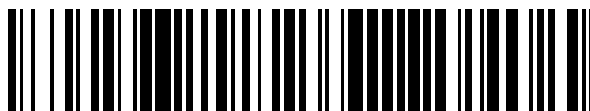


19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 444 407**

51 Int. Cl.:

**C22F 1/10** (2006.01)

**C22C 19/05** (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **23.08.2007** **E 07114884 (5)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **06.11.2013** **EP 1900839**

54 Título: **Procedimiento para el tratamiento térmico de súper-aleaciones a base de níquel**

30 Prioridad:

**07.09.2006 CH 14342006**

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

**24.02.2014**

73 Titular/es:

**ALSTOM TECHNOLOGY LTD (100.0%)  
BROWN BOVERI STRASSE 7  
5400 BADEN, CH**

72 Inventor/es:

**NAZMY, MOHAMED YOUSSEF;  
STAUBLI, MARKUS y  
KÜNZLER, ANDREAS**

74 Agente/Representante:

**LEHMANN NOVO, María Isabel**

**ES 2 444 407 T3**

Aviso: En el plazo de nueve meses a contar desde la fecha de publicación en el Boletín europeo de patentes, de la mención de concesión de la patente europea, cualquier persona podrá oponerse ante la Oficina Europea de Patentes a la patente concedida. La oposición deberá formularse por escrito y estar motivada; sólo se considerará como formulada una vez que se haya realizado el pago de la tasa de oposición (art. 99.1 del Convenio sobre concesión de Patentes Europeas).

## DESCRIPCIÓN

Procedimiento para el tratamiento térmico de súper-aleaciones a base de níquel

5 **Sector técnico**

La invención se refiere al sector de la técnica de materiales. Concierno a un procedimiento para el tratamiento térmico de súper-aleaciones a base de níquel que, en sí, pueden ser tratadas térmicamente (recocidas en disolución) por completo y que se utilizan para la producción de componentes monocristalinos (aleación SX) o de componentes con una estructura solidificada de forma orientada (aleación DS) tales como, por ejemplo, álabes para turbinas de gas. Mediante el procedimiento de tratamiento térmico de acuerdo con la invención se ha de ejercer una influencia positiva sobre las propiedades de las aleaciones mencionadas, en particular a elevadas temperaturas, aumentando la tolerancia admisible con respecto a límites de grano de ángulo pequeño y aumentando el rendimiento de colada y, con ello, la eficacia de la colada.

15

**Estado conocido de la técnica**

Súper-aleaciones a base de níquel son conocidas. Componentes monocristalinos a base de estas aleaciones presentan a temperaturas elevadas, entre otros, una muy buena resistencia mecánica del material, pero también buenas resistencias frente a la corrosión y oxidación, así como una buena resistencia a la fluencia. En virtud de estas propiedades, en el caso de emplear materiales de este tipo, p. ej. en turbinas de gas, se puede aumentar la temperatura de entrada de las turbinas de gas, con lo que se incrementa la eficacia de la instalación de turbina de gas.

25 Dicho de manera simplificada, existen dos tipos de súper-aleaciones monocristalinas a base de níquel.

El primer tipo, al que también se refiere la presente invención, puede ser tratado térmicamente (recocido en disolución) por completo, de modo que toda la fase  $\gamma'$  se encuentra en disolución. Este es, por ejemplo, el caso en la aleación conocida CMSX4 con la siguiente composición química (datos en % en peso): 5,6 de Al, 9,0 de Co, 6,5 de Cr, 0,1 de Hf, 0,6 de Mo, 3 de Re, 6,5 de Ta, 1,0 de Ti, 6,0 de W, el resto Ni, o de la aleación PWA 1484 con la siguiente composición química (datos en % en peso): 5 de Cr, 10 de Co, 6 de W, 2 de Mo, 3 de Re, 8,7 de Ta, 5,6 de Al, 0,1 de Hf, así como de la aleación MC2 conocida, la cual, en contraposición a las aleaciones precedentemente mencionadas, no está aleada con renio y presenta la siguiente composición química (datos en % en peso): 5 de Co, 8 de Cr, 2 de Mo, 8 de W, 5 de Al, 1,5 de Ti, 6 de Ta, resto Ni.

35

Un tratamiento térmico estándar típico para CMSX4 es, por ejemplo, el siguiente: recocido en disolución a 1320°C/2 h/gas protector, enfriamiento rápido con ventilador.

El segundo tipo de súper-aleaciones monocristalinas a base de níquel no puede ser tratado térmicamente por completo, es decir, en este caso no toda la porción de la fase  $\gamma'$  pasa a disolución en el caso de un recocido en disolución, sino sólo una determinada parte. Este es por ejemplo el caso en la súper-aleación CMSX186 conocida con la siguiente composición química (datos en % en peso): 0,07 de C, 6 de Cr, 9 de Co, 0,5 de Mo, 8 de W, 3 de Ta, 3 de Re, 5,7 de Al, 0,7 de Ti, 1,4 de Hf, 0,015 de B, 0,005 de Zr, resto Ni, y de la aleación CMSX486 con la siguiente composición química (datos en % en peso): 0,07 de C, 0,015 de B, 5,7 de Al, 9,3 de Co, 5 de Cr, 1,2 de Hf, 0,7 de Mo, 3 de Re, 4,5 de Ta, 0,7 de Ti, 8,6 de W, 0,005 de Zr, resto Ni.

45

Las súper-aleaciones a base de níquel del segundo tipo son expuestas la mayoría de las veces a un tratamiento térmico en dos etapas (proceso de envejecimiento a bajas temperaturas), dado que a temperaturas elevadas como las que se utilizan típicamente en el caso de las aleaciones del primer tipo para el recocido en disolución, se alcanza ya la temperatura de partida del punto de fusión y, por consiguiente, la aleación comienza a fundir de manera indeseada.

50

Un tratamiento térmico típico en dos etapas de la aleación CMSX186 es, por ejemplo, el siguiente:

1ª etapa: 1080°C/4 h/soplante

55 2ª etapa: 870°C/20 h/soplante.

La resistencia a la fluencia del primer tipo de las súper-aleaciones a base de níquel es normalmente mayor que la del segundo tipo, con la premisa de que las aleaciones pertenezcan a la misma generación. Esto está ante todo

justificado por el hecho de que la  $\gamma'$  disuelta es la fuente principal para la resistencia mecánica alcanzable.

Súper-aleaciones a base de níquel para componentes monocristalinos tal como se conocen de los documentos US 4.643.782, EP 0 208 645 y US 5.270.123, contienen elementos de la aleación que solidifican cristales mixtos, por ejemplo Re, W, Mo, Co, Cr, así como elementos formadores de fases  $\gamma'$ , por ejemplo Al, Ta y Ti. El contenido en elementos de la aleación de alto punto de fusión (W, Mo, Re) en la matriz base (fase  $\gamma$  austenítica) aumenta de forma continua con el incremento de la temperatura de sollicitación de la aleación. Así, p. ej., súper-aleaciones a base de níquel habituales para monocristales contienen 6-8% de W, hasta 6% de Re y hasta 2% de Mo (datos en % en peso). Las aleaciones dadas a conocer en los documentos arriba mencionados presentan una elevada resistencia a la fluencia, buenas propiedades de LCF (fatiga en el caso de un número bajo de ciclos de carga) y HCF (fatiga en el caso de un número alto de ciclos de carga), así como una elevada resistencia a la oxidación.

Estas aleaciones conocidas se desarrollaron para turbinas de aviones y, por lo tanto, se diseñaron de forma optimizada para su empleo a corto y medio plazo, es decir, el período de sollicitación se establece en hasta 20.000 horas. En contraposición a ello, componentes de turbinas de gas industriales deben diseñarse para un período de sollicitación de hasta 75.000 horas o más.

Después de un período de sollicitación de 300 horas, la aleación CMSX-4 del documento US 4.643.782 muestra, p. ej. en el caso de un empleo a modo de prueba en una turbina de gas a una temperatura por encima de 1000°C, un intenso engrosamiento de la fase  $\gamma'$  que va acompañado de manera desventajosa con un aumento de la velocidad de fluencia de la aleación.

Otro problema de las súper-aleaciones a base de níquel conocidas, por ejemplo de las aleaciones conocidas por el documento US 5.435.861, consiste en que deja que desear la aptitud de colada en el caso de componentes grandes, p. ej. en el caso de álabes de turbinas de gas con una longitud mayor que 80 mm. La colada de un componente monocristalino solidificado de forma orientada, perfecto, relativamente grande, a base de una súper-aleación a base de níquel, es extremadamente difícil, dado que la mayoría de estos componentes presentan defectos, p. ej. límites de grano de ángulo pequeño, "pecas", es decir, puntos defectuosos condicionados por una cadena de granos orientados en el mismo sentido con un elevado contenido en eutéctico, límites de dispersión equiaxiales, microporosidades, entre otros. Estos defectos debilitan los componentes a altas temperaturas, de modo que no se puede alcanzar la vida útil o bien la temperatura de trabajo deseada de la turbina. Sin embargo, dado que un componente monocristalino colado de manera perfecta es extremadamente costoso, la industria tiende a admitir el mayor número posible de defectos sin que se perjudique la vida útil ni la temperatura de trabajo.

Uno de los defectos más frecuentes son límites de grano que son particularmente nocivos para las propiedades a alta temperatura de los artículos monocristalinos. Mientras que límites de grano de ángulo pequeño tienen, en el caso de componentes pequeños, relativamente sólo una pequeña influencia sobre las propiedades, son de alta relevancia en relación con la aptitud de colada y el comportamiento frente a la oxidación a temperaturas elevadas en el caso de componentes SX o DS grandes.

Los límites de grano son zonas de una elevada disposición errónea local de la red cristalina, dado que en estas zonas los granos vecinos chocan entre sí y, por consiguiente, está presente una determinada desorientación entre las redes cristalinas. Cuanto mayor sea la desorientación, tanto mayor será la disposición errónea, es decir, tanto mayor será el número de desplazamientos en los límites de grano que son necesarios con el fin de que los dos granos encajen. Esta disposición defectuosa se encuentra en directa relación con el comportamiento del material a temperaturas elevadas. Debilita al material si la temperatura aumenta por encima de la temperatura equicohesiva (= 0,5 x punto de fusión en K).

A partir del documento GB 2 234 521 A este efecto es conocido. Así, en el caso de una aleación monocristalina a base de níquel convencional, por ejemplo a una temperatura de ensayo de 871°C, desciende extremadamente la resistencia a la rotura cuando la desorientación de los granos es mayor que 6°. Esto también se comprobó en el caso de componentes monocristalinos con una estructura solidificada de forma orientada, de modo que se sostuvo en general la opinión de no admitir desorientaciones mayores que 6°.

La tolerancia a una desviación en los límites de grano de ángulo pequeño o bien a una desorientación de los límites de grano es mayor en general para el segundo tipo de las súper-aleaciones a base de níquel, es decir, para aquellas que no pueden ser tratadas térmicamente por completo.

A partir del documento GB 2 234 521 A mencionado también se conoce que mediante el enriquecimiento de súper-aleaciones a base de níquel con boro o carbono, en el caso de una solidificación orientada, se generan estructuras que presentan una construcción equiaxial o prismática. El carbono y el boro solidifican los límites de grano, dado que C y B determinan la segregación de carburos y boruros en los límites de grano que son estables a elevadas temperaturas. Además, la presencia de estos elementos en los límites de grano y a lo largo de los límites de grano reduce el proceso de difusión, que es una de las causas principales de la debilidad de los límites de grano. Por lo tanto, es posible aumentar las desorientaciones hasta 10° a 12° y, a pesar de ello, conseguir buenas propiedades del material a temperaturas elevadas.

En particular, en el caso de grandes componentes monocristalinos a base de súper-aleaciones a base de níquel, estos límites de grano de ángulo pequeño afectan, sin embargo, negativamente a las propiedades. Además, la microaleación con B y C está limitada a unos pocos cientos de ppm de C y todavía menos ppm de B, dado que los elementos mencionados presentan, por una parte, sólo una escasa solubilidad en la matriz y, por otra, tienen una fuerte influencia sobre el descenso indeseado del punto de fusión de partida de esta aleación.

A partir de los documentos US 2004/0055669 A1, EP 0 155 827 A2, WO 2004/038056 A1 y DE 196 17 083 A1 se conocen procedimientos de tratamiento térmico para súper-aleaciones a base de níquel, en los que la aleación es recocida en disolución sólo parcialmente en una primera etapa del tratamiento térmico, y en una segunda etapa se lleva a cabo un tratamiento de envejecimiento en dos etapas, en sí conocido, a temperaturas en cada caso bajas.

El documento US 2004/0055669 A1 da a conocer un procedimiento para la preparación de un componente monocristalino colado a base de una súper-aleación a base de níquel, en el que se elige un tratamiento de recocido en disolución, con el fin de que a lo largo de los límites de los granos permanezca una determinada cantidad de agujas del eutéctico  $\gamma/\gamma'$ , con el fin de mejorar las propiedades mecánicas, entre otras la resistencia a la fluencia. Este documento no da, sin embargo, información alguna sobre qué cantidades de fase  $\gamma'$  no disuelta son necesarias para ello, ni tampoco la forma en que se ha de llevar a cabo exactamente el tratamiento de recocido en disolución parcial.

### Descripción de la invención

El objetivo de la invención es evitar los inconvenientes mencionados del estado conocido de la técnica. La invención tiene por misión desarrollar un procedimiento adecuado para el tratamiento térmico de súper-aleaciones a base de níquel conocidas de este tipo, que presenten una composición química que posibilite un recocido en disolución completo (recocido para la disolución de componentes segregados) sin problemas y que sean utilizadas para la producción de componentes monocristalinos (aleación SX) o de componentes con una estructura solidificada de forma orientada (aleación DS). Mediante el procedimiento de tratamiento térmico de acuerdo con la invención se debe continuar afectando positivamente a las propiedades de las aleaciones mencionadas, en particular a altas temperaturas. En particular, se ha de aumentar la tolerancia admisible con respecto a límites de grano de ángulo pequeño o bien de una desorientación de los límites de grano y, por consiguiente, se ha de aumentar el rendimiento de colada y, con ello, la eficacia de la colada.

De acuerdo con la invención, esto se consigue debido a que la súper-aleación a base de níquel mencionada es sometida a un procedimiento de tratamiento térmico de varias etapas, en el que la aleación, en una primera etapa, se recuece en disolución sólo parcialmente de forma controlada a una temperatura  $T_2 < T_1$  y, en una segunda etapa, se lleva a cabo un tratamiento de envejecimiento en dos etapas, en cada caso a temperaturas bajas. En este caso, en la primera etapa descrita (recocido en disolución parcial) se ajusta el 5-10% de fase  $\gamma'$  no disuelta en el eutéctico residual, esto en función de la magnitud de la respectiva temperatura en el caso del tratamiento térmico por recocido en disolución parcial.

Esto tiene la ventaja de que mediante el eutéctico residual  $\gamma/\gamma'$  no disuelto se aumenta la resistencia mecánica de los límites de grano de ángulo pequeño o bien los límites de grano y, con ello, aumenta su tolerancia con respecto a una desorientación hasta  $> 12^\circ$ , en función de la composición del material empleado. La consecuencia de esta elevada tolerancia con respecto a límites de grano de ángulo pequeño/límites de grano es un elevado rendimiento de colada en el caso de grandes componentes colados tales como, por ejemplo, álabes móviles monocristalinos o bien álabes directrices monocristalinos de máquinas de flujo térmicas. En este caso, un elevado rendimiento de colada conduce ventajosamente, sin esfuerzo adicional, a un aumento de la efectividad.

El aumento calculado de la fase  $\gamma'$  no disuelta en el eutéctico residual puede en este caso regularse en función de

la magnitud de la temperatura de recocido en disolución. Dado que la mayoría de las súper-aleaciones SX a base de níquel, que se emplean en turbinas de gas industriales, tienen una elevada resistencia a la fluencia (resistencia a elevadas temperaturas en función del tiempo), puede asumirse una determinada reducción de esta resistencia a la fluencia, con el fin de conseguir una elevada tolerancia con respecto a la desorientación de los límites de grano de ángulo pequeño o bien de los límites de grano.

El procedimiento de tratamiento térmico de acuerdo con la invención es particularmente adecuado para su empleo en súper-aleaciones a base de níquel para la producción de componentes monocristalinos grandes, en particular álabes para turbinas de gas.

Otras variantes ventajosas de la invención se describen en las reivindicaciones subordinadas.

**Breve descripción de los dibujos**

En los dibujos se representan ejemplos de realización de la invención. Muestran:

Fig. 1, una imagen esquemática de la estructura en la zona de un límite de grano de ángulo pequeño con fase  $\gamma'$  no disuelta;

Fig. 2, un diagrama tiempo-temperatura para la aleación CMSX4 con tratamiento térmico estándar y tratamiento térmico de acuerdo con la invención;

Fig. 3, la dependencia de la resistencia a elevadas temperaturas en función del tiempo (datos relativos) de la magnitud de la desorientación de los límites de grano de ángulo pequeño/límites de grano para los dos procedimientos de tratamiento térmico conforme a la Fig. 2;

Fig. 4, un diagrama tiempo-temperatura para la aleación SX MC2 con tratamiento térmico estándar y tratamiento térmico de acuerdo con la invención;

Fig. 5, la dependencia de la resistencia a elevadas temperaturas en función del tiempo (datos relativos) de la magnitud de la desorientación de los límites de grano de ángulo pequeño/límites de grano para los dos procedimientos de tratamiento térmico conforme a la Fig. 4;

Fig. 6, un diagrama tiempo-temperatura para la aleación SX MK4HC con tratamiento térmico estándar y tratamiento térmico de acuerdo con la invención;

Fig. 7, la dependencia de la resistencia a elevadas temperaturas en función del tiempo (datos relativos) de la magnitud de la desorientación de los límites de grano de ángulo pequeño/límites de grano para los dos procedimientos de tratamiento térmico conforme a la Fig. 6;

Fig. 8, un diagrama tiempo-temperatura para la aleación SX MD2 con tratamiento térmico estándar y tratamiento térmico de acuerdo con la invención; y

Fig. 9, la dependencia de la resistencia a elevadas temperaturas en función del tiempo (datos relativos) de la magnitud de la desorientación de los límites de grano de ángulo pequeño/límites de grano para los dos procedimientos de tratamiento térmico conforme a la Fig. 8.

**Modos para llevar a cabo la invención**

Seguidamente se explica con mayor detalle la invención con ayuda de ejemplos de realización y de los dibujos.

Se investigaron las súper-aleaciones a base de níquel CMSX4 y SX MC2, conocidas del estado de la técnica, así como las súper-aleaciones a base de níquel SX MK4HC y SX MD2 microaleadas con los elementos solidificantes de límites de grano carbono y boro con las composiciones químicas indicadas en la Tabla 1 (datos en % en peso):

	<b>CMSX4</b>	<b>SX MC2</b>	<b>SX MK4HC</b>	<b>SX MD2</b>
<b>Ni</b>	Resto	resto	Resto	resto

<b>Cr</b>	6,5	8,0	6,5	8,0
<b>Co</b>	9,0	5,0	9,7	5,1
<b>Mo</b>	0,6	2,0	0,6	2,0
<b>W</b>	6,0	8,0	6,4	8,1
<b>Ta</b>	6,5	6,0	6,5	6,0
<b>Al</b>	5,6	5,0	5,6	5,0
<b>Ti</b>	1,0	1,5	1,0	1,3
<b>Hf</b>	0,1		0,2	0,12
<b>Re</b>	3,0		3,0	
<b>Si</b>				0,12
<b>C</b>			350 ppm	225 ppm
<b>B</b>			70 ppm	70 ppm

Tabla 1: Composiciones químicas de las aleaciones investigadas

5 Estas aleaciones son una súper-aleación a base de níquel para componentes monocristalinos y se emplean para la producción de componentes de turbinas de gas. Pertenecen al primer tipo arriba descrito de súper-aleaciones a base de níquel, es decir, pueden ser tratadas térmicamente por completo y a un recocido en disolución por encima de una temperatura T1, p. ej. a aprox. 1320°C para CMSX-4, la estructura está recocida en disolución por completo, es decir, las segregaciones están totalmente disueltas en la matriz. Esto afecta a los tratamientos  
10 térmicos estándares representados en las Figs. 2, 4, 6 y 8.

Si ahora la aleación CMSX4 es sometida al procedimiento de tratamiento térmico de acuerdo con la invención y es recocida en disolución sólo en parte de manera controlada en una primera etapa a una temperatura T2 < T1, en este caso a 1280°C/8 h/enfriamiento bajo un soplante de argón (véase la Fig. 2) y en una segunda etapa es  
15 sometida a un tratamiento de envejecimiento en dos etapas en cada caso a bajas temperaturas, en este caso 1140°C/4 h/enfriamiento bajo un soplante de argón y 870°C/20 h/enfriamiento al aire, entonces se alcanza con ello un aumento de la desorientación de los límites de grano de ángulo pequeño tal como se representa esquemáticamente en la Fig. 1. La fase  $\gamma'$  no disuelta solidifica los límites de grano de ángulo pequeño, de modo que resulta un nuevo mecanismo de solidificación en comparación con el mecanismo de solidificación que se  
20 alcanza mediante la adición de B o C. Las mejores propiedades resultan cuando está presente 5-10% de eutéctico residual  $\gamma'$ .

En la Fig. 3 se representa la dependencia de la resistencia a elevadas temperaturas en función del tiempo (datos relativos) de la magnitud de la desorientación de los límites de grano de ángulo pequeño/límites de grano para los  
25 dos procedimientos de tratamiento térmico conforme a la Fig. 2 para la aleación CMSX4. Se reconoce que después del tratamiento térmico estándar (recocido en disolución completo), ya a partir de aprox. 6° de desorientación la resistencia a la fluencia ha descendido a aprox. 80% en comparación con un componente exento de defectos, mientras que según el tratamiento térmico de acuerdo con la invención todavía puede admitirse aprox. 12° de desorientación.

30 Una afirmación similar se puede hacer para el segundo ejemplo de realización (Fig. 4 y Fig. 5).

La aleación SX MC2 fue tratada térmicamente de acuerdo con la invención con una primera etapa (recocido en disolución parcial a 1210°C/8 h/enfriamiento rápido con argón con ventilador) y una segunda etapa (recocido en  
35 dos etapas a 1080°C/6 h/enfriamiento rápido con argón con ventilador y, a continuación, 870°C/16 h/enfriamiento al aire. A continuación, se determinó la resistencia a elevadas temperaturas en función del tiempo, y los resultados se compararon con los resultados según el tratamiento térmico estándar (recocido en disolución completo a 1300°C). La resistencia a la fluencia relativa mostró, después del tratamiento térmico estándar, ya en el caso de una desorientación de más de 6°, un descenso significativo, mientras que éste, según el tratamiento térmico de  
40 acuerdo con la invención, sólo se manifestaba en el caso de un ángulo de desorientación de aprox. 12°.

La consecuencia de esta elevada tolerancia con respecto a límites de grano de ángulo pequeño es un elevado rendimiento de colada en el caso de componentes grandes colados tales como, por ejemplo, álabes móviles monocristalinos o bien álabes directrices monocristalinos de máquinas de flujo térmicas. En este caso, un elevado  
45 rendimiento de colada conduce ventajosamente, sin esfuerzo adicional, a un aumento de la efectividad.

Las Figuras 6 y 7 muestran otro ejemplo de realización de la invención.

5 En la Fig. 6 se confronta en un diagrama tiempo-temperatura para la aleación monocristalina MK4HC, el tratamiento por recocido en disolución estándar (1290°C/8 h/enfriamiento rápido con argón con ventilador) con subsiguiente tratamiento de recocido en dos etapas (1140°C/2,5 h/enfriamiento rápido con argón con ventilador y 870°C/22 h/enfriamiento al aire) del tratamiento térmico modificado de acuerdo con la invención (tratamiento de recocido en disolución parcial a 1270°C/8 h/enfriamiento rápido bajo argón con ventilador, a continuación recocido en dos etapas con los mismos parámetros que en el tratamiento térmico estándar).

10 En la Fig. 7 se representa de nuevo la dependencia de la resistencia a altas temperaturas en función del tiempo (datos relativos) de la magnitud de la desorientación de los límites de grano de ángulo pequeño/límites de grano para los dos procedimientos de tratamiento térmico conformes a la Fig. 6, para la aleación SXMK4HC. Se reconoce que después del tratamiento térmico estándar (recocido en disolución completo), a partir de aprox. 12° de desorientación, la resistencia a la fluencia se ha reducido a aprox. 80% en comparación con un componente exento de defectos, mientras que después del tratamiento térmico de acuerdo con la invención esta caída se manifiesta sólo a aprox. 20° de desorientación de los límites de grano. Con ello, también en este caso se pueden admitir todavía aprox. 20° de desorientación. Esta solidificación de los límites de grano reforzada resulta, por una parte, a partir de los componentes solidificantes de límites de grano C y B añadidos por aleación, por otra parte, a partir del eutéctico residual presente como consecuencia del proceso de recocido en disolución incompleto (5-10% de  $\gamma'$ ).

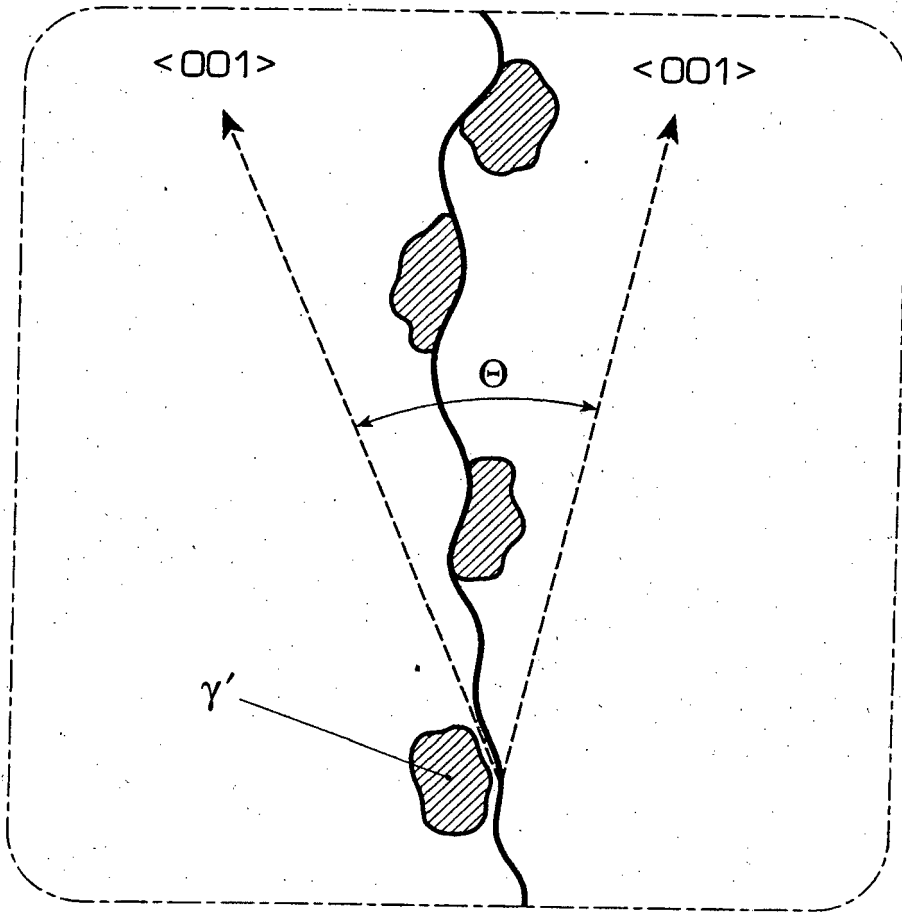
20 En las Figuras 8 y 9 se representa esta tendencia para la aleación SX MD2. En la Fig. 8 se representa en un diagrama tiempo-temperatura de nuevo el tratamiento térmico estándar y el tratamiento térmico de acuerdo con la invención para la aleación SX MD2, llevándose a cabo el tratamiento por recocido en disolución parcial de acuerdo con la invención a 1230°C/8 h/enfriamiento rápido con argón con ventilador, mientras que el recocido en disolución estándar tiene lugar a 1270°C/8 h/enfriamiento rápido con argón con ventilador. El subsiguiente proceso de recocido en dos etapas es igual para los dos tratamientos: 1080°C/6 h/enfriamiento rápido con argón con ventilador y 870°C/16 h/enfriamiento al aire.

30 En la Fig. 9 se representa de nuevo la dependencia de la resistencia a altas temperaturas en función del tiempo (datos relativos) de la magnitud de la desorientación de los límites de grano de ángulo pequeño/límites de grano para los dos procedimientos de tratamiento térmico conformes a la Fig. 8, para la aleación SXMD2. Al igual que en el ejemplo de realización anterior, también en este caso después del tratamiento térmico estándar (recocido en disolución completo), a partir de aprox. 12° de desorientación de los límites de grano, la resistencia a la fluencia se ha reducido a aprox. 80% en comparación con un componente exento de defectos, mientras que después del tratamiento térmico de acuerdo con la invención esta caída se manifiesta sólo a aprox. 20° de desorientación de los límites de grano. Con ello, también en este caso se pueden admitir todavía aprox. 20° de desorientación. Esta solidificación de los límites de grano reforzada resulta en el caso de esta aleación, por una parte, a partir de los componentes solidificantes de límites de grano C y B añadidos por aleación, por otra parte, a partir del eutéctico residual presente como consecuencia del proceso de recocido en disolución incompleto (5-10% de  $\gamma'$ ).

## REIVINDICACIONES

- 1.- Procedimiento de tratamiento térmico para una súper-aleación a base de níquel para la producción de componentes monocristalinos o componentes solidificados de forma orientada con una composición química que  
5 posibilita un recocido en disolución en sí completo a una temperatura T1, en donde la aleación  
- en una primera etapa es recocida en disolución sólo en parte de forma controlada a una temperatura T2 < T1 y  
- en una segunda etapa se lleva a cabo un tratamiento de envejecimiento en dos etapas, en sí conocido, en cada caso a bajas temperaturas,  
10 caracterizado por que el tratamiento por calcinación en disolución parcial se lleva a cabo en una etapa a temperatura constante T2, y por que en la primera etapa se ajusta en el eutéctico residual 5-10% de fase  $\gamma'$  no disuelta.
- 2.- Procedimiento de tratamiento térmico según la reivindicación 1, caracterizado por que en el caso de una súper-aleación a base de níquel con la siguiente composición química (datos en % en peso): 5,6 de Al, 9,0 de Co, 6,5 de Cr, 0,1 de Hf, 0,6 de Mo, 3 de Re, 6,5 de Ta, 1,0 de Ti, 6,0 de W, el resto Ni, la primera etapa comprende un recocido a 1280°C/8 h/enfriamiento rápido con Ar con ventilador, y la segunda etapa comprende un recocido a 1140°C/4 h/enfriamiento rápido con Ar con ventilador y, a continuación, 870°C/20 h/enfriamiento al aire.
- 20 3.- Procedimiento de tratamiento térmico según la reivindicación 1, caracterizado por que en el caso de una súper-aleación a base de níquel con la siguiente composición química (datos en % en peso): 5 de Co, 8 de Cr, 2 de Mo, 8 de W, 5 de Al, 1,5 de Ti, 6 de Ta, resto Ni, la primera etapa comprende un recocido a 1210°C/8 h/enfriamiento rápido con Ar con ventilador, y la segunda etapa comprende un recocido a 1080°C/6 h/enfriamiento rápido con Ar con ventilador y, a continuación, 870°C/16 h/enfriamiento al aire.
- 25 4.- Procedimiento de tratamiento térmico según la reivindicación 1, caracterizado por que en el caso de una súper-aleación a base de níquel con la siguiente composición química (datos en % en peso): 9,7 de Co, 6,5 de Cr, 0,6 de Mo, 6,4 de W, 5,6 de Al, 1,0 de Ti, 6,5 de Ta, 0,2 de Hf, 3,0 de Re, 350 ppm de C, 70 ppm de B, resto Ni, la primera etapa comprende un recocido a 1270°C/8 h/enfriamiento rápido con Ar con ventilador, y la segunda etapa comprende un recocido a 1140°C/2,5 h/enfriamiento rápido con Ar con ventilador y, a continuación, 870°C/22 h/enfriamiento al aire.
- 30 5.- Procedimiento de tratamiento térmico según la reivindicación 1, caracterizado por que en el caso de una súper-aleación a base de níquel con la siguiente composición química (datos en % en peso): 5,1 de Co, 8,0 de Cr, 2,0 de Mo, 8,1 de W, 5,0 de Al, 1,3 de Ti, 6,0 de Ta, 0,12 de Hf, 0,12 de Si, 225 ppm de C, 70 ppm de B, resto Ni, la primera etapa comprende un recocido a 1230°C/8 h/enfriamiento rápido con Ar con ventilador, y la segunda etapa comprende un recocido a 1080°C/16 h/enfriamiento rápido con Ar con ventilador y, a continuación, 870°C/16 h/enfriamiento al aire.
- 35 6.- Procedimiento de tratamiento térmico según una de las reivindicaciones 1 a 5, caracterizado por que el procedimiento de tratamiento térmico se utiliza para la producción de álabes móviles y álabes directrices para máquinas de flujo térmicas después de su colada.
- 40





**FIG. 1**

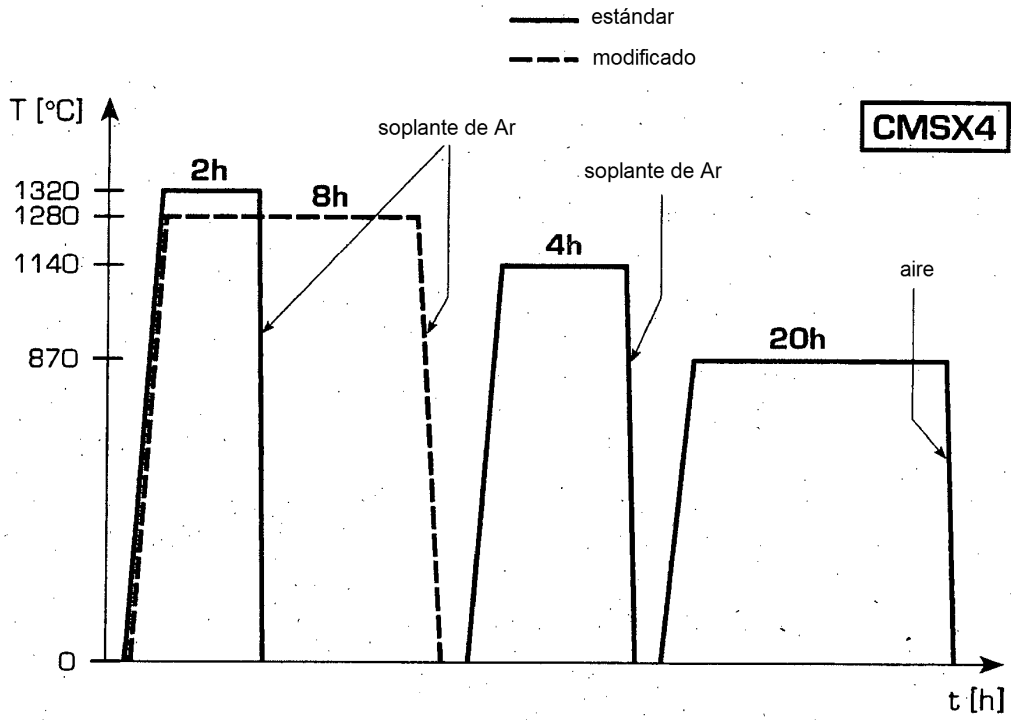


FIG. 2

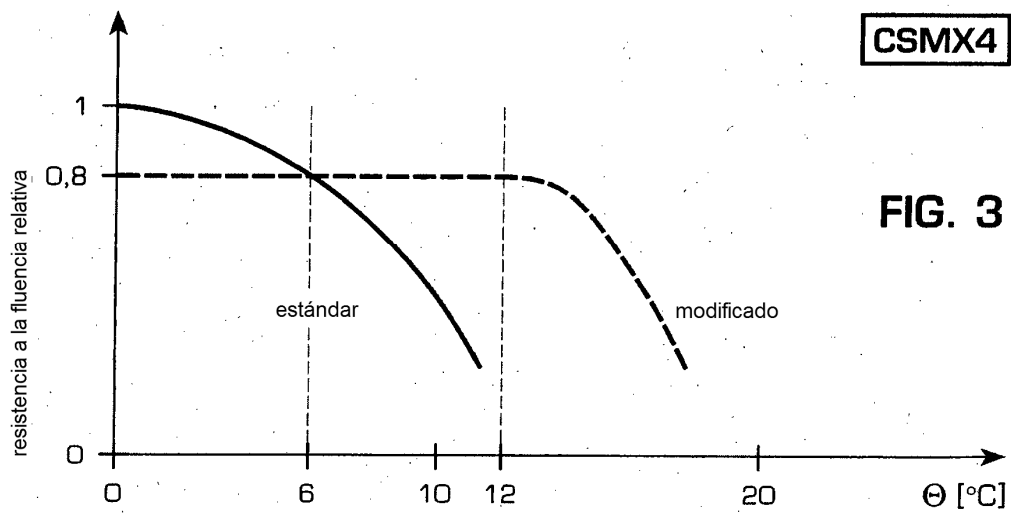
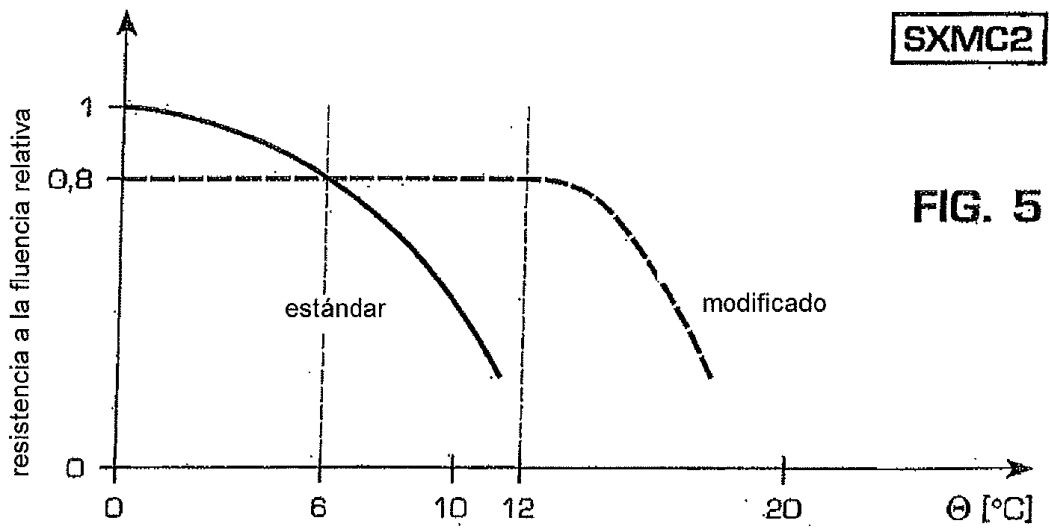
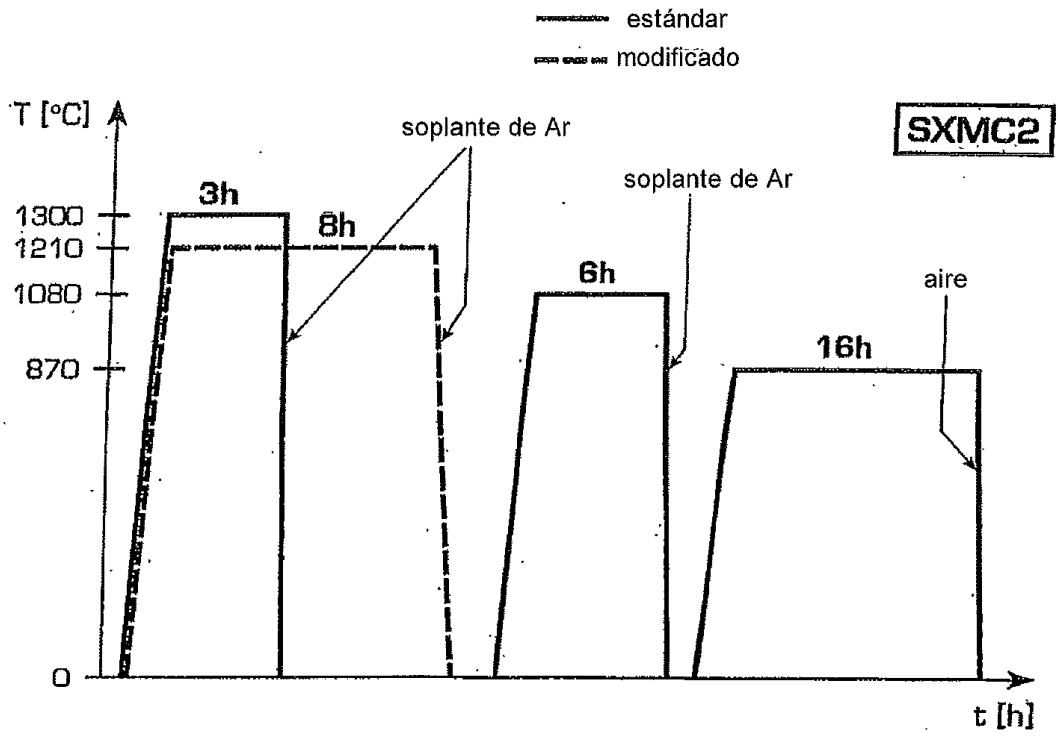


FIG. 3



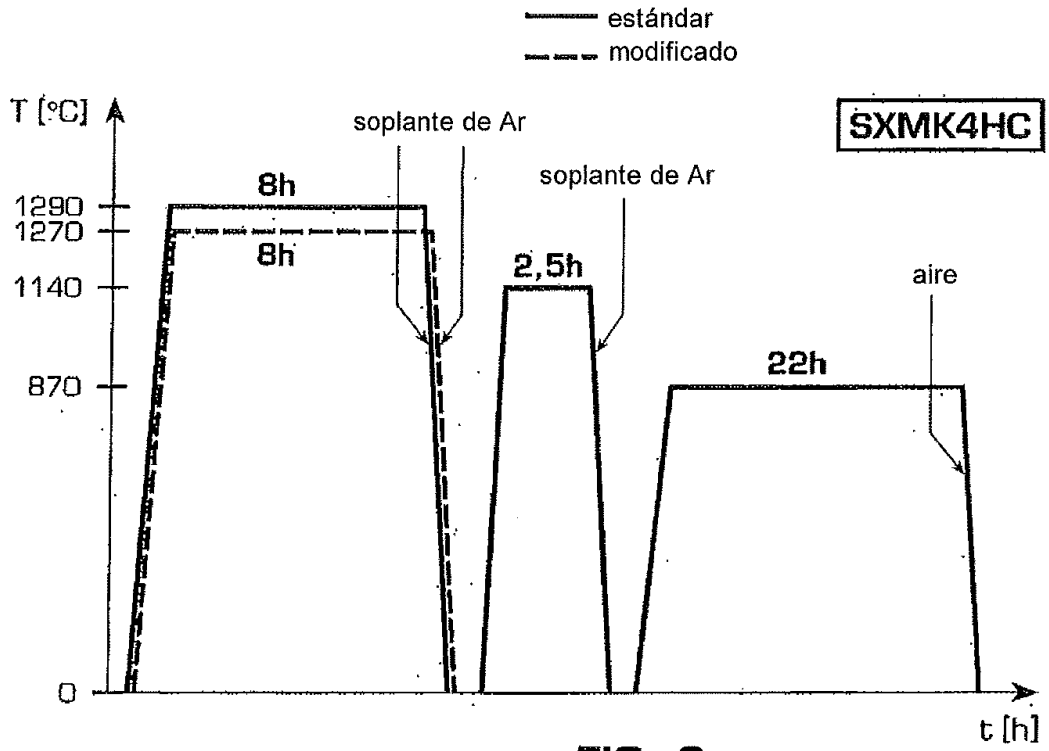


FIG. 6

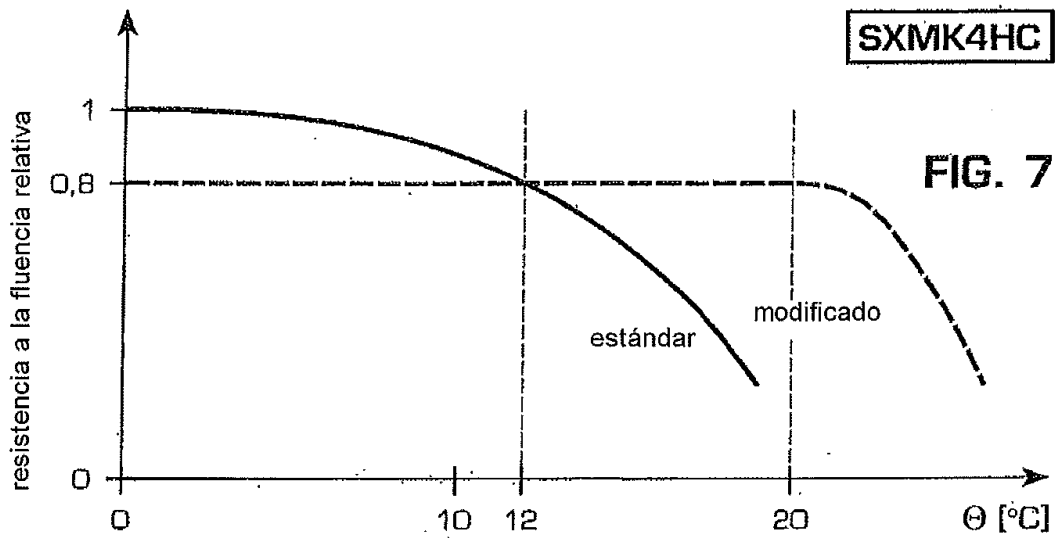


FIG. 7

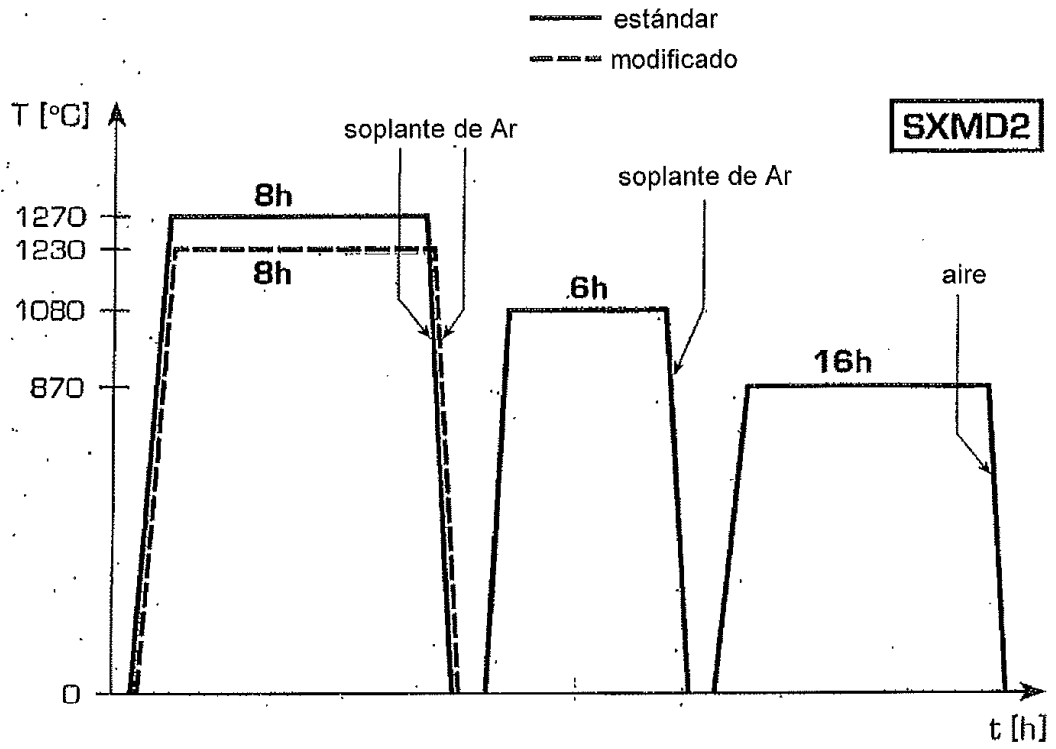


FIG. 8

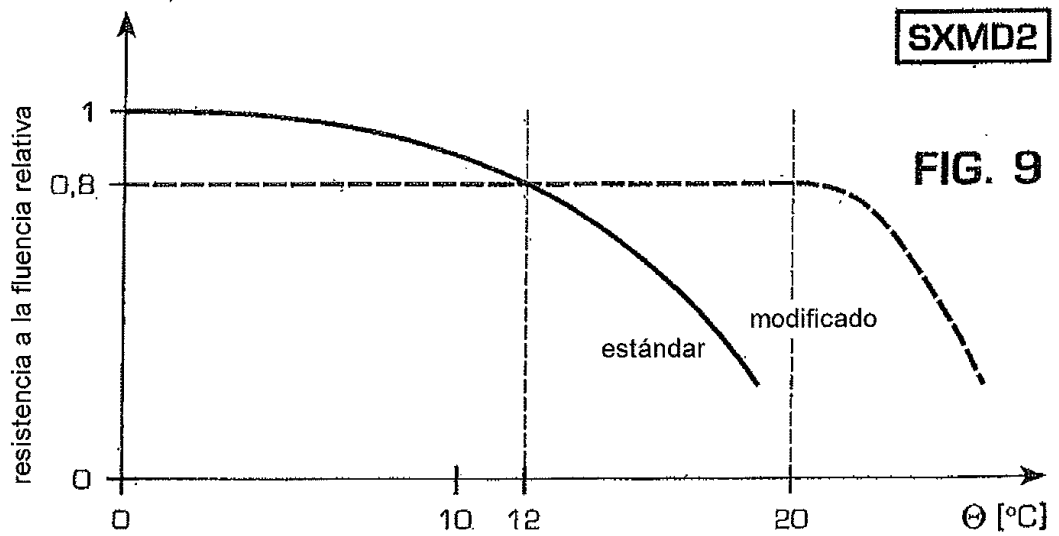


FIG. 9