

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 453 499**

51 Int. Cl.:

C22C 19/07 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **27.11.2008 E 08856969 (4)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **01.01.2014 EP 2222885**

54 Título: **Aleación de cobalto, plato de formación de fibras y procedimiento de fabricación de lana mineral**

30 Prioridad:

30.11.2007 FR 0759451

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

08.04.2014

73 Titular/es:

**SAINT-GOBAIN ISOVER (50.0%)
18 Avenue d'Alsace
92400 Courbevoie, FR y
SAINT-GOBAIN SEVA (50.0%)**

72 Inventor/es:

**BERNARD, JEAN-LUC;
BERTHOD, PATRICE;
HERICHER, LUDOVIC;
LIEBAUT, CHRISTOPHE y
MICHON, SYLVAIN**

74 Agente/Representante:

DE ELZABURU MÁRQUEZ, Alberto

ES 2 453 499 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 cobalto, plato de formación de fibras y procedimiento de fabricación de lana mineral

5 La presente invención se refiere a una aleación metálica para uso a muy alta temperatura, utilizable particularmente en un procedimiento de fabricación de lana mineral por formación de fibras de una composición mineral en fusión, o de manera más general para la formación de herramientas dotadas de resistencia mecánica a alta temperatura en medio oxidante tal como vidrio fundido, y aleaciones a base de cobalto utilizables a alta temperatura, en particular para la producción de artículos para elaboración y/o transformación en caliente del vidrio u otro material mineral, tales como órganos de máquinas de fabricación de lana mineral.

10 Una técnica de formación de fibras, conocida por centrifugación interna, consiste en dejar caer continuamente vidrio líquido en el interior de un conjunto de piezas de revolución que giran a velocidad de rotación muy alta alrededor de su eje vertical. Una pieza maestra, llamada "plato", más comúnmente conocida en la técnica bajo el término inglés "hilador" recibe el vidrio contra una pared llamada "banda" perforada de agujeros, que el vidrio atraviesa bajo el efecto de la fuerza centrífuga para escaparse por todos los lados en forma de filamentos fundidos. Un quemador anular situado encima del exterior del plato, que produce una corriente de gas descendente a lo largo de la pared exterior de la banda, desvía esos filamentos hacia abajo estirándolos. Estos se "solidifican" después en forma de lana de vidrio.

20 El plato es una herramienta de formación de fibras muy expuesta térmicamente (choques térmicos durante los arranques y paradas, y establecimiento en uso estable de un gradiente de temperatura a lo largo de la pieza), mecánicamente (fuerza centrífuga, erosión debida al paso del vidrio) y químicamente (oxidación y corrosión por el vidrio fundido, y por los gases calientes que salen del quemador alrededor del plato). Sus principales modos de deterioro son: la deformación por fluencia en caliente de las paredes verticales, la aparición de grietas horizontales o verticales, desgaste por erosión de los orificios de formación de fibras, que requieren la sustitución directa de los órganos. Por tanto su material constitutivo tiene que resistir durante un tiempo de producción suficientemente largo para permanecer compatible con los requisitos técnicos y económicos del procedimiento. Para ello se buscan materiales dotados de cierta ductilidad, resistencia a la fluencia y resistencia a la corrosión y/u oxidación.

25 Diferentes materiales conocidos para la producción de esas herramientas son superaleaciones a base de níquel o de cobalto reforzadas por precipitación de carburos. Aleaciones particularmente refractarias son a base de cromo, de cobalto (elemento refractario que proporciona a la matriz de la aleación una mejor resistencia mecánica intrínseca a alta temperatura) y de níquel (para estabilizar la red cristalina cúbica centrada en las caras del Co).

30 Por tanto se conoce del documento WO-A-99/16919 una aleación a base de cobalto que tiene propiedades mecánicas mejoradas a alta temperatura, que comprende los elementos siguientes (en porcentaje en peso de aleación):

r	26 a 34%
Ni	6 a 12%
W	4 a 8%
Ta	2 a 4%
C	0,2 a 0,5%
Fe	menos de 3%
Si	menos de 1%
Mn	menos de 0,5%
Zr	menos de 0,1%

35 estando constituido el resto por cobalto e impurezas inevitables, siendo del orden de 0,4 a 1 la relación molar del tántalo con respecto al carbono.

40 La selección de las proporciones de carbono y tántalo se destina a formar en la aleación una red densa, pero discontinua, de carburos intergranulares constituidos principalmente por carburos de cromo en forma de Cr_7C_3 y $(Cr,W)_{23}C_6$ y por carburos de tántalo TaC. Esta selección da a la aleación mejores propiedades mecánicas y de resistencia a la oxidación a alta temperatura, permitiendo la formación de fibras de un vidrio fundido cuya temperatura es de 1080°C.

También se conocen del documento WO 01/90429 aleaciones a base de cobalto susceptibles de utilizarse a temperaturas aún más altas. Estas aleaciones presentan un buen compromiso entre la resistencia mecánica y la resistencia a la oxidación a partir de 1100°C gracias a una microestructura cuyas zonas intergranulares son ricas en precipitados de carburo de tántalo. Estos carburos juegan por una parte el papel de un refuerzo mecánico oponiéndose a la fluencia intergranular a temperatura muy alta, y por otra parte tienen un efecto sobre la resistencia a la oxidación ligado a su oxidación a Ta₂O₅, que forma óxidos que ocupan todo el viejo volumen de los carburos TaC impidiendo la penetración del medio agresivo (vidrio líquido, gases calientes) en los espacios intergranulares.

Más recientemente se ha descrito, en la solicitud WO2005/052208 que no forma parte de esta invención, una aleación dotada de una gran resistencia mecánica a alta temperatura en medio oxidante, sobre la base de una matriz de cobalto estabilizada por níquel y que comprende cromo, reforzada por precipitación de carburos, en particular de titanio y de tántalo.

Las aleaciones descritas en las solicitudes de patente precedentes se pueden utilizar particularmente en condiciones industriales para la formación de fibras de nuevas composiciones de vidrio, en particular basálticas, cuya temperatura de fusión es superior a la de las composiciones clásicamente utilizadas en los procedimientos de obtención de lana de vidrio. Tales composiciones se describen más adelante en la presente descripción.

Por ejemplo un plato de formación de fibras hecho a partir de la aleación descrita en el ejemplo 6 del documento WO 2005/052208 puede soportar durante periodos relativamente largos temperaturas del vidrio en fusión del orden de 1200 a 1240°C, correspondientes a una temperatura del metal comprendida entre 1160 y 1210°C, según el perfil del plato.

Sin embargo la producción industrial de fibras de vidrios de tipo basáltico puede ser económicamente interesante si la resistencia mecánica del plato, y por tanto de la aleación constitutiva, es suficiente a las temperaturas de las formaciones de fibras mencionadas anteriormente. En particular la vida útil del plato en el dispositivo de formación de fibras, que es uno de los factores de coste más importantes en el procedimiento global de formación de fibras, será más larga cuanto más importante sea la resistencia mecánica de la aleación combinada con su resistencia a la corrosión.

La presente invención pretende proporcionar nuevas aleaciones mejoradas cuya resistencia mecánica a alta temperatura se aumenta, que permiten trabajar a una temperatura (para el metal) que puede llegar hasta 1200°C, incluso a temperaturas superiores, y que presentan una vida útil mejorada en tales condiciones de formación de fibras.

En particular la presente invención tiene por objetivo una aleación a base de cobalto, que además comprende cromo, y carbono, que contiene los elementos siguientes (estando las proporciones indicadas en porcentaje en peso de aleación):

Cr	23 a 34%
Ti	0,2 a 5%
Ta	0,5 a 7%
C	0,2 a 1,2%
Ni	menos de 5%
Fe	menos de 3%
Si	menos de 1%
Mn	menos de 0,5%

estando constituido el resto por cobalto e impurezas inevitables.

La aleación según la presente invención se diferencia de las aleaciones que incorporan carburos de Ti y de Ta descritos en la solicitud WO2005/052208 (ver en particular los ejemplos 6 y 7), en que la proporción de níquel es considerablemente inferior a las descritas en esta publicación (8,7% en peso para las aleaciones de los ejemplos 6 y 7). Se pensaba hasta ahora que la presencia de una tal cantidad de níquel era necesaria para ampliar el intervalo de estabilidad con la temperatura de la estructura cristalina cúbica centrada en las caras de la matriz de cobalto (ver por ejemplo la página 7 líneas 18-21 del documento WO2005/052208 o la página 8 líneas 29-32, y página 17 líneas 25-30 del documento WO 2001/90429). Además, pruebas realizadas sobre las aleaciones de la solicitud WO99/16919 mostraron que la presencia de una cantidad sustancial de níquel resultaba preferible para limitar la oxidación de tales aleaciones durante su utilización en un procedimiento de formación de fibras a alta temperatura.

De manera inesperada e incluso al contrario de lo que se podía esperar, las propiedades de las composiciones de aleación según la presente invención, es decir, que presentan una proporción de níquel mucho más baja que la descrita anteriormente, han aparecido superiores a las de las aleaciones descritas anteriormente. En particular las vidas útiles de los platos, obtenidos a partir de las aleaciones según la invención, durante un procedimiento de formación de fibras a alta temperatura han resultado mejoradas muy considerablemente.

Se podrá remitirse a la solicitud WO 2005/052208 para una descripción completa de las ventajas y de la microestructura presente en las aleaciones según la presente invención. En efecto, las microestructuras de las nuevas aleaciones observadas por microscopía electrónica son prácticamente casi idénticas a las ya descritas en la solicitud WO 2005/052208. En particular se observan carburos mixtos de Ta y de Ti (Ta,Ti)C dispuestos en las juntas de granos de las aleaciones, que presentan una microestructura mejorada a alta temperatura: menos fragmentación y menos enrarecimiento de los carburos (Ta,Ti)C. Más preferiblemente, la adición de Ti a los carburos TaC estabiliza tanto a estos últimos a alta temperatura que precipitan espontáneamente en la matriz carburos secundarios finos (Ta,Ti)C muy útiles para la resistencia a la fluencia intragranular (mientras que generalmente los precipitados secundarios obtenidos por tratamiento térmico especial tienen más bien tendencia a desaparecer en las mismas condiciones). Esta estabilidad con respecto a las altas temperaturas hace particularmente convenientes a estos carburos (Ta,Ti)C.

Es conveniente dar preferencia a los carburos (Ta,Ti)C como fase principal endurecedora respetando una relación próxima a 1 de los contenidos atómicos de la suma de los metales (Ta+Ti) respecto al carbono, pero puede ser superior, en particular del orden de 0,9 a 2. En particular una ligera desviación inferior a la unidad sigue siendo admisible en el sentido de que algunos carburos suplementarios que podrían generarse (carburos de cromo) no son impeditivos para el conjunto de las propiedades a todas las temperaturas. Un intervalo de relación conveniente es generalmente de 0,9 a 1,5.

El carbono es un constituyente esencial de la aleación, necesario para la formación de los precipitados de carburos metálicos. En particular, el contenido de carbono determina directamente la cantidad de carburos presente en la aleación. Es de al menos 0,2% en peso para obtener el refuerzo mínimo deseado, preferiblemente al menos 0,6% en peso, pero preferiblemente limitado a lo sumo a 1,2% en peso para evitar que la aleación se vuelva dura y difícil de mecanizar debido a una densidad de refuerzos demasiado grande. La falta de ductilidad de la aleación a tales contenidos le impide acomodar, sin romperse, una deformación impuesta (por ejemplo de origen térmico) y resistir suficientemente a la propagación de grietas.

De manera ya descrita, el cromo contribuye a la resistencia mecánica intrínseca de la matriz en la que está presente en parte en disolución sólida, y en algunos casos también en forma de carburos principalmente del tipo $Cr_{23}C_6$ en dispersión fina en el interior de los granos en donde aportan una resistencia a la fluencia intragranular, o en forma de carburos de tipo Cr_7C_3 o $Cr_{23}C_6$ presentes en las juntas de los granos, que impiden el deslizamiento de grano sobre grano contribuyendo así también al fortalecimiento intergranular de la aleación. El cromo contribuye a la resistencia a la corrosión como precursor de óxido de cromo que forma una capa protectora en la superficie expuesta al medio oxidante. Una cantidad mínima de cromo es necesaria para la formación y mantenimiento de esta capa protectora. Un contenido de cromo demasiado alto es, sin embargo, perjudicial para la resistencia mecánica y tenacidad a altas temperaturas porque conduce a una rigidez demasiado alta y a una capacidad demasiado débil para el alargamiento bajo tensión, incompatible con las tensiones a alta temperatura.

De manera general, el contenido de cromo de una aleación utilizable según la invención es de 23 a 34% en peso, preferiblemente del orden de 26 a 32% en peso, más preferiblemente 27 a 30% en peso aproximadamente.

El níquel, presente en la aleación en forma de una disolución sólida con el cobalto, está presente en una cantidad inferior a 5% en peso de la aleación. Preferiblemente la cantidad de níquel presente en la aleación es inferior a 4%, incluso inferior a 3% o incluso inferior a 2% en peso de la aleación. Por debajo de 1% en peso de la aleación, umbral bajo el cual el Ni no está presente más que en forma de impurezas inevitables, se han obtenido también excelentes valores de vida útil de los platos, aún no observados hasta ahora. Por impurezas inevitables se entiende, en el sentido de la presente invención, que el níquel no está presente de manera premeditada en la composición de la aleación, sino que está introducido en forma de impurezas contenidas en al menos uno de los elementos principales de la aleación (o en al menos uno de los precursores de dichos elementos principales).

Por lo general, las pruebas realizadas por el solicitante han mostrado que el níquel estaba casi siempre presente en forma de impurezas inevitables a nivel de al menos 0,3% en peso y, lo más frecuente, al menos 0,5% en peso, incluso al menos 0,7% en peso. Porcentajes de níquel en la aleación inferiores a 0,3% en peso deben, sin embargo, considerarse también como comprendidos en el marco de la invención, pero el coste generado por una tal pureza haría demasiado oneroso el coste de la aleación para permitir la viabilidad comercial del procedimiento de formación de fibras.

Siendo el titanio un elemento más corriente y menos costoso que el tántalo, menos penaliza por tanto el coste final de la aleación. El hecho de que este elemento sea ligero puede ser también una ventaja.

- Una cantidad mínima de titanio de 0,2 a 5% en peso de aleación ha resultado ser preferible para producir una cantidad de carburos TiC suficiente, ciertamente a causa de la solubilidad del titanio en la matriz cfc (cúbica centrada en las caras) del cobalto. Un contenido de titanio del orden de 0,5 a 4% parece conveniente, en particular 0,6 a 3%. Se han obtenido resultados excelentes para aleaciones que comprenden contenidos de Ti comprendidos entre 0,8 y 2%.
- En comparación con las aleaciones descritas en la solicitud WO2405/052208, las aleaciones según la invención que comprenden carburos mixtos de tántalo y de titanio muestran una estabilidad aún mejorada a alta temperatura, como se describirá más adelante.
- El tántalo presente en la aleación se encuentra en parte en disolución sólida en la matriz de cobalto de la que este átomo pesado distorsiona localmente la red cristalina y dificulta, incluso bloquea, el avance de las dislocaciones cuando el material se somete a un esfuerzo mecánico, contribuyendo así a la resistencia intrínseca de la matriz. El contenido mínimo de tántalo que permite la formación de carburos mixtos con el Ti según la invención es del orden de 0,5%, preferiblemente del orden del 1% y, de modo muy preferido, del orden de 1,5%, incluso 2%. El límite superior del contenido de tántalo se puede elegir en alrededor de 7%. El contenido de tántalo es preferiblemente del orden de 2 a 6%, en particular de 1,5% a 5%. El contenido de tántalo es de manera muy preferida inferior a 5%, incluso 4,5% o incluso 4% y convenientemente próximo a 3. Una cantidad pequeña de tántalo presenta la doble ventaja de disminuir sustancialmente el coste global de la aleación y también permitir una mecanización facilitada de dicha aleación. Cuanto más alto es el contenido de tántalo más dura es la aleación, es decir, más difícil darle forma.
- La aleación puede contener otros elementos en forma de impurezas inevitables. Comprende en general:
- silicio como desoxidante del metal fundido durante la elaboración y moldeado de la aleación, en la proporción de menos de 1% en peso;
 - manganeso también desoxidante, en la proporción de menos de 0,5% en peso;
 - hierro, en una proporción que puede llegar hasta 3% en peso sin alteración de las propiedades del material y preferiblemente en una proporción inferior o igual a 2% en peso, por ejemplo inferior o igual a 1% en peso;
 - la cantidad acumulada de los otros elementos introducidos como impurezas con los constituyentes fundamentales de la aleación ("impurezas inevitables") representa convenientemente menos de 1% en peso de la composición de la aleación.
- Las aleaciones según la invención están preferiblemente exentas de Ce, La, B, Y, Dy, Re y otras tierras raras.
- A las aleaciones utilizables según la invención, que contienen elementos muy reactivos, se les puede dar forma por fundición, en particular por fusión inductiva bajo atmósfera al menos parcialmente inerte y colada en molde de arena.
- La colada puede eventualmente estar seguida por un tratamiento térmico a una temperatura que puede sobrepasar la temperatura de formación de fibras.
- La invención tiene también por objetivo un procedimiento de fabricación de un artículo por fundición a partir de las aleaciones descritas anteriormente como objetivo de la invención.
- El procedimiento puede comprender al menos una etapa de enfriamiento, después de la colada y/o después de o durante un tratamiento térmico, por ejemplo por enfriamiento al aire, en particular con un retorno a la temperatura ambiente.
- Las aleaciones objetivas de la invención se pueden utilizar para fabricar todas clases de piezas expuestas mecánicamente a alta temperatura y/o conducidas a trabajar en medio oxidante o corrosivo. La invención tiene aún por objetivos tales artículos fabricados a partir de una aleación según la invención, en particular por fundición.
- Entre tales aplicaciones se puede citar en particular la fabricación de artículos utilizables para la elaboración o la transformación en caliente del vidrio, por ejemplo platos de formación de fibras para la fabricación de lana mineral.
- Por tanto la invención tiene también por objetivo un procedimiento de fabricación de lana mineral por centrifugación interna, mediante el cual se vierte un caudal de materia mineral en fusión en un plato de formación de fibras cuya banda periférica está perforada por una multitud de orificios por los que se escapan filamentos de materia mineral fundida que después se estiran en lana bajo la acción de un gas, siendo la temperatura de la materia mineral en el plato de al menos 1200°C y estando constituido el plato de formación de fibras por una aleación tal como se ha definido anteriormente.
- Por tanto las aleaciones según la invención permiten formar fibras del vidrio o de una composición mineral similar fundida que tiene una temperatura de liquidus T_{liq} del orden de 1130°C o más, por ejemplo de 1130 a 1200°C, en particular 1170°C o más.

En general, la formación de fibras de estas composiciones minerales fundidas se puede realizar en una zona de temperaturas (para la composición fundida que llega al plato) comprendida entre T_{liq} y $T_{log2,5}$ en donde $T_{log2,5}$ es la temperatura a la que la composición fundida presenta una viscosidad de $10^{2,5}$ poise (dPa.s), típicamente del orden de 1200°C o más, por ejemplo de 1240 a 1250°C o más.

- 5 Entre estas composiciones de materia mineral se pueden preferir composiciones que comprenden una cantidad significativa de hierro, que son menos corrosivas en comparación con el metal constitutivo de los órganos de formación de fibras.

Por tanto, el procedimiento según la invención utiliza convenientemente una composición de materia mineral oxidante en particular con respecto al cromo, capaz de reparar o reconstituir la capa protectora de óxido Cr_2O_3 que se establece en la superficie. En este aspecto se pueden preferir composiciones que comprenden hierro esencialmente en forma férrica (óxido Fe_2O_3), en particular con una relación molar de los grados de oxidación II y III, expresada por la relación $\frac{FeO}{FeO + Fe_2O_3}$ del orden de 0,1 a 0,3, en particular 0,15 a 0,20.

15 Convenientemente la composición de materia mineral comprende un alto contenido de hierro que permite una cinética rápida de reconstitución del óxido de cromo con una proporción de óxido de hierro (proporción llamada "hierro total", correspondiente al contenido total de hierro expresado convencionalmente en forma de Fe_2O_3 equivalente) de al menos 3%, preferiblemente de al menos 4%, preferiblemente del orden de 4 a 12%, en particular de al menos 5%. En la zona redox anterior, eso corresponde a un contenido de hierro férrico Fe_2O_3 solo de al menos 2,7%, preferiblemente al menos 3,6%.

20 Tales composiciones se conocen particularmente del documento WO-99/56525 y comprenden convenientemente los constituyentes siguientes:

SiO_2	38-52%, preferiblemente 40-48%
Al_2O_3	17-23%
$SiO_2 + Al_2O_3$	56-75%, preferiblemente 62-72%
RO (CaO+MgO)	9-26%, preferiblemente 12-25%
MgO	4-20%, preferiblemente 7-16%
MgO/CaO	$\geq 0,8$, preferiblemente $\geq 1,0$ ó $\geq 1,15$
R_2O (Na_2O+K_2O)	$\geq 2\%$
P_2O_5	0-5%
Hierro total (Fe_2O_3)	$\geq 1,7\%$, preferiblemente $\geq 2\%$
B_2O_3	0-5%
MnO	0-4%
TO_2	0-3%

Otras composiciones conocidas del documento WO-00/17117 resultan ser particularmente apropiadas para el procedimiento según la invención.

Se caracterizan por los porcentajes en peso siguientes:

SiO_2	39-35%, preferiblemente	40-52%
Al_2O_3	16-27%	-- 16-25%
CaO	3-35%,	-- 10-25%
MgO	0-15%,	-- 0-10%
Na_2O	0-15%,	-- 6-12%
K_2O	0-15%,	-- 3-12%

R ₂ O (Na ₂ O+K ₂ O)	10-17%,	--	12-17%
P ₂ O ₅	0-3%,	--	0-2%
Hierro total (Fe ₂ O ₃)	0-15%,	--	4-12%
B ₂ O ₃	0-8%,	--	0-4%
TiO ₂	0-3%		

estando comprendido el MgO entre 0 y 5%, en particular entre 0 y 2% cuando R₂O ≤ 13,0%.

5 Según un modo de realización, las composiciones poseen proporciones de óxido de hierro comprendidas entre 5 y 12%, en particular entre 5 y 8%, lo que puede permitir obtener una resistencia al fuego de las esteras de lanas minerales.

Aunque la invención se ha descrito principalmente en el marco de la fabricación de lana mineral, se puede aplicar a la industria del vidrio en general para producir elementos o accesorios de horno, de hilera o de alimentador en particular para la producción de hilos de vidrio textil, de vidrio de embalaje.

10 Fuera de la industria del vidrio, la invención se puede aplicar a la fabricación de artículos muy diversos, cuando éstos deben presentar una alta resistencia mecánica en medio oxidante y/o corrosivo, en particular a alta temperatura.

15 De manera general, estas aleaciones pueden servir para producir cualquier tipo de piezas fijas o móviles de aleación refractaria que sirve para el funcionamiento o la explotación de un horno de tratamiento térmico a alta temperatura (por encima de 1200°C), de un intercambiador de calor o de un reactor de la industria química. Por tanto se puede tratar por ejemplo de palas de ventilador calefactor, de soporte de cocción, de material de enhornamiento... También pueden servir para producir cualquier tipo de resistencia calefactora destinada a funcionar en atmósfera caliente oxidante, y para producir elementos de turbinas utilizadas en motores de vehículos terrestres, marítimos o aéreos o en cualquier otra aplicación no dirigida a vehículos, por ejemplo centrales de producción de energía.

20 Por tanto la invención tiene por objetivo la utilización, en atmósfera oxidante a una temperatura de al menos 1200°C, de un artículo constituido por una aleación tal como se ha definido anteriormente.

Los ejemplos que siguen, de ningún modo restrictivos de las composiciones según la invención o de las condiciones de aplicación de los platos de formación de fibras según la invención, ilustran las ventajas de la presente invención.

Ejemplo 1

25 Por la técnica de fusión inductiva en atmósfera inerte (particularmente argón) se prepara una carga fundida de la siguiente composición a la que después se le da forma por simple colada en molde de arena:

Cr	27,83%
Ni	1,33%
C	0,36%
Ta	3,08%
Ti	1,34%
Fe	2,00%
Mn	< 0,5%
Si	< 0,3%
Zr	< 0,1%

suma de otras impurezas < 1%,

estando constituido el resto por cobalto.

La colada es seguida por un tratamiento térmico que comprende una fase de disolución durante 2 horas a 1200°C y una fase de precipitación de los carburos secundarios durante 10 horas a 1000°C, acabando cada una de esas mesetas por un enfriamiento al aire hasta la temperatura ambiente.

De esta manera se ha fabricado un plato de formación de fibras de 400 mm de diámetro de forma clásica.

5 Ejemplo 2

Según un procedimiento de fabricación idéntico al ejemplo 1 se prepara un segundo plato de formación de fibras de 400 mm de diámetro y que presenta las mismas características, a partir de una carga fundida de la composición siguiente:

Cr	28,84%
Ni	0,78%
C	0,41%
Ta	2,95%
Ti	1,21%
Fe	0,66%
Mn	< 0,5%
Si	< 0,3%
Zr	< 0,1%
suma de otras impurezas	< 1%,

10 estando constituido el resto por cobalto.

Ejemplo 3

Según las mismas condiciones que para los ejemplos 1 a 2 precedentes, se preparan para comparación dos platos de 400 mm de diámetro idénticos a los precedentes por sus características de forma, pero obtenidos a partir de la composición de aleación según el ejemplo 6 del documento WO 2005/052208:

Cr	28,3%
Ni	8,7%
C	0,4%
Ta	3,0%
Ti	1,5%
Fe	< 2%
Mn	< 0,5%
Si	< 0,3%
Zr	< 0,1%
suma de otras impurezas	< 1%,

15

estando constituido el resto por cobalto.

Se ha evaluado la capacidad de los platos así formados en la aplicación de formación de fibras de lana de vidrio. Más precisamente los platos se han colocado sobre una línea industrial de formación de fibras de un vidrio basáltico de composición:

20

ES 2 453 499 T3

SiO ₂	Al ₂ O ₃	Hierro total (Fe ₂ O ₃)	CaO	MgO	Na ₂ O	K ₂ O	Diversos
45,7	19	7,7	12,6	0,3	8	5,1	1

Se trata de un vidrio relativamente oxidante con respecto a un vidrio clásico debido a su alto contenido de hierro y un redox de 0,15. Su temperatura de liquidus es de 1140°C.

- 5 Los platos se utilizan con dos tiradas diferentes de 10 y 12,5 toneladas por día hasta que su parada se decida tras la destrucción del plato, declarada por un deterioro visible o por una calidad de fibra producida que se vuelve insuficientemente buena.

Además de las variaciones de tirada, las condiciones de formación de fibras permanecen idénticas de un plato a otro: la temperatura de la composición mineral que llega al plato es del orden de 1200 a 1240°C. La temperatura del metal según el perfil del plato está comprendida entre 1160 y 1210°C.

- 10 Los resultados de las vidas útiles de los platos en función de sus condiciones de utilización se presentan en la tabla 1. En esta tabla, para mayor claridad y para facilitar una comparación inmediata, los valores de las vidas útiles obtenidas para los platos según la invención (ejemplos 1 y 2) se han puesto en correspondencia con los valores obtenidos para los platos de referencia (ejemplo 3), para condiciones de tirada idénticas.

Tirada de vidrio Plato utilizado	10 T/d	12,5 T/d
Plato ejemplo 1	282 horas	-
Plato ejemplo 2	-	200 horas
Platos ejemplo 3 (comparativo)	229 horas	151 horas

Tabla 1

- 15 Se ve en la tabla 1 que los platos según la presente invención presentan siempre, para condiciones de utilización comparables, vidas útiles más largas.

Se mide después, según las técnicas convencionales de análisis térmico diferencial (ATD), la temperatura de solidus de la aleación constitutiva de los platos después de su utilización en el anterior procedimiento de formación de fibras.

- 20 Por la expresión "temperatura de solidus" se entiende, en el sentido de la presente descripción, la temperatura de fusión de las aleaciones en equilibrio. Debido a un método diferente de análisis, hay que señalar que los valores obtenidos de las temperaturas de solidus presentados en la tabla 2 difieren ligeramente de los valores obtenidos anteriormente en el documento WO 2005/052208. Sin embargo, las diferencias relativas en la temperatura de fusión entre las aleaciones según la invención y la aleación de referencia permanecen idénticas cualquiera que sea el método utilizado.

- 25 Los resultados obtenidos se presentan en la tabla 2:

Tirada de vidrio Plato utilizado	10 T/d	12,5 T/d
Aleación plato ejemplo 1	1345°C	-
Aleación plato ejemplo 2	-	1348°C
Aleación plato ejemplo 3 (comparativo)	1334°C	1339°C

Tabla 2

Se ve que la temperatura de solidus de las aleaciones según la invención es aproximadamente 10°C superior a la de aleaciones de la técnica anterior en todos los casos, lo que indica una mayor refractariedad. Debido a la proximidad

relativa entre la temperatura de funcionamiento del plato en el procedimiento de formación de fibras y la temperatura de fusión de la aleación constitutiva del plato, tal mejora es muy significativa y podría justificar por sí sola las propiedades superiores de resistencia mecánica a alta temperatura, como se observan en las presentes aleaciones.

5 Las propiedades de resistencia mecánica, a alta temperatura, de las aleaciones del ejemplo 1 según la invención y del ejemplo 3 según la técnica anterior se han evaluado en pruebas de resistencia a la fluencia por flexión en tres puntos a 1250°C bajo una carga de 31 MPa durante un periodo de 200 horas. Las pruebas se han referido a cada aleación sobre una serie de probetas paralelepípedicas de 30 mm de ancho y 3 mm de espesor, aplicándose la carga en medio de una distancia de 37 mm entre ejes paralelos. Los resultados se presentan en la tabla 3. En la
10 tabla 3 se indica la pendiente de las curvas de fluencia en tres puntos obtenidas para cada aleación, ilustrando dicha pendiente la velocidad de deformación (en $\mu\text{m}\cdot\text{h}^{-1}$) de la probeta por fluencia.

La tabla 3 resume el conjunto de los resultados obtenidos, dando para cada aleación la media de las velocidades de fluencia, así como los valores máximos y mínimos observados en toda la serie de probetas.

Tabla 3

Velocidad de fluencia por flexión en tres puntos ($\mu\text{m}\cdot\text{h}^{-1}$)	Valor medio	Valor mínimo	Valor máximo
Aleación ejemplo 1 (según la invención)	4,1	2,8	5,7
Aleación ejemplo 3 (comparativo)	17,7	3,5	30,8

15 Por la comparación de los datos presentados en la tabla 3 se observa, para la aleación según la invención, una resistencia a la fluencia bajo tensión a alta temperatura considerablemente mejorada. Combinada con el aumento de la temperatura de solidus de las aleaciones según la invención, esta mejora de la resistencia a la fluencia conduce al aumento de la vida útil de un plato fabricado a partir de una aleación según la invención cuando éste se aplica en una línea industrial de formación de fibras de un vidrio basáltico, como se ha indicado anteriormente.

20

REIVINDICACIONES

1. Aleación, caracterizada porque contiene los elementos siguientes (estando indicadas las proporciones en porcentajes en peso de aleación):

Cr	23 a 34%
Ti	0,2 a 5%
Ta	0,5 a 7%
C	0,2 a 1,2%
Ni	menos de 5%
Fe	menos de 3%
Si	menos de 1%
Mn	menos de 0,5%

5 estando constituido el resto por cobalto e impurezas inevitables.

2. Aleación según la reivindicación 1, caracterizada por que comprende menos de 4% en peso de Ni, preferiblemente menos de 3% en peso de Ni y más preferiblemente menos de 2% en peso de Ni.

3. Aleación según la reivindicación 1 ó 2, caracterizada por que comprende al menos 0,2% y preferiblemente al menos 0,6% en peso de carbono.

10 4. Aleación según una cualquiera de las reivindicaciones precedentes, caracterizada por que comprende los metales Ti y Ta, en una relación molar respecto al carbono (Ti+Ta)/C del orden de 0,9 a 2, en particular de 0,9 a 1,5.

5. Aleación según una cualquiera de las reivindicaciones precedentes, caracterizada por que comprende 0,5 a 4% en peso de titanio, preferiblemente del orden de 0,6 a 3% en peso de titanio.

15 6. Aleación según una cualquiera de las reivindicaciones precedentes, caracterizada por que el contenido de tántalo es del orden de 1 a 7%, en particular del orden de 2 a 6%.

7. Aleación según una cualquiera de las reivindicaciones precedentes, caracterizada por que el contenido de cromo es del orden de 26 a 32%, en particular del orden de 27 a 30%.

8. Artículo para la fabricación de lana mineral hecho de una aleación según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 7, en particular por fundición.

20 9. Plato de formación de fibras para la fabricación de lana mineral hecho de una aleación según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 8, en particular por fundición.

25 10. Procedimiento de fabricación de lana mineral por centrifugación interna, mediante el que se vierte un caudal de materia mineral en fusión en un plato de formación de fibras según la reivindicación 9 cuya banda periférica está perforada en una multitud de orificios por los cuales se escapan filamentos de materia mineral fundida que se estiran después en lana bajo la acción de un gas, siendo la temperatura de la materia mineral en el plato de al menos 1200°C.

11. Procedimiento según la reivindicación 10, caracterizado por que la materia mineral fundida tiene una temperatura de liquidus del orden de 1130°C o más, en particular 1170°C o más.