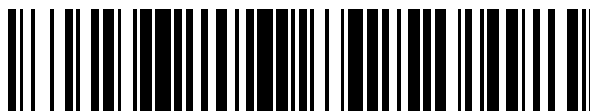


19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 677 394**

51 Int. Cl.:

**B22F 3/105** (2006.01)  
**B22F 7/06** (2006.01)  
**B29C 67/00** (2007.01)  
**C22C 1/04** (2006.01)  
**C22C 1/10** (2006.01)  
**B29C 64/153** (2007.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **02.08.2012 PCT/FR2012/051821**

87 Fecha y número de publicación internacional: **28.02.2013 WO13026972**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **02.08.2012 E 12750461 (1)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **02.05.2018 EP 2747916**

54 Título: **Procedimiento de fabricación de una pieza que comprende aluminio**

30 Prioridad:

**24.08.2011 FR 1157493**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:  
**01.08.2018**

73 Titular/es:

**UNIVERSITÉ DE LORRAINE (33.3%)**  
**34 Cours Léopold, CS 25233**  
**54052 Nancy Cedex, FR;**  
**CENTRE NATIONAL DE LA RECHERCHE**  
**SCIENTIFIQUE (33.3%) y**  
**SA ATELIERS CINI (33.3%)**

72 Inventor/es:

**KENZARI, SAMUEL y**  
**FOURNEE, VINCENT**

74 Agente/Representante:

**LEHMANN NOVO, María Isabel**

ES 2 677 394 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**

Procedimiento de fabricación de una pieza que comprende aluminio

- 5 La presente invención se refiere a un procedimiento de fabricación de piezas funcionales que comprenden aluminio, en particular a un procedimiento de fabricación rápida de piezas funcionales compuestas que comprenden aluminio. Tiene también por objeto las piezas obtenidas con la ayuda del procedimiento.
- 10 Se conoce, para obtener unas piezas funcionales rígidas que presentan un aspecto metálico de aluminio moldeado, someter una mezcla de polvos de aluminio cristalino y de una matriz de poliamida a un procedimiento de sinterización selectiva por láser. Tales piezas se comercializan, por ejemplo, bajo la denominación DuraForm® AF por la compañía 3D SYSTEMS o también bajo la denominación ALUMIDE® por la compañía EOS.
- 15 Cuando la mezcla se sinteriza bajo la acción del láser, las piezas tienen el inconveniente de presentar un grado de porosidad elevado, y por lo tanto no sellarse bajo presión. Es así necesario, si se desea obtener una estanqueidad satisfactoria, recubrir el material de una capa de revestimiento estanco, típicamente de una capa de resina, lo que hace al procedimiento de fabricación de las piezas más largo y más complejo.
- 20 Para remediar estos inconvenientes, se ha propuesto en el documento FR 2 950 826 un procedimiento que comprende una etapa de sinterización selectiva por láser de una mezcla que comprende un polvo de polímero y un polvo de una aleación de aluminio casi-cristalina.
- 25 Por otro lado, el documento EP 1 468 812 A1 describe una mezcla de polvo de sinterización para el prototipado rápido.
- La invención pretende mejorar las propiedades de dureza y de resistencia al desgaste de las piezas funcionales obtenidas por este procedimiento, y hacer estas piezas menos frágiles.
- 30 La invención propone así un procedimiento que permite obtener rápidamente unas piezas funcionales de forma compleja que presentan un aspecto metálico y que poseen una muy buena estanqueidad, presentando dichas piezas además una fragilidad reducida y muy buenas propiedades de dureza y de resistencia al desgaste.
- La presente invención tiene así por objeto un procedimiento de fabricación de una pieza que comprende aluminio.
- 35 El procedimiento según la invención comprende una etapa de sinterización selectiva por láser de una mezcla que comprende:
- un polvo de polímero,
  - 40 - un polvo de una aleación de aluminio casi-cristalina, y
  - un polvo de un compuesto de refuerzo que forma un ángulo de contacto con una gota de polímero colocada en su superficie inferior a 90° y que presenta una conductividad térmica a 20°C inferior a 100 W/m.K,
  - 45 no excediendo la suma del peso de la aleación y del peso del compuesto de refuerzo el 80% del peso total de la mezcla.
- 50 El peso de la aleación es preferentemente inferior o igual al 50% de la suma del peso de aleación y del peso del compuesto de refuerzo. La cantidad de polvo del compuesto de refuerzo se selecciona así de manera que la fracción volúmica del compuesto de refuerzo, después de la etapa de sinterización, no exceda del 30% del volumen total de la pieza.
- El ángulo de contacto es inferior a 90°, y preferentemente inferior a 40°.
- 55 La conductividad térmica a 20°C del compuesto de refuerzo es inferior a 100 W/m.K, y preferentemente inferior a 60 W/m.K.
- 60 La sinterización selectiva por láser, también denominada Selective Laser Sintering (SLS) en inglés, es un procedimiento que permite el conformado de una pieza por aportación sucesiva de materia en forma de polvo.
- Este procedimiento utiliza un láser para transformar un material en forma de polvos, que comprende una mezcla de polvos metálicos y de polvo de polímero, en un objeto sólido por sinterización selectiva sin presión exterior.
- 65 Se sabe que la sinterización selectiva por láser permite realizar unas piezas sin límites de forma, con una gran precisión ( $\pm 0,2$  mm), pero con un grado de porosidad importante.

5 Cuando el procedimiento se realiza a partir de una mezcla de polvos que comprenden una cantidad limitada de aleación de aluminio casi-cristalina, la pieza obtenida presente un grado muy reducido de porosidad, y por lo tanto una estanqueidad más elevada que cuando el procedimiento se realiza a partir de polvo de aluminio cristalino. Utilizando una aleación de aluminio casi-cristalina, la pieza obtenida presenta propiedades mecánicas, en particular de desgaste, de fricción y de dureza, mejoradas.

10 La solicitante ha descubierto además, de manera sorprendente, que añadiendo un compuesto que presenta las propiedades descritas anteriormente de ángulo de contacto y de conductividad térmica, la pieza obtenida conservaba las propiedades de estanqueidad de las piezas obtenidas mediante el procedimiento del documento FR 2 950 826, presentando al mismo tiempo una fragilidad menor y una duración y una resistencia al desgaste mejoradas. Además, la mejora de las propiedades se obtiene con una fracción volúmica de polvos de aleación de aluminio casi-cristalina y de compuesto de refuerzo inferior al necesario cuando el polvo de aleación de aluminio casi-cristalina se utiliza solo.

15 El ángulo de contacto se puede medir mediante cualquier técnica conocida por el experto en la materia, y en particular mediante el procedimiento denominado "de la gota depositada".

20 Este método consiste en depositar una gota de líquido de aproximadamente 0,4 µl sobre la superficie del material a estudiar, y en medir el ángulo de contacto  $\theta$  entre el líquido y el sólido. Este ángulo corresponde al ángulo entre la tangente y la gota en el punto de contacto y la superficie del material (véase la figura 1). De manera general, la forma de una gota en la superficie de un sólido se rige por tres parámetros:

\* la energía interfacial sólido/líquido ( $Y_{sl}$ )

25 \* la energía interfacial sólido/vapor ( $Y_{sv}$ )

\* la energía interfacial líquido/vapor ( $Y_{lv}$ )

30 Estas tres magnitudes se relacionan con el ángulo de contacto  $\theta$  por la ley de Young (figura 1):

$$Y_{sv} = Y_{sl} + Y_{lv} \cdot \cos \theta$$

En esta relación, las energías interfaciales  $Y_{sv}$ ,  $Y_{sl}$  e  $Y_{lv}$  se expresan en  $\text{mJ} \cdot \text{m}^{-2}$  y el ángulo de contacto en grados.

35 Por sí solo, el ángulo de contacto  $\theta$  da una indicación sobre la humectabilidad del material. En efecto, la medición de  $\theta$  permite deducir el carácter no humectante (gran ángulo, baja energía interfacial) o humectante (pequeño ángulo, gran energía interfacial) de la superficie. Cuanto más reducido sea este ángulo, más mojará la superficie el líquido. A la inversa, la no humectabilidad completa se obtendrá con un ángulo de  $180^\circ$  (es decir una esfera de líquido en contacto con el sustrato).

40 El protocolo utilizado para preparar la superficie de las muestras antes de efectuar las mediciones del ángulo de contacto se ilustra en la figura 2.

45 La superficie de las muestras A se pule al agua con papel abrasivo SiC al grado 4000 (que corresponde a un tamaño medio de granos inferior a  $8 \mu\text{m}$ ). Las muestras A se limpian después en un tanque de ultrasonidos y después se aclaran con metanol y se secan con un secador eléctrico. Antes y después de cada serie de medidas, se escurren con un papel óptico y después se dejan al aire libre. Para evitar contaminar las muestras A con las manos, éstas se manipulan con la ayuda de una pinza metálica.

50 Las mediciones se realizan, por ejemplo, con la ayuda de un aparato comercializado bajo la denominación Digidrop Contacto Angle Meter por la compañía GBX Scientific Instrument, y que está situado en una sala climatizada. Este aparato está equipado de una fuente luminosa B, de una jeringa C controlada manualmente para formar la gota a depositar, de un porta-muestras cuyo desplazamiento (horizontal y vertical) se realiza también de manera manual, y de una cámara video D que permite obtener la imagen del conjunto gota-jeringa-muestra en una pantalla de ordenador E. Antes de las mediciones, se realiza un enfoque con la cámara D en el sitio en el que se depositará una gota F. La medición del ángulo  $\theta$  se realiza de modo automático por medio de un análisis dinámico de la imagen.

60 La mezcla de polvos puede estar constituida de polvo de polímero, de polvo de aleación de aluminio casi-cristalina y de polvo de compuesto de refuerzo.

La mezcla puede asimismo comprender unos adyuvantes. Se puede realizar, por ejemplo, un tratamiento de funcionalización de la superficie de las partículas con aminosilano a fin de mejorar la adherencia entre la matriz de polímero y la aleación y/o el compuesto de refuerzo.

65 El compuesto de refuerzo se puede seleccionar entre las cerámicas y las aleaciones metálicas.

En el caso en el que el compuesto de refuerzo es una cerámica, éste puede seleccionarse entre los boruros, los carburos, los óxidos, los nitruros y sus mezclas.

5 En el caso en el que el compuesto de refuerzo es una aleación metálica, ésta se puede seleccionar entre los aceros inoxidable (a base de hierro), las aleaciones de titanio (a base de titanio), los bronce (a base de cobre), las superaleaciones (en particular a base de níquel, cobalto o hierro) y sus mezclas. El término "a base de" significa "que comprende más del 50% en peso de".

10 El compuesto de refuerzo puede seleccionarse muy particularmente entre  $B_4C$  (carburo de boro),  $WC/Co$  (carburo de tungsteno/cobalto),  $TiB_2$  (diboruro de titanio),  $TiO_2$  (dióxido de titanio), los compuestos a base de  $Al_2O_3$  (por ejemplo alúmina, rubí, zafiro), los compuestos a base de  $SiO_2$  (por ejemplo sílice, cuarzo, vidrio),  $ZrO_2$  (circonio), NB (nitruro de boro),  $Si_3N_4$  (nitruro de silicio), los aceros inoxidable (por ejemplo  $Fe_{72}Cr_{18}Ni_{10}$ ;  $Fe_{70}Cr_{25}Al_5$ ), las aleaciones titanio/aluminio/vanadio (por ejemplo de tipo TA6V (como  $Ti_{90}Al_6V_4$ )), las aleaciones a base de cobre (por ejemplo bronce  $Cu_{94}Sn_6$  o  $Cu_{89}Sn_{11}$ ;  $Cu_{55}Ni_{45}$ ), las superaleaciones a base de níquel, cobalto o hierro, como por ejemplo las aleaciones comercializadas bajo la denominación Inconel<sup>®</sup> por la compañía Special Metals Corporation. El compuesto de refuerzo puede también ser una mezcla de estos diferentes compuestos.

20 La pieza obtenida mediante el procedimiento de la invención es un material compuesto que comprende, en particular, una matriz de polímero, una aleación metálica compleja eventualmente multifásica, y un compuesto de refuerzo.

La aleación de aluminio casi-cristalina puede ser una aleación metálica compleja que comprende un porcentaje atómico de aluminio superior al 50%.

25 El procedimiento de la invención se realiza a partir de un polvo de una aleación de aluminio casi-cristalina. En el presente texto, "aleación casi-cristalina" designa una aleación que comprende una o varias fases casi-cristalinas que son o bien unas fases casi-cristalinas en el sentido estricto, o bien unas fases aproximantes. Las fases casi-cristalinas en el sentido estricto son fases que presentan unas simetrías de rotación normalmente incompatibles con la simetría de translación, es decir simetrías de eje de rotación del orden de 5, 8, 10 o 12, siendo estas simetrías reveladas por las técnicas de difracción. A título de ejemplo, se puede citar la fase icosaédrica de grupo puntual  $m\bar{3}\bar{5}$  y la fase decagonal de grupo puntual  $10/mmm$ .

30 Las fases aproximantes o compuestos aproximantes son unos cristales verdaderos en la medida en la que su estructura cristalográfica sigue siendo compatible con la simetría de translación, pero que presentan, en el cliché de difracción de electrones, unas figuras de difracción cuya simetría es similar a una simetría del orden de 5, 8, 10 o 12. Son fases caracterizadas por una celda elemental que contiene varias decenas, incluso varios centenares de átomos, y cuyo orden local presenta unas disposiciones de simetrías casi icosaédrica o decagonal similar a las fases casi-cristalinas semejantes.

40 Entre estas fases, se puede citar a título de ejemplo la fase ortorrómbica  $O_1$ , característica por una aleación que tiene la composición atómica  $Al_{65}Cu_{20}Fe_{10}Cr_5$ , cuyos parámetros de celda en nm son:  $a_0^{(1)} = 2,366$ ,  $b_0^{(1)} = 1,267$ ,  $c_0^{(1)} = 3,252$ . Esta fase ortorrómbica  $O_1$  se denomina aproximante de la fase decagonal. La naturaleza de las dos fases se puede identificar por microscopía electrónica de transmisión.

45 Se puede también citar la fase romboédrica de parámetros  $a_R = 3,208$  nm,  $\alpha = 36^\circ$ , presente en las aleaciones de composición atómica similares a  $Al_{64}Cu_{24}Fe_{12}$ . Esta fase es una fase aproximante de la fase icosaédrica.

50 Se pueden citar también unas fases  $O_2$  y  $O_3$  ortorrómbicas de parámetros respectivos en nm  $a_0^{(2)} = 3,83$ ;  $b_0^{(2)} = 0,41$ ;  $c_0^{(2)} = 5,26$  así como  $a_0^{(3)} = 3,25$ ;  $b_0^{(3)} = 0,41$ ;  $c_0^{(3)} = 9,8$ , presentes en una aleación de composición atómica  $Al_{63}Cu_{17,5}Co_{17,5}Si_2$  o también la fase ortorrómbica  $O_4$  de parámetros en nm  $a_0^{(4)} = 1,46$ ;  $b_0^{(4)} = 1,23$ ;  $c_0^{(4)} = 1,24$ , que se forma en la aleación cuya composición atómica es  $Al_{63}Cu_8Fe_{12}Cr_{17}$ .

55 Se puede citar también una fase C, de estructura cúbica, observada muy frecuentemente en coexistencia con las fases aproximantes o casi-cristalinas verdaderas. Esta fase, que se forma en algunas aleaciones Al-Cu-Fe y Al-Cu-Fe-Cr, consiste en una estructura, por efecto de orden químico de los elementos de aleación con respecto a los sitios de aluminio, de una fase de estructura de tipo Cs-Cl y de parámetro de red  $a_1 = 0,297$  nm. Un diagrama de difracción de esta fase cúbica se ha publicado para una muestra de fase cúbica pura y de composición atómica  $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$  en número de átomos.

60 Se puede citar también una fase H de estructura hexagonal que deriva directamente de la fase C como lo demuestran las relaciones de epitaxia observadas por microscopía electrónica entre cristales de las fases C y H y las relaciones simples que relacionan los parámetros de las redes cristalinas, a saber  $a_H = 3\sqrt{2}a_1/\sqrt{3}$  (al 4,5% aproximado) y  $c_H = 3\sqrt{3}a_1/2$  (al 2,5% aproximado). Esta fase es isotípica de una fase hexagonal, designada

ΦAlMn, descubierta en aleaciones Al-Mn que contienen el 40% en peso de Mn.

La fase cúbica, sus superestructuras y las fases que derivan de ella, constituyen una clase de fases aproximantes de las fases casi-cristalinas de composiciones similares.

5 Las aleaciones casi-cristalinas del sistema Al-Cu-Fe y del sistema Al-Fe-Co-Cr son particularmente apropiadas para la realización del procedimiento de la presente invención. Se pueden citar en particular las aleaciones que tienen una de las composiciones atómicas siguientes:  $Al_{62}Cu_{25,5}Fe_{12,5}$ ,  $Al_{59}Cu_{25,5}Fe_{12,5}B_3$ ,  $Al_{71}Cu_{9,7}Fe_{8,7}Cr_{10,6}$ , y  $Al_{71,3}Fe_{8,1}Co_{12,8}Cr_{7,8}$ . Estas aleaciones se comercializan por la compañía Saint-Gobain. En particular, la aleación  $Al_{59}Cu_{25,5}Fe_{12,4}B_3$  se comercializa bajo la denominación Cristome F1, la aleación  $Al_{71}Cu_{9,7}Fe_{8,7}Cr_{10,6}$  se comercializa bajo la denominación Cristome A1, y la aleación  $Al_{71,3}Fe_{8,1}Co_{12,8}Cr_{7,8}$  se comercializa bajo la denominación Cristome BT1. Estas aleaciones complejas tienen por ventaja poseer unas propiedades tribológicas (fricción y desgaste), de superficie (baja energía de superficie), mecánicas (dureza, límite de elasticidad y módulo de Young), de conductividad térmica y eléctrica (resistividad elevada), diferentes de las de las aleaciones de aluminio cristalinas.

15 El polímero puede seleccionarse, por ejemplo, entre los polímeros orgánicos termoplásticos tales como las poliamidas (por ejemplo de tipo Nailon 6, Nailon 11, Nailon 12), los copolímeros de amida (por ejemplo el Nailon 6-12), los poliactatos, los polietilenos, así como la polieteretercetona, designada por las siglas PEEK (PolyEtherEtherKetone en inglés).

20 Los polímeros preferidos son las poliamidas y la polieteretercetona.

Para una mejor obtención del aspecto metálico, la mezcla puede contener del 1 al 30% en peso de aleación de aluminio casi-cristalina, más particularmente del 10 al 20%.

25 La fracción volúmica de la aleación de aluminio casi-cristalina se podrá calcular fácilmente por el experto en la materia a partir de la masa y de la masa volúmica de los diferentes constituyentes de la mezcla.

30 La mezcla puede contener del 20 al 98% en peso de polímero, más particularmente del 35 al 70%.

Para obtener mejores propiedades mecánicas, la mezcla puede contener del 1 al 50% en peso de compuesto de refuerzo, más particularmente del 10 al 45%.

35 En la mezcla de polvos utilizada para la realización del procedimiento, las partículas de aleaciones tienen preferentemente una granulometría media inferior a  $120\ \mu\text{m}$ , más particularmente comprendida entre  $10$  y  $75\ \mu\text{m}$ , y las partículas de polímero tienen preferentemente una granulometría media comprendida entre  $1$  y  $90\ \mu\text{m}$ , más particularmente entre  $40$  y  $75\ \mu\text{m}$ .

40 Las partículas de compuesto de refuerzo tienen preferentemente una granulometría media inferior a  $125\ \mu\text{m}$ , más particularmente inferior a  $90\ \mu\text{m}$ , y aún más particularmente comprendida entre  $10$  y  $75\ \mu\text{m}$ .

45 Las partículas de aleación de aluminio casi-cristalina y de compuesto de refuerzo pueden tener más generalmente una granulometría media comprendida entre  $1$  y  $120\ \mu\text{m}$ , y las partículas de polímero pueden tener una granulometría media comprendida entre  $1$  y  $120\ \mu\text{m}$ .

La sinterización selectiva por láser es preferentemente asistida por ordenador.

50 En un modo de realización particular, la mezcla de polvos se calienta hasta una temperatura inferior en algunos grados Celsius a la temperatura de fusión del polímero, por ejemplo hasta una temperatura inferior de  $1$  a  $10^\circ\text{C}$  a la temperatura de fusión del polímero. La energía necesaria para la fusión se aporta después por el láser.

55 La invención tiene también por objeto una pieza que comprende aluminio obtenida por un procedimiento descrito anteriormente. Las piezas obtenidas pueden presentar un grado de porosidad volúmica inferior al 5% y en particular inferior al 3%, y más particularmente inferior al 1%.

De manera equivalente, la densidad aparente igual a la relación masa/volumen de la pieza puede ser superior o igual al 95% de la densidad teórica de la pieza, y en particular superior o igual al 97% de la densidad teórica de la pieza, y más particularmente superior o igual al 99% de la densidad teórica de la pieza.

60 El procedimiento de la invención es particularmente útil para la fabricación rápida de piezas ligeras de densidad aparente comprendidas entre  $1$  y  $3\ \text{g/cm}^3$  y sin límites de forma. La sinterización selectiva por láser permite una elaboración fácil y no tóxica de piezas que tienen la forma compleja deseada. La utilización de una aleación de aluminio casi-cristalina y de un compuesto de refuerzo permite la elaboración de piezas que presentan una estanqueidad superior a la de las piezas obtenidas con el aluminio cristalino.

65

Las piezas obtenidas presentan además unas propiedades mecánicas destacables, y en particular unas propiedades de desgaste, fricción y dureza que son mejores que las de las piezas obtenidas con el aluminio cristalino.

5 Otras características y ventajas de la presente invención aparecerán más claramente a partir de la lectura de los ejemplos siguientes, a los que no está no obstante limitada, realizándose la descripción en referencia a los dibujos anexos, en los que:

- las figuras 1 y 2, ya descritas, son útiles para la comprensión de la invención, y

10 - la figura 3 ilustra esquemáticamente un dispositivo que permite realizar el procedimiento según la invención.

Ejemplo 1: aleación de aluminio casi-cristalina sola

Preparación del polvo

15 Se ha preparado un polvo compuesto que comprende al menos dos naturalezas de polvos diferentes (polímero y aleación metálica compleja). Cada tipo de polvo se pesa con precisión a fin de obtener una fracción volúmica de aleación metálica compleja en la pieza compuesta final del 30%. Los polvos se mezclan preferentemente de manera homogénea con la ayuda de un turbulador, lo que permitirá obtener unas piezas que presentan unas propiedades mecánicas y de estanqueidad homogéneas. Aproximadamente se necesitan de diez a quince minutos para mezclar  
20 20 kg de polvos.

Fabricación de las piezas de material compuesto

25 Se han preparado varias piezas compuestas sometiendo a una sinterización selectiva por láser la mezcla de polvos constituida por el 65% en peso de un polvo de una aleación AlCuFeB que tiene una granulometría comprendida entre 10 y 75  $\mu\text{m}$  y el 35% en peso de un polvo de poliamida que es un polvo de Nailon 12 que tiene una granulometría media de 60  $\mu\text{m}$ . La aleación AlCuFeB es una aleación casi-cristalina de composición atómica nominal  $\text{Al}_{59}\text{Cu}_{25,5}\text{Fe}_{12,5}\text{B}_3$ , comercializada bajo la denominación Cristome F1 por la compañía Saint-Gobain. Esta  
30 aleación está constituida de la fase de estructura compleja (icosaédrica i) isoestructural a la fase i- $\text{Al}_{62}\text{Cu}_{25,5}\text{Fe}_{12,5}$  y de una fase cúbica isoestructural a la fase  $\beta\text{-Al}_{50}(\text{CuFe})_{50}$ .

La sinterización selectiva por láser se puede realizar con la ayuda de un dispositivo 1 tal como se ilustra en la figura 3.

35 El dispositivo 1 de sinterización selectiva por láser comprende un depósito 2 de alimentación de polvo en el que se coloca la mezcla, un rodillo 3 de aportación y de distribución de polvo, así como un láser 4.

40 El láser 4 es, por ejemplo, un láser  $\text{CO}_2$ , de potencia de 35 W. El haz láser se dirige por medio de un espejo 5 hacia la zona de polvo que se desea sinterizar, bajo una atmósfera, preferentemente neutra, por ejemplo bajo atmósfera de nitrógeno.

45 El procedimiento utiliza una plataforma de fabricación calentada a una temperatura próxima de la temperatura de fusión del polímero. El láser traza la forma capa por capa y proporciona localmente, en cada estrato sucesivo de la mezcla inicial de polvos, la energía térmica suficiente para llevar el polímero a una temperatura que provoca su fusión. Los polvos no sinterizados aseguran naturalmente el soporte de las capas siguientes. La plataforma de trabajo móvil desciende del grosor de una capa, asegurándose el desplazamiento de la pieza vertical por un pistón 6. Una nueva capa de polvo se extiende después por el rodillo 3 y el ciclo vuelve a empezar para constituir la pieza  
50 capa por capa desde abajo hacia arriba. En lugar del rodillo 3, se podría también utilizar otro sistema mecánico como, por ejemplo, un raspador.

Propiedades de las piezas obtenidas

55 Las piezas obtenidas después de la sinterización presentan una contracción homogénea de  $2 \pm 0,2\%$  según los ejes horizontales x e y, y de  $1,3 \pm 0,2\%$  según el eje vertical z. La densidad aparente medida por la relación masa/volumen de la pieza es siempre superior o igual al 99% de la densidad teórica, lo que implica un grado de porosidad volúmica inferior al 1%. Las piezas obtenidas son estancas bajo una presión mínima de 8 bares, de la temperatura ambiente hasta 100°C. La ganancia de volumen de desgaste aportada con respecto a la matriz de poliamida reforzada por aluminio cristalino es de aproximadamente el 70%. El coeficiente de fricción medido con la  
60 ayuda de un tribómetro de tipo peón sobre disco (carga 10N, velocidad de deslizamiento 16 cm/s, diámetro de la huella 1 cm) muestra una ganancia del orden del 30%. La dureza Shore D media es de  $79 \pm 1$ .

Ejemplo 2: aluminio solo

65 Se ha reproducido el modo de realización del ejemplo 1, pero utilizando una mezcla de polvos constituida por el 52% en peso de un polvo de aleación de aluminio cristalino (aluminio de serie 1000) y el 48% en peso de un polvo de

poliamida que es un polvo de Nailon 12.

Las piezas obtenidas después de la sinterización presentan una contracción homogénea de  $2 \pm 0,2\%$  según los ejes x e y, y de  $1,3 \pm 0,2\%$  según el eje z. La densidad medida es siempre inferior o igual al 80% de la densidad teórica, lo que implica un grado de porosidad volúmica superior al 20%. Las piezas no son estancas sin impregnación de resina en la superficie. Las propiedades tribológicas de abrasión-desgaste y de fricción son mediocres. La dureza Shore D media es de  $72 \pm 2$ .

Ejemplo 3: composición utilizada en el procedimiento según la invención, con AlCuFeB y un compuesto de refuerzo

Se ha reproducido el modo de realización del ejemplo 1, pero utilizando una mezcla de polvos constituida de polvo de AlCuFeB y de polvo de  $TiO_2$ . Cada tipo de polvo se pesa con precisión a fin de obtener una fracción volúmica de aleación metálica compleja del 5% y una fracción volúmica de  $TiO_2$  del 15% en la pieza compuesta final. La mezcla de polvos está constituida por el 30% en peso de un polvo de la aleación AlCuFeB del ejemplo 1 y el 70% en peso de  $TiO_2$ . Esta primera mezcla de polvos se añade después y luego se mezcla con un polvo de poliamida que es un polvo de Nailon 12, representando la primera mezcla de polvos el 50% en peso de la mezcla total.

Las piezas obtenidas después de la sinterización presentan una contracción homogénea de  $2 \pm 0,2\%$  según los ejes x e y, y de  $1,3 \pm 0,2\%$  según los ejes z. La densidad medida es siempre superior o igual al 98% de la densidad teórica, lo que implica un grado de porosidad volúmica inferior al 2%. Las piezas obtenidas son estancas y de aspecto metálico. Son menos frágiles y sus propiedades de desgaste y de dureza se mejoran con respecto a las de las piezas de los ejemplos 1 y 2.

Ejemplo 4: composición utilizada en el procedimiento según la invención, con AlCuFeCr y un compuesto de refuerzo

Se ha reproducido el modo de realización del ejemplo 1, pero utilizando una mezcla de polvos constituida de polvo de AlCuFeCr y de polvo de  $TiO_2$ . Cada tipo de polvo se pesa con precisión a fin de obtener una fracción volúmica de aleación metálica compleja del 2,5% y una fracción volúmica de  $TiO_2$  del 12,5% en la pieza compuesta final. La mezcla de polvos está constituida por el 16,5% en peso de un polvo de la aleación AlCuFeCr y el 83,5% en peso de  $TiO_2$ . Esta primera mezcla de polvos se añade después y luego se mezcla con un polvo de poliamida que es un polvo de Nailon 12, representando la primera mezcla de polvos el 41% en peso de la mezcla total.

La aleación AlCuFeCr es una aleación metálica compleja de composición atómica nominal  $Al_{71}Cu_9Fe_{10}Cr_{10}$ . Esta aleación está constituida de la fase aproximante ortorrómbica  $O1-Al_{65}Cu_{20}Fe_{10}Cr_5$  y de una fase cuadrática isoestructural a la fase  $\omega-Al_{70}Cu_{20}Fe_{10}$ .

Las piezas obtenidas después de la sinterización presentan una contracción homogénea de  $2 \pm 0,2\%$  según los ejes x e y, y de  $1,3 \pm 0,2\%$  según el eje z. La densidad medida es siempre superior o igual al 98% de la densidad teórica, lo que implica un grado de porosidad volúmica inferior al 2%. Las piezas obtenidas son estancas y de aspecto metálico. Las propiedades de desgaste y de dureza se mejoran con respecto a las de las piezas de los ejemplos 1 y 2.

Ejemplo 5: AlCuFeCr y un compuesto de refuerzo de conductividad térmica superior a 100 W/m.K

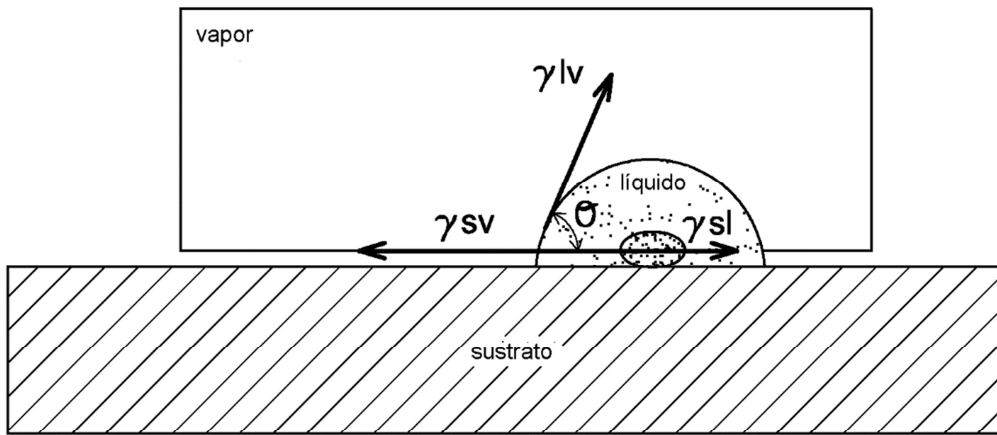
Se ha reproducido el modo de realización del ejemplo 1, pero utilizando una mezcla de polvos constituida de polvo AlCuFeCr y de polvo de aleación de aluminio del ejemplo 2. Cada tipo de polvo se pesa con precisión a fin de obtener una fracción volúmica de aleación metálica compleja del 2,5% y una fracción volúmica de aluminio cristalina del 12,5% en la pieza compuesta final. La mezcla de polvos está constituida por el 22,7% en peso de un polvo de la aleación AlCuFeCr y el 77,3% en peso de aluminio. Esta primera mezcla de polvos se añade después y luego se mezcla con un polvo de poliamida que es un polvo de Nailon 12, representando la primera mezcla de polvos el 34% en peso de la mezcla total.

Las piezas obtenidas después de la sinterización presentan una contracción homogénea de  $2 \pm 0,2\%$  según los ejes x e y, y de  $1,3 \pm 0,2\%$  según el eje z. Las piezas son de aspecto metálico pero no son estancas sin impregnación de resina en la superficie. Las propiedades tribológicas de abrasión-desgaste son mediocres.

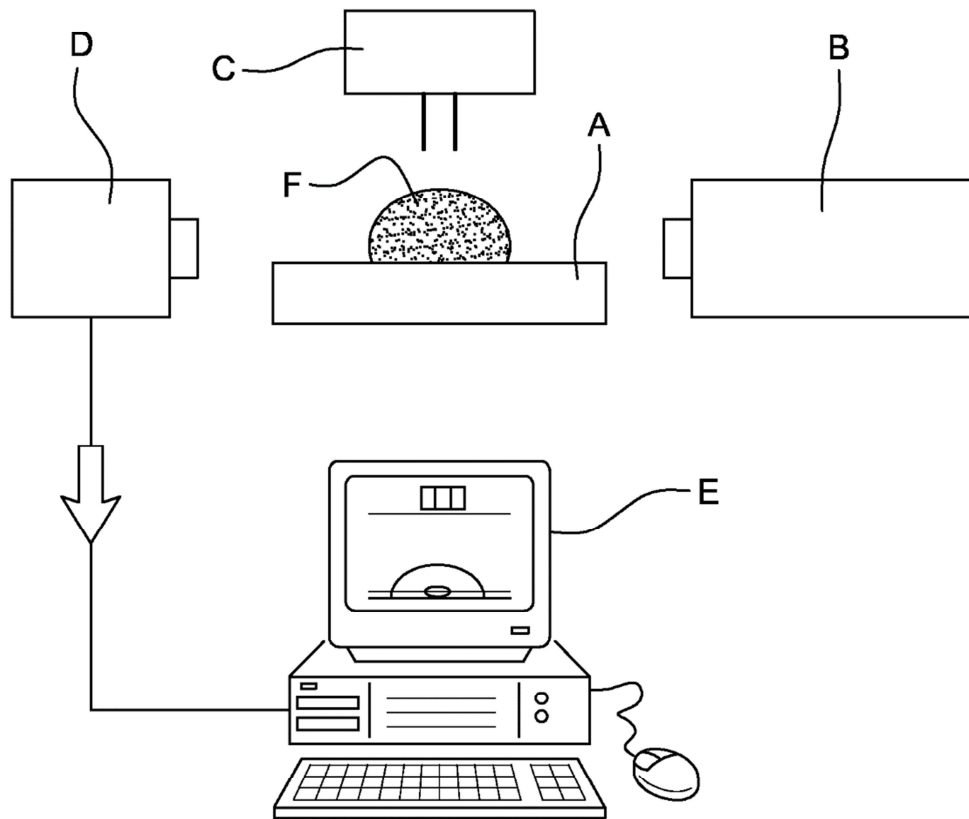
**REIVINDICACIONES**

1. Procedimiento de fabricación de una pieza que comprende aluminio, caracterizado por que comprende una etapa de sinterización selectiva por láser de una mezcla que comprende:
- 5 - un polvo de polímero,
- un polvo de una aleación de aluminio casi-cristalina, y
- 10 - un polvo de un compuesto de refuerzo que forma un ángulo de contacto con una gota de polímero depositada en su superficie inferior a 90° y que presenta una conductividad térmica a 20°C inferior a 100 W/m.K,
- no excediendo la suma del peso de la aleación y del peso del compuesto de refuerzo el 80% del peso total de la mezcla.
- 15 2. Procedimiento según la reivindicación 1, caracterizado por que el compuesto de refuerzo se selecciona entre las cerámicas y las aleaciones metálicas.
3. Procedimiento según la reivindicación 2, caracterizado por que el compuesto de refuerzo es una cerámica seleccionada entre los boruros, los carburos, los óxidos, los nitruros y sus mezclas.
- 20 4. Procedimiento según la reivindicación 2, caracterizado por que el compuesto de refuerzo es una aleación metálica seleccionada entre los aceros inoxidable, las aleaciones de titanio, los bronce, las superaleaciones y sus mezclas.
- 25 5. Procedimiento según la reivindicación 1 o 2, caracterizado por que el compuesto de refuerzo se selecciona entre B<sub>4</sub>C, WC/Co, TiB<sub>2</sub>, TiO<sub>2</sub>, los compuestos a base de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, los compuestos a base de SiO<sub>2</sub>, ZrO<sub>2</sub>, BN, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, Fe<sub>72</sub>Cr<sub>18</sub>Ni<sub>10</sub>, Fe<sub>70</sub>Cr<sub>25</sub>Al<sub>5</sub>, las aleaciones titanio/aluminio/vanadio, las aleaciones a base de cobre, y las superaleaciones a base de níquel, cobalto o hierro.
- 30 6. Procedimiento según una de las reivindicaciones 1 a 5, caracterizado por que la aleación de aluminio casi-cristalina es una aleación metálica compleja que comprende un porcentaje atómico de aluminio superior al 50%.
7. Procedimiento según la reivindicación 6, caracterizado por que la aleación de aluminio casi-cristalina se selecciona entre Al<sub>62</sub>Cu<sub>25,5</sub>Fe<sub>12,5</sub>, Al<sub>59</sub>Cu<sub>25,5</sub>Fe<sub>12,5</sub>B<sub>3</sub>, Al<sub>71</sub>Cu<sub>9,7</sub>Fe<sub>8,7</sub>Cr<sub>10,6</sub> y Al<sub>71,3</sub>Fe<sub>8,1</sub>Co<sub>12,6</sub>Cr<sub>7,8</sub>.
- 35 8. Procedimiento según una de las reivindicaciones 1 a 7, caracterizado por que el polímero es un polímero orgánico termoplástico seleccionado entre las poliamidas, los copolímeros de amida, los poliacetatos, los polietilenos, la polieteretercetona.
- 40 9. Procedimiento según una de las reivindicaciones 1 a 8, caracterizado por que la mezcla contiene del 1 al 30% en peso de aleación de aluminio casi-cristalina.
10. Procedimiento según una de las reivindicaciones 1 a 9, caracterizado por que la mezcla contiene del 20 al 98% en peso de polímero.
- 45 11. Procedimiento según una de las reivindicaciones 1 a 10, caracterizado por que la mezcla contiene del 1 al 50% en peso de compuesto de refuerzo.
- 50 12. Procedimiento según una de las reivindicaciones 1 a 11, caracterizado por que las partículas de aleación de aluminio casi-cristalina y de compuesto de refuerzo tienen una granulometría media comprendida entre 1 y 120 µm, y las partículas de polímero tienen una granulometría media comprendida entre 1 y 120 µm.
- 55 13. Procedimiento según una de las reivindicaciones 1 a 12, caracterizado por que la mezcla de polvos se calienta hasta una temperatura inferior de 1 a 10°C a la temperatura de fusión del polímero, y después por que la energía necesaria para la fusión está aportada por el láser.

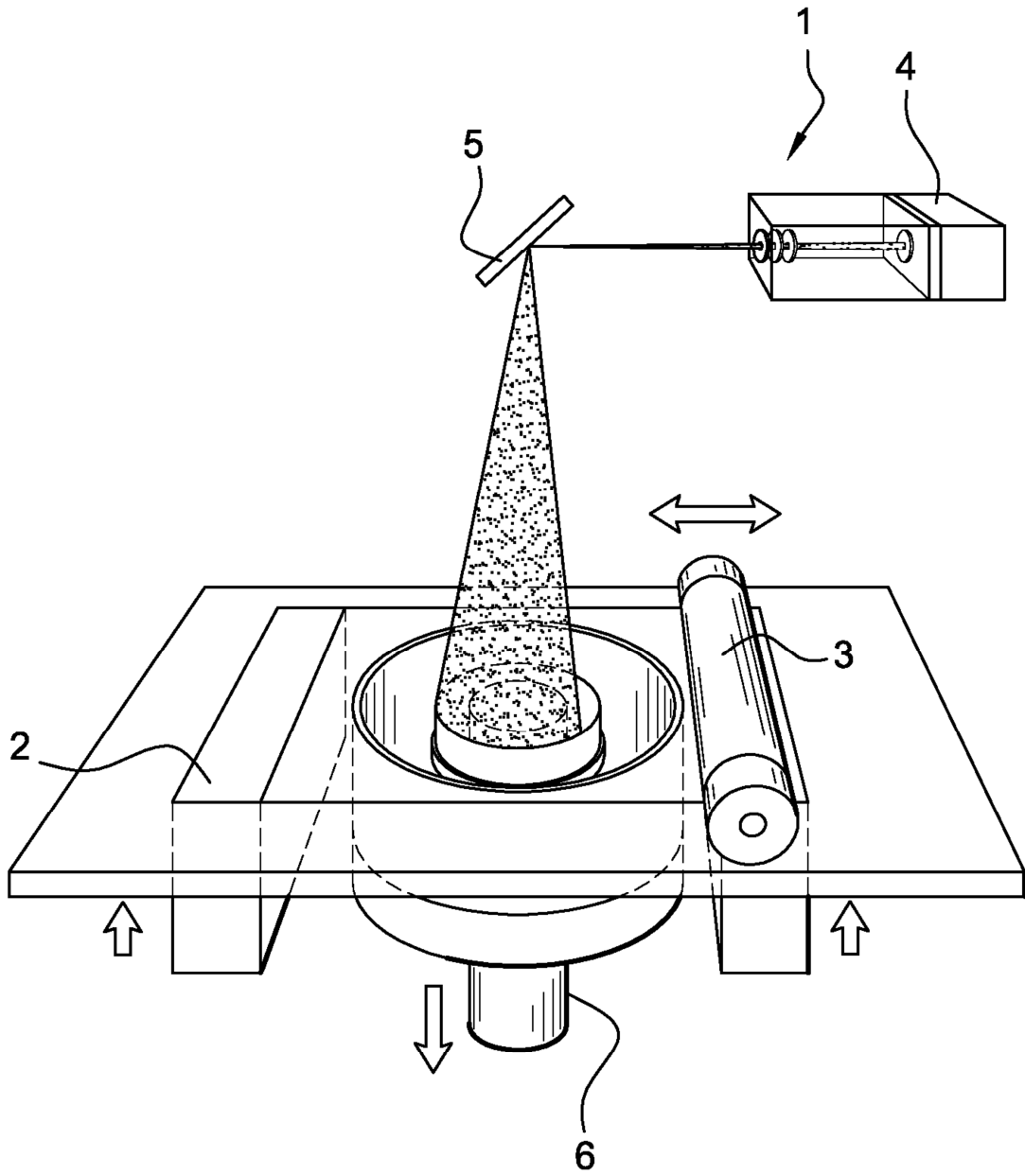




**Fig. 1**



**Fig. 2**



**Fig. 3**