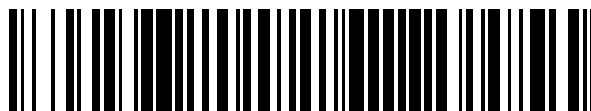


19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 526 297**

51 Int. Cl.:

**C22C 1/10** (2006.01)

**C22C 21/12** (2006.01)

12

## TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **10.02.2011** **E 11709774 (1)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **01.10.2014** **EP 2534273**

54 Título: **Aleación de fundición de aluminio y cobre**

30 Prioridad:

**10.02.2010 GB 201002236**

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

**09.01.2015**

73 Titular/es:

**AEROMET INTERNATIONAL PLC (100.0%)**  
**10 Norwich Street**  
**London, Greater London EC4A 1BD, GB**

72 Inventor/es:

**FORDE, JOHN y**  
**STOTT, WILLIAM**

74 Agente/Representante:

**UNGRÍA LÓPEZ, Javier**

ES 2 526 297 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 fundición de aluminio y cobre

Descripción de la invención

- 5 [0001] Esta invención se refiere a aleaciones de fundición de aluminio y cobre. Las aleaciones de aluminio y cobre tienen potencialmente una resistencia mayor que otros sistemas de aleaciones de fundición de aluminio como, por ejemplo, las aleaciones de aluminio y silicio. No obstante, el uso de las aleaciones de aluminio y cobre para aplicaciones de alto rendimiento se ha visto limitado por su mala colabilidad en comparación con las aleaciones de aluminio y silicio.
- 10 [0002] En la Solicitud de Patente Británica 2334966A se presenta una aleación de aluminio y cobre en la que partículas sustancialmente insolubles, preferentemente de diboruro de titanio, o posiblemente de otros materiales tales como carburo de silicio, óxido de aluminio, diboruro de circonio, carburo de boro o nitruro de boro, ocupan regiones interdendríticas de la aleación cuando se funde. Cabría esperar que dichas partículas, que normalmente son duras y quebradizas, derivarían en una reducción inaceptable de la ductabilidad de la aleación de fundición pero, en realidad, las investigaciones han demostrado que la buena ductabilidad se mantiene ya que las partículas cambian las características de solidificación de la aleación, eliminando la heterogeneidad composicional y reduciendo la porosidad de contracción a escala macroscópica. Durante la solidificación de la aleación, las partículas de  $TiB_2$  ocupan los espacios interdendríticos a medida que las dendritas de aluminio se nuclean y empiezan a crecer, y la presencia de las partículas de  $TiB_2$  restringe el movimiento del metal líquido restante a través de los canales interdendríticos. Esto favorece una evolución hacia la alimentación en masa, que reduce la ocurrencia de una porosidad de contracción tanto interna como superficial. No obstante, aunque se sabe que el  $TiB_2$  es un refinador de granos, el tamaño de los granos sigue siendo muy grande (por ej., 1 mm aproximadamente). Esta estructura de granos no refinados puede llevar a problemas como el agrietamiento en caliente, sobre todo en las fundiciones en arena, así como a la formación de porosidad de contracción en grandes fundiciones enfriadas lentamente como las producidas por fundición a la cera perdida o fundición en arena.
- 25 [0003] En la Patente JP11199960 se presenta una aleación de aluminio adecuada para fundiciones de culatas de motores, que puede contener titanio. No obstante, la aleación es una aleación de aluminio y silicio: tales aleaciones tienen fundamentalmente una fluidez y colabilidad mucho mayores que las aleaciones que no contienen o contienen poco silicio, y no sufren el mismo nivel de agrietamiento en caliente o porosidad de contracción que las segundas aleaciones mencionadas.
- 30 [0004] Según un primer aspecto de la invención, una aleación de fundición de aluminio y cobre, comprende:
- |    |              |
|----|--------------|
| Cu | 3,0-6,0 %/p; |
| Mg | 0,0-1,5 %/p; |
| Ag | 0,0-1,5 %/p; |
| Mn | 0,0-0,8 %/p; |
| Fe | 0,0-1,5 %/p; |
| Si | 0,0-1,5 %/p; |
| Zn | 0,0-4,0 %/p; |
| Sb | 0,0-0,5 %/p; |
| Zr | 0,0-0,5 %/p; |
| Co | 0,0-0,5 %/p; |
- Titanio libre >0,15-1,0 %/p;
- Partículas insolubles 0,5-20 %/p; y
- Al e impurezas inevitables Equilibrio,
- 35 donde las partículas insolubles ocupan las regiones interdendríticas de la aleación y comprenden partículas de diboruro de titanio, y en donde la aleación de aluminio y cobre comprende más de un 0,15 %/p de titanio libre, lo que resulta en una refinación de la estructura del grano de la aleación de fundición.
- [0005] Las partículas insolubles pueden tener un tamaño de 0,5  $\mu m$  o superior. Puede ser de hasta 25  $\mu m$ . Preferentemente, el tamaño de las partículas puede ser de hasta 15  $\mu m$  o de hasta 5  $\mu m$ .
- 40 [0006] Las partículas insolubles pueden encontrarse presentes en un rango de un 0,5 % a un 10 %, o de un 1,5 % a un 9 %, o de un 3 % a un 9 %, o de un 4 % a un 9 %.

[0007] Las partículas insolubles pueden ser de un tamaño que se encuentre al menos en la región de un orden de magnitud menor que la separación de los brazos dendríticos/el tamaño de los granos de la aleación sólida y ocupan las regiones interdendríticas/intergranulares de la aleación.

[0008] Las partículas comprenden partículas de diboruro de titanio.

5 [0009] La aleación puede contener de un 0,5 % a un 10 % de partículas de diboruro de titanio.

[00010] La aleación puede contener de un 3 % a un 7 % de partículas de diboruro de titanio.

[0011] La aleación puede contener un 4 % de partículas de diboruro de titanio.

[0012] La aleación puede contener un 7 % de partículas de diboruro de titanio.

10 [0013] Dos de los aspectos principales identificados como factores que llevan a la variabilidad de las propiedades mecánicas y de la integridad estructural en las aleaciones basadas en aluminio y cobre son la segregación de los elementos de aleación y la formación de porosidad interdendrítica sobre todo conectada con la superficie.

[0014] Las investigaciones sobre las aleaciones de fundición de aluminio y cobre han demostrado que un factor significativo que contribuye a la variabilidad de las propiedades del material de tales aleaciones es el flujo del material rico en solutos a través de los intersticios entre los brazos dendríticos creados durante la solidificación.

15 [0015] Para prevenir o reducir la ocurrencia de estos fenómenos, según la invención se han añadido partículas sustancialmente insolubles, finamente divididas. Normalmente cabría esperar que la adición de dichas partículas, que por lo general son duras y quebradizas, derivara en una reducción inaceptable de la ductabilidad de la aleación. No obstante, las investigaciones llevadas a cabo han demostrado que la buena ductabilidad se mantiene tal y como se verá en el ejemplo que se presenta a continuación.

20 [0016] La porosidad interdendrítica dispersa también es una característica de estas aleaciones debido a los problemas a la hora de alimentar la contracción de solidificación a través de los intersticios dendríticos. Este tipo de porosidad también provoca una reducción de las propiedades mecánicas del material, a saber, resistencia a la tensión y alargamiento y resistencia a la fatiga.

25 [0017] Se apreciará que en la presente invención, la adición de partículas sustancialmente insolubles, finamente divididas, cambia las características de solidificación de la aleación y no se aplican como un mecanismo de endurecimiento directo para la aleación. La adición ulterior de titanio a distintos niveles resulta en una reducción significativa del tamaño del grano y altera aún más estos mecanismos de solidificación, en la manera descrita más adelante.

30 [0018] Según otro aspecto de esta invención, presentamos un método de realización de una fundición que consiste en el paso de fundir una aleación de aluminio y cobre según el primer aspecto e introducir la aleación resultante en un molde.

[0019] A continuación se describirá la invención a través de un ejemplo en el que se hace referencia a los dibujos adjuntos, en donde:

La Figura 1 es una vista esquemática del molde de fundición para la pieza de ensayo.

35 La Figura 2 es una vista esquemática de la fundición resultante.

La Figura 3 es una representación esquemática de la fundición resultante una vez seccionada para su examen microscópico.

Las Figuras 4a, b, c son imágenes macroscópicas en las que puede verse la reducción del tamaño del grano al ir aumentando los niveles de titanio 0,02 %/p\*, 0,15 %/p\*, 0,44 %/p\*.

40 Las Figuras 5a, b, c son imágenes ópticas microscópicas en las que puede verse la alteración de la microestructura al ir aumentando el % en peso de titanio, 0,02 %/p\*, 0,15 %/p\*, 0,44 %/p\*, respectivamente.

Las Figuras 6a, b, c ilustran respectivamente, a escala ampliada, la microestructura de las aleaciones conforme se van aumentando las cantidades de titanio.

45 Las Figuras 7a, b ilustran el efecto conseguido en la microestructura al controlar la velocidad de enfriamiento de las piezas moldeadas.

[0020] Nota\* Todos los porcentajes en peso indicados en esta sección son valores ponderados por lo que están sujetos a error estándar. El análisis composicional se realizó mediante espectroscopia de emisión óptica de plasma acoplado inductivamente y está sujeto a un margen de error estándar de un  $\pm 2$  % con respecto al valor alcanzado.

[0021] Una aleación que contiene\*:

Cu 4,35 %

|                  |        |
|------------------|--------|
| Mg               | 0,42 % |
| Ag               | 0,70 % |
| Mn               | 0,01 % |
| Fe               | 0,01 % |
| Si               | 0,07 % |
| Zn               | 0,01 % |
| Ti               | 0,02 % |
| TiB <sub>2</sub> | 4,80 % |

[0022] La denominada aleación A (no según la invención) fue colada en la forma convencional.

5 [0023] La aleación fue colada en un molde de arena adherida a resina; la configuración del molde se detalla en la Figura 1. La pieza de ensayo se vertió directamente desde el crisol a una temperatura de 850 °C y la pieza fundida se dejó solidificar al aire. La pieza fundida resultante, Figura 2, se seccionó, tal como se describe en la Figura 3 y la superficie A, marcada en la Figura 3, se molió utilizando un papel abrasivo de carburo de silicio de 120-1200 granos y se pulió utilizando un compuesto de diamante y sílice coloidal. A continuación, la superficie resultante se grabó al aguafuerte utilizando un reactivo de Keller y se estampó utilizando un macroscopio y microscopio ópticos.

[0024] Aleaciones con una composición similar contienen\*

|                  |        |
|------------------|--------|
| Cu               | 4,29 % |
| Mg               | 0,49 % |
| Ag               | 0,75 % |
| Mn               | 0,0 %  |
| Fe               | 0,01 % |
| Si               | 0,05 % |
| Zn               | 0,01 % |
| Ti               | 0,15 % |
| TiB <sub>2</sub> | 4,89 % |

10 [0025] La denominada aleación B (no según la invención) y

|                  |        |
|------------------|--------|
| Cu               | 4,42 % |
| Mg               | 0,26 % |
| Ag               | 0,78 % |
| Mn               | 0,01 % |
| Fe               | 0,01 % |
| Si               | 0,04 % |
| Zn               | 0,01 % |
| Ti               | 0,44 % |
| TiB <sub>2</sub> | 4,58 % |

[0026] La denotada aleación C (según la invención) se hicieron de manera similar.

15 [0027] Como puede apreciarse a partir de las composiciones anteriores, estas aleaciones contenían entre un 1 % y un 9 % de partículas de diboruro de titanio. Estas partículas tenían un tamaño comprendido entre 0,5 y 15 micras. En el ejemplo de arriba, se descubrió que el tamaño del grano de la aleación estaba comprendido entre 40 y 200 µm y el tamaño de las partículas de diboruro de titanio estaba comprendido entre 0,5-15 µm; así, el orden de magnitud de las partículas era aproximadamente menor que el tamaño del grano. Si las tres piezas moldeadas se comparan tanto a escala macroscópica como microscópica, puede observarse claramente la reducción relativa en el tamaño del grano conforme aumenta el nivel de titanio.

[0028] En la Figura 4a se muestra, a escala macroscópica, la estructura del grano de la fundición de la aleación A. En la Figura 4b se muestra, en la misma escala, la estructura del grano de la fundición de la aleación B y en la Figura 4c se muestra la estructura del grano de la fundición de la aleación C. La reducción relativa en el tamaño del grano conforme se va aumentando el nivel de titanio es claramente visible. En las Figuras 5a, 5b y 5c se ilustra, a escala microscópica, la estructura del grano conseguida en las tres aleaciones.

[0029] La aleación A, que contiene un 0,02 %\* de titanio presenta una estructura dendrítica de grano grueso equiaxial (véase la Figura 5a).

[0030] La aleación B, que contiene un 0,15 %\* de titanio presenta una estructura de grano refinado con algunos brazos dendríticos primarios todavía visibles (véase la Figura 5b).

[0031] La aleación C (conforme a la invención) que contiene un 0,44 %\* de titanio presenta una estructura totalmente homogénea de grano refinado (véase la Figura 5c).

[0032] Este efecto de aumentar el % en peso de titanio tiene un efecto en los mecanismos de solidificación y en la estructura solidificada de la aleación. Estos mecanismos de solidificación alterados ocurren debido a la interacción entre la mejor refinación de los granos (un resultado del  $\text{TiB}_2$  activado y/o  $\text{TiAl}_3$ ) y las partículas de  $\text{TiB}_2$  "empujado" inactivo. Esta interacción resulta en una tendencia enormemente reducida de que la aleación se agriete en caliente, un efecto de la velocidad de enfriamiento minimizado en el tamaño del grano y, por consiguiente, unas propiedades mecánicas más uniformes a través de las secciones con espesor variable, un mejor acabado superficial y también hace posible una reducción significativa del nivel de metal alimentado requerido para obtener una buena fundición.

[0033] La adición de titanio libre afecta a la aleación de dos formas, dependiendo de la cantidad de titanio añadido.

[0034] En primer lugar, las adiciones de titanio por debajo de un 0,15 %/p se encuentran dentro de la región hipoperitética; esto significa que por debajo de este nivel no se formarán partículas de  $\text{TiAl}_3$  en la masa fundida de aluminio. No obstante la teoría de la nucleación de los granos sugiere que a niveles hipoperitéticos se forma una película atómicamente delgada, de estructura parecida a la del  $\text{TiAl}_3$ , sobre la superficie de las partículas de  $\text{TiB}_2$ , lo que facilita la nucleación del aluminio. Es por este mecanismo por lo que la adición de  $\text{TiB}_2$  a masas fundidas de aluminio resulta en el refinamiento del grano, ya que las partículas de  $\text{TiB}_2$  actúan como puntos de nucleación heterogéneos para los granos de  $\alpha$ -aluminio. Se cree que la eficiencia de estas partículas se encuentra en la región del 1-2 % por lo que solo un número relativamente pequeño de partículas es el que inicia realmente un grano; el resto de las partículas son empujadas a los bordes del grano por los granos de aluminio que se están formando.

[0035] Así, en una aleación distinta a la de la invención, la adición de niveles hipoperitéticos de titanio a la fundición activa esencialmente las partículas de  $\text{TiB}_2$  presentes en la aleación. En lugar de que las partículas de  $\text{TiB}_2$  solo se utilicen para afectar el flujo del metal líquido, cumplen la doble función de refinar la estructura del grano de la aleación al tiempo que también influyen en el flujo del metal líquido y en los mecanismos de alimentación. Cuando el  $\text{TiB}_2$  se añade meramente como un refinador del grano, el nivel de adición es tan bajo como un 0,004 %/p e, incluso a estos niveles, la eficiencia de nucleación es de un 1-2 %. En una aleación distinta a la de la invención, los niveles de  $\text{TiB}_2$  pueden ser más altos, por lo que hay una gran cantidad de partículas de  $\text{TiB}_2$  que permanecen inactivas y estas partículas son empujadas por los granos que se van formando hacia las regiones intergranulares durante la solidificación. Este empuje de las partículas junto con el refinamiento del grano observado tras la adición de niveles hipoperitéticos de titanio resulta en una serie de ventajas significativas, y se detallan como sigue:

- Un tamaño más fino del grano resulta en unidades de células individuales más pequeñas y uniformes y durante la solidificación esto facilita el paso a la alimentación en masa observado en la aleación. Las aleaciones de aluminio se contraen durante la solidificación; esto se ve normalmente facilitado por el flujo de metal líquido a través de las regiones interdendríticas y las áreas que no pueden ser alimentadas por el metal líquido durante la contracción, forman unos huecos conocidos como poros de contracción. El principio de alimentación en masa parte de la base de que debido a la presencia de las partículas de  $\text{TiB}_2$  en las regiones interdendríticas existe una resistencia al flujo de metal líquido suficiente para que la aleación sea forzada a ser alimentada a través de un movimiento masivo de la aglomeración de líquido/sólido/partículas. Esto solo puede ocurrir durante un período prolongado de tiempo si la distribución de las partículas es muy homogénea lo cual solo puede quedar garantizado si el tamaño del grano es pequeño y uniforme.

- Este doble uso de las partículas de  $\text{TiB}_2$ , tanto como refinadoras de granos como modificadoras de la solidificación/alimentación mejora significativamente la resistencia a la porosidad de contracción y el agrietamiento en caliente y también proporciona una estructura de fundición más homogénea.

- La distribución homogénea de las partículas de  $\text{TiB}_2$  por toda la estructura solidificada también proporciona unas propiedades mecánicas más uniformes y la retención del alargamiento. Una estructura de grano fino permite que el  $\text{TiB}_2$  se distribuya de manera amplia y uniforme por toda la estructura solidificada. Si no fuera este el caso, entonces las partículas de  $\text{TiB}_2$  se agruparían entre así y al igual que una cerámica quebradiza facilitarían el crecimiento de grietas a través de la aleación, reduciendo significativamente la ductibilidad.

• El cambio de la alimentación dendrítica a la alimentación en masa tiene consecuencias muy importantes en cuanto al diseño del sistema de movimiento de los materiales y la alimentación. Uno de los mayores problemas con las aleaciones de aluminio y cobre anteriormente conocidas era que para que la fundición fuera buena, la fundición debía alimentarse con una gran cantidad de metal líquido y, en consecuencia, la producción de material era muy baja. Esto tiene un gran impacto en la rentabilidad de la aleación, pues se funden grandes cantidades de metal virgen para obtener componentes relativamente pequeños. El paso a la alimentación en masa permite reducir enormemente los requisitos de alimentación lo que mejora la eficiencia en términos de uso del material y entrada de energía por fundición.

[0036] No obstante se descubrió que a esta concentración de granos de titanio, la refinación dependía enormemente de la velocidad de enfriamiento. Puede producirse un engrosamiento del grano en las regiones enfriadas lentamente lo que hace que la estructura celular tenga un aspecto más globular y dendrítico lo cual puede afectar negativamente a la aleación haciéndola más susceptible a problemas como el agrietamiento en caliente, anulando también los requisitos de utilizar menos cantidad de metal alimentado. Así, una aleación distinta a la de la invención con este rango de Ti es más adecuada para sistemas que se enfrían rápidamente, por ejemplo, los sistemas de fundición a presión.

[0037] A una cantidad de titanio libre superior a un 0,15 %/p la aleación pasa a ser hiperperitética respecto al contenido de titanio. Por encima de este nivel, pueden formarse partículas de  $TiAl_3$  en la masa fundida de aluminio. La adición de niveles hiperperitéticos de titanio a la aleación da como resultado una reducción adicional inesperada del tamaño del grano y más alteraciones extremadamente importantes de las propiedades de solidificación del material. Normalmente, cabría esperar que la adición de niveles hiperperitéticos de titanio a una aleación que ya contiene de un 4 % a un 5 %/p de  $TiB_2$  tendrían poco efecto adicional en la refinación del grano pero, según la invención, se descubrió que no solo los efectos combinados de tanto el  $TiB_2$  como del  $TiAl_3$  reducían el tamaño del grano sino que también tenían un efecto significativo en los mecanismos de solidificación y alimentación, lo cual se traduce en mejoras en la colabilidad.

[0038] La adición de titanio en esta región hiperperitética posibilita la formación de partículas de  $TiAl_3$ , que se forman en la masa fundida de aluminio, bastante por encima del liquidus. El  $TiAl_3$  ha demostrado ser un refinador de granos mucho más potente que el  $TiB_2$ , por lo que en el metal líquido, antes de la solidificación, hay un amplio número de partículas de  $TiAl_3$  suspendidas junto con las partículas de  $TiB_2$ . Durante la solidificación, las partículas de  $TiAl_3$  nuclean rápidamente un número muy elevado de granos de aluminio, y el crecimiento del grano queda inhibido por las partículas de  $TiB_2$  conforme son empujadas hacia los bordes del grano. Al igual que con el  $TiB_2$ , no todas las partículas de  $TiAl_3$  nuclearán un grano, sin embargo, a diferencia del  $TiB_2$ , las partículas de  $TiAl_3$  son desplazadas por el frente de crecimiento que avanza en lugar de empujadas, lo cual resulta crítico a la hora de mantener la ductibilidad de la aleación. La formación de  $TiAl_3$  en la masa fundida resulta en una reducción adicional del tamaño del grano en comparación a la adición de titanio hipoperitético y permite la formación de granos extremadamente finos a altas velocidades de enfriamiento. No obstante, y lo que es más importante, permite la formación de estructuras de grano altamente refinadas incluso en secciones enfriadas lentamente. La refinación del grano sigue siendo una función de la velocidad de enfriamiento pero el alto nivel de refinación del grano significa que incluso a velocidades de enfriamiento lentas el tamaño del grano sigue siendo lo suficientemente fino como para posibilitar que ocurra la alimentación en masa. Así, con la adición de titanio hiperperitético los granos previamente observados en la aleación hipoperitética no solo pueden ser utilizados en técnicas de fundición tanto en arena como a la cera perdida, sino que realmente facilitan otros ahorros en términos de metal alimentado, resultando en el incremento de la producción de material y en el aumento de la eficiencia energética y del material.

[0039] Los efectos antedichos en la estructura del grano se ilustran en las Figuras 5a, b y c, y también en la Figura 6. En la Figura 6a se ilustra la microestructura de la aleación a un %/p muy bajo de titanio libre aunque la estructura sea equiaxial y muestra algunas evidencias de que el nivel de refinación del grano es muy bajo. En la Figura 6b se muestra la microestructura hipoperitética con hasta un 0,15 %/p de titanio libre. En la Figura 6b puede observarse  $TiB_2$  en el centro de los granos de aluminio y no hay partículas de aluminuros presentes lo que indica que la aleación se encuentra por debajo del umbral peritético. En la Figura 6c se muestra que, con un 0,15 %/p de titanio hasta un 1,0 %/p de titanio, puede observarse  $TiAl_3$  en el centro de los granos de aluminio lo que indica que el nivel de titanio está por encima del umbral peritético y que los aluminuros están actuando ahora como partículas nucleantes.

[0040] La adición de aleaciones de titanio prevé una amplia gama de tamaños de granos toscos de fundición dependientes de la velocidad de enfriamiento. En las Figuras 7a y 7b respectivamente se ilustra, en la Figura 7a, una estructura de granos excepcionalmente finos que puede conseguirse cuando la velocidad de enfriamiento es extremadamente alta, mientras que en la Figura 7b se ilustra una estructura de grano más grueso cuando la velocidad de enfriamiento es menor. Estas aleaciones contienen niveles hiperperitéticos de titanio.

[0041] En general, tal como se ha explicado anteriormente, la cantidad de titanio libre necesario para refinar la estructura del grano en la aleación fundida y facilitar el paso a la alimentación en masa está relacionada con la velocidad de enfriamiento de una fundición hecha a partir de la aleación. En general, en el caso de piezas de fundición de tamaños comparables entre sí, la fundición en arena y la fundición a la cera perdida requieren niveles

de titanio superiores al umbral peritético debido a las bajas velocidades inherentes de enfriamiento. No obstante, en los procesos de fundición a una velocidad de enfriamiento más alta tales como la fundición a presión o la fundición en arena altamente enfriada, el grano se puede refinar utilizando unos niveles hipoperitéticos de titanio libre.

5 [0042] La magnificación del fenómeno de alimentación en masa observado en el rango de titanio hiperperitético prevé reducciones significativas del metal alimentado necesario para obtener una buena fundición. Las aleaciones típicas de aluminio necesitan grandes reservas de metal líquido para proveer la fundición que se está solidificando y contrayendo; si alguna zona está aislada de una fuente de suministro de metal líquido, se forma una porosidad para compensar el cambio volumétrico conforme se solidifica y contrae la fundición. Si la estructura es de alimentación en masa y la fundición se convierte en una estructura uniforme en una etapa mucho más temprana del proceso de solidificación y si, durante toda la solidificación no hay ningún movimiento interdendrítico de metal líquido, existen entonces pocas probabilidades de que se produzca porosidad de contracción.

10 [0043] El resultado práctico de esto en la fabricación de fundiciones es que la cantidad de fundición o fundiciones a partir de una cantidad de metal determinada mejora enormemente, es decir, el número de componentes determinados que se pueden fundir a partir de una cantidad particular de metal es mayor. Esto se traduce en un ahorro de costes y energía, tanto en la producción de las fundiciones como en el procesamiento de los componentes posterior a la fundición.

15 [0044] Además, la reducción del tamaño del grano y la transformación de una estructura dendrítica a una celular resulta en una reducción de la porosidad de contracción tanto de la relacionada con la superficie como, fundamentalmente, la interna. Esto afecta directamente al comportamiento ante la fatiga de los componentes fundidos a partir de la aleación, ya que la porosidad es uno de los factores más perjudiciales para la resistencia a la fatiga. Los poros actúan como puntos de iniciación en las muestras sobrefatigadas, y también afecta a la propagación de grietas y al fallo final, ya que actúan como concentradores de estrés y reducen el área de soporte de carga.

[0045] En esta especificación:

20 [0045] En esta especificación:  
25 Todas las composiciones se expresan en porcentaje por peso: En la frase "partículas insolubles", por "insolubles" nos referimos a partículas que son al menos sustancialmente insolubles en la aleación; por "partículas" nos referimos a partículas de metal, o de un compuesto intermetálico o de un material cerámico.

30 [0046] Cuando se utilizan en esta especificación y en las reivindicaciones, los términos "comprende" y "que comprende" y las variaciones de los mismos se refieren a que las características, pasos o números enteros especificados están incluidos. Los términos no deben ser interpretados como excluyentes de la presencia de otras características, pasos o componentes.

# REIVINDICACIONES

1. Una aleación de fundición de aluminio y cobre para fundiciones, que contiene:

|                            |                |
|----------------------------|----------------|
| Cu                         | 3,0-6,0 %/p;   |
| Mg                         | 0,0-0,5 %/p;   |
| Ag                         | 0,0-0,5 %/p;   |
| Mn                         | 0,0-0,8 %/p;   |
| Fe                         | 0,0-1,5 %/p;   |
| Si                         | 0,0-1,5 %/p;   |
| Zn                         | 0,0-4,0 %/p;   |
| Sb                         | 0,0-0,5 %/p;   |
| Zr                         | 0,0-0,5 %/p;   |
| Co                         | 0,0-0,5 %/p;   |
| Titanio libre              | >0,15-1,0 %/p; |
| Partículas insolubles      | 0,5-20 %/p; y  |
| Al e impurezas inevitables | Equilibrio     |

donde las partículas insolubles ocupan la regiones interdendríticas de la aleación y comprenden partículas de diboruro de titanio, y donde la aleación de aluminio y cobre comprende más de un 0,15 %/p de titanio libre, lo que resulta en un refinamiento de la estructura del grano de la aleación de fundición.

2. Una aleación conforme a la reivindicación 1, donde las partículas insolubles tienen un tamaño de las partículas comprendido entre 0,5 y 25 µm.

3. Una aleación conforme a la reivindicación 2, donde el tamaño de las partículas está comprendido entre 0,5 y 15 µm.

4. Una aleación conforme a la reivindicación 3, donde el tamaño de las partículas está comprendido entre 0,5 y 5 µm.

5. Una aleación conforme a cualquiera de las reivindicaciones precedentes que comprende entre un 3 %/p y un 7 %/p de partículas de diboruro de titanio.

6. Una aleación conforme a la reivindicación 5 que comprende un 4 %/p de partículas de diboruro de titanio.

7. Una aleación conforme a la reivindicación 5 que comprende un 7 %/p de partículas de diboruro de titanio.

8. Un método para la realización de una fundición que consiste en fundir una aleación de aluminio y cobre conforme a cualquiera de las reivindicaciones precedentes e introducir la aleación resultante en un molde.

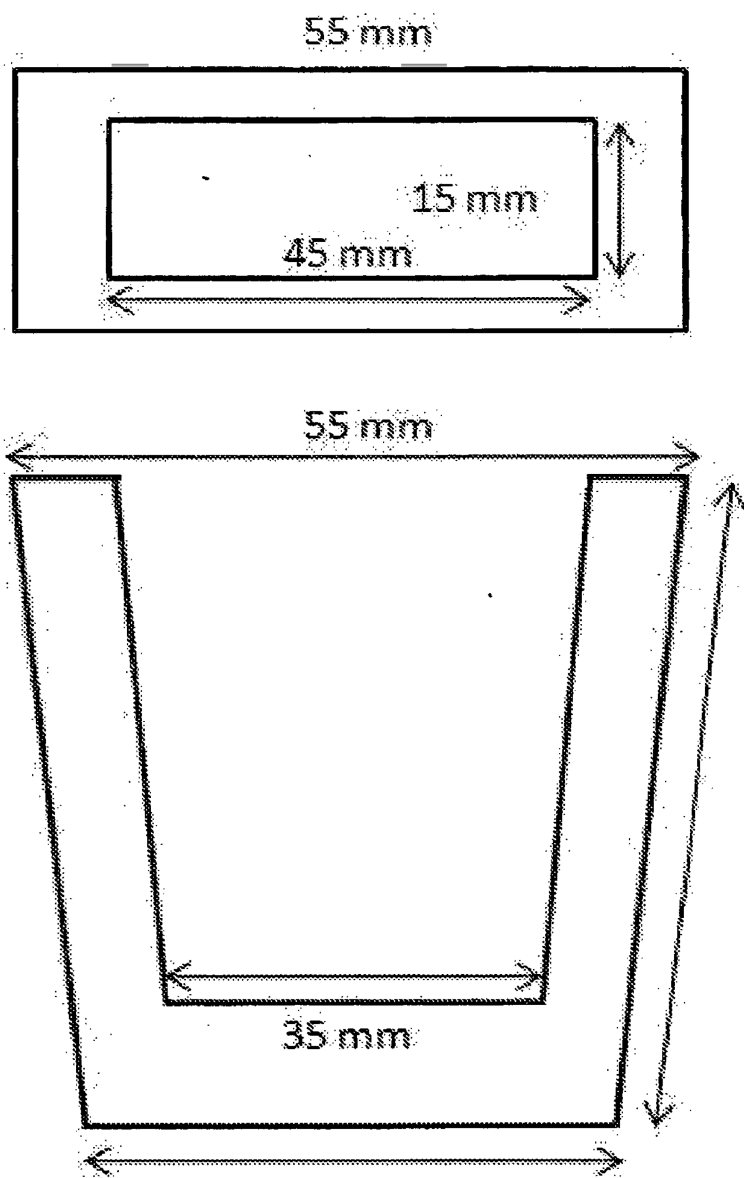


FIGURA 1

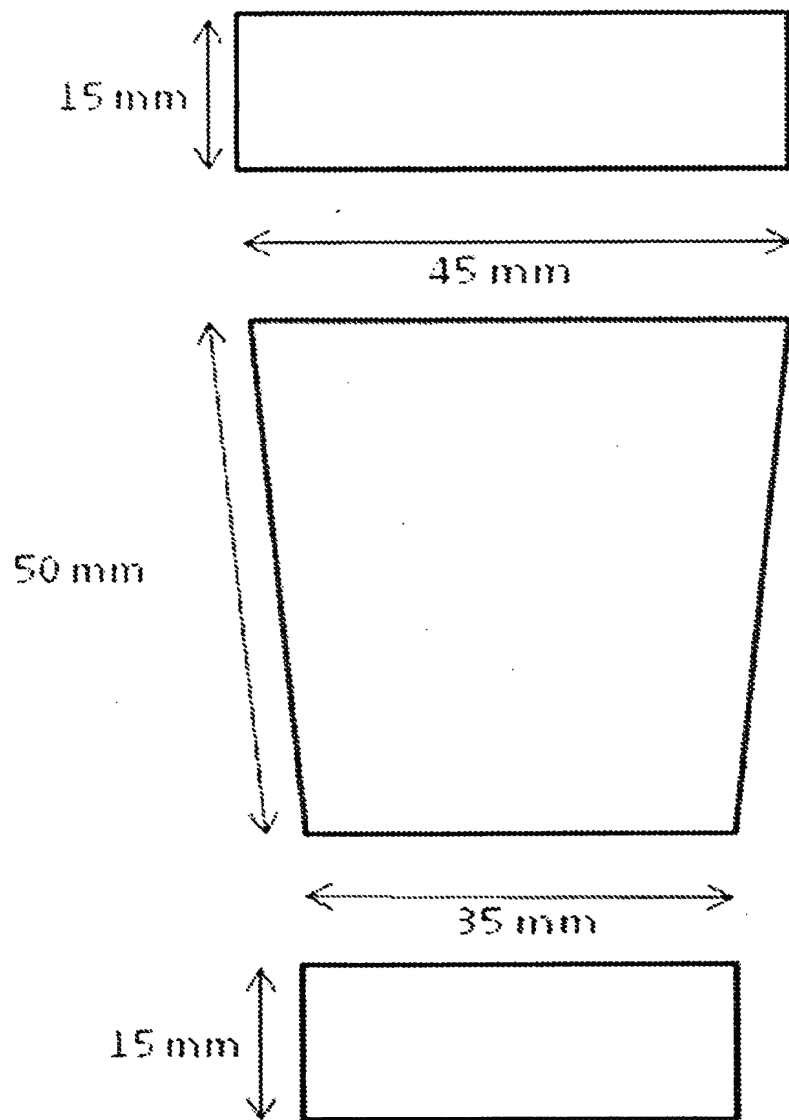


FIGURA 2

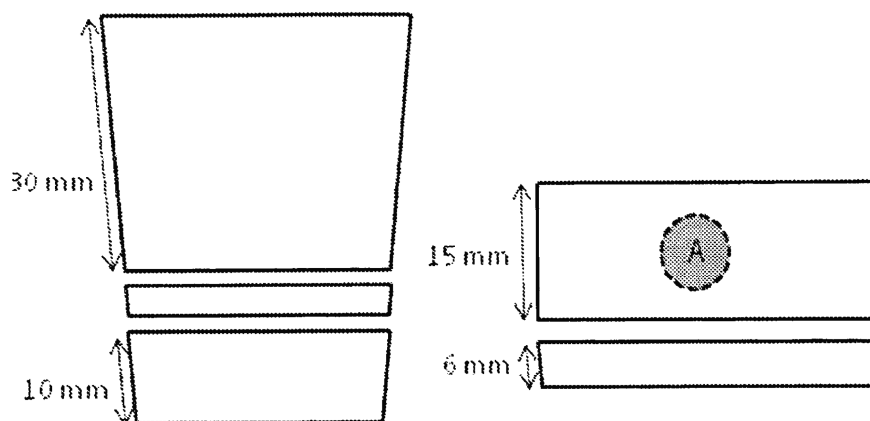


FIGURA 3



FIGURA 4a

FIGURA 4b

FIGURA 4c

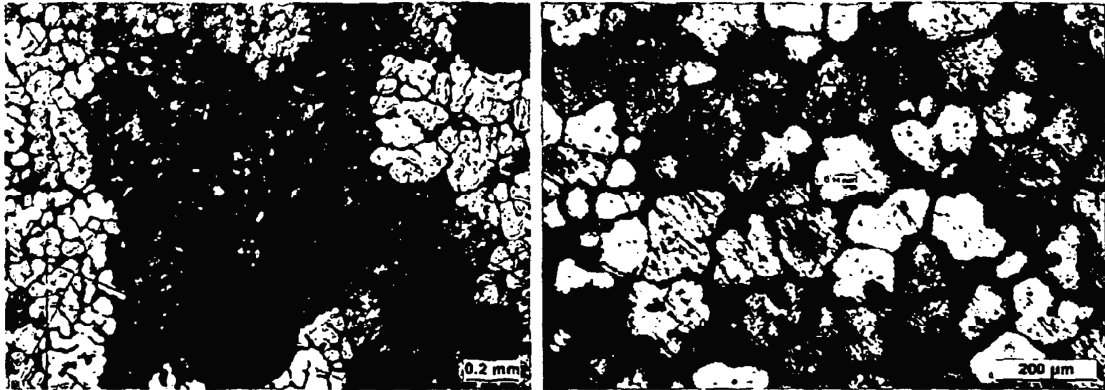


FIGURA 5A: Alteración de una estructura dendrítica de grano grueso en una estructura dendrítica tipo "roseta" de grano fino. Imágenes obtenidas de los experimentos de la curva de enfriamiento.

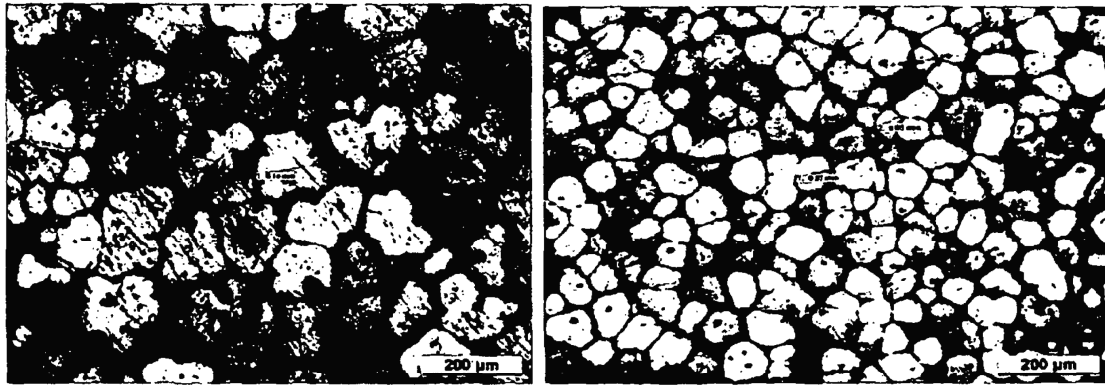


FIGURA 5B: Alteración de una estructura dendrítica de grano fino en una estructura celular de grano fino. Imágenes obtenidas de los experimentos de la curva de enfriamiento.

**Fig. 5c**

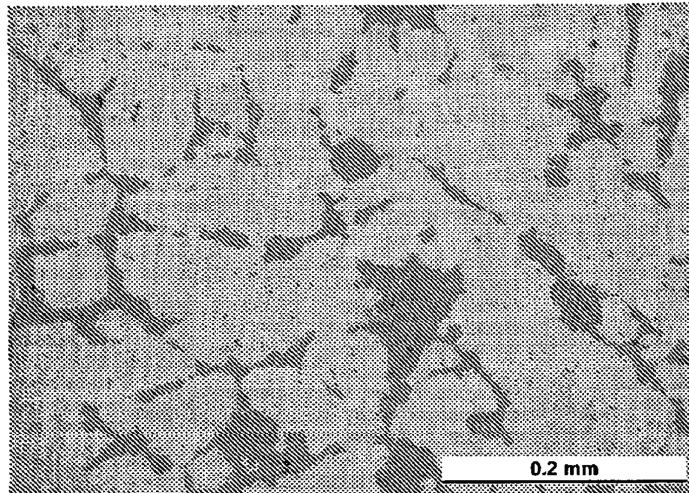


FIGURA 6A: Microestructura de la aleación a un %/p bajo de titanio de un 0,02 %/p

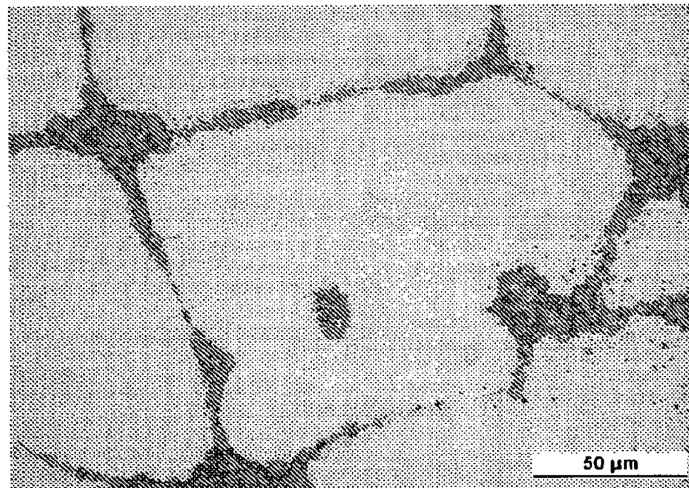


FIGURA 6B: Hasta un 0,15 %/p de titanio libre, TiB2 observado en el centro de los granos de aluminio

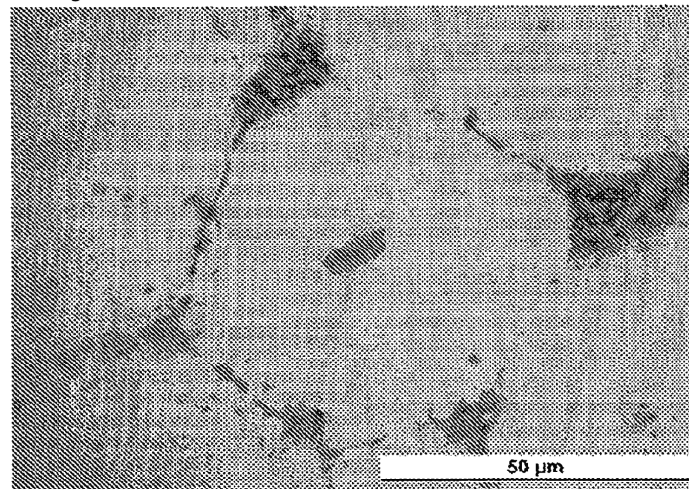


FIGURA 6C: Un 0,17 %/p hasta un 1 %/p de titanio libre, TiA13 observado en el centro de los granos de aluminio

La adición de aleaciones de titanio posibilita una amplia gama tamaños de granos toscos de fundición dependientes de la velocidad de enfriamiento

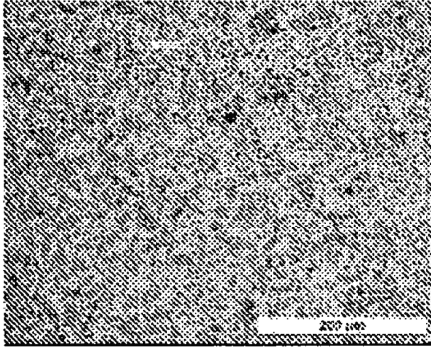


FIGURA 7A

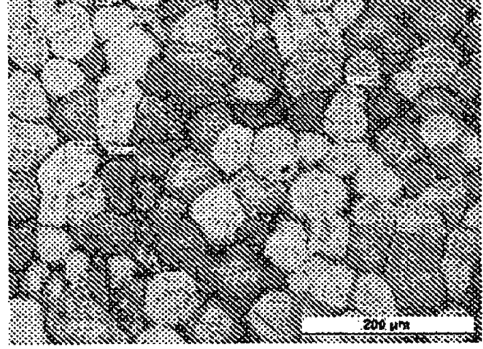


FIGURA 7B

Estructura de grano excepcionalmente fina alcanzable cuando la velocidad de enfriamiento es extremadamente alta