

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 813 964**

51 Int. Cl.:

**C22C 19/07** (2006.01)

**B22F 3/105** (2006.01)

**C22F 1/10** (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **04.09.2018 E 18192365 (7)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **27.05.2020 EP 3453775**

54 Título: **Artículo fabricado aditivo de aleación a base de cobalto y método para fabricar el mismo**

30 Prioridad:

**08.09.2017 JP 2017172999**

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

**25.03.2021**

73 Titular/es:

**MITSUBISHI HITACHI POWER SYSTEMS, LTD.  
(100.0%)  
3-1, Minatomirai 3-chome, Nishi-ku  
Yokohama-shi, Kanagawa 220-8401, JP**

72 Inventor/es:

**IMANO, SHINYA;  
WANG, YUTING;  
EGUCHI, SHIGENOBU;  
UEMURA, YOSHITAKA;  
MOTOYAMA, NORIHIKO y  
KOMAKI, TAKANAO**

74 Agente/Representante:

**ELZABURU, S.L.P**

**ES 2 813 964 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**

Artículo fabricado aditivo de aleación a base de cobalto y método para fabricar el mismo

**Reivindicación de prioridad**

5 La presente solicitud reivindica la prioridad de la solicitud de la patente japonesa nº de serie 2017-172999, presentada el 8 de septiembre de 2017.

**Campo de la invención**

La presente invención se refiere a artículos de aleación a base de cobalto que tienen excelentes propiedades mecánicas y, en particular, a un artículo fabricado aditivo de aleación a base de cobalto, un producto de aleación a base de cobalto basado en el artículo y un método para fabricar el artículo y el producto.

**10 Descripción de la técnica relacionada**

Los artículos de aleación a base de cobalto (Co), junto con los artículos de aleación a base de níquel (Ni), son materiales de aleación representativos resistentes al calor. También conocidos como súper aleaciones, se utilizan ampliamente para miembros de turbinas de alta temperatura (p. ej., turbinas de gas, turbinas de vapor, etc.).

15 Aunque los artículos de aleación a base de Co tienen costes de material más altos que los artículos de aleación a base de Ni, se han utilizado para aplicaciones tales como álabes de estator de turbina y miembros de cámaras de combustión debido a su excelencia en la resistencia a la corrosión y la resistencia a la abrasión, y su facilidad de fortalecimiento de disoluciones sólidas.

20 En los materiales de aleación a base de Ni, varias mejoras que se han realizado hasta ahora en los procesos de composición y fabricación de materiales de aleación resistentes al calor han conducido al desarrollo del fortalecimiento a través de la precipitación de la fase  $\gamma'$  (p. ej., fase  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ ), que ahora se ha convertido en la corriente principal. Por otro lado, en los materiales de aleación a base de Co, una fase de compuesto intermetálico que contribuye a mejorar las propiedades mecánicas, como la fase  $\gamma'$  en los materiales de aleación a base de Ni, apenas precipita, lo que ha impulsado la investigación sobre el fortalecimiento de la precipitación de la fase de carburo.

25 Por ejemplo, el documento JP Shou 61 (1986)-243143 A describe una aleación superplástica a base de Co formada de una matriz de la aleación a base de Co que tiene un tamaño de grano de cristal igual a o menor que  $10 \mu\text{m}$  y granos de carburo en una forma granular o en una forma de partículas que tienen un tamaño de grano de  $0,5$  a  $10 \mu\text{m}$  precipitado en la matriz. La aleación a base de Co incluye  $0,15$  a  $1\%$  en peso de C,  $15$  a  $40\%$  en peso de Cr,  $3$  a  $15\%$  en peso de W o Mo,  $1\%$  en peso o menos de B,  $0$  a  $20\%$  en peso de Ni,  $0$  a  $1,0\%$  en peso de Nb,  $0$  a  $1,0\%$  en peso de Zr,  $0$  a  $1,0\%$  en peso de Ta,  $0$  a  $3\%$  en peso de Ti,  $0$  a  $3\%$  en peso de Al y el resto de Co. Según el documento JP Shou 61 (1986)-243143 A, se puede proporcionar una aleación superplástica a base de Co que presenta superplasticidad acompañada con un alargamiento igual a o más que el  $70\%$  incluso en un intervalo de baja temperatura (p. ej., a  $950 \text{ }^\circ\text{C}$ ), y es capaz de formarse en un artículo con un forma complicada por trabajo plástico tal como la forja.

35 El documento JP Hei 7 (1995)-179967 A describe una aleación a base de Co que es excelente en la resistencia a la corrosión, resistencia a la abrasión y resistencia a alta temperatura. La aleación incluye  $21$  a  $29\%$  en peso de Cr,  $15$  a  $24\%$  en peso de Mo,  $0,5$  a  $2\%$  en peso de B,  $0,1$  o más y menos que  $0,5\%$  en peso de Si, más que  $1$  e igual o menos que  $2\%$  en peso de C,  $2\%$  en peso o menos de Fe,  $2\%$  en peso o menos de Ni, y el resto de Co sustancialmente. Según el documento JP Hei 7 (1995)-179967 A, la aleación a base de Co tiene una estructura compuesta en la cual un boruro de molibdeno y un carburo de cromo se dispersan relativamente finamente en una fase de aleación cuaternaria de Co, Cr, Mo y Si y presenta excelente resistencia a la corrosión, resistencia a la abrasión y alta resistencia.

40 Mientras tanto, en los últimos años, la tecnología de conformación tridimensional (la llamada impresión 3D), tal como la fabricación aditiva o AM (por sus siglas en inglés), ha recibido mucha atención como una técnica para fabricar productos terminados con una forma complicada mediante la conformación casi final. Para aplicar la tecnología de conformación tridimensional a los componentes de aleación resistentes al calor, se están llevando a cabo actualmente fuertes actividades de investigación y desarrollo.

45 Por ejemplo, el documento JP 2016-535169 A (WO 2015/073081 A1) describe un método para producir capas que incluye las etapas de: (a) proporcionar una fuente de un polvo granular compuesto que tiene una porosidad de  $20\%$  o menos; (b) depositar una primera porción de dicho polvo sobre una superficie objetivo; (c) depositar energía en el polvo de dicha primera porción bajo condiciones en que dicha energía provoque la sinterización, fundición o fusión de la primera porción de polvo para crear una primera capa; (d) depositar una segunda porción de polvo sobre dicha primera capa; y (e) depositar energía en el polvo de dicha segunda porción bajo condiciones en que dicha energía provoque la sinterización, fundición o fusión de la segunda porción de polvo para crear una segunda capa. En el método, la energía se suministra por un láser colocado en dicha primera capa.

El documento JP 2016-535169 A (WO 2015/073081 A1) expone lo siguiente: la fusión por láser selectiva (SLM, por sus siglas en inglés) o la fusión directa por láser de metal (DMLM, por sus siglas en inglés) utiliza láser para hacer una fusión completa de un material. La fusión completa es útil normalmente para un monomaterial (p. ej., titanio puro o una aleación única tal como Ti-6Al-4V), ya que solo hay un punto de fusión. Por el contrario, la sinterización selectiva por láser (SLS, por sus siglas en inglés) y la sinterización directa por láser de metal (DMLS, por sus siglas en inglés) son esencialmente lo mismo, y se utiliza SLS/DMLS para aplicar procesos a una variedad de materiales-metales múltiples, aleaciones o combinaciones de aleaciones y otros materiales tales como plásticos, cerámicas, polímeros, carburos o vidrios. Mientras tanto, la sinterización está aparte de la fusión, y un proceso de sinterización no funde completamente un material sino que lo calienta hasta el punto de que el material puede fusionarse a nivel molecular.

5  
10 Dado que la impresión 3D es capaz de formar directamente incluso componentes de formas complicadas, la fabricación de componentes de turbinas de alta temperatura mediante la impresión 3D es muy atractiva en términos de reducción del tiempo de trabajo de fabricación y mejora del rendimiento de fabricación (es decir, reducción del coste de fabricación).

15 Los materiales de aleación a base de Co, como los descritos en los documentos JP Show 61 (1986)-243143 A y JP Hei 7 (1995)-179967 A se piensa que tienen propiedades mecánicas superiores a las de los materiales de aleación a base de Co anteriores. Desafortunadamente, sin embargo, sus propiedades mecánicas son inferiores a las de los materiales de aleación a base de Ni reforzados por precipitación de los últimos años. Por lo tanto, muchos estudios sobre artículos de fabricación aditiva (artículos de AM) para uso como componentes de turbinas de alta temperatura se dirigen actualmente hacia materiales de aleación a base de Ni reforzados por precipitación.

20 Sin embargo, los artículos de AM de las aleaciones a base de Ni reforzadas por precipitación son propensos a tener problemas tales como la generación de la fase  $\gamma'$ , que es el núcleo de sus propiedades mecánicas, se obstaculizan y se producen defectos internos en los productos terminados. Como resultado, las propiedades mecánicas esperadas no se han logrado suficientemente. Esto es atribuible al hecho de que los materiales de aleación a base de Ni reforzados por precipitación actuales utilizados para los componentes de turbinas de alta temperatura se han optimizado a través de procesos de fusión y forja bajo alto vacío y, por lo tanto, se produce fácilmente la oxidación y la nitruración del componente Al y el componente Ti, que constituyen la fase  $\gamma'$  en las etapas de preparar el polvo de aleación para la AM y realizar la AM.

25  
30 Por otro lado, la fabricación de materiales de aleación a base de Co, tal como los descritos en los documentos JP show 61 (1986)-243143 A y JP Hei 7 (1995)-179967 A no requiere la precipitación de una fase de compuesto intermetálico tal como la fase  $\gamma'$  como en los materiales de aleación a base de Ni, por lo que los materiales de aleación a base de Co no contienen mucho Al o Ti, que se oxida fácilmente. Esto significa que los procesos de fusión y forja en atmósfera de aire están disponibles para su fabricación. Por lo tanto, se consideran ventajosos tales materiales de aleación a base de Co en la fabricación de polvo de aleación para AM y la fabricación de artículos de AM. Además, los materiales de aleación a base de Co tienen ventajas con la resistencia a la corrosión y la resistencia a la abrasión comparables o superiores a las de los materiales de aleación a base de Ni.

35 Sin embargo, como se ha mencionado anteriormente, los materiales de aleación a base de Co convencionales tienen desventajas de propiedades mecánicas inferiores a las de los materiales de aleación a base de Ni reforzados por precipitación en la fase  $\gamma'$ . En otras palabras, si un material de aleación a base de Co pudiera alcanzar propiedades mecánicas comparables o superiores a las de los materiales de aleación a base de Ni reforzados por precipitación de fase  $\gamma'$  (p. ej., una temperatura tolerable de fluencia durante 100000 horas a una tensión de 58 MPa que es igual a o más alta que 875 °C, una resistencia a la tracción que es igual a o más que 500 MPa a temperatura ambiente, etc.), los artículos de AM del material de aleación a base de Co se convertirían en componentes de turbinas de alta temperatura altamente atractivos.

El documento de US 2016/0258298 A1 describe un artículo fabricado aditivo según el preámbulo de la reivindicación 1.

45 **Compendio de la invención**

La presente invención se realizó en vista de lo anterior y tiene un objetivo de proporcionar un artículo fabricado aditivo de un material de aleación a base de Co que tiene propiedades mecánicas comparables o superiores a las de los materiales de aleación a base de Ni reforzado por precipitación, y un producto de aleación a base de Co basado en el artículo de fabricación aditiva. Además, otro objetivo es proporcionar un método para fabricar el artículo de aleación a base de Co fabricado aditivo y el producto de aleación a base de Co.

Según la presente invención, se proporciona el artículo fabricado aditivo definido por la reivindicación 1.

En el artículo fabricado aditivo de aleación a base de Co anterior (I) de la invención, pueden realizarse los siguientes cambios y modificaciones.

55 (i) La composición química de la aleación a base de Co puede incluir 0,01 a 1% en masa de Ti, 0,05 a 1,5% en masa de Zr, 0,02 a 1% en masa de Nb, y 0,05 a 1.5% en masa de Ta; y

(ii) La composición química de la aleación a base de Co puede incluir como una impureza 0,04% en masa o menos

de oxígeno (O).

(II) Según otro aspecto que no forma parte de la invención, se proporciona un producto formado por una aleación a base de Co, teniendo la aleación a base de Co una composición química que incluye:

5 0,08 a 0,25% en masa de C; 0,1% en masa o menos de B; 10 a 30% en masa de Cr; 30% en masa o menos en total de Fe y Ni, el Fe está en una cantidad de 5% en masa o menos; 5 a 12% en masa en total de W y/o Mo; 0,5 a 2% en masa en total de Ti, Zr, Nb y Ta; 0,5% en masa o menos de Si; 0,5% en masa o menos de Mn; 0,003 a 0,04% en masa de N; y siendo el resto Co e impurezas. El producto es un cuerpo policristalino que comprende granos de cristal con un tamaño medio de grano de cristal de 20 a 145  $\mu\text{m}$ . En los granos de cristal del cuerpo policristalino del producto, los granos de una fase de carburo de tipo MC que comprende el Ti, Zr, Nb y/o Ta se precipitan a una distancia media intergrano de 0,15 a 1,5  $\mu\text{m}$ .

En el producto de aleación a base de Co (II) anterior, pueden realizarse los siguientes cambios y modificaciones.

(iii) El producto puede presentar una tensión de prueba al 0,2% de 500 MPa o más a temperatura ambiente y una temperatura tolerable de fluencia durante 100000 horas a una tensión de 58 MPa que es 875 °C o más alta;

15 (iv) La composición química de la aleación a base de Co puede incluir 0,01 a 1% en masa de Ti, 0,05 a 1,5% en masa de Zr, 0,02 a 1% en masa de Nb y 0,05 a 1,5% en masa de Ta;

(v) La composición química de la aleación a base de Co puede incluir, como impurezas, 0,5% en masa o menos de Al y 0,04% en masa o menos de O;

(vi) El producto puede ser un componente de turbina de alta temperatura; y

20 (vii) El componente de turbina de alta temperatura puede ser un álabe de estator de turbina o una boquilla de la cámara de combustión.

(III) Según todavía otro aspecto de la invención, se proporciona un método para fabricar el artículo fabricado aditivo de aleación a base de Co anterior como se define en la reivindicación 4. En el método de fabricación anterior del artículo fabricado aditivo de aleación a base de Co (III) de la invención, pueden realizarse los siguientes cambios y modificaciones.

25 (viii) La etapa de preparación de polvo de aleación puede incluir una subetapa de clasificación de polvo de aleación para controlar el tamaño de partícula del polvo de aleación a base de Co de 5 a 100  $\mu\text{m}$ .

30 (IV) Según otros aspectos que no pertenecen a la invención, se proporciona un método para fabricar el producto de aleación a base de Co anterior. El método de fabricación incluye: una etapa de preparación de polvo de aleación para preparar un polvo de aleación a base de cobalto que tiene la composición química, teniendo el polvo de aleación a base de cobalto un tamaño de partícula predeterminado; una etapa de fusión por láser selectiva para formar un artículo fabricado aditivo, comprendiendo la etapa la repetición alternativa de una subetapa de preparación del lecho de polvo de aleación de extensión del polvo de aleación a base de Co tal que forme un lecho de polvo de aleación que tiene un espesor predeterminado y una subetapa de solidificación de fusión por láser de irradiación de una región predeterminada del lecho de polvo de aleación con un haz láser para fundir localmente y solidificar rápidamente el  
35 polvo de aleación a base de Co en la región, teniendo el haz láser una potencia de salida predeterminada y una velocidad de barrido predeterminada; y una etapa de tratamiento térmico de disolución para someter el artículo fabricado aditivo a un tratamiento de disolución a temperaturas que varían de 1100 y 1200 °C con una duración de mantenimiento de 0,5 a 10 horas. El espesor predeterminado del lecho de polvo de aleación h (unidad:  $\mu\text{m}$ ), la potencia de salida predeterminada del haz láser P (unidad: W) y la velocidad de barrido predeterminada del haz láser S (unidad: mm/s) se controlan para satisfacer las siguientes fórmulas: " $15 < h < 150$ " y " $67 \times (P/S) - 3,5 < h < 2222 \times (P/S) + 13$ ".

40 En el método de fabricación anterior del producto de aleación a base de Co (IV), pueden realizarse los siguientes cambios y modificaciones.

(ix) La etapa de preparación de polvo de aleación puede incluir una subetapa de clasificación de polvo de aleación para controlar el tamaño de partícula del polvo de aleación a base de cobalto de 5 a 100  $\mu\text{m}$ ; y

45 (x) El método de fabricación puede incluir además una etapa de tratamiento térmico de envejecimiento para someter el artículo fabricado aditivo a un tratamiento de envejecimiento a temperaturas que varían de 750 a 1000 °C con una duración de mantenimiento de 0,5 a 10 horas después de la etapa de tratamiento térmico de disolución.

### Ventajas de la invención

50 Según la presente invención, se proporciona un artículo fabricado aditivo de un material de aleación a base de Co que tiene propiedades mecánicas comparables a o superiores a las de los materiales de aleación a base de Ni reforzados por precipitación, y un método para fabricar el artículo fabricado aditivo de aleación a base de Co.

**Breve descripción de los dibujos**

FIG. 1 es un diagrama de flujo que muestra un proceso ilustrativo de un método para fabricar un producto de aleación a base de Co según una realización de la presente invención;

5 FIG. 2 es un ejemplo de una imagen de microscopio electrónico de barrido (SEM) de un artículo de aleación a base de Co de AM según una realización de la invención;

FIG. 3 es una ilustración esquemática de una vista en perspectiva que muestra un álabe de estator de turbina que es un producto de aleación a base de Co como un componente de turbina de alta temperatura según una realización de la invención;

10 FIG. 4 es una ilustración esquemática de una vista de la sección transversal que muestra una turbina de gas equipada con un producto de aleación a base de Co según una realización de la invención;

FIG. 5 es una imagen SEM que muestra una microestructura ilustrativa de un artículo de aleación a base de Co de AM formado por LMD como técnica relacionada;

FIG. 6 es una imagen SEM que muestra una microestructura ilustrativa de un artículo colado de aleación a base de Co formado por colada de precisión como técnica relacionada;

15 FIG. 7 es un gráfico que muestra una relación ilustrativa entre un tamaño medio de las celdas de segregación de artículos de aleación a base de Co de AM y una tensión de prueba al 0,2% de productos de aleación a base de Co; y

FIG. 8 muestra condiciones ilustrativas de SLM para obtener un artículo de aleación a base de Co de AM según una realización de la invención, que indica una relación entre un espesor de un lecho de polvo de aleación y una entrada de calor local.

**20 Descripción detallada de las realizaciones preferidas**

[Concepto básico de la presente invención]

25 Como se ha mencionado anteriormente, se han llevado a cabo diversas actividades de investigación y desarrollo sobre el fortalecimiento de materiales de aleación a base de Co a través de la precipitación de la fase de carburo. Las fases de carburo que contribuyen al fortalecimiento de la precipitación incluyen fases de carburo de tipo MC de Ti, Zr, Nb y Ta, y fases de carburo complejas de estos elementos metálicos.

30 El componente C, que es indispensable en la formación de una fase de carburo con cada uno de Ti, Zr, Nb y Ta, tiende a segregarse significativamente en las porciones finales de solidificación (p. ej., límites de dendrita, límites de grano de cristal, etc.) en las etapas de fusión y solidificación de la aleación a base de Co. Por lo que, en los materiales de aleación a base de Co convencionales, los granos de la fase de carburo precipitan a lo largo de los límites de dendrita y los límites de grano de cristal en la matriz. En un material colado general de una aleación a base de Co, por ejemplo, el espaciado medio entre los límites de dendrita y el tamaño medio de grano de cristal es del orden de  $10^1$  a  $10^2$   $\mu\text{m}$ , y por lo tanto, el espaciado medio entre los granos de la fase de carburo también es del orden de  $10^1$  a  $10^2$   $\mu\text{m}$ . Además, incluso con la velocidad de solidificación relativamente rápida de la soldadura láser, por ejemplo, el espaciado medio entre los granos de la fase de carburo en las porciones solidificadas es alrededor de 5  $\mu\text{m}$ .

35 En general se sabe que el fortalecimiento de la precipitación en aleaciones es inversamente proporcional al espaciado medio entre precipitados, y se considera que el fortalecimiento de la precipitación es efectivo solo cuando el espaciado medio entre precipitados es alrededor de 2  $\mu\text{m}$  o menos. Sin embargo, con la tecnología convencional mencionada anteriormente, el espaciado medio entre precipitados no ha alcanzado este nivel en un material de aleación a base de Co, y no se ha logrado el efecto suficiente de fortalecimiento de la precipitación. En otras palabras, con la tecnología convencional, ha sido difícil precipitar de manera fina y dispersa los granos de la fase de carburo que podrían contribuir al fortalecimiento de las aleaciones. Este sería el factor principal detrás del hecho de que se dice que los materiales de aleación a base de Co tienen propiedades mecánicas inferiores a las de los materiales de aleación a base de Ni reforzados por precipitación.

45 Mientras tanto, otra fase de carburo que puede precipitar en aleaciones a base de Co es la fase de carburo de Cr. Dado que el componente Cr es sólido altamente soluble en la matriz de la aleación a base de Co y apenas se segrega, la fase de carburo de Cr puede precipitarse de manera dispersa en los granos de cristal de la matriz. Sin embargo, la fase de carburo de Cr es pobre en la coincidencia de celosía con los cristales de la matriz de la aleación a base de Co y se sabe que no es tan efectiva como una fase de fortalecimiento de la precipitación.

50 Los presentes inventores pensaron que si pudieran precipitar de manera dispersa los granos de la fase de carburo que contribuyen al fortalecimiento de la precipitación en los granos de cristal de la matriz, podrían mejorar drásticamente las propiedades mecánicas de los materiales de aleación a base de Co. Considerando la excelente resistencia a la corrosión inherente y la resistencia a la abrasión de los materiales de aleación a base de Co, podrían proporcionar un material de aleación resistente al calor que superaría a los materiales de aleación a base de Ni reforzados por precipitación.

Para obtener dicho material de aleación a base de Co, los inventores llevaron a cabo una investigación intensiva sobre las composiciones de aleación y los métodos de fabricación. Como resultado, han descubierto que es posible precipitar de manera dispersa los granos de la fase de carburo que contribuyen al fortalecimiento de la aleación en los granos de cristal de la matriz de un material de aleación basado en Co optimizando la composición de la aleación y controlando la cantidad de aporte de calor para la fusión local y la solidificación rápida en un método de fabricación que incluye AM (en particular, fusión selectiva por láser). La presente invención se realizó basada en este hallazgo.

Las realizaciones preferidas de la presente invención se describirán a continuación con referencia a los dibujos adjuntos. Sin embargo, la invención no se limita a las realizaciones específicas que se describen a continuación, y son posibles varias combinaciones con técnicas conocidas y modificaciones basadas en la técnica conocida sin apartarse del alcance de la invención.

[Método para fabricar el artículo de aleación a base de Co por fabricación aditiva /producto de aleación a base de Co]

La FIG. 1 es un diagrama de flujo que muestra un proceso ilustrativo de un método para fabricar un artículo fabricado aditivo formado por un producto de aleación a base de Co según una realización de la invención. Tal como se muestra en la FIG. 1, el método para fabricar un producto de aleación a base de Co incluye aproximadamente: una etapa S1 de preparación de polvo de aleación para preparar un polvo de aleación a base de Co; una etapa S2 de fusión por láser selectiva para formar el polvo de aleación a base de Co preparado en un artículo de AM con una forma deseada; una etapa S3 de tratamiento térmico de disolución para someter el artículo de AM formado a un tratamiento de disolución; y una etapa S4 de tratamiento térmico de envejecimiento para someter la disolución del artículo de AM tratado térmicamente a un tratamiento de envejecimiento. El artículo de AM obtenido por la etapa S2 de fusión por láser selectiva es un artículo fabricado aditivo de aleación a base de Co según una realización de la invención.

Cada etapa se describirá más adelante en más detalle.

(Etapa de preparación de polvo de aleación)

En la etapa S1, se prepara un polvo de aleación a base de Co que tiene una composición química predeterminada. La composición química incluye: 0,08 a 0,25% en masa de C; 0,1% en masa o menos de B; 10 a 30% en masa de Cr; 30% en masa o menos en total de Fe y Ni con Fe está en una cantidad de 5% en masa o menos; 5 a 12% en masa en total de W y/o Mo; 0,5 a 2% en masa en total de Ti, Zr, Nb y Ta; 0,5% en masa o menos de Si; 0,5% en masa o menos de Mn; 0,003 a 0,04% en masa de N; y siendo el resto Co e impurezas.

C: 0,08 a 0,25% en masa

El componente Co es un componente importante que constituye una fase de carburo de tipo MC para servir como una fase de fortalecimiento de la precipitación (esta fase de carburo de tipo MC puede denominarse "fase de carburo de Ti, Zr, Nb y/o Ta" o "fase de carburo de refuerzo"). El contenido del componente C es 0,08 a 0,25% en masa, preferiblemente 0,1 a 0,2% en masa, incluso más preferiblemente 0,12 a 0,18% en masa. Cuando el contenido de C es menor que 0,08% en masa, la cantidad de precipitación de la fase de carburo de refuerzo es insuficiente, lo que da como resultado un efecto insuficiente para mejorar las propiedades mecánicas. Por el contrario, cuando el contenido de C es más del 0,25% en masa, el material de aleación se vuelve excesivamente duro, lo que conduce a una ductilidad y tenacidad deterioradas.

B: 0,1% en masa o menos

El componente B contribuye a mejorar la capacidad de unión entre los límites de grano de cristal (el llamado fortalecimiento del límite de grano). Aunque el B no es un componente esencial, cuando está contenido en la aleación, el contenido del componente B es 0,1% en masa o menos y preferiblemente 0,005 a 0,05% en masa. Cuando el componente B es más del 0,1% en masa, es propenso a que se produzcan grietas (p. ej., grietas de solidificación) durante la formación del artículo de AM.

Cr: 10 a 30% en masa

El componente Cr contribuye a mejorar la resistencia a la corrosión y la resistencia a la oxidación. El contenido del componente Cr es 10 a 30% en masa y preferiblemente 10 a 25% en masa. En el caso donde se proporcione una capa de revestimiento resistente a la corrosión en la superficie más exterior del producto de aleación a base de Co, el contenido del componente Cr es más preferiblemente 10 al 18% en masa. Cuando el contenido de Cr es menor que 10% en masa, la resistencia a la corrosión y la resistencia a la oxidación son insuficientes. Mientras tanto, cuando el contenido de Cr es más del 30% en masa, se genera la fase frágil  $\sigma$  y/o la cantidad excesiva de fase de carburo de Cr, lo que da como resultado propiedades mecánicas deterioradas (es decir, tenacidad, ductilidad, resistencia, etc.).

Ni: 30% en masa o menos

Es similar al componente Co en propiedades pero menos costoso que el Co, el componente Ni puede utilizarse para reemplazar parte del componente Co. Aunque el Ni no es un componente esencial, cuando está contenido en la aleación, el contenido del componente Ni es 30% en masa o menos, preferiblemente 20% en masa o menos, y más

## ES 2 813 964 T3

preferiblemente 5 a 15% en masa. Cuando el contenido de Ni es más del 30% en masa, la resistencia a la abrasión y la resistencia a la tensión local, que son características de las aleaciones a base de Co, se deterioran. Esto es atribuible a la diferencia en la energía de defecto de apilamiento entre Co y Ni.

Fe: 5% en masa o menos

- 5 Es mucho menos costoso que el Ni y similar al componente Ni en propiedades, el componente Fe puede utilizarse para reemplazar parte del componente Ni. El contenido total de Fe y Ni es 30% en masa o menos, preferiblemente 20% en masa o menos, y más preferiblemente 5 a 15% en masa. Aunque el Fe no es un componente esencial, cuando está contenido en la aleación, el contenido del componente Fe es 5% en masa o menos y preferiblemente 3% en masa o menos. Cuando el contenido de Fe es más del 5% en masa, la resistencia a la corrosión y las propiedades mecánicas se deterioran.

W y/o Mo: 5 a 12% en masa en total

- 15 El componente W y el componente Mo contribuyen al fortalecimiento de la disolución de la matriz. El contenido total del componente W y/o del componente Mo es 5 a 12% en masa y preferiblemente 7 a 10% en masa. Cuando el contenido total del componente W y el componente Mo es menor que 5% en masa, el fortalecimiento de la disolución de la matriz es insuficiente. Por el contrario, cuando el contenido total del componente W y el componente Mo es más del 12% en masa, la fase frágil  $\sigma$  tiende a generarse fácilmente, lo que da como resultado propiedades mecánicas deterioradas (es decir, tenacidad, ductilidad, etc.).

Re: 2% en masa o menos

- 20 El componente Re contribuye al fortalecimiento de la disolución de la matriz y a mejorar la resistencia a la corrosión. Aunque el Re no es un componente esencial, cuando está contenido en la aleación para reemplazar parte del componente W o del componente Mo, el contenido del componente Re es 2% en masa o menos y preferiblemente 0,5 a 1,5% en masa. Cuando el contenido de Re es más del 2% en masa, las funciones y los efectos del componente Re se saturan y los costes de material se vuelven demasiado altos.

Ti, Zr, Nb y Ta: 0,5 a 2% en masa en total

- 25 El componente Ti, el componente Zr, el componente Nb y el componente Ta son componentes importantes que constituyen la fase de carburo de refuerzo (fase de carburo de tipo MC). El contenido total de los componentes Ti, Zr, Nb y Ta es 0,5 a 2% en masa y preferiblemente 0,5 a 1,8% en masa. Cuando el contenido total es menor que 0,5% en masa, la cantidad de precipitación de la fase de carburo de refuerzo es insuficiente y, como resultado, el efecto de mejorar las propiedades mecánicas es insuficiente. Por el contrario, cuando el contenido total es más del 2% en masa, las propiedades mecánicas se deterioran debido al engrosamiento de los granos de la fase de carburo de refuerzo, la generación acelerada de una fase frágil (p. ej., la fase  $\sigma$ ), la generación de granos de una fase de óxido que no contribuye al fortalecimiento de la precipitación, etc.

- 35 Más específicamente, el contenido de Ti es preferiblemente 0,01 a 1% en masa y más preferiblemente 0,05 a 0,8% en masa. El contenido de Zr es preferiblemente 0,05 a 1,5% en masa y más preferiblemente 0,1 a 1,2% en masa. El contenido de Nb es preferiblemente 0,02 a 1% en masa y más preferiblemente 0,05 a 0,8% en masa. El contenido de Ta es preferiblemente 0,05 a 1,5% en masa y más preferiblemente 0,1 a 1,2% en masa.

Si: 0,5% en masa o menos

- 40 El componente Si sirve como un agente desoxidante y contribuye a mejorar las propiedades mecánicas. Aunque el Si no es un componente esencial, cuando está contenido en la aleación, el contenido del componente Si es 0,5% en masa o menos y preferiblemente 0,01 a 0,3% en masa. Cuando el contenido de Si es más del 0,5% en masa, se generan granos gruesos de un óxido (p. ej.,  $\text{SiO}_2$ ), lo que provoca el deterioro de las propiedades mecánicas.

Mn: 0,5% en masa o menos

- 45 El componente Mn sirve como un agente desoxidante y un agente desulfurante y contribuye a mejorar las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión. Aunque el Mn no es un componente esencial, cuando está contenido en la aleación, el contenido del componente Mn es 0,5% en masa o menos y más preferiblemente 0,01 a 0,3% en masa. Cuando el contenido de Mn es más del 0,5% en masa, se generan granos gruesos de un sulfuro (p. ej.,  $\text{MnS}$ ), lo que provoca el deterioro de las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión.

N: 0,003 a 0,04% en masa

- 50 El componente N contribuye a estabilizar la generación de la fase de carburo de refuerzo. El contenido del componente N es 0,003 a 0,04% en masa, preferiblemente 0,005 a 0,03% en masa, y más preferiblemente 0,007 a 0,025% en masa. Cuando el contenido de N es menor que 0,003% en masa, las funciones y los efectos del componente N son insuficientes. Mientras tanto, cuando el contenido de N es más del 0,04% en masa, se generan granos gruesos de un nitruro (p. ej., nitruro de Cr), lo que provoca el deterioro de las propiedades mecánicas.

Resto: Componente Co e impurezas

El componente Co es uno de los componentes clave de la aleación y su contenido es el mayor de todos los componentes. Como se ha mencionado anteriormente, los materiales de aleación a base de Co tienen las ventajas de tener resistencia a la corrosión y resistencia a la abrasión comparables a o superiores a las de los materiales de aleación a base de Ni.

El componente Al es una de las impurezas de la aleación y no debe incluirse intencionalmente en la aleación. Sin embargo, un contenido de Al de 0,5% en masa o menos es aceptable ya que no tiene ninguna influencia negativa seria en las propiedades mecánicas del producto de aleación a base de Co. Cuando el contenido de Al es más del 0,5% en masa, se generan granos gruesos de un óxido o nitruro (p. ej.,  $Al_2O_3$  o AlN), lo que provoca el deterioro de las propiedades mecánicas.

El componente O también es una de las impurezas de la aleación y no debe incluirse intencionalmente en la aleación. Sin embargo, un contenido de O de 0,04% en masa o menos es aceptable ya que no tiene ninguna influencia negativa seria en las propiedades mecánicas del producto de aleación a base de Co. Cuando el contenido de O es más del 0,04% en masa, se generan granos gruesos de cada óxido (p. ej., óxido de Ti, óxido de Zr, óxido de Al, óxido de Fe, óxido de Si, etc.), lo que provoca el deterioro de las propiedades mecánicas.

En esta etapa S1, no hay limitación particular en el método y técnicas para preparar el polvo de aleación a base de Co, y puede utilizarse cualquier método y técnica convencionales. Por ejemplo, una subetapa S1a de fabricación de lingotes maestros para fabricar un lingote maestro mediante la mezcla, fusión y colada de las materias primas tal que el lingote tiene una composición química deseada y puede realizarse una subetapa S1b de atomización para formar el polvo de aleación a partir del lingote maestro. Además, no hay limitación particular en el método de atomización, y puede utilizarse cualquier método y técnica convencionales. Por ejemplo, puede utilizarse preferiblemente la atomización de gas o la atomización por fuerza centrífuga, mediante la cual pueden obtenerse partículas esféricas de alta pureza y composición homogénea.

Para facilitar el manejo y la comodidad de llenado del lecho de polvo de aleación en la siguiente etapa S2 de fusión selectiva por láser, el tamaño de partícula del polvo de aleación es preferiblemente 5 a 100  $\mu m$ , más preferiblemente 10 a 70  $\mu m$ , e incluso más preferiblemente 10 a 50  $\mu m$ . Cuando el tamaño de partícula del polvo de aleación es menor que 5  $\mu m$ , la fluidez del polvo de aleación disminuye en la siguiente etapa S2 (es decir, disminuye la capacidad de formación del lecho de polvo de aleación), lo que provoca un deterioro de la precisión de la forma del artículo de AM. Por el contrario, cuando el tamaño de partícula del polvo de aleación es más de 100  $\mu m$ , el control de la fusión local y la solidificación rápida del lecho de polvo de aleación en la siguiente etapa S2 se vuelve difícil, lo que conduce a la fusión insuficiente del polvo de aleación y a la rugosidad superficial aumentada del artículo de AM.

En vista de lo anterior, se realiza preferiblemente una subetapa S1c de clasificación de polvo de aleación para controlar el tamaño de partícula del polvo de aleación de 5 a 100  $\mu m$ . En la presente invención, cuando se observa que la distribución del tamaño de partícula del polvo de aleación fabricado en la subetapa S1b de atomización cae dentro del intervalo deseado, se supone que se ha realizado la subetapa S1c.

(Etapa de fusión selectiva por láser)

En la etapa S2, se forma el polvo de aleación a base de Co preparado en un artículo de AM que tiene una forma deseada por fusión por láser selectiva (SLM). Más específicamente, esta etapa comprende la repetición alternativa de una subetapa S2a de preparación del lecho de polvo de aleación y una subetapa S2b de solidificación de fusión por láser. En la etapa S2a, se extiende el polvo de aleación a base de Co tal que forme un lecho de polvo de aleación que tenga un espesor predeterminado, y en la subetapa S2b, se irradia una región predeterminada del lecho de polvo de aleación con un haz láser para fundir localmente y solidificar rápidamente el polvo de aleación a base de Co en la región.

En esta etapa S2, para obtener un producto de aleación a base de Co terminado que tenga una microestructura deseada (una microestructura en la que los granos de la fase de carburo de refuerzo se precipitan de manera dispersa en los granos de cristal de la matriz), la microestructura del artículo de AM, que es un precursor del producto terminado, se controla controlando la fusión local y la rápida solidificación del lecho de polvo de aleación.

Más específicamente, el espesor del lecho de polvo de aleación  $h$  (unidad:  $\mu m$ ), la potencia de salida del haz láser  $P$  (unidad: W) y la velocidad de barrido del haz láser  $S$  (unidad: mm/s) se controlan preferiblemente para satisfacer las siguientes fórmulas: " $15 < h < 150$ " y " $67 \times (P/S) - 3,5 < h < 2222 \times (P/S) + 13$ ". Cuando no se satisfacen estas fórmulas, no puede obtenerse un artículo de AM que tenga una microestructura deseada. Esta etapa S2 hace posible obtener un artículo de aleación a base de Co de AM según una realización de la invención.

Si bien la potencia de salida  $P$  y la velocidad de barrido  $S$  del haz láser dependen básicamente de las configuraciones del aparato láser, se pueden determinar para satisfacer las siguientes fórmulas: " $10 \leq P \leq 1000$ " y " $10 \leq S \leq 7000$ ".

(Artículo fabricado aditivo de aleación a base de Co)

La FIG. 2 es un ejemplo de una imagen de microscopio electrónico de barrido (SEM) de un artículo de aleación a base de Co de AM según una realización de la invención. Tal como se muestra en la FIG. 2, el artículo de aleación a base de Co de AM según la realización de la invención tiene una microestructura única que nunca se ha visto antes.

5 El artículo de AM es un cuerpo policristalino con un tamaño medio de grano de cristal de 10 a 100  $\mu\text{m}$ . En los granos de cristal del cuerpo policristalino, se forman celdas de segregación (también capaz de referirse a microceldas de segregación) con un tamaño medio de 0,15 a 1,5  $\mu\text{m}$ . Además, precipitan los granos de la fase de carburo de refuerzo a un espaciado medio de 0,15 a 1,5  $\mu\text{m}$ . En la presente invención, el tamaño de las celdas de segregación se define como la media del diámetro largo y el diámetro corto.

10 Una observación más detallada de la microestructura mediante microscopía electrónica de transmisión-espectrometría de rayos X dispersiva de energía (TEM-EDX) ha revelado que los componentes que constituyen la fase de carburo de refuerzo (Ti, Zr, Nb, Ta y C) se segregan en las regiones límite entre las celdas de segregación vecinas (es decir, en regiones periféricas externas de las microceldas, similares a las paredes de la celda). También se ha observado que los granos de la fase de carburo de refuerzo se precipitan en parte de los puntos triples/puntos cuádruples en las  
15 regiones límite entre estas celdas de segregación.

(Etapa de tratamiento térmico de disolución)

En la etapa S3, el artículo de aleación a base de Co de AM formado se somete a un tratamiento de disolución. El tratamiento térmico se realiza preferiblemente a temperaturas que varían de 1100 a 1200  $^{\circ}\text{C}$  con una duración de mantenimiento de 0,5 a 10 horas. No hay limitación particular en un método de enfriamiento después del tratamiento  
20 térmico, y puede utilizarse enfriamiento con aceite, enfriamiento con agua, enfriamiento con aire o enfriamiento con horno.

Este tratamiento de disolución permite que se recristalicen los granos de cristal de la matriz del artículo de AM, reduciendo así la tensión interna en los granos de cristal de la matriz del artículo de AM que se ha producido durante la solidificación por enfriamiento rápido. Es preferible que el tamaño medio de grano de cristal de los granos de cristal de la matriz se controle de 20 a 145  $\mu\text{m}$ . Cuando el tamaño medio de grano de cristal es menor que 20  $\mu\text{m}$  o más de  
25 145  $\mu\text{m}$ , el producto de aleación a base de Co terminado no presenta suficientes propiedades de fluencia.

Además, curiosamente, se ha descubierto que a medida que los granos de cristal de la matriz recristalizan, los componentes segregados en las regiones límite de las celdas de segregación comienzan a agregarse para formar la fase de carburo de refuerzo, y como resultado, las celdas de segregación desaparecen (más específicamente, se vuelven inobservables mediante microscopía electrónica de barrido, o SEM). Se piensa que los puntos de agregación donde se comienzan a formar la fase de carburo de refuerzo están en los puntos triples y puntos cuádruples de los límites de las celdas de segregación anteriores, lo que provoca la dispersión fina de la fase de carburo de refuerzo a través de los granos de cristal de la matriz (dentro de cada grano de cristal y en los límites de grano de cristal).

Controlando con éxito la temperatura y la duración de mantenimiento del tratamiento térmico de disolución, la fase de carburo de refuerzo que comienza a formarse puede crecer en forma de grano sin agregarse/engrosarse excesivamente. En tal caso, el producto de aleación a base de Co obtenido a través de esta etapa S3 puede considerarse como un producto terminado. Sin embargo, en términos de prevenir el engrosamiento excesivo de los granos de cristal de la matriz (en otras palabras, en términos de estabilidad y rendimiento de fabricación), es más preferible que se realice la siguiente etapa S4 de tratamiento térmico de envejecimiento.

40 (Etapa de tratamiento térmico de envejecimiento)

En la etapa S4, los artículos de aleación de Co de AM tratados con disolución se someten a un tratamiento de envejecimiento. El tratamiento de envejecimiento se realiza preferiblemente a temperaturas que varían de 750 a 1000  $^{\circ}\text{C}$  con una duración de mantenimiento de 0,5 a 10 horas. No hay limitación particular en el método de enfriamiento después del tratamiento térmico, y puede utilizarse enfriamiento con aceite, enfriamiento con agua, enfriamiento con  
45 aire o enfriamiento con horno.

El tratamiento de envejecimiento permite que la fase de carburo de refuerzo comience a formarse en la etapa S3 de tratamiento térmico de disolución para crecer en forma de grano mientras se controla el engrosamiento excesivo de los granos de cristal de la matriz. El producto de aleación a base de Co así obtenido tiene un tamaño medio de grano de cristal de la matriz de 20 a 145  $\mu\text{m}$  e incluye granos de la fase de carburo de refuerzo precipitados de manera fina y dispersa en cada grano de cristal a una distancia media intergrano de 0,15 a 1,5  $\mu\text{m}$ . Naturalmente, los granos de la fase de carburo de refuerzo se precipitan también de manera dispersa en los límites de grano de cristal de la matriz en el producto de aleación a base de Co según la realización de la invención.

(Etapa de acabado)

55 Cuando proceda, pueden realizarse además otras etapas, tales como una etapa para formar una capa de revestimiento resistente a la corrosión y una etapa de acabado superficial, no mostradas en la FIG. 1, en el producto

de aleación a base de Co obtenido a través de la etapa S3 de tratamiento térmico de disolución o la etapa S4 de tratamiento térmico de envejecimiento.

[Producto de aleación a base de Co]

5 La FIG. 3 es una ilustración esquemática de una vista en perspectiva que muestra un álabe de estator de turbina que es un producto de aleación a base de Co como un componente de turbina de alta temperatura según una realización de la invención. Tal como se muestra en la FIG. 3, el álabe de estator de turbina 100 incluye una pared interna del extremo lateral del anillo 101, una parte del álabe 102 y una pared externa del extremo lateral del anillo 103. Dentro de la parte del álabe 102 se forma a menudo una estructura de enfriamiento. Tal como se ve desde la FIG. 3, dado que el álabe de estator de turbina 100 tiene una forma y estructura muy complicadas, la importancia técnica de los artículos de AM fabricados mediante productos de aleación y conformación casi final basados en tales artículos de AM es profunda.

Mientras tanto, en el caso de una turbina de gas para la generación de potencia con una salida de alrededor de 30 MW, la longitud de la parte del álabe 102 del álabe de estator de turbina 100 (es decir, la distancia entre los extremos de las paredes 101 y 103) es aproximadamente 170 mm.

15 La FIG. 4 es una ilustración esquemática de una vista en sección transversal que muestra una turbina de gas equipada con un producto de aleación a base de Co según una realización de la invención. Tal como se muestra en la FIG. 4, la turbina de gas 200 incluye aproximadamente una parte de compresión 210 para comprimir el aire de admisión y una parte de turbina 220 para soplar gas de combustión de un combustible en los álabes de turbina para obtener potencia de rotación. El componente de turbina de alta temperatura según la realización de la invención puede utilizarse preferiblemente como una boquilla de turbina 221 o el álabe de estator de turbina 100 dentro de la parte de turbina 220. Naturalmente, el componente de turbina de alta temperatura según la realización de la invención no está limitado a aplicaciones de turbinas de gas, pero puede utilizarse para otras aplicaciones de turbinas (p. ej., turbinas de vapor).

### Ejemplos

25 A continuación se describirá la presente invención en más detalle con ejemplos y ejemplos comparativos. Se debería observar que la invención no se limita a estos ejemplos.

[Experimental 1]

(Preparación de los polvos de aleación IA-1 a IA-5 de ejemplos inventivos y los polvos de aleación CA-1 a CA-5 de ejemplos comparativos)

30 Se prepararon polvos de aleación a base de Co que tenían las composiciones químicas mostradas en la Tabla 1 (la etapa S1 de preparación de polvo de aleación). Más específicamente, primero, se realizó la etapa S1a de fabricación de lingotes maestros, en la que se mezclaron las materias primas y se sometieron a fusión y a colada mediante un método de fusión por inducción de vacío de alta frecuencia para formar un lingote maestro (peso: aproximadamente 2 kg) para cada polvo. A continuación, se realizó la subetapa S1b de atomización para formar cada polvo de aleación. En la subetapa S1b, se volvió a fundir cada lingote maestro y se sometió a atomización de gas en una atmósfera de gas argón.

40 Luego, se sometió cada polvo de aleación así obtenido a la subetapa S1c de clasificación de polvo de aleación para controlar el tamaño de partícula. En este punto, se clasificó cada polvo de aleación en un polvo de aleación con un tamaño de partícula de 10 a 25  $\mu\text{m}$  (tamaño de partícula S) y otro polvo de aleación con un tamaño de partícula de 100 a 150  $\mu\text{m}$  (tamaño de partícula L).

TABLA 1 Composiciones químicas de los polvos de aleación IA-1 a IA-5 de los ejemplos inventivos y los polvos de aleación CA-1 a CA-5 de los ejemplos comparativos.

Número de aleación	Composición química (% en masa)																
	C	B	Cr	Ni	Fe	W	Ti	Zr	Nb	Ta	Si	Mn	N	Co	Al	O	Ti + Zr + Nb + Ta
IA-1	0,08	0,009	24,5	9,5	0,01	7,3	0,15	0,4	0,05	0,2	0,01	0,01	0,005	Bal.	0,01	0,005	0,8
IA-2	0,16	0,011	25,5	10,5	0,9	7,7	0,3	0,6	0,15	0,4	0,3	0,2	0,025	Bal.	0,05	0,02	1,45
IA-3	0,25	0,009	30	-	-	5	0,01	0,3	0,05	0,1	0,05	0,01	0,005	Bal.	-	0,005	0,46
IA-4	0,16	0,01	25	10	0,02	7,5	0,25	0,05	0,09	0,3	0,01	0,02	0,01	Bal.	-	0,01	0,69
IA-5	0,1	0,011	10	29,1	0,9	12	0,6	0,6	0,15	0,5	0,3	0,2	0,03	Bal.	0,05	0,03	1,85
CA-1	0,35	0,009	32	9,5	0,01	7,3	0,15	0,4	0,05	0,5	0,01	0,01	0,005	Bal.	0,01	0,005	1,1
CA-2	0,35	0,009	30	40	0,01	7,3	0,9	0,4	1	1	0,01	0,01	0,005	Bal.	2,2	0,005	3,3
CA-3	0,4	0,01	29	10	0,2	7,5	0,2	0,1	0,1	-	0,1	0,02	0,001	Bal.	-	0,015	0,4
CA-4	0,25	0,01	29	10	0,1	7	-	-	-	-	-	0,01	0,01	Bal.	-	0,01	0
CA-5	0,11	0,002	22	23	0,01	14	0,01	0,01	-	-	0,5	0,003	0,006	Bal.	0,01	0,008	0,02

" - "indica que el elemento no se incluyó intencionalmente o no se detectó.

"Bal." indica inclusión de impurezas distintas de Al y O.

Tal como se muestra en la Tabla 1, los polvos de aleación IA-1 a IA-5 tienen composiciones químicas que satisfacen las especificaciones de la invención. Por el contrario, el polvo de aleación CA-1 tiene un contenido de C y un contenido de Cr que no logra satisfacer las especificaciones de la invención. El polvo de aleación CA-2 tiene un contenido de C, un contenido de Ni y un contenido total de "Ti + Zr + Nb + Ta" que están fuera de las especificaciones de la invención. El polvo de aleación CA-3 tiene un contenido de N y un contenido total de "Ti + Zr + Nb + Ta" que está fuera de las especificaciones de la invención. El polvo de aleación CA-4 tiene un contenido total de "Ti + Zr + Nb + Ta" que no logra satisfacer las especificaciones de la invención. El polvo de aleación CA-5 tiene un contenido de W y un contenido total de "Ti + Zr + Nb + Ta" que está fuera de las especificaciones de la invención.

[Experimental 2]

10 (Fabricación del producto de aleación formado de IA-2 por SLM y el producto de aleación formado de CA-5 por SLM)

Se formaron los artículos de AM (8 mm de diámetro × 10 mm de altura) de los polvos de aleación IA-2 y CA-5 con el tamaño de partícula S preparado en el Experimental 1 por SLM (la etapa S2 de fusión selectiva por láser). Se establecieron el espesor de cada lecho de polvo de aleación h y la potencia de salida del haz láser P en 100 μm y 100 W, respectivamente. Se controló la entrada de calor local P/S (unidad: W × s/mm = J/mm) variando la velocidad de barrido (mm/s) del haz láser S. El control de la entrada de calor local corresponde al control de la velocidad de enfriamiento.

15 Cada artículo de AM formado anteriormente se sometió a tratamiento térmico a 1150 °C con una duración de mantenimiento de 4 horas (la etapa S3 de tratamiento térmico de disolución). Luego, se sometió cada disolución del artículo de AM tratado térmicamente a tratamiento térmico a 900 °C con una duración de mantenimiento de 4 horas (la etapa S4 de tratamiento térmico de envejecimiento) para fabricar un producto de aleación formado del polvo IA-2 o el polvo CA-5 por SLM.

(Fabricación del producto de aleación formado de IA-2 por LMD y el producto de aleación formado de CA-5 por LMD)

25 Se formó un artículo de AM de cada uno de los polvos de aleación IA-2 y CA-5 con el tamaño de partícula L preparado en el Experimental 1 por deposición de metal por láser (LMD). Se sometió cada artículo de AM a la etapa S3 de tratamiento térmico de disolución y a la etapa S4 de tratamiento térmico de envejecimiento de manera similar a la anterior para fabricar un producto de aleación formado del polvo IA-2 por LMD u otro producto de aleación formado del polvo CA-5 por LMD. Se realizó el proceso LMD con la potencia de salida del haz láser P establecida en 800 W y la velocidad de barrido del haz láser S establecida en 15 mm/s.

30 Mientras tanto, la LMD es un proceso de AM para formar un depósito en el que se alimenta polvo de aleación a medida que se irradia un haz láser. En general, la entrada de calor local de LMD es mayor que la de SLM. En otras palabras, la velocidad de enfriamiento de LMD es más lenta que la de SLM.

(Fabricación del producto de aleación formado de IA-2 por colada y el producto de aleación de CA-5 por colada)

35 Se formó un artículo colado (8 mm de diámetro × 10 mm de altura) de cada uno del polvo de aleación IA-2 y el polvo de aleación CA-5 con el tamaño de partícula L preparado en el Experimental 1 por colada de precisión. Se sometió cada artículo colado a la etapa S3 de tratamiento térmico de disolución y a la etapa S4 de tratamiento térmico de envejecimiento de manera similar a la anterior para fabricar un producto de aleación formado del polvo de aleación IA-2 por colada u otro producto de aleación formado del polvo de aleación CA-5 por colada.

(Observación de la microestructura y ensayo de las propiedades mecánicas)

40 Las piezas de ensayo para la observación de la microestructura y el ensayo de las propiedades mecánicas se tomaron de los artículos de AM, los artículos colados y los productos fabricados anteriormente y se sometieron a la observación de la microestructura y al ensayo de las propiedades mecánicas.

45 Se realizó la observación de la microestructura por SEM. Además, las imágenes SEM obtenidas se sometieron a análisis de imágenes utilizando un programa de procesamiento de imágenes (ImageJ, un programa de dominio público desarrollado en los Institutos Nacionales de Salud, o NIH (por sus siglas en inglés)) para medir el tamaño medio de las celdas de segregación, el espaciado medio de la microsegregación y la distancia media intergrano entre los granos de la fase de carburo.

Para el ensayo de las propiedades mecánicas, se realizó un ensayo de tracción a temperatura ambiente (aproximadamente 23 °C) para medir la tensión de prueba al 0,2%.

50 La FIG. 5 es una imagen SEM que muestra una microestructura ilustrativa de un artículo de aleación a base de Co de AM formado por LMD. La FIG. 6 es una imagen SEM que muestra una microestructura ilustrativa de un artículo colado de aleación a base de Co formado por fundición de precisión. Además, la FIG. 2 anterior es una imagen SEM que muestra una microestructura ilustrativa de un artículo de aleación a base de Co de AM formado por SLM. Las muestras mostradas en las FIGs. 2, 5 y 6 están formadas del polvo de aleación IA-2.

Como se ha mencionado anteriormente, el artículo de AM formado por SLM (véase la FIG. 2) es un cuerpo policristalino

que tiene celdas de segregación de aproximadamente 1  $\mu\text{m}$  de tamaño formadas en sus granos de cristal. Por el contrario, el artículo de AM formado por LMD (véase la FIG. 5) es un cuerpo policristalino que tiene celdas de segregación de aproximadamente 5 a 20  $\mu\text{m}$  de tamaño que constituyen cada uno de sus granos de cristal. En el artículo colado formado por fundición de precisión (véase la FIG. 6), se observa microsegregación en sus límites de dendrita, y el espaciado de la microsegregación es aproximadamente 100 a 300  $\mu\text{m}$ .

La observación de la microestructura de los productos formados sometiendo los artículos de AM y los artículos colados a los tratamientos de disolución y envejecimiento y la medida de la distancia media intergrano de los granos de la fase de carburo revelaron que la distancia media intergrano de cada producto coincidía aproximadamente con el tamaño medio de las celdas de segregación o el espaciado medio de microsegregación (no se muestran las microestructuras). Además, se descubrió que cuando el tamaño medio de las celdas de segregación es extremadamente pequeño (p. ej., aproximadamente 0,1  $\mu\text{m}$  o más pequeño), el tratamiento de disolución y el tratamiento de envejecimiento provocaba que los granos adyacentes de la fase de carburo se combinaran para formar granos más grandes (como resultado, se amplió la distancia media intergrano entre los granos de la fase de carburo).

Dado que los productos obtenidos tenían microestructuras en gran medida diferentes, se investigó una relación entre el tamaño medio de las celdas de segregación y una propiedad mecánica. La FIG. 7 es un gráfico que muestra una relación ilustrativa entre el tamaño medio de las celdas de segregación de los artículos de aleación a base de Co de AM y la tensión de prueba al 0,2% de los productos de aleación a base de Co. La FIG. 7 también muestra los datos de los artículos colados y los productos de aleación colados para la comparación. Con respecto a los artículos colados, se utilizó el espaciado medio de microsegregación en lugar del tamaño medio de las celdas de segregación.

Tal como se muestra en la FIG. 7, los productos de aleación a base de Co formados del polvo CA-5 presentan una tensión de prueba al 0,2% casi constante sin verse afectados por el tamaño medio de las celdas de segregación. Por el contrario, los productos de aleación a base de Co formados del polvo IA-2 varían en gran medida en la tensión de prueba al 0,2% según el tamaño medio de las celdas de segregación.

El polvo CA-5 tiene un contenido total de "Ti + Zr + Nb + Ta" que es demasiado pequeño (es decir, no contiene casi ninguno de ellos). Por lo tanto, los productos formados del polvo CA-5 tienen microestructuras en las que no se precipita la fase de carburo de refuerzo, pero precipitan los granos de carburo de Cr. Esto confirma que los granos de carburo de Cr no son muy efectivos como granos de fortalecimiento de la precipitación. Por el contrario, los productos formados del polvo IA-2 tienen microestructuras en las que precipitan los granos de la fase de carburo de refuerzo. Se cree que esto ha provocado una variación sustancial en la tensión de prueba al 0,2% dependiendo del tamaño medio de la celda de segregación (que determina la distancia media intergrano entre los granos de la fase de carburo).

Además, considerando las propiedades prescritas de los componentes de turbina de alta temperatura hacia las que se dirige la invención, se requiere una tensión de prueba al 0,2% de 500 MPa o más. Por lo que, cuando cualquier tensión de prueba al 0,2% de 500 MPa o más se juzga como "Aprobado", y cualquier tensión de prueba al 0,2% menor que 500 MPa se juzga como "Fallido", se ha confirmado que las propiedades mecánicas que se califican como "Aprobado" se obtienen con el tamaño medio de la celda de segregación (es decir, la distancia media intergrano entre los granos de la fase de carburo) que varía de 0,15 a 1,5  $\mu\text{m}$ . En otras palabras, los materiales de aleación convencionales a base de Co precipitados en fase de carburo no han logrado presentar suficientes propiedades mecánicas en parte porque la distancia media intergrano entre los granos de la fase de carburo de refuerzo no se ha controlado con éxito para caer dentro de un intervalo deseado.

[Experimental 3]

(Fabricación de los productos de aleación IP-1-1 a IP-5-1 formados de IA-1 a IA-5 por SLM y los productos de aleación CP-1-1 a CP-5-1 formados de CA-1 a CA-5 por SLM)

Se formó un artículo de AM (8 mm de diámetro  $\times$  10 mm de altura) de cada uno de los polvos de aleación IA-1 a IA-5 y CA-1 a CA-5 del tamaño de partícula S preparado en el Experimental 1 por SLM (la etapa S2 de fusión selectiva por láser). Basado en los resultados obtenidos en el Experimental 2, se realizó el proceso de SLM con la distancia media intergrano entre los granos de la fase de carburo controlada de 0,15 a 1,5  $\mu\text{m}$ .

Cada artículo de AM formado anteriormente se sometió a tratamiento térmico a 1150  $^{\circ}\text{C}$  con una duración de mantenimiento de 4 horas (la etapa S3 de tratamiento térmico de disolución). Luego, la disolución de los artículos de AM tratados térmicamente se sometieron cada uno a un tratamiento térmico dentro de un intervalo de 750 a 1000  $^{\circ}\text{C}$  con una duración de mantenimiento de 0,5 a 10 horas (la etapa S4 de tratamiento térmico de envejecimiento) para fabricar los productos de aleación IP-1-1 a IP-5-1 formados de los polvos IA-1 a IA-5 por SLM y los productos de aleación CP-1-1 a CP-5-1 formados de los polvos CA-1 a CA-5 por SLM.

(Observación de la microestructura y ensayo de las propiedades mecánicas)

Las piezas de ensayo para la observación de la microestructura y el ensayo de las propiedades mecánicas se tomaron de los productos de aleación IP-1-1 a IP-5-1 y CP-1-1 a CP-5-1 por SLM y se sometieron a la observación de la microestructura y al ensayo de las propiedades mecánicas.

La observación de la microestructura se realizó a través del análisis de imágenes de imágenes SEM de manera similar al Experimental 2 para medir el tamaño medio de grano de cristal de la matriz y la distancia media intergrano entre los granos de la fase de carburo.

5 En cuanto al ensayo de las propiedades mecánicas, se llevó a cabo un ensayo de fluencia a 900 °C bajo una tensión de 98 MPa para medir el tiempo de ruptura de fluencia. Basado en las propiedades prescritas de los componentes de turbinas de alta temperatura hacia los cuales se dirige la invención, cualquier tiempo de ruptura de fluencia de 1100 horas o más se juzgó como "Aprobado", y cualquier tiempo de ruptura de fluencia menor de 1100 horas se juzgó como "Fallido". Cuando las propiedades de fluencia se juzgan como "Aprobado", la temperatura a la que el tiempo de ruptura de fluencia alcanza las 100000 horas bajo una tensión de 58 MPa es de 875 °C o más alta. Dichas propiedades de fluencia pueden considerarse comparables a las de los materiales de aleación a base de Ni.

Los resultados del Experimental 3 se muestran en la Tabla 2.

TABLA 2 Resultados de medida y ensayo de los productos de aleación IP-1-1 a IP-5-1 y CP-1-1 a CP-5-1 por SLM.

Producto de aleación nº	Polvo de aleación nº	Tamaño medio de grano de cristal de la matriz (µm)	Distancia media intergrano entre los granos de la fase de carburo de refuerzo (µm)	Ensayo de fluencia
IP-1-1	IA-1	75	0,6	Aprobado
IP-2-1	IA-2	90	0,3	Aprobado
IP-3-1	IA-3	60	0,8	Aprobado
IP-4-1	IA-4	95	1,1	Aprobado
IP-5-1	IA-5	85	1,5	Aprobado
CP-1-1	CA-1	90	Precipitación de la fase de carburo de Cr	Fallido
CP-2-1	CA-2	65	2,5	Fallido
CP-3-1	CA-3	75	Precipitación de la fase de carburo de Cr	Fallido
CP-4-1	CA-4	95	Sin fase de carburo de refuerzo	Fallido
CP-5-1	CA-5	70	Sin fase de carburo de refuerzo	Fallido

15 Tal como se muestra en la Tabla 2, los productos de aleación IP-1-1 a IP-5-1 por SLM pasaron todos el ensayo de fluencia. Esto no es solo porque el tamaño medio de grano de cristal de la matriz está dentro del intervalo apropiado, sino también porque la distancia media intergrano entre los granos de fase de carburo de refuerzo (granos de la fase de carburo de tipo MC de Ti, Zr, Nb y/o Ta) es suficientemente pequeña (es decir, los granos de la fase de carburo de refuerzo se precipitan de manera fina y dispersa).

20 Por otro lado, los productos de aleación CP-1-1 a CP-5-1 por SLM fallaron todos el ensayo de fluencia, aunque el tamaño medio de grano de cristal de la matriz estaba dentro del intervalo apropiado. Para determinar las posibles causas detrás de esto, se examinaron individualmente los productos de aleación CP-1-1 a CP-5-1 por SLM. Con respecto a CP-1-1, el contenido excesivo de C y Cr ha dado como resultado una precipitación dominante de granos de carburo de Cr. Con respecto a CP-2-1, el contenido excesivo de C y el contenido total excesivo de "Ti + Zr + Nb + Ta" ha dado como resultado un engrosamiento de los granos de la fase de carburo de refuerzo y una distancia media intergrano aumentada. Con respecto a CP-3-1, el contenido excesivo de C y el contenido total insuficiente de "Ti + Zr + Nb + Ta" ha dado como resultado una precipitación dominante de los granos de carburo de Cr. Estos resultados confirman que los granos de carburo de Cr no son muy efectivos como granos de fortalecimiento de la precipitación. Con respecto a CP-4-1 y CP-5-1, el contenido total insuficiente de "Ti + Zr + Nb + Ta" (casi ninguno) no ha dado como resultado la precipitación de la fase de carburo de refuerzo en sí.

Basado en los resultados del Experimental 3, se ha confirmado que IA-1 a IA-5, los cuales tienen las composiciones químicas especificadas en la invención, son deseables como materiales de partida para productos de aleación por SLM. También se ha confirmado que las propiedades de fluencia pueden mejorarse controlando la distancia media intergrano entre los granos de la fase de carburo de refuerzo de 0,15 a 1,5  $\mu\text{m}$ .

5 [Experimento 4]

(Fabricación de productos de aleación IP-1-2 a IP-1-7 e IP-2-2 a IP-2-7 por SLM)

10 Los artículos de AM (8 mm de diámetro  $\times$  10 mm de altura) se formaron de los polvos de aleación IA-1 e IA-2 del tamaño de partícula S preparado en el Experimental 1 por SLM (la etapa S2 de fusión selectiva por láser). Basado en los resultados obtenidos en el Experimental 2, el proceso de SLM se realizó con la distancia media intergrano entre los granos de la fase de carburo controlada de 0,15 a 1,5  $\mu\text{m}$ .

15 Cada artículo de AM formado anteriormente se sometió al tratamiento de disolución y al tratamiento de envejecimiento. Variando la temperatura y la duración de mantenimiento del tratamiento de disolución dentro de los intervalos de 1000 a 1300  $^{\circ}\text{C}$  y de 0,5 a 10 horas, respectivamente, se fabricaron los productos de aleación IP-1-2 a IP-1-7 e IP-2-2 a IP-2-7 por SLM variando el tamaño medio de grano de cristal de la matriz. Se establecieron las condiciones del tratamiento de envejecimiento para que fueran las mismas que las del Experimental 3.

(Observación de la microestructura y ensayo de las propiedades mecánicas)

Las piezas de ensayo para la observación de la microestructura y el ensayo de las propiedades mecánicas se tomaron de los productos de aleación IP-1-2 a IP-1-7 e IP-2-2 a IP-2-7 por SLM y se sometieron a la observación de la microestructura y ensayo de las propiedades mecánicas.

20 Se realizó la observación de la microestructura a través del análisis de imágenes de imágenes SEM de manera similar al Experimental 2 para medir el tamaño medio de grano de cristal de la matriz. Además, como ensayo de las propiedades mecánicas, se llevó a cabo un ensayo de fluencia de manera similar al Experimental 2, y cada producto se juzgó como "Aprobado" o "Fallido" según los mismos criterios que el Experimental 2. Los resultados del Experimento 4 se muestran en Tabla 3.

25 Tabla 3 Resultados de medida y ensayo de los productos de aleación IP-1-2 a IP-1-7 e IP-2-2 a IP-2-7 por SLM.

Producto de aleación nº	Polvo de aleación nº	Tamaño medio de grano de cristal de la matriz ( $\mu\text{m}$ )	Ensayo de fluencia
IP-1-2	IA-1	11	Fallido
IP-1-3		15	Fallido
IP-1-4		43	Aprobado
IP-1-5		74	Aprobado
IP-1-6		151	Fallido
IP-1-7		180	Fallido
IP-2-2		IA-2	15
IP-2-3	32		Aprobado
IP-2-4	56		Aprobado
IP-2-5	74		Aprobado
IP-2-6	141		Aprobado
IP-2-7	200		Fallido

Tal como se muestra en la Tabla 3, se ha confirmado que el tamaño medio de grano de cristal de la matriz es preferiblemente 20 a 145  $\mu\text{m}$ . Además, basado en los resultados del Experimental 4, se ha confirmado que el tratamiento de disolución se realiza preferiblemente dentro de un intervalo de temperatura de 1100 a 1200  $^{\circ}\text{C}$  con una duración de mantenimiento de 0,5 a 10 horas.

5 [Experimento 5]

(Examen de las condiciones de SLM en la etapa de fusión selectiva por láser)

10 Se formaron los artículos de AM (8 mm de diámetro  $\times$  10 mm de altura) de los polvos de aleación IA-4 del tamaño de partícula S preparado en el Experimental 1 por SLM (la etapa S2 de fusión selectiva por láser). La potencia de salida del haz láser P se ajustó a 85 W, y la entrada de calor local P/S (unidad:  $\text{W} \times \text{s}/\text{mm} = \text{J}/\text{mm}$ ) se controló variando el espesor del lecho de polvo de aleación h y la velocidad de barrido (mm/s) del haz láser S.

Los artículos de AM formados anteriormente se sometieron cada uno a observación de la microestructura para medir el tamaño medio de la celda de segregación. Como con el Experimental 2, la observación de la microestructura se llevó a cabo por SEM y la medida se llevó a cabo utilizando un programa de procesamiento de imágenes (ImageJ).

15 La FIG. 8 muestra las condiciones ilustrativas de SLM para obtener un artículo de aleación a base de Co de AM según la realización de la invención, que indica una relación entre el espesor del lecho de polvo de aleación y la entrada de calor local. En la FIG. 8, "o" significa que los artículos de AM observados tienen un tamaño medio de la celda de segregación dentro de un intervalo de 0,15 a 1,5  $\mu\text{m}$  y se juzgan como "Aprobados", y "x" significa los otros artículos de AM juzgados como "Fallidos".

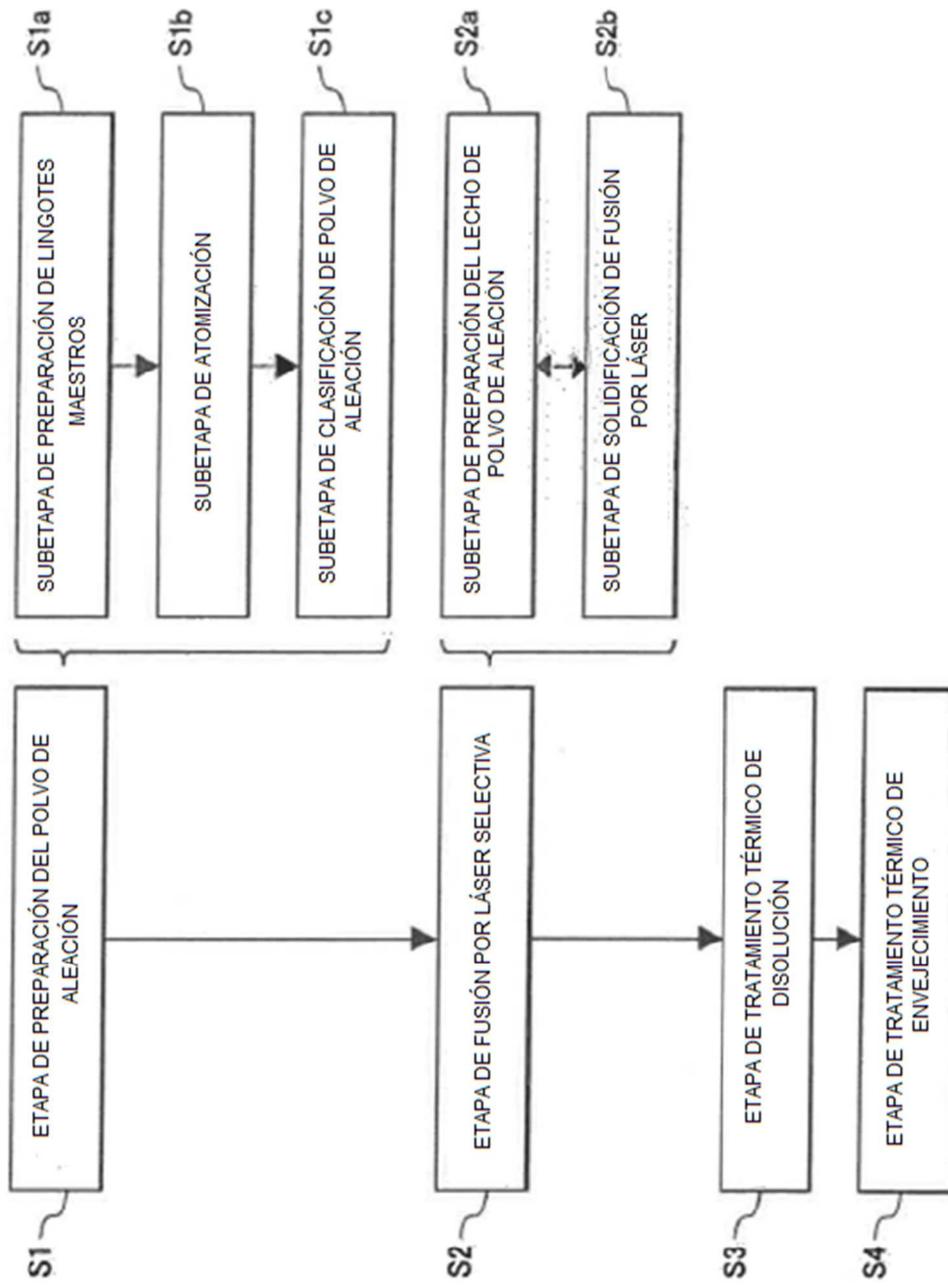
20 Basado en los resultados del Experimental 5, se ha confirmado que en la etapa S2 de fusión selectiva por láser, el proceso SLM se realiza preferiblemente mientras se controla el espesor del lecho de polvo de aleación h (unidad:  $\mu\text{m}$ ), la potencia de salida del haz láser P (unidad: W), y la velocidad de barrido del haz láser S (unidad: mm/s) tal que satisfagan las siguientes fórmulas: " $15 < h < 150$ " y " $67 \times (P/S) - 3,5 < h < 2222 \times (P/S) + 13$ ". En otras palabras, la región sombreada es la región "Aprobado".

25 Las realizaciones y ejemplos descritos anteriormente se han dado específicamente para ayudar con el entendimiento de la presente invención, pero la invención no está limitada a las realizaciones y ejemplos descritos. Por ejemplo, una parte de una realización puede añadirse con la técnica conocida. Es decir, una parte de una realización de la invención puede combinarse con la técnica conocida, en la medida en que no se aparte del alcance de la invención.

**REIVINDICACIONES**

1. Un artículo fabricado aditivo formado por una aleación a base de cobalto, teniendo la aleación a base de cobalto una composición química que comprende:
- 0,08 a 0,25% en masa de carbono;
- 5 0,1% en masa o menos de boro;
- 10 a 30% en masa de cromo;
- 30% en masa o menos en total de hierro y níquel, estando el hierro en una cantidad de 5% en masa o menos;
- 5 a 12% en masa en total de wolframio y/o molibdeno;
- 10 opcionalmente 2% en masa o menos de renio, en donde la cantidad total del wolframio, el molibdeno y renio es 12% en masa o menos;
- 0,5 a 2% en masa en total de titanio, circonio, niobio y/o tantalio;
- 0,5 % en masa o menos de silicio;
- 0,5 % en masa o menos de manganeso;
- 0,003 a 0,04% en masa de nitrógeno; y
- 15 siendo el resto cobalto e impurezas, incluyendo las impurezas 0,5% en masa o menos de aluminio,
- caracterizado porque el artículo fabricado aditivo es un cuerpo policristalino que comprende granos de cristal con un tamaño medio de grano de cristal de 10 a 100  $\mu\text{m}$ , y
- en donde:
- 20 a) en los granos de cristal del cuerpo policristalino, se forman celdas de segregación con un tamaño medio de 0,15 a 1,5  $\mu\text{m}$ , dichas celdas de segregación estando delimitadas por regiones límite en las que están segregados los componentes que constituyen una fase de carburo de tipo MC que comprende el titanio, el circonio, el niobio y/o el tantalio y carbono, siendo dicha fase de carburo de tipo MC una fase de carburo de titanio, circonio, niobio y/o tantalio, y/o
- b) los granos de la fase de carburo de tipo MC se precipitan a una distancia media intergrano de 0,15 a 1,5  $\mu\text{m}$ .
2. El artículo fabricado aditivo de aleación a base de cobalto según la reivindicación 1, en donde
- 25 la composición química de la aleación a base de cobalto comprende 0,01 a 1% en masa del titanio, 0,05 a 1,5% en masa del circonio, 0,02 a 1% en masa del niobio y 0,05 a 1,5% en masa del tantalio.
3. El artículo fabricado aditivo de aleación a base de cobalto según la reivindicación 1 o 2, en donde
- la composición química de la aleación a base de cobalto comprende, como impurezas, 0,04% en masa o menos de oxígeno.
- 30 4. Un método para fabricar el artículo fabricado aditivo de aleación a base de cobalto según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, comprendiendo el método:
- una etapa (S1) de preparación de polvo de aleación para preparar un polvo de aleación a base de cobalto que tiene la composición química, teniendo el polvo de aleación a base de cobalto un tamaño de partícula; y
- 35 una etapa (S2) de fusión por láser selectiva para formar un artículo fabricado aditivo, comprendiendo la etapa la repetición alterna de una subetapa de preparación del lecho de polvo de aleación de extensión del polvo de aleación a base de cobalto tal que forme un lecho de polvo de aleación que tiene un espesor predeterminado y una subetapa de solidificación de fusión por láser de irradiación de una región predeterminada del lecho de polvo de aleación con un haz láser para fundir localmente y solidificar rápidamente el polvo de aleación a base de cobalto en la región, teniendo el haz láser tiene una potencia de salida y una velocidad de barrido,
- 40 en donde el espesor predeterminado del lecho de polvo de aleación  $h$  (unidad:  $\mu\text{m}$ ), la potencia de salida del haz láser  $P$  (unidad:  $\text{W}$ ) y la velocidad de barrido del haz láser  $S$  (unidad:  $\text{mm/s}$ ) se controlan para satisfacer las siguientes fórmulas: " $15 < h < 150$ " y " $67 \times (P/S) - 3,5 < h < 2222 \times (P/S) + 13$ ".
5. El método para fabricar el artículo fabricado aditivo de aleación a base de cobalto según la reivindicación 4, en donde
- la etapa (S1) de preparación de polvo de aleación comprende una subetapa (S1c) de clasificación de polvo de aleación para controlar el tamaño de partícula del polvo de aleación a base de cobalto de 5 a 100  $\mu\text{m}$ .
- 45

FIG. 1



**FIG. 2**

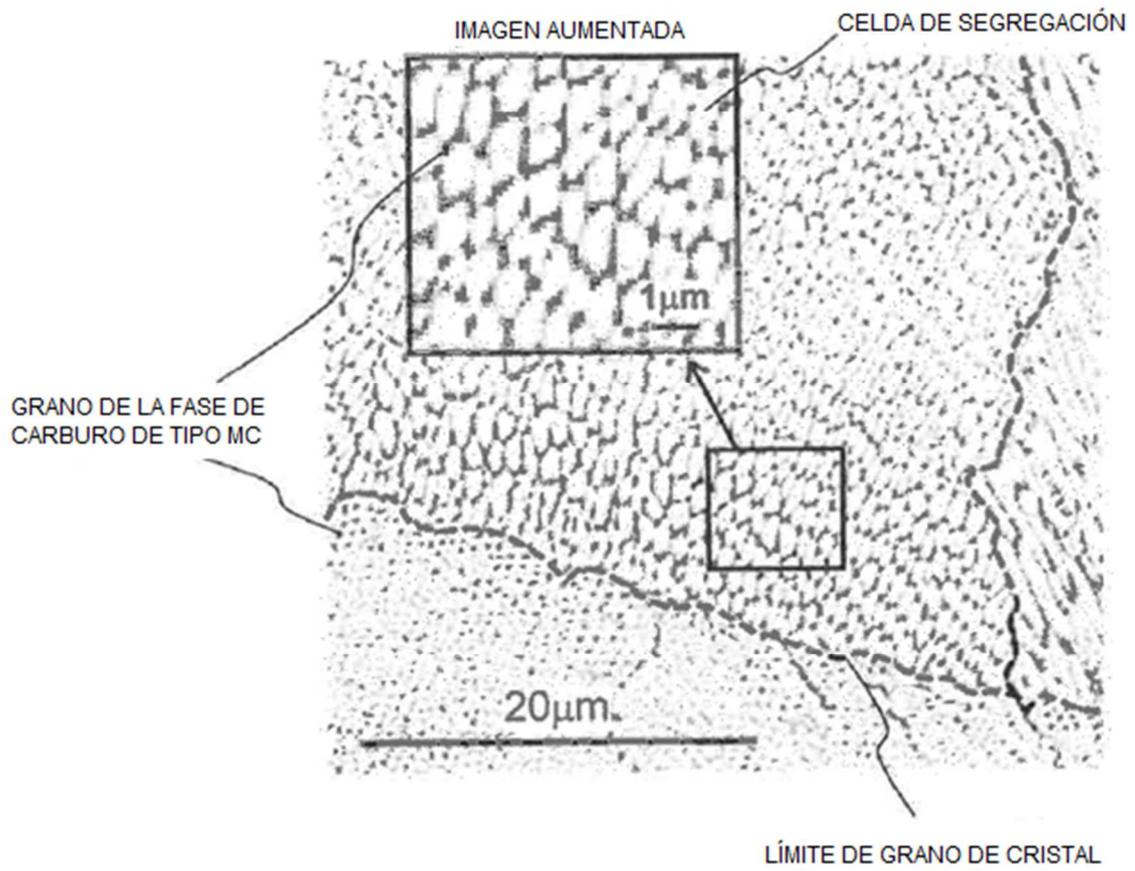


FIG. 3

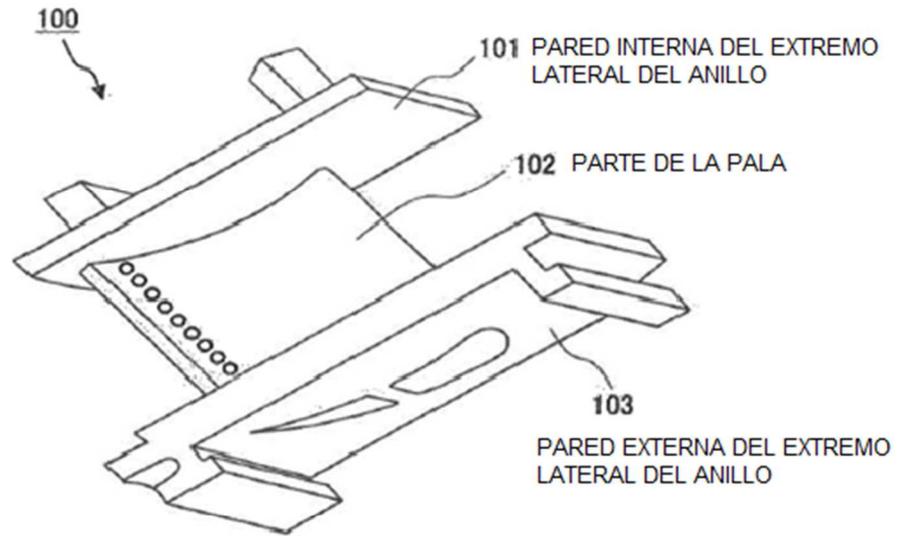
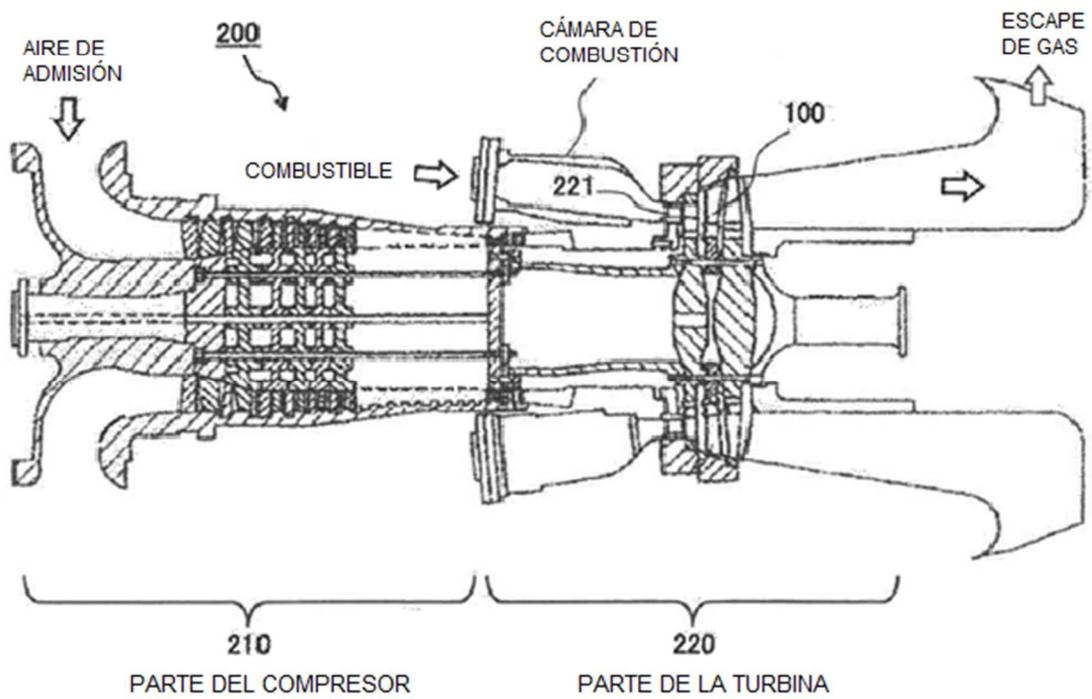
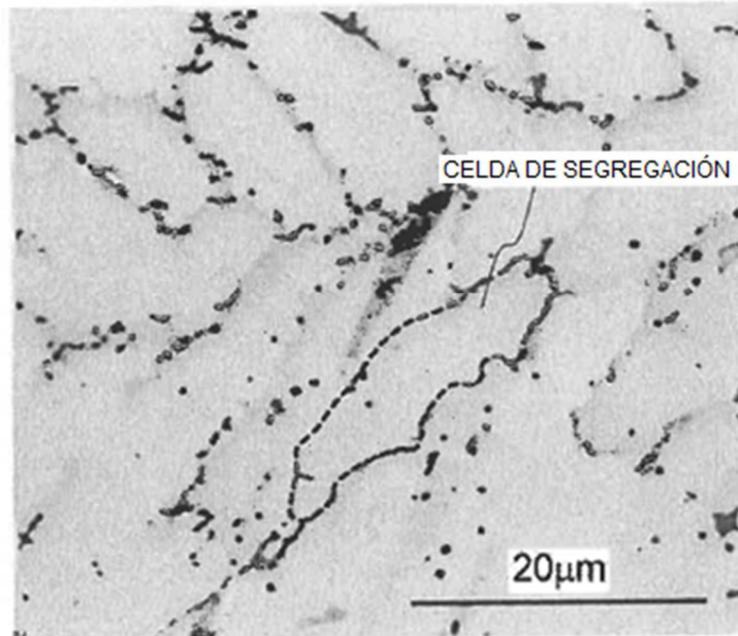


FIG. 4



**FIG. 5**



**FIG. 6**

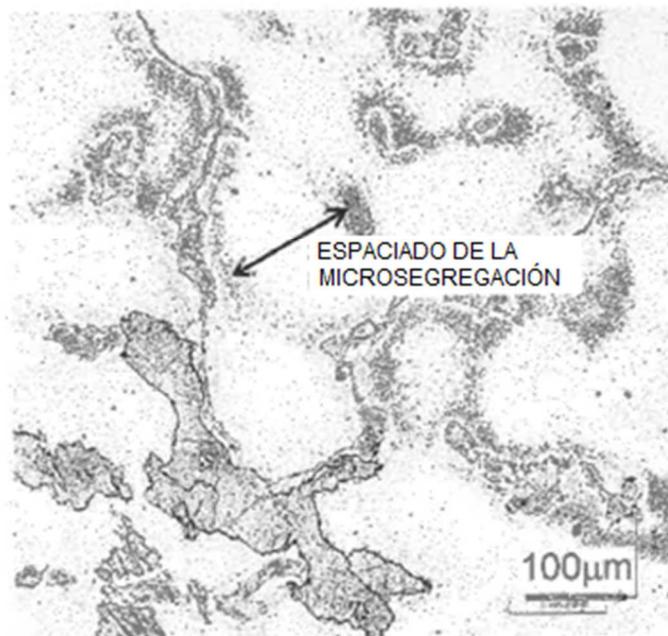


FIG. 7

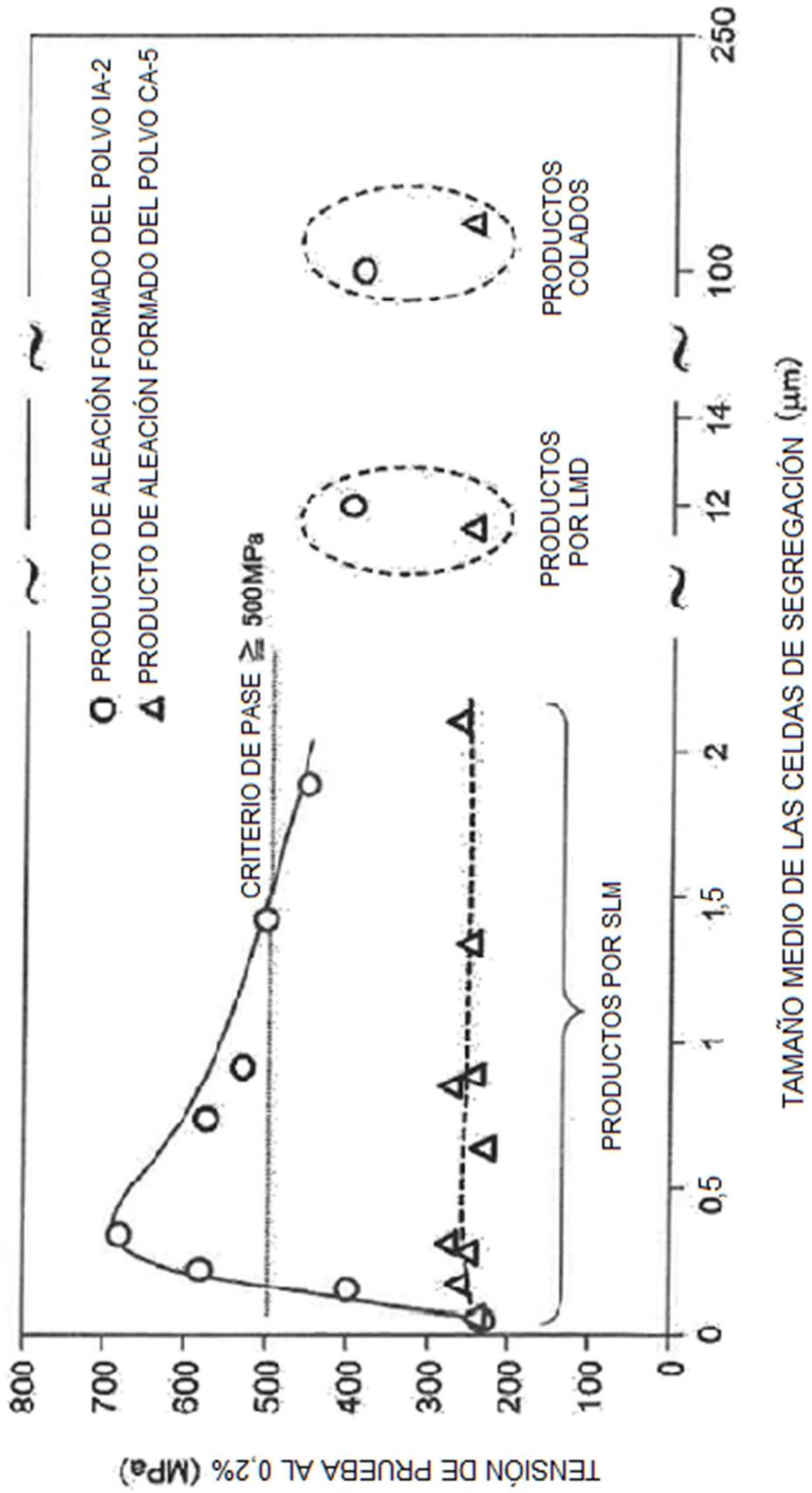


FIG. 8

