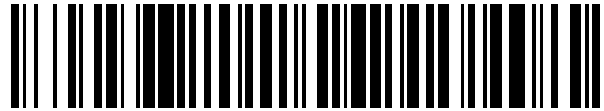


19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 529 473**

51 Int. Cl.:

**C22C 21/00** (2006.01)

**C22F 1/04** (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **06.04.2011 E 13176662 (8)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **17.09.2014 EP 2653578**

54 Título: **Aleación de aluminio para moldeo por inyección**

30 Prioridad:

**07.04.2010 EP 10159192**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:  
**20.02.2015**

73 Titular/es:

**RHEINFELDEN ALLOYS GMBH & CO. KG  
(100.0%)  
Friedrichstrasse 80  
79618 Rheinfelden, DE**

72 Inventor/es:

**APELIAN, DIRAN y  
MAKLOUF, MAKHLOUF M.**

74 Agente/Representante:

**SUGRAÑES MOLINÉ, Pedro**

**ES 2 529 473 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

Aleación de aluminio para moldeo por inyección

## 5 CAMPO DE LA INVENCION

La presente invención se refiere a aleaciones de aluminio que pueden procesarse mediante moldeo por inyección a alta presión convencional y se refuerzan por dispersión, pueden endurecerse por envejecimiento y tienen propiedades mecánicas útiles a temperaturas de hasta al menos 300°C.

10

## ANTECEDENTES DE LA INVENCION

Las aleaciones de aluminio son uno de los grupos más importantes de materiales ligeros empleados en la industria del automóvil, principalmente debido a su alta resistencia específica. La mayor parte de aleaciones de fundición de aluminio tradicionales se basan en el sistema eutéctico de aluminio-silicio debido a sus excelentes características de moldeo. Desafortunadamente el solidus en este sistema no supera los 550°C, y por consiguiente la temperatura máxima de trabajo de las aleaciones de aluminio-silicio está limitada a aproximadamente 200°C. Además, la mayor parte de elementos de aleación en las aleaciones tradicionales a base de aluminio (es decir, zinc, magnesio y cobre) tienen una alta difusividad en la disolución sólida de aluminio. Por tanto, aunque estos elementos mejoran la resistencia a la temperatura ambiente de la aleación, comprometen la estabilidad térmica de la aleación. Por ejemplo, las aleaciones de aluminio basadas en los sistemas Al-Zn-Mg, Al-Cu-Mg y Al-Li pueden alcanzar una resistencia a la tracción muy alta (de hasta aproximadamente 700 MPa); sin embargo sus propiedades mecánicas se degradan rápidamente cuando se usan a alta temperatura. En muchas aplicaciones, la estabilidad de las propiedades mecánicas a alta temperatura, y no una alta resistencia, es la necesidad principal. Por tanto las aleaciones de aluminio tradicionales no son útiles en tales aplicaciones y existe la necesidad de un material ligero, térmicamente estable.

## TÉCNICA ANTERIOR

Se han hecho intentos en la técnica anterior para proporcionar aleaciones de fundición de aluminio con una estabilidad térmica mejorada. De entre estos intentos se destacan aquéllos que utilizan el sistema aluminio-níquel con adiciones mínimas de zirconio. Los siguientes artículos de revistas representan estos intentos:

35 N.A. Belov, "Structure and Strength of Cast Alloys of the System Aluminum-Nickel-Zirconium", *Metallov.*, n.º 10, págs. 19-22, 1993.

N.A. Belov, "Principles of Optimizing the Structure of Creep-Resisting Casting Aluminum Alloys using Transition Metals", *Journal of Advanced Materials*, vol. 1, n.º 4, págs. 321-329, 1994.

40 N.A. Belov, V.S. Zolotarevsky, S. Goto, A.N. Alabin, V.V. Istomin-Kastrovsky, y V.I. Mishin, "Effect of Zirconium on Liquidus and Hardening of Al-6%Ni Casting Alloy", *Metals Forum*, vol. 28, págs. 533-538, 2004.

Los artículos de revistas anteriores enseñan que puede producirse una estructura óptima para una aleación de aluminio que muestra estabilidad a alta temperatura basándose en una composición eutéctica que consiste en una fase de disolución sólida de aluminio ( $\alpha$ -aluminio) que se alea con al menos un 0,6% en peso de zirconio; y una segunda fase que tiene una alta resistencia a la fluencia, concretamente trialuminuro de níquel ( $Al_3Ni$ ).

Los artículos de revistas anteriores también enseñan que los objetos hechos a partir de estas aleaciones se obtienen fundiendo los componentes de aleaciones sólidas pesados con cuidado (aluminio, aleación madre de aluminio níquel y aleación madre de aluminio zirconio) a aproximadamente 900°C. Esta temperatura de fusión relativamente alta es necesaria para disolver el alto contenido en zirconio ( $\geq 0,6\%$  en peso de zirconio) para dar aluminio y obtener una masa fundida homogénea de aluminio-níquel-zirconio. Además, los artículos de revistas anteriores enseñan que la masa fundida de aluminio-níquel-zirconio debe enfriarse a una velocidad de enfriamiento más rápida de 10°C/segundo con el fin de solidificarla y mantener una disolución de zirconio sólida supersaturada homogénea en  $\alpha$ -aluminio a temperatura ambiente. Además, los artículos de revistas anteriores enseñan que a medida que se enfría el material desde la temperatura de fusión, puede conformarse para obtener la forma de objeto deseada mediante moldeo en un molde. Dicho molde debe permitir que el material se enfríe desde la temperatura de fusión hasta la temperatura ambiente a una velocidad que supere los 10°C/segundo. Finalmente, los artículos de revistas anteriores enseñan que el objeto sólido moldeado puede envejecerse a una temperatura entre 350°C y 450°C con el fin de precipitar partículas de trialuminuro de zirconio ( $Al_3Zr$ ) finas que endurecen la aleación.

65 Cuando se procesan de manera apropiada, las aleaciones representadas en los artículos de revistas anteriores tienen mejores propiedades mecánicas a una temperatura elevada que en el caso de las aleaciones de fundición de aluminio tradicionales. Sin embargo, el endurecimiento no se producirá en las aleaciones representadas en los artículos de revistas anteriores a menos que el contenido en zirconio de la aleación sea superior al 0,4% en peso y no se producirá un endurecimiento significativo a menos que el contenido en zirconio de la aleación sea de al menos

5 el 0,6% en peso. Cantidades menores de zirconio no darán como resultado un volumen de partículas de segunda fase (en este caso  $Al_3Zr$ ) que sea suficiente para inducir un endurecimiento significativo de la disolución sólida de  $\alpha$ -aluminio. La figura 1 ilustra la cantidad de sólido presente en la masa fundida como una función de la temperatura para una aleación de la técnica anterior. La figura muestra que la aleación se funde completamente sólo a temperaturas por encima de 850°C. Tal alta temperatura de fusión no permite que las aleaciones representadas en los artículos de revistas anteriores se procesen para obtener objetos conformados mediante moldeo por inyección a alta presión convencional puesto que la temperatura de la masa fundida que puede introducirse en el cilindro de inyección de una máquina de moldeo por inyección a alta presión tradicional no debería sobrepasar los 750°C.

10 Es necesaria una alta velocidad de enfriamiento, superior a 10°C/segundo, para mantener un 0,6% en peso de zirconio en disolución sólida en  $\alpha$ -aluminio a temperatura ambiente. A excepción del moldeo por inyección a alta presión, tal alta velocidad de enfriamiento no puede alcanzarse en la mayor parte de objetos que se moldean mediante los procesos de moldeo convencionales. Por consiguiente, a excepción del moldeo de objetos muy pequeños en moldes de cobre o grafito, las aleaciones representadas en los artículos de revistas anteriores no pueden procesarse para obtener objetos conformados mediante los procesos de moldeo convencionales.

#### DESCRIPCIÓN DE LA INVENCION

20 Esta invención se refiere a una clase de aleaciones de aluminio que (i) se refuerzan por dispersión, (ii) pueden endurecerse por envejecimiento para obtener propiedades mecánicas mejoradas y (iii) pueden procesarse mediante moldeo por inyección a alta presión convencional para producir artículos conformados que tienen propiedades mecánicas útiles a temperaturas de hasta al menos 300°C.

25 Un objeto de la presente invención es proporcionar materiales ligeros, resistentes al desgaste y resistentes a la corrosión que puedan moldearse a través del proceso de moldeo por inyección a alta presión convencional y que sean térmicamente estables hasta al menos 300°C.

30 El objeto anterior se alcanza según la invención mediante una aleación de aluminio para moldeo por inyección que comprende

del 4 al 6% en peso de níquel,

del 0,1 al 0,3% en peso de zirconio,

35 del 0,3 al 0,4% en peso de vanadio,

opcionalmente hasta el 5% en peso de manganeso,

40 opcionalmente hasta el 2% en peso de hierro,

opcionalmente hasta el 1% en peso de titanio,

opcionalmente hasta el 2% en peso de hafnio,

45 opcionalmente hasta el 2% en peso de magnesio,

opcionalmente hasta el 1% en peso de cromo,

50 opcionalmente hasta el 1% en peso de molibdeno,

opcionalmente hasta el 0,5% en peso de silicio,

opcionalmente hasta el 0,5% en peso de cobre,

55 opcionalmente hasta el 0,5% en peso de zinc,

y aluminio como resto con impurezas debidas a la producción de en total como máximo el 1% en peso.

60 Las aleaciones de la presente invención tienen la composición química general: aluminio-níquel-zirconio-vanadio y su composición química se optimiza de modo que su temperatura de liquidus es menor de 750°C.

65 Tras la solidificación a partir de la masa fundida, el níquel y el aluminio forman una estructura eutéctica compuesta por una disolución sólida de níquel en aluminio (que se denomina fase de  $\alpha$ -aluminio) y una segunda fase compuesta por trialuminuro de níquel ( $Al_3Ni$ ). Las aleaciones con un componente eutéctico en su microestructura tienen un intervalo de solidificación más estrecho, y por tanto son menos propensas a la termofragilidad que las aleaciones sin componente eutéctico en su microestructura. La fase de  $Al_3Ni$  está en forma de barras delgadas cuyo

diámetro está en el intervalo de 300 a 500 nanómetros. Si el enfriamiento desde la temperatura de fusión hasta la temperatura ambiente se realiza lo suficientemente rápido (es decir, a una velocidad que supere 10°C/segundo), entonces en la fase de  $\alpha$ -aluminio también estarán disueltos zirconio y vanadio. Tras el posterior envejecimiento térmico controlado de la aleación sólida, el zirconio y el vanadio se combinan con aluminio a través de una reacción de estado sólido para formar una fase de precipitado de refuerzo de la composición química  $Al_3Zr_xV_{1-x}$ . Las partículas de  $AlZr_xV_{1-x}$  metaestables de tamaño submicrométrico tienen la estructura de cristal cúbico  $L1_2$  y se distribuyen de manera uniforme en la disolución sólida de  $\alpha$ -aluminio.

Las aleaciones de la presente invención también pueden incluir hasta el 5% en peso de manganeso y hasta el 2% en peso de hierro. Además de formar aluminuros de metal, que pueden reforzar adicionalmente la aleación, el hierro y el manganeso son componentes útiles en las aleaciones para moldeo por inyección a alta presión porque tienden a mitigar la soldadura de la aleación a los componentes de la matriz de moldeo.

Las aleaciones de la presente invención también pueden incluir hasta el 2% en peso de magnesio, hasta el 2% en peso de hafnio, hasta el 1% en peso de titanio, hasta el 1% en peso de molibdeno, hasta el 1% en peso de cromo, hasta el 0,5% en peso de silicio, hasta el 0,5% en peso de cobre y hasta el 0,5% en peso de zinc.

Las aleaciones de la presente invención incluyen preferiblemente partículas dispersadas de manera sustancialmente uniforme de  $Al_3Zr_xV_{1-x}$ , donde x es una fracción unitaria que depende de la razón de Zr : V en la aleación, teniendo las partículas un diámetro equivalente de menos de aproximadamente 50 nm y preferiblemente menos de aproximadamente 30 nm.

Las aleaciones de la presente invención incluyen preferiblemente partículas de  $Al_3Ni$  que tienen un diámetro equivalente de menos de aproximadamente 500 nm, preferiblemente menos de aproximadamente 300 nm, particularmente menos de aproximadamente 100 nm.

Las aleaciones de la presente invención pueden incluir partículas dispersadas de manera sustancialmente uniforme de aluminuro de manganeso que tienen un diámetro equivalente de menos de aproximadamente 50 nm y preferiblemente menos de aproximadamente 30 nm.

Las aleaciones de la presente invención pueden incluir partículas dispersadas de manera sustancialmente uniforme de aluminuro de hierro que tienen un diámetro equivalente de menos de aproximadamente 50 nm y preferiblemente menos de aproximadamente 30 nm.

Una característica de las aleaciones de la presente invención que las diferencia de las aleaciones de aluminio de la técnica anterior que contienen níquel y zirconio pero sin vanadio (descritas en los artículos de revistas de N.A. Belov) es que las aleaciones de la presente invención tienen una temperatura de liquidus muy inferior (normalmente menor de 750°C a diferencia de mayor de 850°C para las aleaciones de la técnica anterior). La temperatura de liquidus inferior permite que las aleaciones de la presente invención se procesen para obtener objetos conformados mediante moldeo por inyección a alta presión convencional mientras que las aleaciones de la técnica anterior no pueden procesarse para obtener objetos conformados mediante moldeo por inyección a alta presión convencional y por tanto están limitadas al moldeo de pequeños objetos en moldes de grafito.

Otra característica de las aleaciones de la presente invención que las diferencia de las aleaciones de aluminio de la técnica anterior que contienen níquel y zirconio pero sin vanadio es que las partículas de endurecimiento por precipitación en las aleaciones de la presente invención son partículas de  $Al_3Zr_xV_{1-x}$  (en comparación con las partículas de  $Al_3Zr$  en las aleaciones de la técnica anterior). Debido al menor tamaño del átomo de vanadio (0,132 nm) en comparación con el átomo de zirconio (0,159 nm), la estructura reticular de  $AlZr_xV_{1-x}$  tiene un parámetro de estructura reticular que es menor que el de la estructura reticular de  $Al_3Zr$  y que coincide más estrechamente con el parámetro de estructura reticular de la matriz de  $\alpha$ -aluminio). Por este motivo, las aleaciones de aluminio-níquel que se endurecen con precipitados de  $Al_3Zr_xV_{1-x}$  son más estables térmicamente que las aleaciones de aluminio-níquel que se endurecen con precipitados de  $Al_3Zr$ .

Las características y ventajas anteriores y otras de la presente invención resultarán más evidentes a partir de la siguiente descripción detallada y los dibujos adjuntos.

#### DESCRIPCIÓN DE LOS DIBUJOS

La figura 1 es un desarrollo de solidificación generado por ordenador para una aleación de aluminio: 6% en peso de níquel, 0,6% en peso de zirconio;

la figura 2 es un desarrollo de solidificación generado por ordenador para una aleación de aluminio: 6% en peso de níquel, 0,1% en peso de zirconio, 0,4% en peso de vanadio.

#### DESCRIPCIÓN DETALLADA DE LA INVENCION

El refuerzo por dispersión de las aleaciones de aluminio se basa en la creación de partículas dispersadas en la matriz de la aleación. Este mecanismo de refuerzo es característico de las aleaciones basadas en el sistema aluminio-níquel. Las aleaciones de aluminio-níquel hipoeutécticas y eutécticas se solidifican en una estructura que contiene una fina dispersión de partículas de trialuminuro de níquel ( $\text{Al}_3\text{Ni}$ ) en una matriz constituida por una disolución sólida de níquel en aluminio ( $\alpha$ -aluminio). Como el trialuminuro de níquel es esencialmente insoluble en aluminio hasta aproximadamente  $855^\circ\text{C}$ , las aleaciones de aluminio-níquel son más estables a temperaturas elevadas que las aleaciones de aluminio-silicio. Sin embargo, las aleaciones binarias de aluminio-níquel no tienen propiedades mecánicas adecuadas para la mayor parte de aplicaciones en automóviles puesto que su límite aparente de elasticidad a temperatura ambiente no supera los 80 MPa; y por tanto es necesario un refuerzo adicional de estas aleaciones.

El refuerzo por precipitación es un mecanismo bien conocido para reforzar aleaciones de aluminio característico de las aleaciones basadas en el sistema aluminio-cobre. En estas aleaciones la precipitación de partículas de aluminio de cobre en una matriz de  $\alpha$ -aluminio se controla térmicamente con el fin de producir un refuerzo eficaz de la matriz de aleación.

La presente invención combina características de los dos tipos de mecanismos de endurecimiento descritos anteriormente con el fin de obtener aleaciones de aluminio con una resistencia mecánica suficiente a temperaturas elevadas para la mayor parte de aplicaciones en automóviles. Las aleaciones de la presente invención contienen una fina dispersión de partículas de trialuminuro de níquel resistentes a la fluencia y un precipitado de refuerzo que se basa en zirconio y vanadio, concretamente  $\text{Al}_3\text{Zr}_x\text{V}_{1-x}$ .

En las aleaciones de la técnica anterior, que contienen níquel y zirconio pero sin vanadio (descritas en los artículos de revistas de N.A. Belov), se forma una fase de refuerzo con la composición química  $\text{Al}_3\text{Zr}$ . En la aleación de la invención, la fase de refuerzo también se basa en la estructura  $\text{Al}_3\text{Zr}$  pero con átomos de vanadio que sustituyen algunos de los átomos de zirconio. Por tanto la representación precisa de la fase de refuerzo en la aleación de la invención es  $\text{Al}_3\text{Zr}_x\text{V}_{1-x}$  siendo  $x$  una fracción unitaria cuya magnitud depende de la razón de zirconio con respecto a vanadio. El papel que desempeña el vanadio en la aleación de la invención es importante para permitir que la aleación se procese para obtener artículos mediante moldeo por inyección a alta presión. La extensión del refuerzo inducido por un precipitado se refiere tanto a la fracción en volumen del precipitado como al tamaño de las partículas de precipitado. Una fracción en volumen grande de partículas de tamaño pequeño es esencial para el refuerzo. Las aleaciones de la técnica anterior emplean un mínimo del 0,6% en peso de zirconio con el fin de crear aproximadamente el 0,83% en volumen de la fase de refuerzo de  $\text{Al}_3\text{Zr}$ . Esta cantidad se muestra como suficiente para un refuerzo significativo de la aleación. Sin embargo, el examen de la figura 1 muestra que la temperatura de liquidus de una aleación con el 0,6% de zirconio es superior a  $850^\circ\text{C}$ . Esta temperatura de fusión relativamente alta es prohibitiva para el moldeo por inyección a alta presión convencional, y por tanto las aleaciones de la técnica anterior no pueden producirse en masa mediante operaciones de moldeo por inyección a alta presión. Una versión preferida de la aleación de la invención emplea sólo el 0,1% en peso de zirconio y el 0,4% en peso de vanadio. Esta mezcla crea aproximadamente un 0,84% en volumen de la fase de refuerzo de  $\text{Al}_3\text{Zr}_x\text{V}_{1-x}$ . La ventaja principal de emplear vanadio en la aleación de la invención es que la temperatura de liquidus de la aleación de la invención es sólo de aproximadamente  $730^\circ\text{C}$ , véase la figura 2, lo que permite el uso de moldeo por inyección a alta presión convencional en la fabricación de artículos conformados con la aleación de la invención.

Una descripción general del material de la invención tras un procesamiento óptimo es que es una matriz de  $\alpha$ -aluminio (una disolución sólida muy diluida de níquel en aluminio) que contiene aproximadamente el 0,8-1,0% en volumen de una fase de refuerzo distribuida de manera uniforme que se basa en zirconio y vanadio y que tiene una estructura representada por la fórmula química  $\text{Al}_3\text{Zr}_x\text{V}_{1-x}$ , y aproximadamente el 1-10% en volumen de partículas de trialuminuro de níquel dispersadas de manera uniforme en la matriz de aleación. En un material de esta invención que se ha procesado para tener una resistencia máxima, las partículas de refuerzo de  $\text{Al}_3\text{Zr}_x\text{V}_{1-x}$  son metaestables, tienen la estructura cúbica de  $\text{L1}_2$ , son coherentes con la matriz de  $\alpha$ -aluminio y tienen un diámetro promedio de menos de aproximadamente 25 nm.

La producción de una estructura de este tipo requiere: (1) enfriamiento rápido desde la temperatura de fusión y (2) envejecimiento térmico controlado del artículo solidificado.

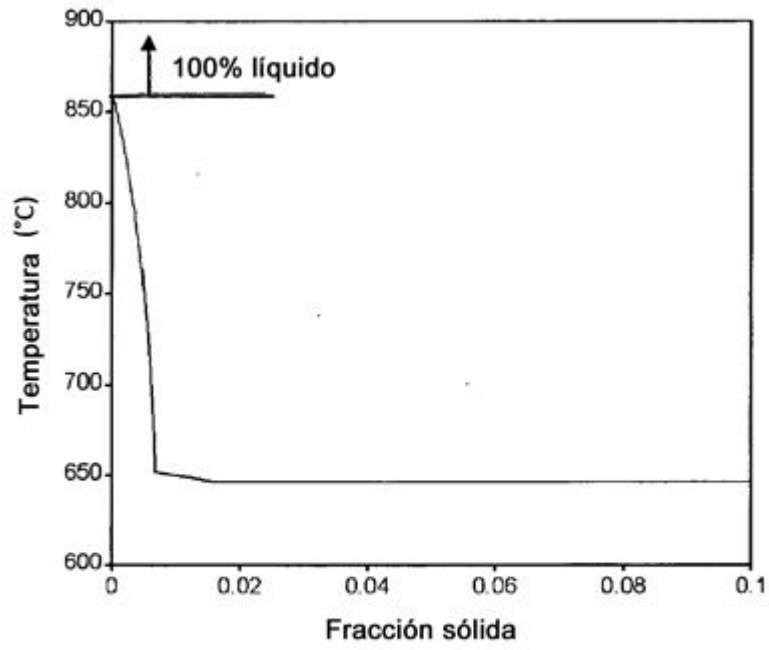
El enfriamiento rápido desde la temperatura de fusión es necesario para garantizar que el zirconio y el vanadio se mantengan en disolución en la matriz de  $\alpha$ -aluminio a temperatura ambiente; es decir, a temperatura ambiente la aleación contiene la fase eutéctica de  $\text{Al}_3\text{Ni}$  y una segunda fase que es una disolución sólida supersaturada de zirconio y vanadio en  $\alpha$ -aluminio. Para la aleación de la invención, es necesaria una velocidad de enfriamiento que supere  $10^\circ\text{C}/\text{segundo}$  para obtener una disolución sólida supersaturada de zirconio y vanadio en  $\alpha$ -aluminio. Una de las ventajas de la aleación de la invención sobre las aleaciones de la técnica anterior es que está diseñada de modo que puede procesarse para obtener artículos conformados mediante moldeo por inyección a alta presión convencional, en el que se introduce la aleación fundida a aproximadamente  $750^\circ\text{C}$  directamente en cilindro de inyección de la máquina de moldeo por inyección. Entonces se inyecta a alta presión en una matriz de moldeo de acero; la presión se mantiene sobre la aleación hasta que se completa la solidificación, y a continuación se expulsa

el artículo solidificado. Se sabe que las velocidades de enfriamiento en las operaciones de moldeo por inyección a alta presión convencional superan normalmente 10°C/segundo. Por tanto, el proceso de moldeo que conforma el artículo también proporciona el enfriamiento brusco necesario para obtener una disolución sólida supersaturada homogénea de los elementos de refuerzo (zirconio y vanadio) en  $\alpha$ -aluminio.

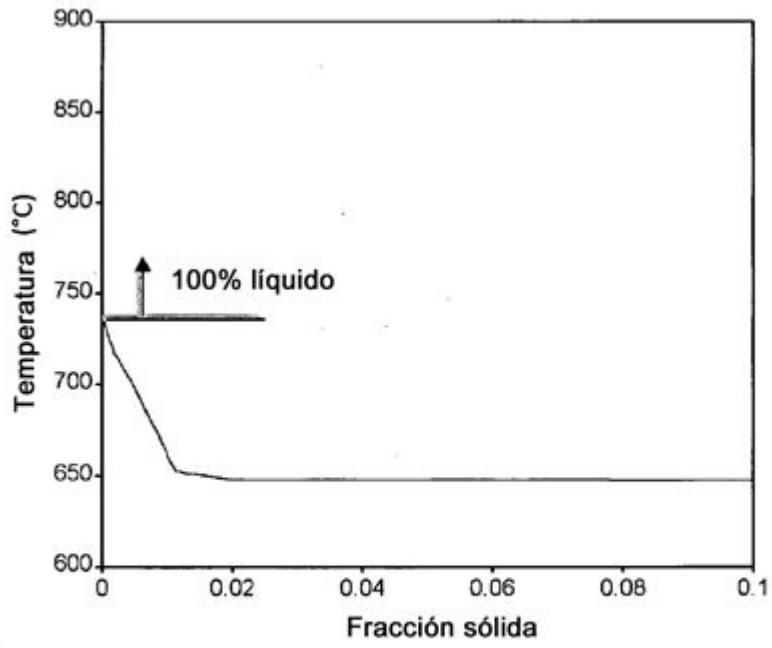
5 Es necesario un envejecimiento térmico controlado de los artículos moldeados solidificados hechos con la aleación de la invención con el fin de precipitar las partículas de refuerzo de  $\text{Al}_3\text{Zr}_x\text{V}_{1-x}$  cúbicas de  $\text{L}_{12}$  metaestables en la disolución sólida de  $\alpha$ -aluminio. Esto puede conseguirse mediante un programa de envejecimiento térmico optimizado. Un programa de este tipo incluye mantener el artículo moldeado solidificado a una temperatura de entre 10 250°C y 350°C durante entre dos y seis horas tras lo cual se mantiene a una temperatura de entre 350°C y 450°C durante entre dos y seis horas. Un programa de envejecimiento térmico preferido incluye mantener el artículo moldeado solidificado a 350°C durante tres horas tras lo cual se mantiene a 450°C durante 3 horas adicionales. Simultáneamente a la precipitación de las partículas de refuerzo de  $\text{Al}_3\text{Zr}_x\text{V}_{1-x}$  en la disolución sólida de  $\alpha$ -aluminio, 15 el programa de envejecimiento térmico recomendado fragmenta y cambia la forma de las barras eutécticas de  $\text{Al}_3\text{Ni}$  para obtener partículas de tamaño submicrométrico. Esta fragmentación y globularización de las barras eutécticas de  $\text{Al}_3\text{Ni}$  mejora la ductilidad global del artículo moldeado.

**REIVINDICACIONES**

1. Aleación de aluminio para moldeo por inyección que comprende
  - 5 del 4 al 6% en peso de níquel,
  - del 0,1 al 0,3% en peso de zirconio,
  - 10 del 0,3 al 0,4% en peso de vanadio,
  - opcionalmente hasta el 5% en peso de manganeso,
  - opcionalmente hasta el 2% en peso de hierro,
  - 15 opcionalmente hasta el 1% en peso de titanio,
  - opcionalmente hasta el 2% en peso de hafnio,
  - 20 opcionalmente hasta el 2% en peso de magnesio,
  - opcionalmente hasta el 1% en peso de cromo,
  - opcionalmente hasta el 1% en peso de molibdeno,
  - 25 opcionalmente hasta el 0,5% en peso de silicio,
  - opcionalmente hasta el 0,5% en peso de cobre,
  - 30 opcionalmente hasta el 0,5% en peso de zinc,
  - y aluminio como resto con impurezas debidas a la producción de en total como máximo el 1% en peso.
2. Aleación de aluminio para moldeo por inyección según la reivindicación 1, que incluye partículas dispersadas de manera sustancialmente uniforme de  $Al_3Zr_xV_{1-x}$ , donde x es una fracción unitaria que depende de la razón de Zr : V en la aleación, teniendo las partículas un diámetro equivalente de menos de aproximadamente 50 nm y preferiblemente menos de aproximadamente 30 nm.
3. Aleación de aluminio para moldeo por inyección según la reivindicación 1, que incluye partículas de  $Al_3Ni$  que tienen un diámetro equivalente de menos de aproximadamente 500 nm, preferiblemente menos de aproximadamente 300 nm, particularmente menos de aproximadamente 100 nm.
4. Aleación de aluminio para moldeo por inyección según la reivindicación 1, que incluye partículas dispersadas de manera sustancialmente uniforme de aluminuro de manganeso que tienen un diámetro equivalente de menos de aproximadamente 50 nm y preferiblemente menos de aproximadamente 30 nm.
- 45 5. Aleación de aluminio para moldeo por inyección según la reivindicación 1, que incluye partículas dispersadas de manera sustancialmente uniforme de aluminuro de hierro que tienen un diámetro equivalente de menos de aproximadamente 50 nm y preferiblemente menos de aproximadamente 30 nm.
- 50 6. Componente moldeado por inyección compuesto por una aleación de aluminio según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5.
7. Método para producir un componente moldeado por inyección compuesto por una aleación de aluminio según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5, en el que se endurece por envejecimiento la aleación manteniendo el componente moldeado por inyección solidificado a una temperatura de 250°C a 350°C durante de 2 a 6 horas tras lo cual se mantiene a una temperatura de 350°C a 450°C durante de 2 a 6 horas.
- 55



**Fig. 1**



**Fig. 2**