

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 675 023**

51 Int. Cl.:

**C22C 19/05** (2006.01)

**C22F 1/10** (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **18.06.2015 E 15172796 (3)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **06.06.2018 EP 2963135**

54 Título: **Proceso de fabricación de superaleación a base de Ni y miembro de superaleación a base de Ni, superaleación a base de Ni, miembro de superaleación a base de Ni, palanquilla forjada de superaleación a base de Ni, componente de superaleación a base de Ni, estructura de superaleación a base de Ni, tubo de caldera, revestimiento de cámara de combustión, pala de turbina de gas, y disco de turbina de gas**

30 Prioridad:

**18.06.2014 JP 2014125399**

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

**05.07.2018**

73 Titular/es:

**MITSUBISHI HITACHI POWER SYSTEMS, LTD.  
(100.0%)  
3-1, Minatomirai 3-chome Nishi-ku,  
Yokohama220-8401, JP**

72 Inventor/es:

**OTA, ATSUO;  
IMANO, SHINYA y  
KAMOSHIDA, HIRONORI**

74 Agente/Representante:

**ELZABURU, S.L.P**

**ES 2 675 023 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

5 Proceso de fabricación de superaleación a base de Ni y miembro de superaleación a base de Ni, superaleación a base de Ni, miembro de superaleación a base de Ni, palanquilla forjada de superaleación a base de Ni, componente de superaleación a base de Ni, estructura de superaleación a base de Ni, tubo de caldera, revestimiento de cámara de combustión, pala de turbina de gas, y disco de turbina de gas

### Antecedentes de la invención

#### 1.- Campo de la invención

10 La presente invención se refiere a un proceso de fabricación de una superaleación a base de Ni, y se refiere más específicamente a un proceso de fabricación de una superaleación a base de Ni y a un miembro de la superaleación a base de Ni, a una superaleación a base de Ni, un miembro de una superaleación a base de Ni, a una palanquilla forjada de una superaleación a base de Ni, un componente de una superaleación a base de Ni, a una estructura de superaleación a base de Ni, a un tubo de caldera, un revestimiento de cámara de combustión, una pala de turbina de gas, y un disco de turbina de gas que logran excelente trabajabilidad en una etapa de fabricación de la superaleación a base de Ni y excelente resistencia a alta temperatura de la superaleación a base de Ni.

#### 15 2.- Descripción de la técnica relacionada

Con el objetivo de mejorar la eficiencia de una turbina de gas mediante el aumento de la temperatura de combustión, se ha requerido la mejora de la temperatura de resistencia al calor de los componentes de la turbina de gas. Por lo tanto, con respecto a los componentes de la turbina de gas, como un material excelente en resistencia a alta temperatura se ha usado ampliamente una superaleación a base de Ni para un disco de turbina y una pala, así como también en la cámara de combustión. La superaleación a base de Ni logra una excelente resistencia a alta temperatura mediante el fortalecimiento de la solución sólida mediante la adición de elementos de fortalecimiento de elementos de fortalecimiento de la precipitación tales como Al, Ti, Nb, y Ta. En la superaleación a base de Ni del tipo de fortalecimiento de la precipitación, la estructura reticular de una fase  $\gamma'$  (gamma prima) (estructura  $L1_2$ ) que es una fase de fortalecimiento de la precipitación precipita teniendo continuidad con una estructura retícula de una fase  $\gamma$  (gamma) (estructura FCC, matriz), forma una interfaz coherente, y de ese modo contribuye al fortalecimiento. Por lo tanto, aunque la cantidad de la fase gamma prima sólo se tiene que aumentar para mejorar la resistencia a alta temperatura, la trabajabilidad se deteriora a medida que la cantidad de la fase gamma prima es mayor. Por consiguiente, estos son problemas que se vuelven más difíciles en la fabricación de un producto forjado grande a medida que aumenta la resistencia del material, y no se puede realizar el forjado debido al aumento de la tasa de aparición de defectos en la forja, y así sucesivamente.

Como una tecnología para lograr tanto la resistencia a alta temperatura como la capacidad de forja en caliente de la superaleación a base de Ni, hay una tecnología descrita en el Documento de Patente 1 (JP-A-2011-052308). En el Documento de Patente 1, se describe una superaleación a base de Ni que contiene, en términos de masa, C: 0,001 a 0,1 %, Cr: 12 a 23 %, Co: 15 a 25 %, Al: 3,5 a 5,0 %, Mo: 4 a 12 %, W: 0,1 a 7,0 %, el total del contenido de Ti, Ta y Nb es 0,5 % o menos en términos de masa, y un parámetro Ps expresado por una expresión (1) ( $Ps = -7 \times (\text{Cantidad de C}) - 0,1 \times (\text{Cantidad de Mo}) + 0,5 \times (\text{Cantidad de Al})$ ) es de 0,6 a 1,6. El Documento de Patente 2 (US 5.649.280) se refiere a un proceso de fabricación de artículos de superaleación a base de Ni a partir de una superaleación a base de Ni, que comprende forja y posterior recristalización, para producir artículos forjados con un tamaño de grano fino.

### Lista de citas

Documento de Patente 1: JP-A-08-45751

Documento de Patente 2: US 5.649.280

45 La forja en caliente de una superaleación a base de Ni de alta resistencia, cuya temperatura del solvus de la fase gamma prima es de 1050°C o superior, normalmente se realiza en el intervalo de temperatura de 1000 a 1250°C. La razón de hacerlo así es reducir la cantidad de precipitación de la fase gamma prima que es un factor de fortalecimiento y reducir la resistencia a la deformación elevando la temperatura de trabajo a una temperatura alrededor de la temperatura del solvus de la fase gamma prima o por encima de la misma. Sin embargo, cuando se realiza la forja a una temperatura alrededor de la temperatura del solvus o por encima de la misma, debido a que la temperatura de forja se acerca al punto de fusión de una pieza de trabajo, es probable que se genere una grieta de trabajo por fusión parcial y similar. Además, cuando el material cuya temperatura del solvus de la fase gamma prima es alta como se describió anteriormente, se forja en caliente a la temperatura del solvus o superior, desaparece la fase gamma prima que suprime la migración del límite de grano y contribuye al refinamiento del grano cristalino, por lo tanto, el tamaño de grano de la fase gamma es más grueso, y en el uso del producto se deterioran la resistencia a la tracción y la resistencia a la fatiga.

En vista de las circunstancias descritas anteriormente, el objeto de la presente invención es proporcionar un proceso

de fabricación de una superaleación a base de Ni y de un miembro de una superaleación a base de Ni que logre tanto una excelente trabajabilidad en una etapa de fabricación de la superaleación a base de Ni del tipo de fortalecimiento por precipitación que contiene mucha cantidad de la fase gamma prima, como una excelente resistencia a alta temperatura de la superaleación a base de Ni.

**5 Sumario de la invención**

El objeto anterior se logra mediante la invención tal como se establece en las reivindicaciones independientes. Las mejoras adicionales son el tema de las reivindicaciones dependientes.

El proceso de fabricación de una superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención incluye una etapa para reblandecer la superaleación a base de Ni y mejorar la trabajabilidad, en el que la etapa para reblandecer la superaleación a base de Ni y mejorar la trabajabilidad es una etapa para precipitar la fase gamma prima que es incoherente con una fase gamma que es una matriz en un 20 % en volumen o más.

Además, el proceso de fabricación de un miembro de una superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención también incluye una etapa de trabajo para trabajar una superaleación a base de Ni obtenida mediante el proceso de fabricación de una superaleación a base de Ni descrita anteriormente en una forma deseada, y una etapa del tratamiento de envejecimiento en solución (calor) para obtener una superaleación a base de Ni mediante la realización de un tratamiento en solución para la disolución sólida de una fase de gamma prima incoherente y un tratamiento de envejecimiento para volver a precipitar una fase de gamma prima coherente después de la etapa de trabajo.

Según un aspecto de la presente invención, se puede proporcionar una superaleación a base de Ni y un miembro de una superaleación a base de Ni que son capaces de mejorar significativamente la trabajabilidad al contener la fase gamma prima incoherente en un 20 % en volumen o más después de la etapa de tratamiento de reblandecimiento en una superaleación a base de Ni de alta resistencia, y son capaces de lograr una excelente resistencia a alta temperatura igual o mejor que la de un material de una técnica relacionada en el uso de un producto.

Además, mediante el uso de una superaleación a base de Ni fabricada usando el proceso de fabricación de una superaleación a base de Ni o de un miembro de una superaleación a base de Ni fabricada usando el proceso de fabricación de un miembro de una superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención, se puede fabricar fácilmente un miembro de una superaleación a base de Ni, un componente de una superaleación a base de Ni, y una estructura de una superaleación a base de Ni con diversas formas.

**Breve descripción de los dibujos**

La Figura 1 es un diagrama de flujo que muestra una realización del proceso de fabricación de un miembro de una superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención;

La Figura 2 es un dibujo que muestra esquemáticamente un perfil de temperatura y una estructura cristalina de la etapa de tratamiento de reblandecimiento de la Figura 1;

La Figura 3A es un dibujo esquemático que muestra una interfaz coherente de una fase gamma y una fase gamma prima;

La Figura 3B es un dibujo esquemático que muestra una interfaz incoherente de una fase gamma y una fase gamma prima;

La Figura 4 es un dibujo que muestra esquemáticamente un perfil de temperatura y una estructura cristalina de la etapa de tratamiento de envejecimiento en solución de la Figura 1;

La Figura 5A es un dibujo esquemático que muestra un ejemplo de una palanquilla forjada de una superaleación a base de Ni fabricada usando un proceso de fabricación de una superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención;

La Figura 5B es un dibujo esquemático que muestra un ejemplo de una lámina delgada hecha de una superaleación a base de Ni fabricada mediante un proceso de fabricación de un miembro de una superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención;

La Figura 5C es un dibujo esquemático que muestra un ejemplo de una estructura de una superaleación a base de Ni obtenida mediante soldadura por fricción-agitación de un miembro de una superaleación a base de Ni fabricada mediante un proceso de fabricación de un miembro de una superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención;

La Figura 5D es un dibujo esquemático que muestra un ejemplo de un tubo de caldera destacado para su uso en una estructura de una superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención;

La Figura 5E es un dibujo esquemático que muestra un ejemplo de un revestimiento de cámara de combustión

destacado para su uso en una estructura de una superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención;

La Figura 5F es un dibujo esquemático que muestra un ejemplo de una pala de turbina de gas destacada para su uso en una estructura de una superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención;

- 5 La Figura 5G es un dibujo esquemático que muestra un ejemplo de un disco de turbina de gas destacado para su uso en una estructura de una superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención; y

La Figura 6 es un dibujo esquemático que explica un pensamiento básico de un proceso de fabricación de un miembro de una superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención.

#### Descripción detallada de las realizaciones preferidas

- 10 De aquí en adelante, se explicará en detalle una realización en relación con la presente invención. Sin embargo, la presente invención no se limita a la realización que se establece aquí, y son posibles combinaciones y modificaciones apropiadas dentro de un intervalo que no cambie la esencia.

[Pensamiento básico de la presente invención]

- 15 Los presentes inventores hicieron estudios intensivos sobre el proceso de fabricación de la superaleación a base de Ni y sobre el miembro de una superaleación a base de Ni capaces de lograr el objeto descrito anteriormente. Como resultado, se observó que la fase gamma prima precipitada incoherentemente con la fase gamma que era la matriz (de aquí en adelante, denominada como la fase gamma prima incoherente) no contribuía al fortalecimiento, y se descubrió que la trabajabilidad en la forja se podía mejorar significativamente reduciendo la cantidad de precipitación de la fase gamma prima precipitada coherentemente con la fase gamma (de aquí en adelante, denominada como la fase gamma prima coherente) mediante el aumento de la cantidad de la fase gamma prima incoherente en la forja y mediante el logro de la fase dúplex fina formada principalmente y de forma simultánea por la fase gamma y la fase gamma prima incoherente. Además, se descubrió que la excelente resistencia a alta temperatura en el uso de un producto se podría lograr realizando el tratamiento de envejecimiento en solución después de trabajar el producto en una forma deseada en este estado, reduciendo así la fase de gamma prima incoherente, y precipitando de nuevo la fase de gamma prima coherente. La presente invención se basa en este conocimiento.

- 20 De aquí en adelante, se explicará con más detalle el pensamiento básico de la presente invención. La Figura 6 es un dibujo esquemático que explica el pensamiento básico de un proceso de fabricación de un miembro de una superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención. En la Figura 6, se explicará el proceso de fabricación del miembro de una superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención observando la microestructura.

- 30 Como se muestra en (I) de la Figura 6, la superaleación a base de Ni después de la etapa de colada o después de la etapa de forja contiene la fase gamma que es una matriz y la fase de gamma prima coherente que precipita coherentemente con la fase gamma. Esta superaleación a base de Ni se forja en caliente a una temperatura igual o inferior a la temperatura del solvus de la fase gamma prima e igual o superior a una temperatura a la que se produce rápidamente la recristalización de la fase gamma, y precipita la fase gamma prima incoherente como se muestra en (II) (la primera etapa de tratamiento de reblandecimiento). A continuación, la superaleación a base de Ni se enfría lentamente desde una temperatura igual o inferior a la temperatura del solvus de la fase gamma prima e igual o superior a la temperatura de acabado de la forja en caliente descrita anteriormente, se hace crecer la fase gamma prima incoherente, y se incrementa la cantidad de la fase de gamma prima incoherente como se muestra en (III) (la segunda etapa de tratamiento de reblandecimiento). En este momento, debido a que la fase gamma prima incoherente no contribuye al fortalecimiento, y la tenacidad es alta debido a que se ha formado la fase dúplex fina formada principalmente por la fase gamma y la fase gamma prima incoherente, se consigue un estado muy fácil de trabajar (estado reblandecido). En este estado reblandecido, se realiza la etapa de trabajo para el conformado de la superaleación a base de Ni en una forma deseada a una temperatura igual o inferior a la temperatura del solvus de la fase gamma prima. Después de la etapa de trabajo, se disuelve en sólido de nuevo la fase gamma prima incoherente realizando el tratamiento en solución, luego se realiza el tratamiento de envejecimiento, y de ese modo precipita la fase de gama gamma coherente como se muestra en (IV) (la etapa de tratamiento de envejecimiento en solución). En este momento, debido a que la fase de gamma prima coherente que contribuye al fortalecimiento ha precipitado en gran cantidad, se logra un estado de alta resistencia.

- 40 Como se describió anteriormente, la presente invención es para mejorar la trabajabilidad no trabajando en un estado en el que se reduce o elimina la fase gamma prima, sino desactivando el efecto del fortalecimiento de la fase gamma prima. Según las etapas de fabricación descritas anteriormente, se pueden obtener la superaleación a base de Ni y el miembro de una superaleación a base de Ni que puede obtener una superaleación a base de Ni que puede ablandar el material y mejorar significativamente la trabajabilidad en la etapa de trabajo y tener la misma resistencia a alta temperatura o mayor en el uso que la de una técnica relacionada (en el momento de la finalización del producto).

Además, en la presente invención se explicarán la "fase gamma prima coherente" y la "fase gamma prima

incoherente". La Figura 3A es un dibujo esquemático que muestra una interfaz coherente de una fase gamma y una fase gamma prima, y la Figura 3B es un dibujo esquemático que muestra una interfaz incoherente de una fase gamma y una fase gamma prima. Como se muestra en la Figura 3A, cuando los átomos que forman una fase gamma 7 y los átomos que forman una fase gamma prima 8 forman una interfaz coherente 9 (coherencia de red), esta fase gamma prima se denomina "fase gamma prima coherente". Además, como se muestra en la Figura 3B, cuando los átomos que forman una fase gamma 7 y los átomos que forman una fase gamma prima 8 forman una interfaz incoherente 10 (incoherencia de red), esta fase gamma prima se denomina "fase gamma prima incoherente".

[Proceso de fabricación del miembro de superaleación a base de Ni]

A continuación, se explicará la etapa de fabricación de un miembro de una superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención. La Figura 1 es un diagrama de flujo que muestra una realización del proceso de fabricación de un miembro de una superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención. Como se muestra en la Figura 1, el proceso de fabricación de una superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención incluye una etapa de preparación de materia prima (S1) para obtener una aleación de colada a base de Ni o una aleación de forja a base de Ni obtenida por forja después de la colada que es una materia prima, una etapa de tratamiento de reblandecimiento (S2) para obtener un material de reblandecimiento de superaleación a base de Ni mediante tratamiento de reblandecimiento de la materia prima de superaleación a base de Ni en una forma deseada, y una etapa del tratamiento de envejecimiento en solución (S5) para realizar un tratamiento en solución y un tratamiento de envejecimiento después de la etapa de trabajo, y obtener un miembro de una superaleación a base de Ni. Además, la etapa de tratamiento de reblandecimiento (S2) incluye una primera etapa de tratamiento de reblandecimiento (S21) y una segunda etapa de tratamiento de reblandecimiento (S22). Además, la etapa de trabajo (S4) puede incluir la etapa de tratamiento de reblandecimiento (S2) y de forma repetida múltiples métodos de trabajo plástico antes del conformado en la forma final, y no sólo se limita a la etapa de trabajo final.

Además, en la presente invención, lo obtenido al realizar la etapa de preparación de materia prima (S1) se denomina "materia prima de superaleación a base de Ni", lo obtenido al realizar la etapa de tratamiento de reblandecimiento (S2) se denomina "material de reblandecimiento de superaleación a base de Ni", y lo obtenido al realizar la etapa del tratamiento de envejecimiento en solución (S5) se denomina "miembro de superaleación a base de Ni". Además, lo obtenido realizando la etapa del tratamiento de envejecimiento en solución (S5) después de unir la superaleación a base de Ni usando soldadura por fricción-agitación y similar se denomina "estructura de una superaleación a base de Ni (estructura de unión de una superaleación a base de Ni)". Además, en la presente invención, "superaleación a base de Ni" debe incluir "materia prima de superaleación a base de Ni" y "material de reblandecimiento de superaleación a base de Ni" descritos anteriormente, y debe incluir lo obtenido realizando la etapa de trabajo (S4) una o múltiples veces con respecto al "material de reblandecimiento de superaleación a base de Ni".

De aquí en adelante, se explicarán en detalle las etapas S1 a S5 descritas anteriormente.

(S1: Etapa de preparación de la materia prima)

Con respecto al método de preparación de la materia prima de superaleación a base de Ni, no existe una limitación en particular, y se puede usar un método de una técnica relacionada.

Más específicamente, usando una aleación prefabricada después de la colada y una aleación prefabricada después de la forja, se realizan las etapas de la etapa de tratamiento de reblandecimiento que se describen a continuación y más adelante. También, como la composición de la materia prima de superaleación a base de Ni, se usa preferiblemente una cuya temperatura del solvus de la fase gamma prima es de 1050°C o superior. A continuación, se describirá en detalle la razón de hacerlo así.

(S2: Etapa de tratamiento de reblandecimiento)

El proceso de fabricación del material de reblandecimiento de superaleación a base de Ni de un aspecto de la presente invención que mejora la trabajabilidad en el momento de la etapa de trabajo incluye la primera etapa de tratamiento de reblandecimiento (S21) para un forjado en caliente a una temperatura igual o inferior a la temperatura del solvus de la fase gamma prima, y la segunda etapa de tratamiento de reblandecimiento (S22) para enfriar lentamente la superaleación a base de Ni después de la primera etapa de tratamiento de reblandecimiento a una temperatura igual o inferior a la temperatura del solvus de la fase gamma prima e igual o superior a la temperatura de acabado por forja en caliente descrito anteriormente y para aumentar la fase gamma prima incoherente.

(S21: Primera etapa de tratamiento de reblandecimiento)

La Figura 2 es un dibujo que muestra esquemáticamente un perfil de temperatura y una estructura de material de la etapa de tratamiento de reblandecimiento de la Figura 1. Como se describió anteriormente, en la primera etapa del tratamiento de reblandecimiento, la materia prima de superaleación a base de Ni se forja en caliente a una temperatura ( $T_1$ ) igual o inferior a la temperatura del solvus de la fase gamma prima. Cuando se realiza un enfriamiento lento después de esta forja en caliente, como se muestra en (I) de la Figura 2, precipita una fase de gamma prima incoherente (signo de referencia 6) en el límite de grano de una fase gamma (signo de referencia 4).

Los precipitados mostrados por el signo de referencia 5 son la fase gamma prima coherente precipitada dentro de los granos de la fase gamma durante el enfriamiento después de la primera etapa del tratamiento de reblandecimiento. Además, en la presente invención, "en el límite de grano de una fase gamma" significa "límite de los granos de cristales gamma vecinos".

- 5 Como se describió anteriormente, el mecanismo de fortalecimiento de la superaleación a base de Ni del tipo de fortalecimiento por precipitación contribuye al fortalecimiento mediante el cual la fase gamma y la fase gamma prima forman la interfaz coherente (signo de referencia 9 de la Figura 3A), y la interfaz incoherente (signo de referencia 10 de la Figura 3B) no contribuye al fortalecimiento. En otras palabras, al aumentar la cantidad de la fase de gamma prima incoherente y al reducir la cantidad de la fase de gamma prima coherente, es posible asegurar una trabajabilidad excelente en el momento de la etapa de trabajo. Por consiguiente, con el fin de asegurar el efecto de la presente invención, es indispensable que la fase gamma prima incoherente precipite mediante forja en caliente en la primera etapa del tratamiento de reblandecimiento, y por lo tanto la superaleación a base de Ni debería ser capaz de realizar la etapa de trabajo de forja en caliente a una temperatura igual o inferior a la temperatura del solvus de la fase gamma prima e igual o superior a una temperatura a la que procede rápidamente la recristalización de la fase gamma. Por lo tanto, la temperatura del solvus de la fase gamma prima de la superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención es lo más preferiblemente 1050°C o superior. Aunque el efecto de la presente invención se puede asegurar incluso cuando la temperatura del solvus de la fase gamma prima es de 1000 a 1050°C, la fase gamma prima incoherente precipita apenas a 1000°C o menos, y no está asegurado el efecto de la presente invención a 950°C o menos porque no puede precipitar la fase gamma prima incoherente. Además, cuando la temperatura del solvus de la fase gamma prima se acerca al punto de fusión de la materia prima de superaleación a base de Ni, se generan grietas durante la etapa de trabajo debido a la fusión parcial y similares, y por lo tanto es preferible que la temperatura del solvus de la fase gamma prima esté por debajo de 1250°C.

- Como se describió anteriormente, la temperatura de forja  $T_1$  en la primera etapa de tratamiento de reblandecimiento debe ser igual o superior a una temperatura a la que proceda rápidamente la recristalización de la fase gamma. Para ser más específico, es preferible 1000°C o superior, y es más preferible 1050°C o superior. Cuando la  $T_1$  está por debajo de 950°C, no puede precipitar la fase gamma prima incoherente, y no se puede asegurar el efecto de la presente invención. Además, la temperatura límite superior de  $T_1$  es igual o inferior a la temperatura del solvus de la fase gamma prima como se describió anteriormente.

(S22: Segunda etapa del tratamiento de reblandecimiento)

- 30 En la segunda etapa del tratamiento de reblandecimiento, elevando la temperatura a una temperatura ( $T_3$ ) igual o inferior a la temperatura del solvus de la fase gamma prima e igual o superior a la temperatura de acabado de la forja en caliente en la primera etapa de tratamiento de reblandecimiento descrito anteriormente y disolviendo en sólido la fase gamma prima coherente precipitada en la fase gamma, se logra una estructura de fase dúplex formada principalmente por la fase gamma y la fase gamma prima incoherente (Figura 2 (II)), a partir de entonces se realiza el enfriamiento lento hasta la temperatura  $T_2$ , y se hace que crezca la fase gamma prima incoherente, de este modo se puede reducir la fase gamma prima coherente precipitada principalmente en el proceso de enfriamiento desde la temperatura del momento de acabado del enfriamiento lento a la temperatura ambiente, y por lo tanto se puede mejorar la trabajabilidad (Figura 2 (III)). En este momento, como la velocidad del enfriamiento lento ( $T_A/t$ ) es más lenta, se puede hacer que la fase gamma prima incoherente crezca más, es preferible 50°C/h o menos, y es más preferible 10°C/h o menos. Cuando la velocidad del enfriamiento lento es más rápida que 100°C/h, no se puede hacer que la fase de gamma prima incoherente crezca suficientemente, la fase de gamma prima coherente precipita en el proceso de enfriamiento, y no se puede asegurar el efecto de la presente invención. Aquí, la temperatura de acabado de la forja en caliente muestra una temperatura a la que el material a forjar se mantiene en la etapa final de forja.

- 45 Con respecto a la temperatura de inicio del enfriamiento lento  $T_3$  de la segunda etapa del tratamiento de reblandecimiento, con el fin de lograr la estructura de fase dúplex formada principalmente por la fase gamma y por la fase gamma prima incoherente, es preferible empezar el enfriamiento lento a una temperatura igual o inferior a la temperatura del solvus de la fase gamma prima e igual o superior a la temperatura de acabado de la forja en caliente en la primera etapa de tratamiento de reblandecimiento descrito anteriormente. La razón es que la fase gamma prima coherente se mantiene dentro de las partículas de la fase gamma cuando la temperatura de inicio del enfriamiento lento  $T_3$  es inferior a la temperatura de forja  $T_1$  de la primera etapa del tratamiento de reblandecimiento, y la fase gamma prima incoherente desaparece cuando la temperatura de inicio del enfriamiento lento  $T_3$  es más que la temperatura del solvus de la fase gamma prima. Sin embargo, incluso cuando la temperatura de inicio del enfriamiento lento  $T_3$  es inferior en 100°C a la temperatura de acabado de la forja en caliente en la primera etapa de tratamiento de reblandecimiento descrita anteriormente, se puede asegurar el efecto de la presente invención.

- En la segunda etapa de tratamiento de reblandecimiento descrita anteriormente, debido a que se puede mejorar la trabajabilidad a medida que aumenta la fase gamma prima incoherente como se describió anteriormente, la cantidad de la fase gamma prima incoherente es preferiblemente del 20 % en volumen o más, y es más preferiblemente del 30 % en volumen o más. Aquí, la tasa (% en volumen) del contenido de la fase gamma prima incoherente es la tasa (cantidad absoluta) con respecto a la aleación completa que incluye la matriz y otros precipitados. La cantidad de la fase de gamma prima incoherente para asegurar el efecto de la presente invención se debe determinar mediante

una cantidad relativa tal se puede aumentar la tasa de la fase de gamma prima incoherente en relación con la cantidad total de la fase gamma prima que se puede precipitar, y es preferiblemente del 50 % en volumen o más de la cantidad total de la fase gamma prima, y es más preferiblemente del 60 % en volumen o más de la cantidad total de la fase gamma prima. Además, la temperatura ( $T_2$ ) en el momento de la finalización del enfriamiento lento descrito anteriormente se debe reducir a una temperatura a la cual la fase de la gamma prima incoherente precipita en la cantidad descrita anteriormente, es preferiblemente 1000°C o inferior, y es más preferiblemente 900°C o inferior. Además, con respecto al método de enfriamiento desde la temperatura de acabado del enfriamiento lento  $T_2$  a la temperatura ambiente, con el fin de suprimir la precipitación de la fase gamma prima coherente durante el enfriamiento, la velocidad de enfriamiento es preferible que sea lo más rápida posible, es preferible el enfriamiento por aire, y es más preferible el enfriamiento por agua.

Con el fin de asegurar una trabajabilidad excelente, la dureza Vickers (Hv) a la temperatura ambiente es preferiblemente 400 o menos, y más preferiblemente 370 o menos, y el límite elástico al 0,2 % a 900°C es preferiblemente 300 MPa o menos, más preferiblemente 250 MPa o menos, y lo más preferiblemente 200 MPa o menos.

Al realizar la segunda etapa de tratamiento de reblandecimiento descrita anteriormente, con respecto al material de reblandecimiento de superaleación a base de Ni obtenida después de la segunda etapa del tratamiento de reblandecimiento, se puede obtener un material con 400 o menos de dureza Vickers (Hv) a temperatura ambiente y con 300 MPa o menos del valor del límite elástico al 0,2 % a 900°C. Mediante las etapas de tratamiento de reblandecimiento descritas anteriormente, se puede reducir el límite inferior de la temperatura de trabajo que se convierte en un problema en la etapa de trabajo en caliente, y es posible trabajar a una temperatura inferior a la temperatura del solvus de la fase de gamma prima en 100°C o más en la etapa de trabajo descrita a continuación.

Aunque en la Figura 2 el enfriamiento se realiza después de la primera etapa de tratamiento de reblandecimiento, y luego se realiza la segunda etapa de tratamiento de reblandecimiento, también es posible no realizar el enfriamiento después de la primera etapa de tratamiento de reblandecimiento, y realizar la segunda etapa de tratamiento de reblandecimiento.

(S4: Etapa de trabajo)

Con respecto al material de reblandecimiento de superaleación a base de Ni que se ha convertido en un estado de reblandecimiento en la etapa de tratamiento de reblandecimiento descrita anteriormente, se realiza la etapa de trabajo. No hay limitación en particular con respecto al método de trabajo de esta etapa, esto es aplicable no solo al trabajo por forja sino también a otros métodos de trabajo plástico y métodos de soldadura o unión, y la etapa de trabajo se puede realizar de forma repetitiva en combinación con el tratamiento de reblandecimiento descrito anteriormente. Más específicamente, son aplicables prensado, laminado, extrusión, mecanizado, soldadura por fricción-agitación y similares. Además, mediante la combinación de la etapa de tratamiento de reblandecimiento descrito anteriormente y el método de trabajo plástico y similar, se puede proporcionar un miembro para una planta de generación de energía térmica tal como un tubo de caldera, un revestimiento de cámara de combustión, una pala de turbina de gas y un disco que usan la superaleación a base de Ni de alta resistencia en relación con un aspecto de la presente invención. A continuación, se describirán con detalle ejemplos concretos del miembro de una superaleación a base de Ni o de una estructura de una superaleación a base de Ni que se pueden proporcionar mediante la presente invención.

(S5: Etapa del tratamiento de envejecimiento en solución)

La Figura 4 es un dibujo que muestra esquemáticamente un perfil de temperatura y una estructura del material de la etapa del tratamiento de envejecimiento en solución de la Figura 1. Al realizar el tratamiento de envejecimiento en solución para la disolución sólida de la fase gamma prima incoherente y volver a precipitar la fase gamma prima coherente después de realizar la etapa de trabajo en una forma predeterminada, se puede restaurar la resistencia a alta temperatura, y es preferible precipitar la fase gamma prima coherente en un 30 % en volumen o más a 700°C.

En la presente invención, no existe limitación en particular con respecto a la condición del tratamiento en solución y al tratamiento de envejecimiento, y se puede aplicar la condición generalmente usada.

(Composición de la materia prima de superaleación a base de Ni)

A continuación, se explicará la composición de la materia prima de superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención.

Es preferible que la materia prima de superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención contenga, en % en masa, 10 % o más y 25 % o menos de Cr, 30 % o menos de Co, 3 % o más y 9 % o menos del total de Ti, Nb y Ta, 1 % o más y 6 % o menos de Al, 10 % o menos de Fe, 10 % o menos de Mo, 8 % o menos de W, 0,03 % o menos de B, 0,1 % o menos de C, 0,08 % o menos de Zr, 2,0 % o menos de Hf, y 5,0 % o menos de Re, incluyendo el resto Ni e impurezas inevitables.

Uno de los aspectos más preferibles es la materia prima de superaleación a base de Ni que contiene, en % en

masa, 12,5 % o más y 14,5 % o menos de Cr, 24 % o más y 26 % o menos de Co, 5,5 % o más y 7% o menos de Ti, 1,5 % o más y 3 % o menos de Al, 3,5 % o menos de Mo, 2 % o menos de W, 0,03 % o menos de B, 0,1 % o menos de C, y 0,08 % o menos de Zr, incluyendo el resto Ni e impurezas inevitables.

5 Además, uno de los aspectos más preferibles es la superaleación a base de Ni que contiene, en % en masa, 15 % o más y 17 % o menos de Cr, 14 % o más y 16 % o menos de Co, 4 % o más y 6 % o menos de Ti, 1,5 % o más y 3,5 % o menos de Al, 0,5 % o menos de Fe, 4 % o menos de Mo, 2 % o menos de W, 0,03 % o menos de B, 0,1 % o menos de C, y 0,08 % o menos de Zr, incluyendo el resto Ni e impurezas inevitables.

10 Además, uno de los aspectos más preferidos es la materia prima de superaleación a base de Ni que contiene, en % en masa, 15 % o más y 17% o menos de Cr, 7,5 % o más y 9,5 % o menos de Co, 2,5 % o más y 4,5 % o menos de Ti, 0,5 % o más y 2,5 % o menos del total de Nb y Ta, 1,5 % o más y 3,5 % o menos de Al, 3 % o más y 5 % o menos de Fe, 4 % o menos de Mo, 4 % o menos de W, 0,03 % o menos de B, 0,1 % o menos de C, y 0,08 % o menos de Zr, incluyendo el resto Ni e impurezas inevitables.

De aquí en adelante, se mostrarán el motivo de la relación de la cantidad y la selección del elemento de adición.

15 El Cr es un elemento que mejora la resistencia a la oxidación y la resistencia a la corrosión a alta temperatura. Con el fin de aplicar Cr a un miembro de alta temperatura, es indispensable una adición de al menos un 10 % en masa o más. Sin embargo, debido a que su adición excesiva promueve la formación de una fase nociva, la adición del Cr se debe hacer a un 25 % en masa o menos.

20 El Co es un elemento de fortalecimiento en solución sólida que tiene un efecto de fortalecimiento de la matriz mediante la adición del mismo. Además, el Co también tiene un efecto de reducción de la temperatura del solvus de la fase gamma prima, y mejora la ductilidad a alta temperatura. El Co se debe hacer a un 30 % en masa o menos debido a que su adición excesiva promueve la formación de una fase nociva.

25 El Al es un elemento indispensable que forma la fase gamma prima que es una fase de fortalecimiento por precipitación. Además, el Al también tiene un efecto de mejorar la resistencia a la oxidación. Aunque la cantidad de adición se ajusta de acuerdo con la cantidad de precipitación deseada de la fase gamma prima, su adición excesiva deteriora la trabajabilidad debido a que se eleva la temperatura del solvus de la fase gamma prima. Por lo tanto, el Al se debe hacer a un 1 % en masa o más y a un 6 % en masa o menos.

30 El Ti, el Nb y el Ta son unos elementos importantes que estabilizan la fase gamma prima de manera similar al Al. Sin embargo, su adición excesiva provoca la formación de otros compuestos intermetálicos que incluyen una fase nociva, e incurrir en el deterioro de la trabajabilidad elevando la temperatura del solvus de la fase gamma prima. Por lo tanto, el total de Ti, Nb y Ta se debe hacer a un 3 % en masa o más y a un 9% en masa o menos.

El Fe puede sustituir a un elemento costoso tal como Co y Ni, y reduce el costo de una aleación. Sin embargo, el Fe se debe hacer a un 10 % en masa o menos debido a que su adición excesiva promueve la formación de una fase nociva.

35 El Mo y el W son importantes elementos disueltos en sólido en la matriz y en el fortalecimiento de la matriz. Sin embargo, debido a que son elementos que tienen una alta densidad, la adición excesiva de los mismos provoca un aumento de la densidad. Además, debido a que disminuye la ductilidad, también se deteriora la trabajabilidad. Por lo tanto, el Mo se debe hacer a un 10 % en masa o menos, y el W debe hacer a un 8 % en masa o menos.

40 El C, el B y el Zr son elementos eficaces en el fortalecimiento del límite del grano y en la mejora de la ductilidad a alta temperatura y de la resistencia a la fluencia. Sin embargo, debido a que su adición excesiva deteriora la trabajabilidad, el C se debe hacer a un 0,1 % en masa o menos, el B se debe hacer a un 0,03 % en masa o menos, y el Zr se debe hacer a un 0,08 % en masa o menos.

El Hf es un elemento eficaz en la mejora de la resistencia a la oxidación. Sin embargo, debido a que su adición excesiva promueve la formación de una fase nociva, Hf es preferiblemente un 2,0 % en masa o menos.

45 El Re es un elemento disuelto en sólido en la matriz y en el fortalecimiento de la matriz. Además, el Re también tiene un efecto de mejorar la resistencia a la corrosión. Sin embargo, su adición excesiva promueve la formación de una fase nociva. Además, debido a que el Re es un elemento costoso, el aumento de la cantidad de su adición implica el aumento del costo de una aleación. Por lo tanto, el Re es preferiblemente un 5,0 % en masa o menos.

[Realizaciones]

A continuación, se explicarán las realizaciones de la presente invención.

50 [Realización 1]

[Evaluación de la trabajabilidad en caliente]

En la Tabla 1 se muestra la composición de las muestras

ES 2 675 023 T3

Tabla 1

Composición de la muestra (% en masa)													
Número	Ni	Cr	Co	Mo	W	Ti	Al	C	B	Zr	Nb	Fe	Otros
Ejemplo Comp. 1	Resto	4,2	12,5	1,4	6,0	0,0	5,8	0,050	0,004	0,000	0,00	0,0	7,2 Ta 5,4 Re 0,15 Hf
Ejemplo Comp. 2	Resto	5,0	10,0	2,0	6,0	0,0	5,6	0,000	0,000	0,000	0,00	0,0	9Ta 3Re
Ejemplo Comp. 3	Resto	13,3	25,1	2,7	1,3	6,0	2,5	0,014	0,010	0,033	0,00	0,0	
Ejemplo Comp. 4	Resto	13,0	25,0	2,8	1,2	5,9	2,5	0,015	0,010	0,035	0,00	0,0	
Ejemplo Comp. 5	Resto	15,9	8,2	2,8	2,6	3,4	2,5	0,015	0,012	0,035	1,10	3,8	
Ejemplo Comp. 6	Resto	15,6	8,3	2,9	2,7	3,4	2,5	0,013	0,010	0,034	1,11	3,9	
Ejemplo Comp. 7	Resto	19,5	13,5	4,2	0	2,9	1,2	0,08	0,006	0	0	0	
Ejemplo Comp. 8	Resto	15,5	8,4	3,1	2,8	3,2	2,1	0,02	0,01	0,035	1,14	3,8	
Ejemplo 1	Resto	13,6	25,2	2,8	1,2	6,0	2,4	0,015	0,010	0,034	0,00	0,0	
Ejemplo 2	Resto	14	24,8	3	1,5	5,8	2,3	0,010	0,010	0,030	0,00	0,0	
Ejemplo 3	Resto	13,8	25	2,7	1,3	5,9	2,6	0,013	0,009	0,030	0,00	0,0	
Ejemplo 4	Resto	13,5	25,3	2,8	1,5	6,0	2,5	0,015	0,010	0,033	0,00	0,0	
Ejemplo 5	Resto	16,2	14,5	2,8	1,2	5,1	2,6	0,015	0,014	0,000	0,00	0,1	
Ejemplo 6	Resto	16,0	15,0	3,0	1,5	5,3	2,5	0,010	0,015	0,000	0,00	0,15	
Ejemplo 7	Resto	15,7	8,4	3,1	2,7	3,4	2,3	0,020	0,011	0,034	1,12	4,0	
Ejemplo 8	Resto	15,0	8,0	3,3	2,5	3,3	2,4	0,010	0,010	0,036	1,10	3,8	
Ejemplo 9	Resto	19,0	12,5	6,2	1,2	3,0	2,0	0,05	0	0	0	0	

5 Con respecto a la materia prima de superaleación a base de Ni que tiene la composición mostrada en la Tabla 1, se fabricaron muestras bajo diferentes condiciones de fabricación, y se realizaron las evaluaciones de la trabajabilidad y de la resistencia a alta temperatura con respecto a cada muestra. En la fabricación de cada muestra, se fundieron 10 kg de cada una mediante un método de fusión por calentamiento mediante inducción al vacío, se sometió a un tratamiento de homogeneización, y después de eso se forjó en caliente a 1.150 a 1250°C, y así se fabricó una barra redonda con 15 mm de diámetro, que se sometió a la primera etapa de tratamiento de reblandecimiento y a la segunda etapa de tratamiento de reblandecimiento descritas anteriormente. En la Tabla 2 se muestra la condición de la primera etapa de tratamiento de reblandecimiento. Además, se evaluaron la temperatura del solvus de la fase gamma prima y la presencia/ausencia de la fase gamma prima después de la primera etapa de tratamiento de reblandecimiento. La temperatura del solvus de la fase gamma prima se calculó mediante una simulación basada en cálculo termodinámico. Además, la presencia/ausencia de la fase gamma prima se evaluó mediante observación de la microestructura usando un microscopio electrónico con respecto a las muestras. En la Tabla 2 también se muestra el resultado.

[Tabla 2]

15 Propiedad de la muestra, condición de la primera etapa del tratamiento de reblandecimiento, y resultado de la evaluación de la estructura del material después de la primera etapa del tratamiento de reblandecimiento

Número	Temperatura del solvus de la fase gamma prima [°C]	Temperatura T <sub>1</sub> de la primera etapa de tratamiento de reblandecimiento (temperatura de forja en caliente) [°C]	Presencia/ausencia de la fase gamma prima después de la primera etapa de tratamiento de reblandecimiento	Observaciones
Ejemplo Comp. 1	1317	-	-	Se generaron grandes grietas en el momento de la forja en caliente en la fabricación de una muestra con 15 mm de diámetro. Se confirmó la precipitación de una fase gamma prima incoherente
Ejemplo Comp. 2	1336	-	-	Se generaron grandes grietas en el momento de la forja en caliente en la fabricación de una muestra con 15 mm de diámetro. Se confirmó la precipitación de una fase gamma prima incoherente
Ejemplo Comp. 3	1203	No realizada	Sí	
Ejemplo Comp. 4	1199	1250	No	
Ejemplo Comp. 5	1110	1130	Sí	
Ejemplo Comp. 6	1111	1100	Sí	
Ejemplo Comp. 7	998	950	No	
Ejemplo Comp. 8	1085	1050	Sí	
Ejemplo 1	1192	1100	Sí	
Ejemplo 2	1183	1100	Sí	

Ejemplo 3	1203	1100	Sí	
Ejemplo 4	1203	1100	Sí	
Ejemplo 5	1163	1100	Sí	
Ejemplo 6	1168	1100	Sí	
Ejemplo 7	1102	1070	Sí	
Ejemplo 8	1101	1070	Sí	
Ejemplo 9	1066	1020	Sí	

En la Tabla 2, con respecto a la temperatura T<sub>1</sub> (temperatura de forja en caliente) de la primera etapa de tratamiento de reblandecimiento, cuando se generaban grandes grietas en la forja en caliente en la fabricación de la muestra descrita anteriormente, no se realizaba la etapa de tratamiento de reblandecimiento de la etapa posterior y se anotaba "- ", cuando no se realizaba la forja en caliente de la primera etapa de tratamiento de reblandecimiento, se anotaba "No realizada", y cuando no se confirmaba una grieta después de la forja en caliente, se anotaba la temperatura de la forja en caliente.

Como se muestra en la Tabla 2, en los Ejemplos Comparativos 1 y 2, se generaron grandes grietas en el momento de la forja en caliente en la fabricación de la muestra. Aunque el efecto de la presente invención se puede asegurar porque la presencia de la fase gamma prima incoherente se podría confirmar mediante la observación de la estructura después de la forja en caliente, la temperatura del solvus de la fase gamma prima es lo más preferiblemente 1250°C o inferior. El Ejemplo Comparativo 3 es de un estado inmediatamente posterior a la fabricación de la muestra en la que no se realiza la forja en caliente en la primera etapa de tratamiento de reblandecimiento, sin embargo, la fase gamma prima incoherente está presente porque la temperatura de forja en caliente en el momento de la fabricación de la muestra era igual o inferior a la temperatura del solvus de la fase gamma prima. Además, en el Ejemplo Comparativo 4, debido a que se realizó la forja en caliente a una temperatura igual o superior a la temperatura del solvus de la fase gamma prima, no precipitó la fase gamma prima incoherente después de la finalización de la forja. Por el contrario, en el Ejemplo Comparativo 5, aunque se realizó la forja en caliente a una temperatura igual o superior a la temperatura del solvus de la fase gamma prima, precipitó la fase gamma prima incoherente debido a la caída de la temperatura que se produjo durante la forja. Con respecto a los Ejemplos Comparativos 6 y 8 y a los Ejemplos 1 a 9, en todas las muestras, debido a que se realizó la forja en caliente a una temperatura igual o inferior a la temperatura del solvus de la fase gamma prima, se pudo confirmar la presencia de la fase gamma prima incoherente en el límite de grano de la fase gamma después de completar el primera etapa del tratamiento de reblandecimiento. En el Ejemplo Comparativo 7, aunque se realizó la forja en caliente a una temperatura igual o inferior a la temperatura del solvus de la fase gamma prima, debido a que se realizó la forja a una temperatura inferior a la temperatura a la que procedía rápidamente la recristalización de la fase gamma (1000°C o superior), no precipitó la fase gamma prima incoherente.

A partir de los resultados de lo anterior, se demostró que la temperatura de forja T<sub>1</sub> en la primera etapa de tratamiento de reblandecimiento para precipitar la fase gamma prima incoherente era preferible que fuese igual o inferior a la temperatura del solvus de la fase gamma prima e igual o superior a una temperatura a la cual procedía rápidamente la recristalización de la fase gamma. Más específicamente, es preferible la forja a 1000°C o superior, y la fase de gamma prima incoherente no puede precipitar a 950°C o menos. Por lo tanto, la temperatura del solvus de la fase gamma prima debe ser igual o superior a una temperatura a la cual procede rápidamente la recristalización, y es preferible una temperatura de 1050°C o superior.

A continuación, se enfrió lentamente la muestra desde la temperatura de forja en caliente T<sub>1</sub> de la primera etapa de tratamiento de reblandecimiento a la temperatura de acabado del enfriamiento lento T<sub>2</sub> a la velocidad de enfriamiento T<sub>A</sub> (°C/h) cada una, y después de eso se enfrió a la temperatura ambiente por enfriamiento con agua. En la Tabla 3 se muestra la condición de la segunda etapa de tratamiento de reblandecimiento. Además, se evaluaron la cantidad de la fase gamma prima incoherente y la dureza Vickers a la temperatura ambiente después del enfriamiento. Con respecto a la cantidad de la fase de gamma prima incoherente, se determinó la relación del contenido de la fase de gamma prima incoherente mediante la observación de la microestructura después de la colada, después de la forja en caliente, o después del tratamiento de reblandecimiento. Más específicamente, se calculó la relación del área de la fase gamma prima incoherente a partir de la imagen observada por el microscopio electrónico, y se calculó la relación del contenido de la fase gamma prima incoherente convirtiendo esta relación de área a relación de volumen. Además, con el fin de evaluar la trabajabilidad en caliente después del tratamiento de ablandamiento, cada espécimen se forjó en caliente a 950°C, aquellos que no tenían ningún problema se evaluaron como "o", aquellos en los que se generaron grietas leves se evaluaron como "Δ", y aquellos en los que se generaron grietas grandes y la forja fue dura se evaluaron como "x".

[Tabla 3]

Condición de la segunda etapa de tratamiento de reblandecimiento, evaluación de la estructura y de la propiedad después de la segunda etapa de tratamiento de reblandecimiento, y evaluación de la trabajabilidad en caliente

Número	Condición de la segunda etapa de tratamiento de reblandecimiento			Microestructura y propiedad después de la segunda etapa de tratamiento de reblandecimiento		Evaluación de la trabajabilidad en caliente	Cantidad de precipitación de equilibrio de la fase gamma prima coherente [% volumen]
	Temperatura de inicio de enfriamiento lento $T_3$ [°C]	Temperatura de acabado de enfriamiento lento $T_2$ [°C]	Velocidad de enfriamiento lento $T_A/t$ [°C/h]	Cantidad de fase gamma prima incoherente después de la etapa de tratamiento de reblandecimiento [% volumen]	Dureza Vickers [Hv]		
Ejemplo Comp. 1	-	-	-	-	-	-	69
Ejemplo Comp. 2	-	-	-	-	-	-	71
Ejemplo Comp. 3	No realizado			3	440	×	50
Ejemplo Comp. 4	No realizado			0	490	×	50
Ejemplo Comp. 5	No realizado			4	463	×	41
Ejemplo Comp. 6	No realizado			11	450	Δ	41
Ejemplo Comp. 7	No realizado			0	391	○	22
Ejemplo Comp. 8	1050	900	150	9	348	×	36
Ejemplo 1	1100	950	50	35	351	○	50
Ejemplo 2	1100	950	10	37	325	○	48
Ejemplo 3	1100	850	50	40	370	○	51
Ejemplo 4	1100	850	10	42	340	○	51
Ejemplo 5	1100	950	10	34	365	○	47

Ejemplo 6	1100	900	10	38	342	○	48
Ejemplo 7	1070	970	10	22	320	○	39
Ejemplo 8	1070	920	10	27	325	○	39
Ejemplo 9	1020	920	10	22	238	○	31

5 Como se muestra en la Tabla 3, con respecto a los Ejemplos 1 a 9, en la totalidad de las muestras, la cantidad de la fase de gamma prima incoherente después de la etapa de tratamiento de reblandecimiento excedía del 20 % en volumen, la dureza satisfacía 400 Hv o menos, se podría realizar sin problema el forjado en caliente a 950°C y, por lo tanto, se podría confirmar la mejora de la trabajabilidad.

10 Por el contrario, en la totalidad de todos los Ejemplos Comparativos 3 a 6 en los que la cantidad de la fase gamma prima incoherente era inferior al 20 % en volumen y la dureza era superior a 400 Hv, se confirmaron las grietas durante la forja o después de la forja. En los Ejemplos Comparativos 5 y 6, aunque la fase gamma prima incoherente estaba presente después de la etapa de tratamiento de reblandecimiento, la cantidad no era suficiente para suprimir la cantidad de precipitación de la fase de gamma prima coherente en la forja. En el Ejemplo Comparativo 7, aunque no precipitó la fase de gamma prima incoherente, la dureza era inferior a 400 Hv, y se pudo realizar el forjado en caliente a 950°C. Sin embargo, el Ejemplo Comparativo 7 no es el caso con la superaleación a base de Ni de alta resistencia que se convierte en un objetivo de un aspecto de la presente invención debido a que la temperatura del solvus de la fase gamma prima es inferior a 1050°C, y la cantidad de precipitación de equilibrio de la fase gamma prima coherente a 700°C calculada mediante una simulación basada en el cálculo termodinámico (la cantidad de precipitación de la fase de gamma prima coherente que es estable en un estado de equilibrio termodinámico) es del 22 % en volumen. Por lo tanto, se confirmó que era necesario un 20 % en volumen o más de la cantidad de la fase de gamma prima incoherente después de la etapa de tratamiento de reblandecimiento para asegurar suficientemente el efecto de la presente invención.

20 Además, cuando se comparaban entre sí los Ejemplos 1 y 2 o los Ejemplos 3 y 4 bajo una condición, la cantidad de precipitación de equilibrio de la fase de gamma prima coherente a 700°C es de un mismo grado y el intervalo de temperatura del enfriamiento lento en la segunda etapa de tratamiento de reblandecimiento es el mismo, a medida que la velocidad de enfriamiento es más lenta, aumenta la cantidad de la fase de gamma prima incoherente y se puede reducir la dureza. Se considera que la razón de esto es que, debido a que se hizo crecer más la fase gamma prima incoherente, se pudo reducir la cantidad de la fase de gamma prima coherente que precipitaba durante el enfriamiento principalmente desde la temperatura de acabado del enfriamiento lento hasta la temperatura ambiente. Por el contrario, en el Ejemplo Comparativo 8, aunque precipitó la fase incoherente gamma prima después de la primera etapa de tratamiento de reblandecimiento y se realizó la segunda etapa del tratamiento de reblandecimiento, la velocidad de enfriamiento fue rápida, no creció la fase gamma prima incoherente, y por lo tanto no se pudo asegurar suficientemente el efecto de la presente invención.

25 A partir de los resultados de lo anterior, se demostró que la velocidad del enfriamiento lento de la segunda etapa de tratamiento de reblandecimiento era preferiblemente más lenta de 50°C/h, más preferiblemente 10°C/h o menos, y no se podría asegurar el efecto de la presente invención cuando la velocidad del enfriamiento lento de la segunda etapa de tratamiento de reblandecimiento era más rápida de 100°C/h.

35 Con respecto a los Ejemplos 1 a 9, el límite elástico al 0,2 % a 900°C era de 250 MPa o menos en todos ellos. Como ejemplo, en el Ejemplo 7, el límite elástico al 0,2 % a 900°C era de 200 MPa, y exhibió una muy excelente trabajabilidad en caliente.

40 Por lo tanto, mediante la aplicación de un aspecto de la presente invención antes de la forja en caliente de la superaleación a base de Ni, se puede reducir la temperatura de forja en más de 100°C o la temperatura de forja de una técnica relacionada, y se puede realizar fácilmente la forja en caliente. Además, en vista de la excelente capacidad de forja en caliente descrita anteriormente, no es necesario mencionar que la etapa de trabajo para la superaleación a base de Ni que se ha sometido al tratamiento de reblandecimiento en relación con un aspecto de la presente invención no se limita a la forja en caliente, y exhibe una excelente trabajabilidad incluso en el prensado, laminado, estirado, extrusión, mecanizado, y similares.

45 Con respecto a los Ejemplos 1 a 9, la totalidad de ellos mostraron una microestructura como se muestra en la Figura 4 (III) en la que casi desapareció la fase gamma prima incoherente y la fase gamma prima coherente precipitó bastante debido a que el proceso de tratamiento envejecimiento en solución se realizó después de la forja en caliente a 950°C, y estaba contenida en un 30 % en volumen o más de la cantidad de la fase gamma prima coherente a 700°C. Como ejemplo, en el Ejemplo 7, la resistencia a la tracción a 500°C mostró un valor de 1.518

MPa que era una resistencia similar a la de la superaleación a base de Ni de alta resistencia de la técnica relacionada.

5 A partir de los resultados de lo anterior, se demostró que, aplicando el método de fabricación de la superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención, se podría mejorar significativamente la trabajabilidad en caliente de la superaleación a base de Ni de alta resistencia que era dura en la etapa de trabajo.

[Realización 2]

A continuación, se mostrará el ejemplo de la superaleación a base de Ni fabricada usando el proceso de fabricación de una superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención.

10 La Figura 5A es un dibujo esquemático que muestra un ejemplo de una palanquilla forjada de una superaleación a base de Ni fabricada usando el proceso de fabricación de una superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención. Esta palanquilla forjada de una superaleación a base de Ni se obtiene después de la etapa de tratamiento de reblandecimiento S2 descrita anteriormente. Según la técnica relacionada, al formarse una estructura a partir de una aleación de colada a base de Ni de alta resistencia, era necesario realizar la etapa de trabajo final en un intervalo de alta temperatura de 1000 a 1250°C con el fin de reducir la cantidad de fase gamma prima que era una fase de fortalecimiento y disminuir la resistencia. Con una palanquilla forjada de una superaleación 11 a base de Ni fabricada usando el proceso de fabricación de una superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención, se puede exhibir una muy excelente conformabilidad en la etapa de trabajo.

20 Como se muestra en la Figura 5B, usando la palanquilla forjada de una superaleación 11 a base de Ni descrita anteriormente, se puede fabricar mediante laminado en frío o laminado en caliente una lámina delgada 12 (con un espesor de 3 mm o menos) usando la superaleación de Ni de alta resistencia.

25 Además, en la soldadura por fricción-agitación, debido a que la temperatura de un miembro durante la etapa de trabajo aumenta a aproximadamente 900°C, el límite elástico al 0,2 % a la temperatura de trabajo puede ser de 300 MPa o menos aplicando un aspecto de la presente invención, y por lo tanto también es posible la soldadura por fricción-agitación. Por lo tanto, como se muestra en la Figura 5C, se puede obtener una estructura de una superaleación a base de Ni unida mediante soldadura por fricción-agitación.

Además, como se muestra en la Figura 5D, usando la superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención que tiene una alta trabajabilidad, se puede fabricar fácilmente un tubo de caldera 15.

30 Además, como se muestra en la Figura 5E, debido a que es fácil el trabajo de doblado de la lámina delgada 12 descrita anteriormente, por combinación con la soldadura por fricción-agitación, se puede fabricar un revestimiento de cámara de combustión 16 con una confiabilidad más excelente y mejorar la temperatura duradera.

35 Además, como se muestra en la Figura 5F, debido a que es fácil la forja usando la palanquilla forjada de una superaleación 11 a base de Ni descrita anteriormente, por combinación con el mecanizado, se puede fabricar una pala de turbina de gas 17 excelente en resistencia a alta temperatura. Además, se puede lograr una planta de generación de energía térmica de alta eficiencia a la que se aplican estos miembros de turbina de gas.

Además, como se muestra en la Figura 5G, usando la palanquilla forjada de una superaleación 11 a base de Ni descrita anteriormente, se puede fabricar fácilmente un disco de turbina de gas 18.

40 Como se explicó anteriormente, se demostró que, según la presente invención, era posible proporcionar un proceso de fabricación de una superaleación a base de Ni y un miembro de una superaleación a base de Ni que lograban tanto una trabajabilidad excelente en una etapa de fabricación de la superaleación a base de Ni del tipo de fortalecimiento por precipitación que contenía mucha cantidad de la fase gamma prima como una excelente resistencia a alta temperatura de la superaleación a base de Ni. Además, se demostró que, usando el proceso de fabricación de una superaleación a base de Ni en relación con un aspecto de la presente invención, se podría fabricar fácilmente un miembro de una superaleación a base de Ni, un componente de una superaleación a base de Ni, y una estructura de Ni a base de la superaleación con varias formas.

45 Además, las realizaciones descritas anteriormente se explicaron específicamente con el fin de ayudar a la comprensión de la presente invención, y la presente invención no se limita a aquellas que incluyen todas las configuraciones explicadas. Por ejemplo, una parte de una configuración de una realización se puede reemplazar por una configuración de otra realización, y también es posible añadir una configuración de otra realización a una configuración de una realización. Además, con respecto a una parte de una configuración de cada realización, es posible efectuar la eliminación, la sustitución por otra configuración, y la adición de otra configuración.

#### Lista de signos de referencia

- 4 fase gamma
- 5 fase gamma prima coherente

- 6 fase gamma prima incoherente
  - 7 átomo que compone la fase gamma
  - 8 átomo que compone la fase prima gamma
  - 9 interfaz coherente de fase gamma y fase prima gamma
  - 5 10 interfaz incoherente de fase gamma y fase gamma prima
  - 11 palanquilla forjada de una superaleación a base de Ni fabricada usando un aspecto de la presente invención
  - 12 lámina delgada fabricada usando un aspecto de la presente invención
  - 13 herramienta de soldadura por fricción-agitación
  - 10 14 unión de piezas mediante soldadura por fricción-agitación
  - 15 tubo de caldera fabricado usando un aspecto de la presente invención
  - 16 revestimiento de cámara de combustión fabricado usando un aspecto de la presente invención
  - 17 pala de turbina de gas fabricada usando un aspecto de la presente invención
  - 18 disco de turbina de gas fabricado usando un aspecto de la presente invención
- 15

**REIVINDICACIONES**

- 1.- Un proceso de fabricación de un material de reblandecimiento de superaleación a base de Ni que comprende:  
una etapa para reblandecer la superaleación a base de Ni y mejorar la trabajabilidad, en donde  
5 la etapa para reblandecer la superaleación a base de Ni y mejorar la trabajabilidad es una etapa para precipitar una fase gamma prima que es incoherente con una fase gamma que es una matriz de la superaleación a base de Ni en un 20 % en volumen o más, y  
la etapa de reblandecimiento de la superaleación a base de Ni y de mejora de la trabajabilidad comprende:  
una primera etapa para forjar en caliente la superaleación a base de Ni a una temperatura igual o inferior a la temperatura del solvus de la fase gamma prima; y  
10 una segunda etapa para precipitar la fase gamma prima que es incoherente con una fase gamma que es una matriz en un 20 % en volumen o más mediante enfriamiento lento desde una temperatura igual o inferior a la temperatura del solvus de la fase gamma prima, y aumentar la cantidad de la fase gamma prima incoherente,  
en donde la temperatura del solvus de la fase gamma prima es 1050°C o superior.
- 2.- El proceso de fabricación de una superaleación a base de Ni según la reivindicación 1, en donde  
15 la dureza Vickers a la temperatura ambiente del material de reblandecimiento de la superaleación a base de Ni después de la etapa para reblandecer la superaleación a base de Ni y mejorar la trabajabilidad es de 400 o menos, y el límite elástico a 900°C es de 300 MPa o menos.
- 3.- El proceso de fabricación de un material de reblandecimiento de superaleación a base de Ni según la reivindicación 1, en donde  
20 la temperatura de inicio del enfriamiento lento de la segunda etapa es igual o superior a una temperatura de acabado de la forja en la etapa de forja en caliente en la primera etapa e igual o inferior a la temperatura del solvus de la fase gamma prima.
- 4.- El proceso de fabricación de un material de reblandecimiento de superaleación a base de Ni según la reivindicación 1 o 3, en donde  
25 la velocidad de enfriamiento del enfriamiento lento es de 50°C/h o menos.
- 5.- El proceso de fabricación de un material de reblandecimiento de superaleación a base de Ni según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, en donde  
30 la composición de la superaleación a base de Ni contiene, en % en masa, 10 % o más y 25 % o menos de Cr, 30 % o menos de Co, 3 % o más y 9 % o menos del total de Ti, Nb y Ta, 1 % o más y 6 % o menos de Al, 10 % o menos de Fe, 10 % o menos de Mo, 8 % o menos de W, 0,03 % o menos de B, 0,1 % o menos de C, 0,08 % o menos de Zr, 2,0 % o menos de Hf, y 5,0 % o menos de Re, incluyendo el resto Ni e impurezas inevitables.
- 6.- Un proceso de fabricación de un miembro de una superaleación a base de Ni, que comprende:  
una etapa de trabajo para trabajar un material de reblandecimiento de superaleación a base de Ni obtenido mediante el proceso de fabricación de un material de reblandecimiento de superaleación a base de Ni según la reivindicación 1 en una forma deseada; y  
35 una etapa de tratamiento de envejecimiento en solución para obtener una superaleación a base de Ni mediante la realización de un tratamiento en solución para la disolución sólida de una fase gamma prima incoherente y un tratamiento de envejecimiento para volver a precipitar una fase de gamma prima coherente después de la etapa de trabajo.
- 7.- El proceso de fabricación de un miembro de una superaleación a base de Ni según la reivindicación 6, en donde  
40 el contenido de una fase gamma prima coherente a 700°C de la superaleación a base de Ni es del 30 % en volumen o más.
- 8.- Una palanquilla forjada de un material de reblandecimiento de superaleación a base de Ni fabricado mediante el proceso de fabricación de un material de reblandecimiento de superaleación a base de Ni según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5.  
45
- 9.- Un componente de una superaleación a base de Ni fabricado usando un miembro de una superaleación a base de Ni que se fabrica mediante el proceso de fabricación de una superaleación a base de Ni según la reivindicación 6 o 7.

- 10.- Un tubo de caldera que usa el componente de una superaleación a base de Ni según la reivindicación 9.
- 11.- Un revestimiento de cámara de combustión que usa el componente de una superaleación a base de Ni según la reivindicación 9.
- 12.- Una pala de turbina de gas que usa el componente de una superaleación a base de Ni según la reivindicación 9.
- 5 13.- Un disco de turbina de gas que usa el componente de una superaleación a base de Ni según la reivindicación 9.
14. Una estructura de una superaleación a base de Ni fabricada mediante una etapa para soldar o unir una superaleación a base de Ni que se fabrica mediante el proceso de fabricación según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5 mediante soldadura por fricción-agitación y la etapa para el tratamiento de envejecimiento en solución según la reivindicación 6.



Figura 1

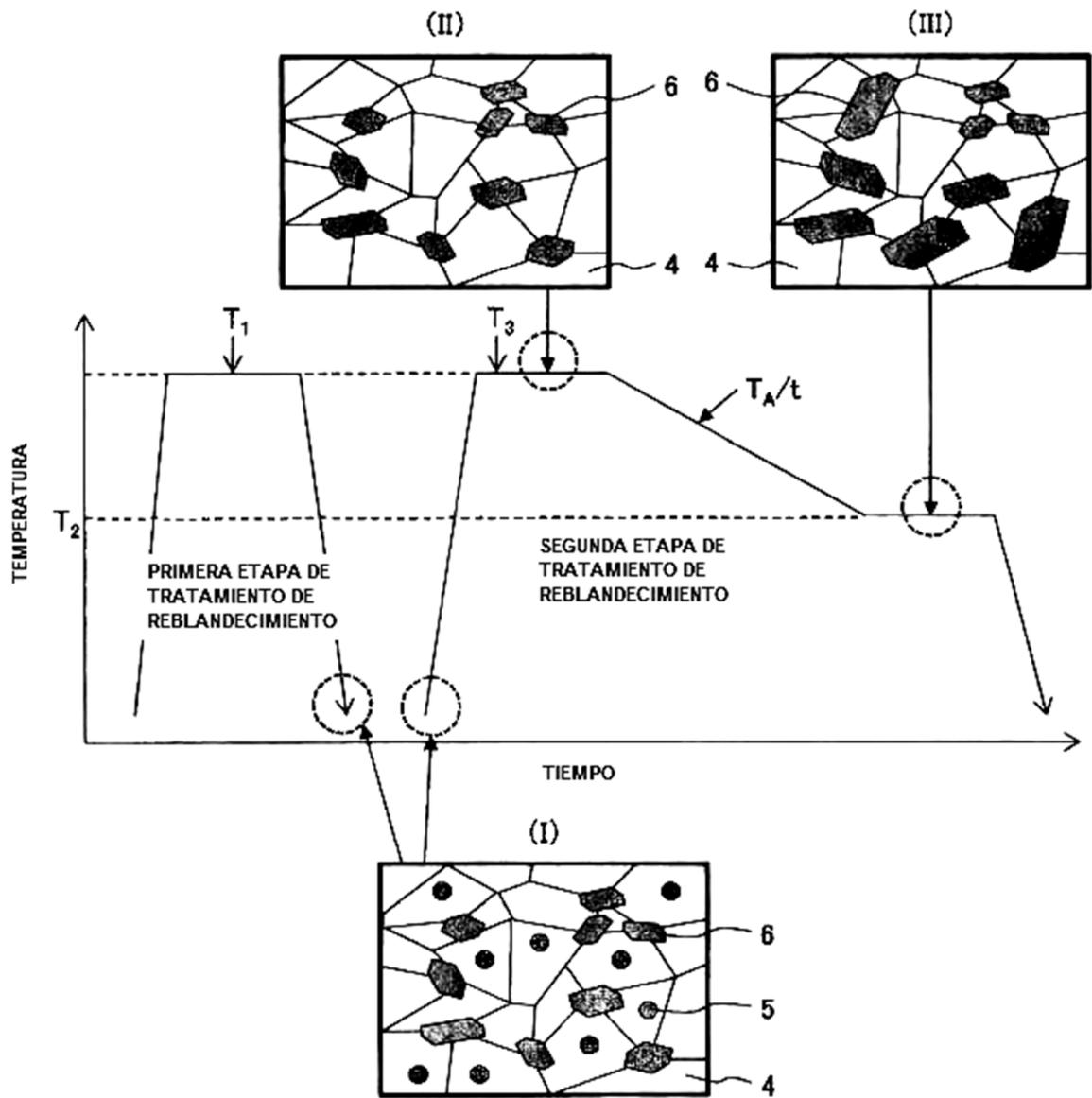


Figura 2

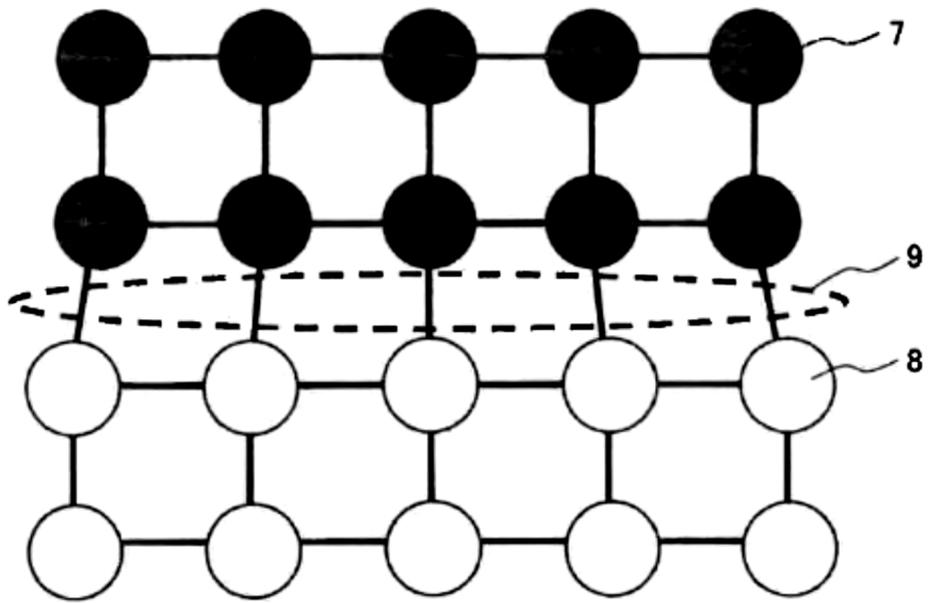


Figura 3 A

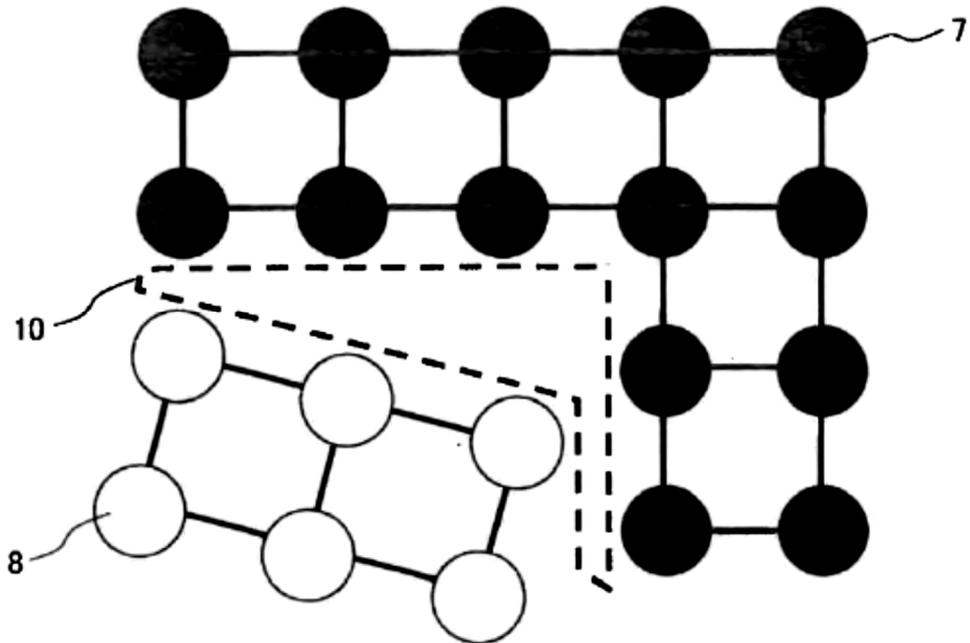


Figura 3 B

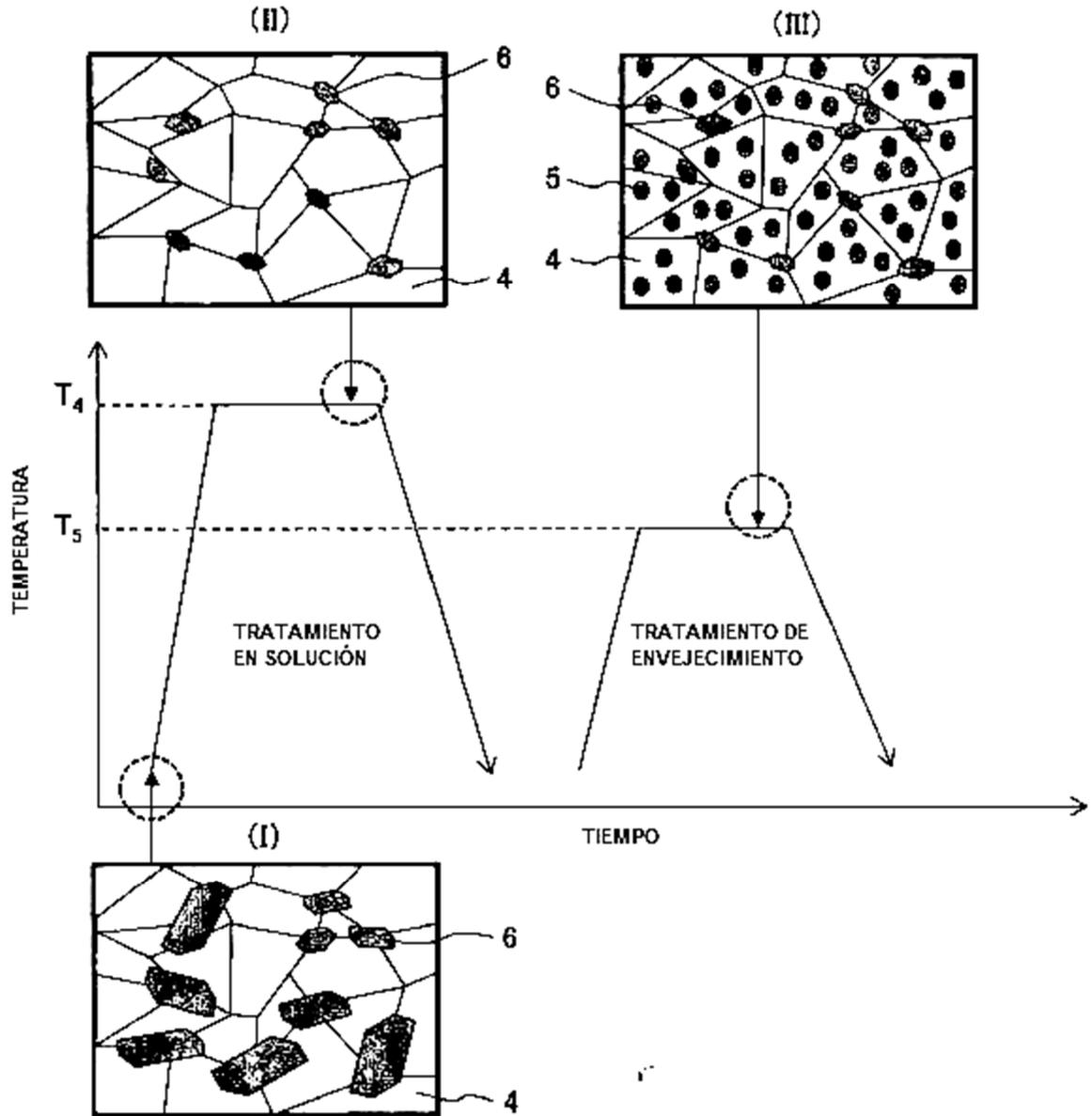


Figura 4

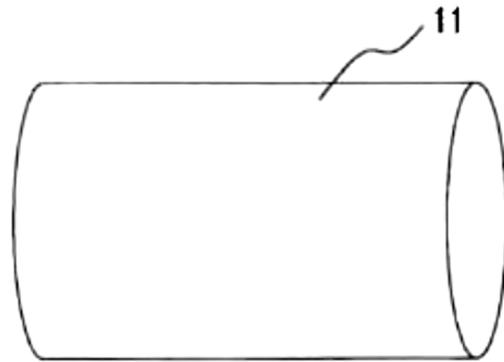


Figura 5 A

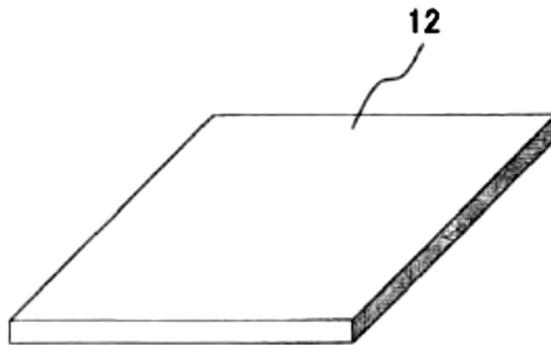


Figura 5 B

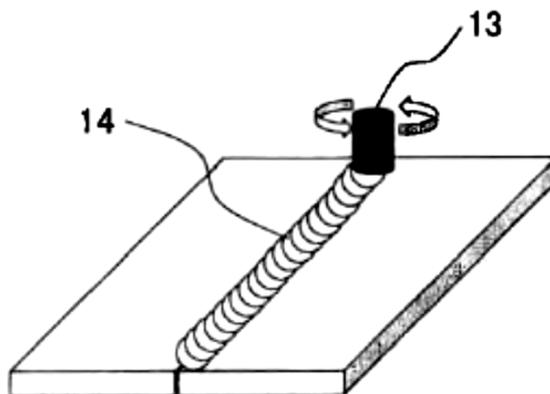


Figura 5 C

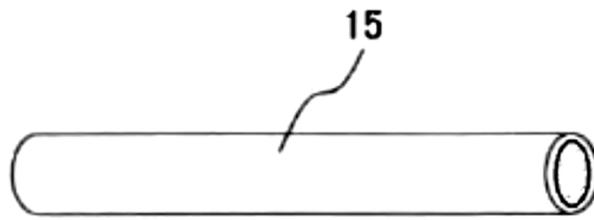


Figura 5 D

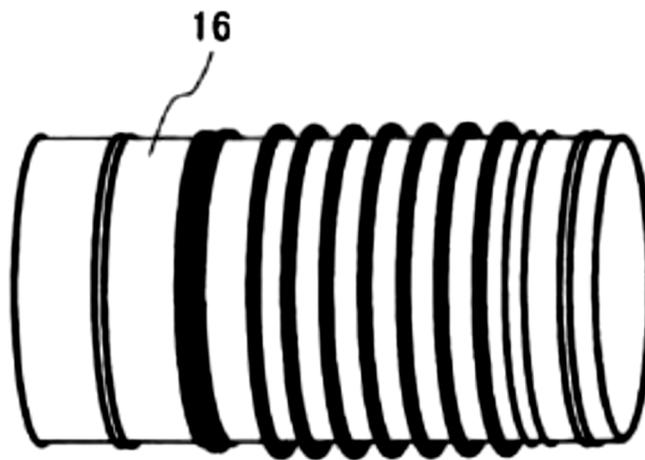


Figura 5 E

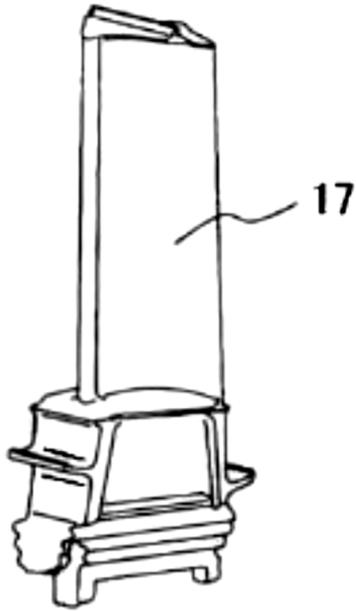


Figura 5 F

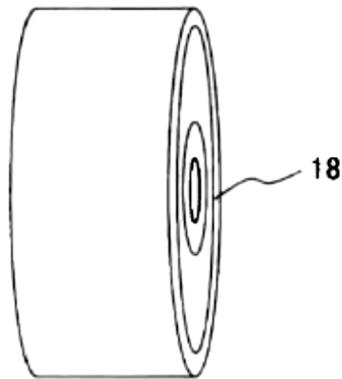


Figura 5 G

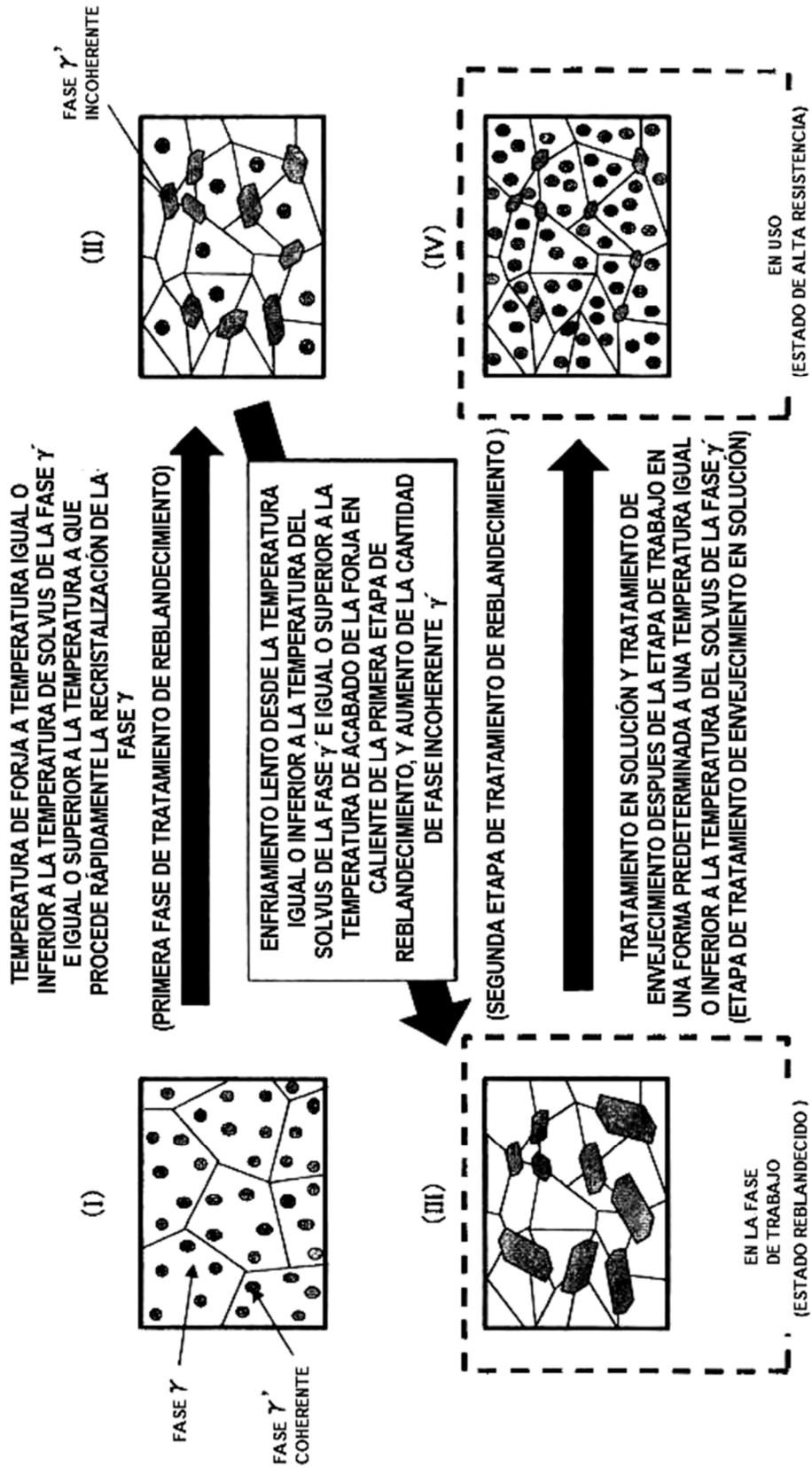


Figura 6