cabo el conformado en frío. Esto se debe a que, salvo por el Ejemplo comparativo 4, las temperaturas de forjado en caliente fueron superiores a la temperatura del solvus de la fase γ' y, por lo tanto, no ocurrió ninguna precipitación de la fase γ' durante el forjado en caliente. En el Ejemplo comparativo 4, las temperaturas de forjado en caliente fueron apenas inferiores a la temperatura del solvus de la fase γ' , y, por lo tanto, se precipitó una fase γ' incoherente en una cantidad pequeña, que, sin embargo, no fue suficiente para mejorar el conformado en frío. Las temperaturas de solvus de la fase γ' de los Ejemplos comparativos 1 a 6 fueron 1134 °C, 1157 °C, 1183 °C, 1173 °C, 1115 °C y 1154 °C, respectivamente.

Por oposición, la dureza Vickers (Hv) de cada pieza de prueba de los Ejemplos inventivos 1 a 10 fueron inferiores a 400, lo que permite el conformado en frío.

40 En particular, los Ejemplos inventivos 5 a 10, para los cuales se aplicaron los tratamientos térmicos A a C luego del forjado en caliente, exhibieron, cada uno, una dureza Vickers (Hv) que fue relativamente baja en comparación con los Ejemplos inventivos 1 a 3, para los cuales no se aplicó el tratamiento térmico luego del forjado en caliente.

Como se puede observar anteriormente, se demostró que la dureza de un producto de aleación a base de Ni puede

5 disminuirse adicionalmente para mejorar adicionalmente su conformabilidad en frío mediante la aplicación de un tratamiento térmico de homogenización a una temperatura igual a o superior a 1000 °C, y dentro de un intervalo de temperatura en el que la fase γ y la fase γ' coexisten luego de llevar a cabo el forjado en caliente en la forma descrita anteriormente y posteriormente llevar a cabo un enfriamiento lento hasta una temperatura de 100 °C o más debajo de la temperatura del tratamiento térmico de homogenización.

Inicialmente, las piezas de prueba de los Ejemplos inventivos 1 a 8 fueron conformadas exitosamente en un cable con un diámetro de 2 mm al someterlas a recocido y extracción en frío repetidamente luego de la primera evaluación del conformado en frío.

10 Una relación entre la cantidad de la fase γ' incoherente precipitada y la dureza Vickers antes del conformado en frío en la Tabla 2 se muestra en una gráfica en la Figura 6.

15 La Figura 6 instruye que la cantidad de precipitación de la fase γ' incoherente con respecto a la fase γ encuentra un punto de inflexión a 20 % en volumen, y que la dureza Vickers ampliamente disminuye en un intervalo de la cantidad igual a o mayor a 20 % en volumen. También instruye que en este intervalo de la cantidad igual a o mayor que 20 % en volumen, la dureza Vickers es inferior a 400 Hv, lo que indica que el conformado en frío es posible. En función de estos resultados, se determinó que la cantidad de la fase γ' incoherente precipitada contenida en un producto de aleación a base de Ni producido mediante forjado en caliente a una temperatura igual a o superior a 1000 °C se define en 20 % en volumen o más.

20 La Figura 7 es una gráfica que muestra una relación de propiedad entre una muestra sometida a forjado en caliente y un tratamiento en caliente con solución y envejecimiento y otra muestra sometida a forjado en caliente, conformado en frío y tratamiento en caliente con una solución y envejecimiento.

En este caso, la evaluación de materiales se llevó a cabo en dos casos, a una temperatura ambiente y a 700 °C, Asimismo, la evaluación de fluencia se llevó a cabo a 700 °C y una tensión de carga de 350 MPa.

25 La Figura 7 instruye que las dos piezas de evaluación exhiben casi la misma propiedad de rotura y la propiedad de fluencia. Por lo tanto, se descubrió que un miembro de aleación a base de Ni producido mediante forjado en caliente seguido de conformado en frío y posteriormente un tratamiento térmico con una solución y envejecimiento como con el método de producción según la presente invención tiene una resistencia mecánica equivalente a la de otro miembro de aleación a base de Ni producido mediante un método de producción en el que no se lleva a cabo el conformado en frío.

Leyenda

- 30 1..... producto de aleación a base de Ni;
 10, 10A, 10B ... miembro de aleación a base de Ni;
 Blímite de grano;
 M..... fase γ (matriz);
 P fase γ' (fase γ' coherente con una fase γ); y
 35 P' fase γ' (fase γ' incoherente con una fase γ).

REIVINDICACIONES

1. Un producto de aleación a base de Ni, que es un material de base de producción para un miembro de aleación a base Ni en el que una fase γ' que es estable de forma termodinámica en un intervalo de temperatura de 700 a 900 °C se presenta a una relación de 36 a 60 % en volumen,
- 5 en donde el producto de aleación a base de Ni se fabrica a partir de un material de aleación a base de Ni que tiene una composición de ingredientes tal como una fase γ' de una relación de 36-60 % en volumen puede precipitarse,
- en donde el producto de aleación a base de Ni tiene una estructura de dos fases compuesta de granos cristalinos de la fase γ (gamma) y granos cristalinos de la fase γ' (gamma prima) que es incoherente en parámetros de estructuras cristalinas con la fase γ , los granos cristalinos de la fase γ y los granos cristalinos de la fase γ' incoherente se ubican
- 10 a través de los límites de grano de una interfaz incoherente,
- en donde la fase γ' incoherente se encuentra en una relación de 20 % en volumen o superior en la estructura de dos fases, y
- en donde el producto de aleación a base de Ni tiene una dureza Vickers igual o menos a 400 Hv.
2. El producto de aleación a base de Ni de acuerdo con la reivindicación 1, en donde el tamaño de grano promedio de la fase γ y la fase γ' incoherente es 100 μm o inferior.
- 15
3. Un método para la producción de un producto de aleación a base de Ni, el producto de aleación a base de Ni es un material de base de producción para un miembro de aleación a base de Ni en el que una fase γ' que es estable desde el punto de vista termodinámica en un intervalo de temperatura de 700 a 900 °C se encuentra en una relación de 36 a 60 % en volumen, el producto de aleación a base de Ni tiene una estructura cristalina de dos fases compuesta de la fase γ (gamma) y los granos cristalinos de la fase γ' (gamma prima) que es incoherente en parámetros de estructuras cristalinas con la fase γ , los granos cristalinos de la fase γ y los granos cristalinos de la fase γ' incoherente se ubican
- 20 a través de los límites de grano de una interfaz incoherente, y la fase γ' incoherente se encuentra en una relación de 20 % en volumen o superior en la estructura de dos fases, y el producto de aleación a base de Ni tiene una dureza Vickers igual o menos a 400 Hv, cuyo método comprende las siguientes etapas:
- 25 fundir el material de aleación a base de Ni que tiene una composición de forma tal que una fase γ' en una relación de 36-60 % en volumen puede precipitarse; y
- forjar en caliente el material de aleación a base de Ni obtenido a través de la etapa de fundición a temperaturas iguales a o superiores a 1000 °C y dentro de un intervalo de temperatura de la fase γ' y la fase γ coexistentes, y en un estado de la fase γ' que se precipita a una relación de 10 % en volumen o superior.
- 30 4. El método para producir un producto de aleación a base de Ni según la reivindicación 3, en donde el tamaño de grano promedio de la fase γ y la fase γ' incoherente es 100 μm o inferior.

FIG. 1

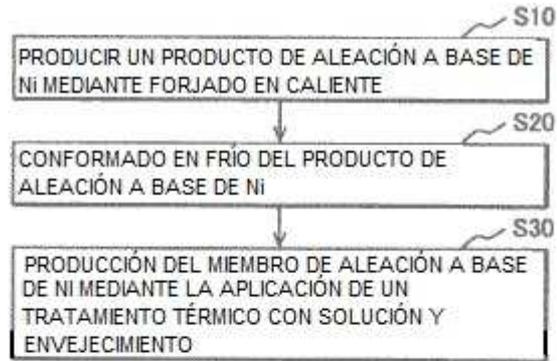


FIG. 2

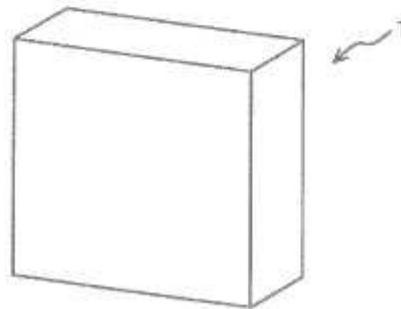


FIG. 3

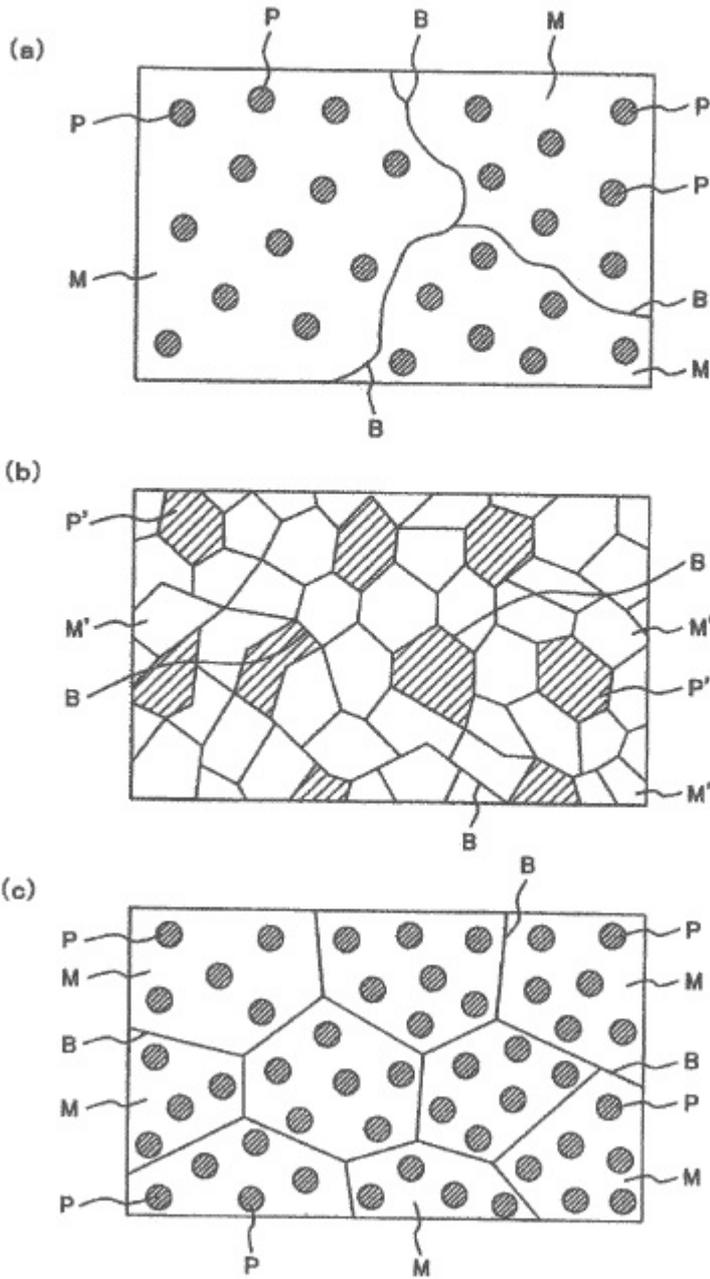


FIG. 4

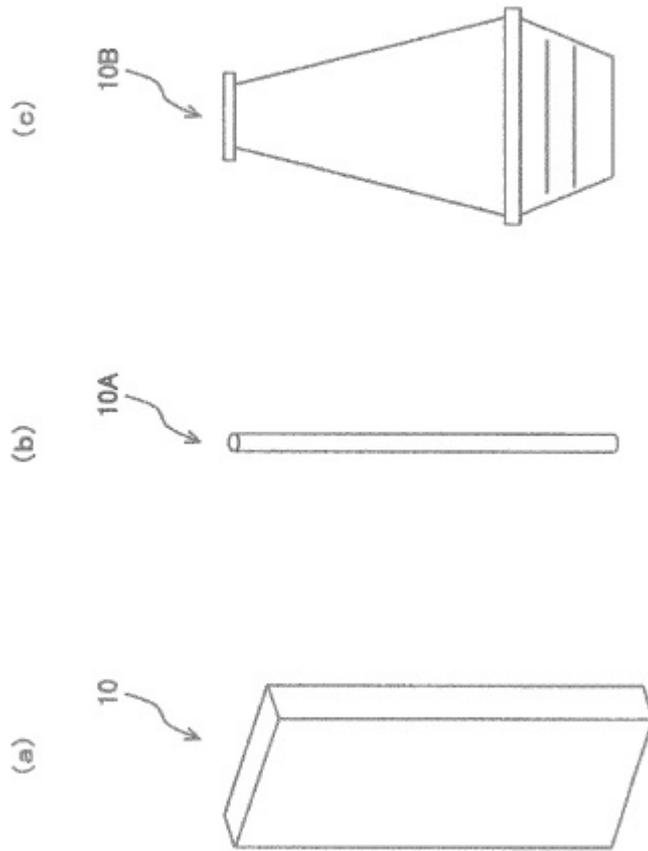


FIG. 5

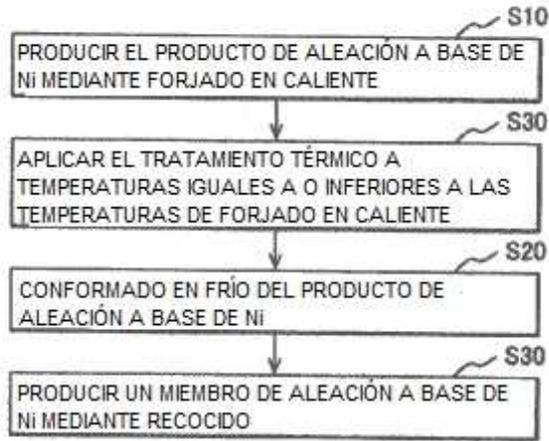


FIG. 6

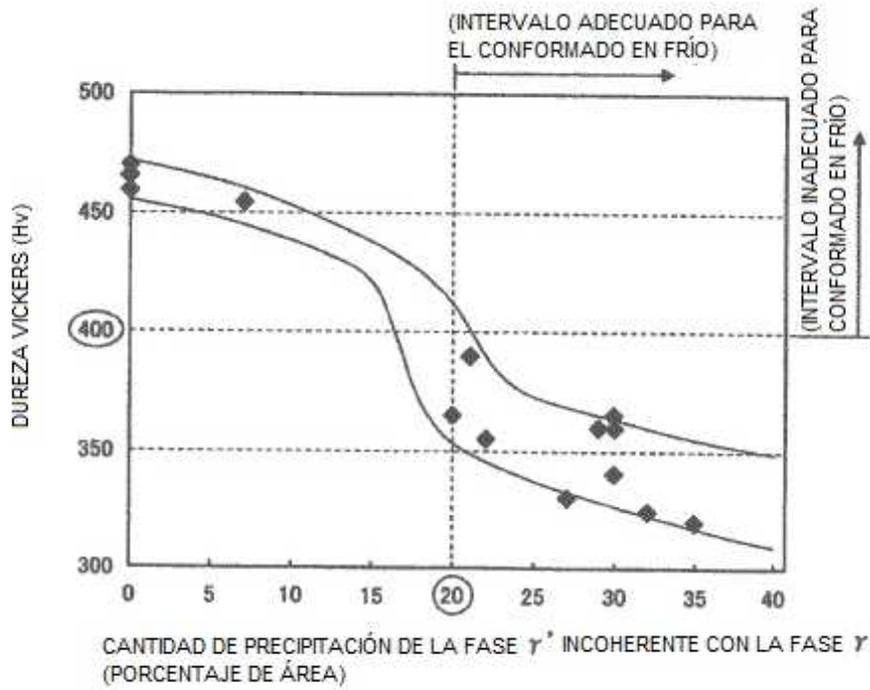


FIG. 7

