

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 625 872**

51 Int. Cl.:

C22C 21/02 (2006.01)

C22C 21/04 (2006.01)

C22F 1/04 (2006.01)

C22F 1/043 (2006.01)

C22F 1/057 (2006.01)

F02F 1/24 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **01.07.2009 PCT/FR2009/000807**

87 Fecha y número de publicación internacional: **04.02.2010 WO10012875**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **01.07.2009 E 09802550 (5)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **08.03.2017 EP 2329053**

54 Título: **Pieza moldeada de aleacion de aluminio que tiene resistencias elevadas a la fatiga y la fluencia en caliente**

30 Prioridad:

30.07.2008 FR 0804333

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

20.07.2017

73 Titular/es:

**RIO TINTO ALCAN INTERNATIONAL LIMITED
(100.0%)
1188 Sherbrooke Street West
Montréal, QC H3A 3G2, CA**

72 Inventor/es:

GARAT, MICHEL

74 Agente/Representante:

MIR PLAJA, Mireia

ES 2 625 872 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

Pieza moldeada de aleación de aluminio que tiene resistencias elevadas a la fatiga y la fluencia en caliente

Campo de la Invención

- 5 La invención se refiere a partes moldeadas de una aleación de aluminio sometidas a trabajo y tensiones mecánicas elevadas, al menos en algunas de sus zonas, a altas temperaturas, en particular las culatas de los motores de petróleo o de diesel, sobrealimentados.

Antecedentes de la Invención

- 10 A menos que se establezca de otra manera, la totalidad de los valores que se refieren a la composición química de las aleaciones son expresados como porcentajes en peso.

Las aleaciones utilizadas usualmente para las culatas de los vehículos de motor producidos en serie son por una parte aleaciones del tipo de A1Si7Mg y A1Si10Mg, posiblemente "impurificadas" por la adición de 0.50 % hasta 1 % de cobre, y por otra parte aleaciones de la familia de A1Si5 a A1Si5-9Cu3Mg.

- 15 Las aleaciones del primer tipo, A1Si7(Cu)Mg y A1Si10(Cu)Mg con tratamiento T5 (estabilización simple) y tratamiento T7 (tratamiento con calor para la solución completa, apagado y sobre-reposo) tienen características mecánicas suficientes cuando se calientan hasta aproximadamente 250 °C, pero no a 300 °C, una temperatura a la cual no obstante será alcanzada por los puentes de las nuevas generaciones de los motores diesel sobrealimentados con un bastidor, y aún los nuevos motores de petróleo doblemente sobrealimentados. A 300 °C, al límite elástico y su resistencia a la fluencia son particularmente
- 20 bajos. Por otra parte, a causa de su buena ductilidad en todo el intervalo de temperatura, desde la temperatura ambiente hasta 250 °C, los mismos resisten satisfactoriamente la ruptura por fatiga térmica.

Las aleaciones del tipo A1Si5 hasta A1Si5-9Cu3Mg0.25 hasta 0.5, que tienen una mejor resistencia a la temperatura elevada, tienen, en contraste, una ductilidad más bien baja lo cual las hace muy vulnerables a la ruptura por fatiga térmica.

- 25 Las mismas son subdivididas en una familia de aleaciones con un contenido de hierro bajo, típicamente inferior que 0.20 %, conocidas como aleaciones primarias, obtenidas de un aparato de fundición), que tiene buena ductilidad en caliente pero permanece frágil a temperatura ambiente, y una familia de aleaciones conocidas como aleaciones secundarias (obtenidas del reciclaje) con un contenido de hierro más elevado, desde 0.40 % hasta 0.80 % y algunas veces de 1 %, que tienen una ductilidad baja tanto a temperatura ambiente como a temperatura elevada.
- 30

Estos problemas se describen por ejemplo en el artículo por R. Chuimert y M. Garat "Choice of aluminum 'casting alloys for diesel cylinder heads subject to strong forces" publicado en el SIA Review de marzo de 1990. Este artículo resume las propiedades de las tres aleaciones examinadas como sigue:

- 35 - A1Si5Cu3Mg con un contenido bajo de hierro (0.15%) y en el estado T7: resistencia mecánica muy buena hasta 250 °C, llegando a ser en promedio de 300 °C, baja ductilidad a temperatura ambiente, llegando a ser buena a 250 y 300 °C.
- A1Si5Cu3Mg con contenido de hierro elevado (0.7 %) y en el estado F (sin tratamiento con calor): resistencia mecánica promedio a temperatura ambiente, llegando a ser relativamente más elevada a 250 y 300 °C, ductilidad muy baja de principio a fin de la zona de 20-300 °C.
- 40 - A1Si7Mg0.3 sin cobre o con un contenido bajo de hierro (0.15 %) y en el estado T7: una resistencia mecánica buena a temperatura ambiente, llegando a ser muy baja a 250 °C, muy buena ductilidad de principio a fin de la zona de 20-300°C.

- 45 El progreso hecho desde 1990 fue descrito en el artículo reciente por M. Garat y G. Laslaz "Improved aluminum alloys for diesel cylinder heads" publicado en la revisión de "Hommes et Fonderie" de febrero del 2008. En su introducción, este artículo muestra una revisión de las diversas familias de las aleaciones utilizadas comúnmente y su relación con las fuerzas padecidas y las arquitecturas de las culatas modernas.

La misma presenta los siguientes desarrollos en el campo de las aleaciones:

- 50 - Aleación de A1Si7Mg0.3, con la adición de 0.50 % de cobre en el estado T7, una solución utilizada en nuestros de manera amplia en la industria, proporciona una ganancia muy apreciable (+ 20 %) de límite elástico a 250 °C, sin pérdida de alargamiento. Pero la ganancia provista por esta adición pequeña de cobre se pierde completamente a 300 °C.
- La adición de 0.15 % de circonio en la misma aleación hace posible mejorar ligeramente el límite elástico a 300 °C (+ 10 %) y especialmente retardar la fluencia terciaria a la misma temperatura a una tensión de 22 MPa.

- Un nuevo tipo de aleación de AlSi7Cu3.5MnVZrTi sin magnesio fue examinada y caracterizada. La misma tiene excelentes propiedades de resistencia mecánica en caliente a 300 °C y una ductilidad bastante buena de principio a fin de la zona de 20-300 °C, pero un límite elástico bajo a temperatura ambiente (aproximadamente 190 a 235 MPa dependiendo de su contenido de cobre exacto). Esta aleación es de conformidad con las patentes FR 2 857 378 y EP 1 651 787 por el solicitante.

El documento FR 2 690 927 propone unas aleaciones de moldeo a base de aluminio con una buena resistencia a la deformación por calor con las adiciones de 0.1-0.2 % Ti, 0.1-0.2 % Zr y 0.2-0.4 % V, en particular sobre una base de composición del tipo A-S5U3G.

Los resultados de estos últimos desarrollos son resumidos en la tabla 1 posterior (resistencia a la tracción Rm en MPa, límite elástico Rp0.2 en MPa y el alargamiento a la ruptura A como un porcentaje, σ representa la tensión en Mpa conduciendo a la deformación de 0.1 % después de ser mantenida a la misma temperatura durante 100 h):

Tabla 1

Aleación	Estado	20°C			250°C				300°C			
		Rp0.2	Rm	A	Rp0.2	Rm	A	σ	Rp0.2	Rm	A	σ
AlSi7Mg0.3Ti (Fe 0.15, Primario)	T6	211	295	15,7	57	69	29	40 - 45	41	53	32	22
AlSi7Mg0.3Ti (Fe 0.15, Primario)	T7	257	299	9,9	55	61	34,5	38,8	40	43	34,5	21,7
AlSi7Cu0.5Mg0.3Ti (Fe 0.15, Primario)	T7	275	327	9,8	66	73	34,5	39,5	40	44	34,6	21,8
AlSi5Cu3Mg0.3 (Fe 0.7, Secundario)	F	172	237	2,1	107	133	5,8	53	60	86	12	26
AlSi7Cu3Mg0.3 (Fe 0.44, Secundario)	T5	209	282	1,8	70	110	17		40	65	8,5	
AlSi5Cu3Mg0.25Ti (Fe 0.15, Primario)	T7	311	358	2,5	92	111	16	60	47	62	30	26
AlSi7Cu3.3MnVZrTi (sin Mg, Primario)	T7	195	335	8,0	95	124	19		66	75	26	
AlSi7Cu3.8MnVZrTi (sin Mg, Primario)	T7	234	368	6,0	102	133	19		63	77	26	31,8

La investigación más reciente llevada a cabo por el solicitante, y no publicada hasta ahora, ha mostrado que la resistencia a la fatiga del ciclo inferior elevadas y, en consecuencia, número pequeños de ciclos) de este tipo de aleación sin magnesio fue definitivamente inferior que aquella de la aleación de AlSi7Cu0.5Mg0.3, que es una desventaja principal debido al hecho de que las culatas padecen fuerzas alternativas a tensiones muy elevadas cercanas al límite elástico, en particular a causa de la ciclización térmica relacionada con cómo trabajan los motores.

Las curvas de Wohler en las figuras 1, 2 y 3 representan la resistencia a la fatiga en la tensión (con una probabilidad de fractura de sucesivamente 5 % mostrada como una línea clara a la izquierda, 50 % como una línea oscura en la parte intermedia y 95 % como una línea clara en el lado derecho) de acuerdo con el número de ciclos.

Definitivamente parece que el número de ciclos hasta la falla, para los niveles de tensión de aproximadamente 250 MPa, está limitado hasta aproximadamente 1000 hasta 2000 ciclos para las nuevas aleaciones sin magnesio (figuras 2 y 3), ya sea si el nivel de cobre es de 3.3 % o 3.8 %, contra al menos 20,000 para la aleación de AlSi7Cu0.5Mg0.3 (figura 1).

En la fatiga del ciclo superior, bajo una tensión inferior, de aproximadamente 150 MPa, la resistencia de las dos familias llega a ser semejante, y la búsqueda publicada en el artículo de la revista "Hommes et Fonderie" de febrero 2008 mostró que los límites de la tensión en 10 millones de ciclos sobre los especímenes de prueba del moldeo en coquilla del motor fueron aún más elevados para las aleaciones de AlSi7Cu3.5MnVZrTi sin magnesio, o de entre 123 y 139 Mpa contra 115 MPa para la aleación de AlSi7Cu0.5Mg0.3

El problema

Tomando esta consideración en cuenta, parece claro que con respecto a la fatiga, una necesidad obvia es percibida para mejorar ampliamente la resistencia a la fatiga del ciclo inferior sin degradar la resistencia a la fatiga del ciclo superior.

Dado además que, en los motores diesel futuros con motores de petróleo sobrealimentados o con un bastidor común, las cámaras de combustión de las culatas y en particular los puentes de las válvulas, que alcanzan o aún exceden 300 °C, y padecerán presiones más elevadas que en las generaciones previas de los motores,

parece que ninguno de los tipos conocidos de las aleaciones proporcionan satisfactoriamente la combinación de propiedades deseadas, especialmente:

- Un límite elástico elevado desde la temperatura ambiente hasta 300 °C,
- Resistencia elevada a la fatiga del ciclo inferior,
- 5 - Resistencia elevada a la fatiga del ciclo superior,
- Resistencia a la fluencia elevada a 300 °C,
- Buena ductilidad desde el intervalo de la temperatura ambiente hasta 300 °C (alargamiento mínimo de 3 % a temperatura ambiente, 20 % a 250 °C y 25 % a 300 °C).

Objeto de la invención

10 El objeto de la invención por lo tanto es una parte moldeada con resistencia mecánica elevada y una resistencia a la fluencia, en particular de alrededor de 300 °C o aún arriba de este valor, combinado con un límite elástico elevado a temperatura ambiente y una resistencia elevada a la fatiga mecánica del ciclo inferior y del ciclo superior, elevada, y con una buena ductilidad desde la temperatura ambiente hasta 300 °C, hecha de una aleación de aluminio de una composición química, expresada en porcentaje en peso de:

15 Si: 3-11 %, preferentemente 5.9-9.0 %

Fe: < 0,50 %, preferentemente < 0.30 %, todavía preferentemente < 0.19 % o aún 0.12 %

Cu: 2.0-5.0 %, preferentemente 2.5-4.2 %, todavía preferentemente 3.0-4.0 %

Mn: 0.05-0.50 %, preferentemente 0.08-0.20 %

Mg: 0.10-0.25 %, preferentemente 0.10-0.20 %

20 Zn: < 0.30 %, preferentemente < 0.10 %

Ni: < 0.30 %, preferentemente < 0.10 %

V: 0.05-0.19 %, preferentemente 0.08-0.19 %, todavía preferentemente 0.10-0.19 %

Zr: 0.05-0.25 %, preferentemente 0.05-0.20 %

Ti: 0.01-0.25 %, preferentemente 0.05-0.20 %.

25 posiblemente elemento (s) para modificar las características eutécticas, seleccionados de Sr (30-500 ppm), Na (20-100 ppm) y Ca (30-120 ppm) o los elementos para características eutécticas, Sb (0.05-0.25 %), otros elementos y < 0.05 % cada uno y 0.15 % en total, el resto es aluminio.

Breve Descripción de las Figuras

30 La figura 1 muestra las curvas de Wohler, es decir, la resistencia a la fatiga en la tensión (con una probabilidad de fractura de sucesivamente 5 % mostrada con una línea clara sobre la izquierda, 50 % como una línea oscura en la parte media y .95 % como una línea clara sobre la derecha) de acuerdo con el número de ciclos para la aleación de AlSi7Cu0.5Mg0.3.

La figura 2 muestra las mismas curvas para las aleaciones de AlSi7Cu3.5MnVZrTi sin magnesio, que contiene 3.3 % de cobre.

35 La figura 3 muestra las mismas curvas para las aleaciones de AlSi7Cu3.5MnVZrTi sin magnesio, que contienen 3.8 % de cobre.

40 La figura 4 muestra la variación en las características mecánicas estáticas, Rm, Rp0.2 y % A, a temperatura ambiente de acuerdo con el contenido de magnesio para las diversas aleaciones con un contenido de cobre de 3.5 % probado como los "ejemplos", la clave para las marcas de referencia que aparecen sobre la derecha de la figura de acuerdo con los índices A a T de acuerdo con la tabla 3. Las series de los resultados Rp0.2, Rm y % A señalado "A hasta K HIP 2" corresponde a las pruebas complementaria en la parte inferior de la tabla 3.

La figura 5 corresponde a la misma representación para un contenido de cobre de 4.0 %.

45 En la figura 6 muestra la curvas de Wohler, es decir la tensión en la ruptura F a temperatura ambiente de acuerdo con el número de ciclos Nc (escala logarítmica), el promedio obtenido para las aleaciones del contenido de cobre de 3.5 % probado como "ejemplos" y de acuerdo con su contenido de Mg promedio de 0, 0.05 y 0.10 %.

La figura 7 muestra la variación en las características mecánicas estáticas Rm y Rp0.2 a 300 °C de acuerdo con el contenido de magnesio para las diversas aleaciones con un contenido de cobre del 3.5 % probado

como los "ejemplos" y de acuerdo con su contenido de vanadio de 0 y 0.19 % de acuerdo con los valores dados en la tabla 3.

La figura 8 resume los resultados de las pruebas de fluencia a 300 °C dados en la tabla 5, especialmente la flexión como un porcentaje obtenido con una tensión de 30 MPa de acuerdo con el tiempo h de la prueba desde 0 hasta 300 horas, y para varios contenidos de magnesio y vanadio indicados sobre la derecha de la figura. R muestra la zona de ruptura que ocurre antes de 300 horas solamente en el caso de la composición V = 0, Mg = 0.10 %.

La figura 9 muestra las curvas del análisis de entalpia diferencial de las aleaciones de AlSi7Cu3.5MnVZrTi (curvas inferiores) y de AlSi7Cu4.0MnVZrTi (curvas superiores) y para varios contenidos de magnesio de 0,07 y 0.16 %.

La figura 10 muestra la solubilidad S del vanadio en el equilibrio de acuerdo con la temperatura T del baño de la aleación de AlSi7Cu3.5MgMn0.30Zr0.20Ti0.20 que comprende un contenido de vanadio inicial de 0.28 % introducida y solubilizado a 780 °C.

Descripción Detallada de la Invención

La invención está basada en la observación hecha por el solicitante de que es posible proporcionar mayores mejoras a las características referidas anteriormente de la aleación de AlSi7Cu3.5MnVZrTi tomando en cuenta las patentes FR 2 857 378 y EP 1 651 787 por el solicitante, y por lo tanto resolver el problema objetivo, en dos maneras complementarias: la adición de una cantidad pequeña de magnesio y una adición de vanadio-magnesio combinada.

La adición de una pequeña cantidad de magnesio, desde 0.10 hasta 0.20 %, hace posible incrementar considerablemente no solo el límite elástico a temperatura ambiente pero también la resistencia a la fatiga del ciclo inferior, mientras que se conserva un grado satisfactorio de alargamiento.

El solicitante sugiere así la hipótesis de que esta pequeña adición de magnesio hace posible formar una fracción de la fase de endurecimiento Q-Al5Mg8Si6Cu2, que es más efectiva en la resistencia en frío que la fase de Al2Cu formada en la ausencia de magnesio, pero que la predominancia definida del cobre (típicamente 3.5 %) con relación al magnesio significa que la cantidad de la fase de Al2Cu, contrastantemente más efectiva para la resistencia al calentamiento, no es reducida significativamente por la adición de magnesio, de modo que las propiedades cuando existe calentamiento (típicamente a 250 y 300 °C) no son deterioradas.

La tabla 2 posterior indica, de acuerdo a la cantidad de magnesio agregada, las cantidades de las fases de endurecimiento de Al2Cu y Q-Al5Mg8Si6Cu2 formadas en la base de AlSi7Cu3.5MnVZrTi, en el equilibrio a 200 °C, después del tratamiento con calor de la solución seguido por apagado. Los valores (expresados en este caso como un porcentaje atómico) son calculados utilizando el software de simulación termodinámica "Prophase" desarrollado por el solicitante.

Tabla 2

Mg (% en peso)	0.00	0.05	0.07	0.10	0.14	0.19
Al2Cu	4.26	4.23	4.22	4.19	4.16	4.12
Q-Al5Mg8Si6Cu2	0.00	0.15	0.23	0.35	0.49	0.67

Como será evidente en los siguientes ejemplos y figuras los cuales explican los resultados de estos, en particular la figura 4, la ganancia en términos del límite elástico a 20 °C es substancialmente de 100 MPa (moviéndose desde 200 hasta aproximadamente 300 MPa) con una adición de solamente 0.10 %.

Así, muy inesperadamente, el efecto del magnesio es absolutamente no lineal en el campo de 0 a 0.20 %: es despreciable entre 0 y 0.05 %, intenso entre 0.05 y 0.10 % y una meseta es observada hasta un contenido substancialmente 0.20 %.

Por otra parte, también sorprendentemente, el alargamiento es reducido solamente desde 9 hasta 6 % por este incremento en el contenido de magnesio (en las condiciones de referencia de las aleaciones A a K con tratamientos de HIP y T7, para un contenido de cobre de 3.5 %).

La misma ausencia de linealidad y la meseta desde 0.10 hasta substancialmente 0.20 % (todavía en la figura 4) son observados nuevamente.

Esta misma meseta, como una función del contenido Mg entre 0.10 y substancialmente 0.20 %, también es observada en el caso de un contenido de cobre de 4.0 % como se ilustra per la figura 5.

Simultáneamente, la ganancia en la resistencia a la fatiga del ciclo inferior es muy considerable como se muestra en la figura 6.

Para las tensiones de 220 y 270 MPa, la duración de vida útil de los especímenes de prueba sometidos a una

fuerza de tensión alternativa (es decir con una relación $R = \text{tensión mínima}/\text{tensión máxima}$ de -1) es multiplicada substancialmente por 10 por la adición de 0.10 % de magnesio.

También aquí, el efecto es absolutamente no lineal, los resultados de un contenido de magnesio de 0.05 % no son diferentes de aquellos obtenidos por un contenido estrictamente de cero.

5 Con respecto a la resistencia a la fatiga del ciclo superior (tensiones bajas de aproximadamente 120 hasta 140 MPa), el magnesio ya no tiene un efecto notable sobre el límite de resistencia, de aproximadamente 130 MPa a 10^7 ciclos, una vez más nuevamente de acuerdo con la figura 6.

10 Como para las características mecánicas estáticas a 250 °C y 350 °C, como se ilustra en la figura 7 en particular, que se refiere a las características a 300 °C, estas son modificadas solo ligeramente por esta adicción y permanecen excelentes. Una cierta ganancia se va a señalar aún en un límite elástico Rp0.2 a 300 °C sin cualquier pérdida de alargamiento.

En el caso de las partes para las cuales el alargamiento en frío no es crítico, los contenidos de hasta 0.45 % pueden ser tolerados, mientras que, para preservar una cierta ductilidad en frío, hasta 0.25 %, y mejor todavía de 0.20 % puede ser permitida.

15 Finalmente, las aleaciones del tipo de AlSi5Cu3 y AlSi7Cu3 de acuerdo con la invención, con un contenido de magnesio relativamente bajo, o hasta substancialmente 0.20 %, a diferencia de las aleaciones con un contenido de magnesio más elevado, típicamente desde 0.25 hasta 0.45 %, no tienen el compuesto de Al-Si-Al2Cu-Al5Mg8Si6Cu2 eutéctico cuaternario final, que se funde a 507 °C de acuerdo con los diagramas de fases por H.W.L. Philips (Equilibrium Diagrams of Aluminum Alloy Systems. The Aluminium Development Association Information Bulletin 25 London, 1961) o a 508 °C de acuerdo con otros autores. Su punto de fusión inicial, determinado por análisis de entalpía diferencial (DEA) es substancialmente de 513 °C, como se muestra en la figura 9.

20 Esto hace posible aplicar un tratamiento con calor a la solución a 505 °C, típicamente a entre 500 y 513 °C, sin el riesgo de quemado, con un equipo de tratamiento con calor estándar, mientras que las aleaciones del arte previo son tratadas a 500 °C cuando mucho, y a 495 °C en general.

25 Pero un segundo componente de esta invención radica en la combinación de una adición de vanadio con la adición de magnesio mencionada anteriormente.

De manera completamente sorprendente, el solicitante observó la existencia de una interacción fuerte entre el magnesio y el vanadio sobre el límite elástico y aún mayor que una sobre la resistencia a la fluencia a 300 °C.

30 Realmente, como ya se sabe, estos dos elementos no actúan por medio de absolutamente el mismo mecanismo metalúrgico y estos mecanismos en efecto actúan completamente opuestas.

35 Par una parte, el magnesio, un elemento eutéctico con un coeficiente de difusión fuerte, toma parte en el endurecimiento estructural después del reposo, por medio de la formación de fases intermetálicas coherentes con la matriz de aluminio, en efecto por medio de la fase Q mencionada anteriormente, pero gradualmente pierde su efecto de endurecimiento por la coalescencia de la fase a 300 °C y arriba de este valor.

Por otra parte, y de manera contraria a esto, el vanadio, un elemento peritético con un coeficiente de difusión muy bajo, está presente en una solución sólida enriquecida en núcleos de las dendritas y posiblemente puede precipitarse en la forma de dispersiones de Al-V-Si solamente semi-coherentes que permanecen estables a temperaturas mayores que 400 °C.

40 Los resultados de los ejemplos muestran, sin embargo, que las aleaciones que combinan un contenido de magnesio de 0.10 hasta 0.19 % y un contenido de vanadio de 0.17, 0.19 ó 0.21 % resisten considerablemente mejor que aquellas que contienen solamente vanadio o solamente magnesio. Esto es ilustrado perfectamente por la figura 7, que se refiere a las características mecánicas la figura 8, a la resistencia a la fluencia.

45 La adición de más de 0.21 % de vanadio, es posible y no es solo benéfica para la resistencia a la fluencia, sino que la solubilidad del vanadio en la aleación líquida es limitada.

50 El solicitante llevo a cabo pruebas a fondo para determinar la solubilidad del vanadio de acuerdo con la temperatura del baño del metal fundido, en una aleación de acuerdo con la invención, del tipo de AlSi7Cu3.5MgMn0.30Zr0.20Ti0.20 que contiene inicialmente 0.28 % de vanadio introducido y solubilizado a 780 °C.

La solubilidad en el equilibrio de acuerdo a la temperatura de retención del baño es mostrada en la figura 10.

Se señala a partir de esto que, para mantener en solución un nivel de 0.25 % de vanadio, el baño debe ser mantenido a una temperatura de al menos 745 °C, es decir un valor relativamente elevado para la pieza moldeada en moldes de coquilla (molde de metal permanente) de las culatas por gravedad o a presión baja .

55 Los niveles de 0.21 %, y todavía mejor de 0.17 %, permiten que el baño sea mantenido a 730 o a 720 °C, que son mucho más compatibles con los procesos de moldeo.

Como ninguna reducción en la resistencia a la fluencia es observada cuando el contenido de vanadio es reducido desde 0.21 hasta 0.17 %, una reducción adicional en la cantidad de vanadio es muy posible: fundir las partes en consideración utilizando el proceso de "presión baja" en la cual la temperatura del baño puede ser solamente de 680 °C, un contenido de vanadio desde 0.08 hasta 0.10 % va a ser adoptado (figura 10).
 5 Para las partes moldeadas "bajo presión" que son tratadas con calentamiento, por ejemplo en un vacío, las temperaturas de retención convencionales de este proceso son todavía inferiores que 680 °C y un contenido de vanadio de 0.05 % es concebible entonces.

Con referencia a los otros elementos que componen el tipo de la aleación de acuerdo con la invención, sus contenidos son justificados por las siguientes consideraciones:

10 Silicio: esto es esencial para obtener buenas propiedades en la fundición, tales como fluidez, ausencia de desgarre en caliente, y alimentación apropiada de las cavidades para la contracción. Para un contenido inferior que 3 %, estas propiedades son insuficientes para el vaciado en moldes de coquilla mientras que para los contenidos arriba del 11 %, la contracción de la tubería está demasiado concentrada y el alargamiento demasiado bajo. Además, un compromiso considerado generalmente como óptimo entre estas propiedades y
 15 la ductilidad varía entre 5 y 9 %. Este intervalo corresponde a la mayoría aplicaciones del tipo de la culata del motor de combustión interna.

Hierro: Se sabe bien que este elemento reduce significativamente el alargamiento de las aleaciones del tipo de Al-Si. Los ejemplos descritos posteriormente confirman esto en el case de la invención. Dependiendo del tipo de la tensión termo-mecánica padecida por cada modelo de una parte particular, se puede elegir un nivel apropiado de tolerancia del hierro, se sabe que "pureza elevada", en particular con respecto al hierro, es un factor que impacta en el costo. Para las partes para las cuales el alargamiento en frío no es crítico, se pueden tolerar contenidos de hasta 0.50 %, mientras que, para conservar una cierta ductilidad en frío, los contenidos de hasta 0.30 % pueden ser permitidos, y para las partes que padecen de una gran cantidad de tensión incluyendo para el trabajo en frío, un máximo de 0.19 % va a ser preferido, un nivel especificado par el estándar francés EN 1706 para las aleaciones con las características elevadas de EN AC-21100, 42100 ,
 20 42200 y 44000, y todavía mejor del 0.12 %.

Cobre: El contenido de cobre de tales aleaciones resistentes al calor está convencionalmente en el intervalo 2 a 5 %. Preferentemente, el intervalo entre 2.5 %, para asegurar un límite elástico suficientemente elevado y una resistencia a la temperatura elevada, y 4.2 %, el límite de solubilidad aproximado del cobre en una base que contiene desde 4.5 hasta 10 % de silicio y de hasta 0.25 % de magnesio, será elegida, con un tratamiento con calor de la solución a una temperatura inferior que o igual a 513 °C. Los ejemplos descritos posteriormente muestran que el incremento del contenido de cobre desde 3.5 hasta 4.0 % conduce a una ganancia de aproximadamente 30 MPa en términos del límite elástico y de 15 MPa para una resistencia a la tracción posterior, pero también en una pérdida del 1 % para el alargamiento, como lo muestra una comparación entre las figuras 4 y 5. Tomando en cuenta estos resultados y la necesidad, en el caso de las culatas que padecen una cantidad grande de tensión, para un buen compromiso entre la resistencia y la ductilidad, el intervalo aún más adecuado para el cobre parece que va a ser de 3 a 4 %.

Manganeso: De la búsqueda previa descrita en el artículo mencionado anteriormente, publicado en "Hommes et Fonderie" de febrero del 2008, el solicitante ya ha identificado que un contenido de magnesio desde 0.08 hasta 0.20 % mejoró el efecto del circonio durante la resistencia a la fluencia a 300 °C. Además, con base en la suposición de un contenido de hierro bastante elevado, aproximadamente 0.30 % y todavía mejor 0.50 %, la adición de hasta 0.50 % de manganeso hace posible convertir la fase de Al₅FeSi acicular y frágil en un así llamado "documento original chino" cuaternario y en una fase de AlFeMnSi menos frágil.

Zinc: Si se elige utilizar la variante con un contenido elevado de hierro, hasta 50 %, es necesario, para capitalizar en esta elección, también tolerar un contenido de zinc de hasta 0.30 % En el caso preferido en donde una aleación con una pureza del hierro elevada, de origen primario, es utilizada, el contenido de zinc puede ser limitado ventajosamente a 0.10 %.

Níquel: como con el zinc, este elemento que reduce substancialmente el alargamiento, puede ser tolerado a un contenido de hasta 0.30 % en una aleación con un contenido de hierro de hasta 0,50 %, pero todavía será limitada preferentemente hasta 0.10 % cuando sea requerida una ductilidad elevada.

Circonio: durante la búsqueda previa el solicitante ya ha identificado el efecto positivo del circonio sobre la resistencia a la fluencia cuando se calienta hasta la formación de fases dispersables estables del tipo de AlSiZrTi.

Este efecto es subrayado particularmente en las patentes FR 2 841 164 y FR 2 857 378 por el solicitante que reivindica un intervalo de 0.05 a 0.25 % y, en el segundo, preferentemente 0.12 a 0.20 %. Un contenido que varía desde 0.08 hasta 0.20 % es un compromiso balanceado, siempre que un contenido demasiado elevado, de aproximadamente 0.25 %, conduzca a fases primarias burdas y frágiles, y que un contenido demasiado bajo proporcione una resistencia insuficiente con respecto a la fluencia.

Titanio: este elemento actúa de acuerdo con los dos modos de unión: el mismo ayuda a la refinación del grano de aluminio primario, y también contribuye a la resistencia a la fluencia, como está identificado en la

patente FR 2 841 164, tomando parte en la formación de las fases de AlSiZrTi dispersoide. Estos dos objetivos son obtenidos simultáneamente para contenidos que varían entre 0.01 % y 0.25 %, y preferentemente entre 0.05 y 0.20 %.

5 Los elementos que modifican o refinan las características eutécticas del aluminio-silicio: La modificación eutéctica es desesable generalmente para mejorar el alargamiento de las aleaciones de Al-Si. Esta modificación es obtenida por la adición de uno o más de los elementos de estroncio (desde 30 hasta 500 ppm), sodio (desde 20 hasta 100 ppm) o calcio (desde 30 hasta 120 ppm). Otra manera de refinación de las características eutécticas del AlSi es agregar antimonio (desde 0.05 hasta 0.25 %).

10 Tratamiento con calor: las partes moldeadas de acuerdo con la invención son sometidas generalmente a tratamiento con calor que comprende el tratamiento con calor de la solución, apagado y reposo.

En el caso de las culatas del motor de combustión interna, el tratamiento del tipo T7 es utilizado generalmente, incluyendo el sobre-envejecimiento que tiene la ventaja de estabilizar esta parte.

Pero para otras aplicaciones, en particular un inserto para una parte caliente de una parte moldeada, también es posible el tratamiento del tipo T6.

15 Los detalles de la invención serán mejor entendidos con la ayuda de los ejemplos posteriores, que sin embargo no son restrictivos en su alcance.

Ejemplos

20 En un horno eléctrico de 120 kg con un crisol de carburo de silicio se produjeron una serie de aleaciones de aluminio y se moldearon en la forma de los especímenes de prueba (especímenes de prueba para el molde de coquilla, burdos, de 18 mm como por el estándar Francés AFNOR NF-AS7702). Estas aleaciones tienen la siguiente composición:

Si: 7 %

Fe: 0.10 % excepto el moldeo T a 0.19 %

Cu: dos niveles de 3.5 % y 4 %, véase la tabla 3 posterior

25 Mn: 0.15 %

Mg: que varía desde 0 hasta 0.19 %, véase la tabla 3

Zn < 0.05 %

Ti: 0.14 %

V: cuatro niveles de 0.00 %, 0.17 %, 0.19 % y 0,21 %, véase la tabla 3

30 Zr: 0.14 %

Sr: 50 hasta 100 ppm.

35 Algunos de los especímenes de prueba moldeados padecieron un prensado isoestático en caliente (conocido por los especialistas con el nombre de "HIP"), durante 2 horas a 485 °C (+/- 10 °C) y 1000 bares. La totalidad de los especímenes de prueba padecieron entonces un tratamiento con calor T7 apropiado para su composición, especialmente:

- tratamiento con calor de la solución durante 10 horas a 515 °C para las aleaciones sin magnesio (materiales fundidos A, D y G) y durante 10 horas a 505 °C para las aleaciones que contienen 0.05 % hasta 0.19 % de magnesio (materiales fundidos B, C, E, F, H, K y L a T).

- apagado con agua a 20 °C

40 - reposo durante 5 horas a 220 °C para las aleaciones sin magnesio (materiales fundidos A, D y G), durante 4 horas a 210 °C para las aleaciones B, C, E, F, H, K y durante 5 horas a 200 °C para las aleaciones L a T.

45 Los materiales fundidos D, G, F y K fueron caracterizados adicionalmente a temperatura ambiente solamente con un tratamiento con calor durante 10 horas a 515 °C para D y G sin magnesio y durante 10 horas a 505 °C para F y K con 0.10 % de magnesio, seguido por cuatro materiales fundidos por el apagado con agua a 20 °C y 5 horas de reposo a 200 °C para que sean más directamente comparables con los materiales fundidos L a T.

En otra variante del tratamiento con calor, el tratamiento con calor de la solución de las aleaciones L a T es reducido a 5 horas en lugar de 10 horas.

50 Las características mecánicas estáticas fueron medidas en las siguientes condiciones:

- a temperatura ambiente, en el caso del espécimen de prueba AFNOR previamente mencionado,

ES 2 625 872 T3

maquinado a 13.8 mm, la base de la medición del alargamiento de 69 mm, en las condiciones depositadas en el estándar EN 10002-1.

- 5 - a 250 y 300 °C, los especímenes de prueba son tomados de las mismas piezas en tocos del molde de coquilla de AFNOR de diámetro de 18 mm, luego se maquinan hasta el diámetro de 8 mm y se precalientan previamente durante 100 horas a la temperatura bajo consideración de modo que el volumen del cambio estructural sea logrado, luego se estira a 250 ó 300 °C en las condiciones depositadas en el estándar EN 10002-5.

10 La resistencia a la fatiga mecánica a temperatura ambiente se mide en la tensión-compresión, con un radio R (tensión min/max) de -1 para los especímenes de prueba redondos de diámetro de 5 mm, también maquinados a partir de las piezas en tocos del molde de coquilla de AFNOR.

Las pruebas de la fluencia a 300 °C se llevaron a cabo sobre los especímenes de prueba maquinados a un diámetro de 4 mm a partir de las mismas piezas en tocos de AFNOR, precalentadas a 300 °C durante 100 horas antes de la propia prueba.

15 Esto involucró someter el espécimen de prueba a una tensión constante igual a 30 MPa durante hasta 300 horas y se registra la flexión A como un porcentaje del espécimen de prueba. Es obvio que mientras más baja sea esta flexión, mejor será la resistencia a la fluencia de la aleación. Los especímenes de prueba moldeados a partir de la aleación que dan el resultado de fluencia más bajo, o la composición C sin vanadio, en efecto se rompen mucho antes de las 300 horas, mientras que la flexión en la ruptura que varía entre 2.4 y 4 %, que son mostrados por el rectángulo R en la figura 8.

20 Los resultados de las pruebas de tracción a 20, 250 y 300 °C están indicados en la tabla 3 (resistencia a la tracción Rm en MPa, límite elástico Rp0,2 en MPa en el alargamiento en la ruptura A como un porcentaje) para las aleaciones cuya composición también es mostrada en la tabla 3, aquellas de las pruebas de fatiga a temperatura ambiente en la tabla 4 (tensiones F en MPa), y aquellos de las pruebas de flujo en caliente en la tabla 5 (alargamiento A como un porcentaje de acuerdo con el tiempo de retención H a 300 °C, desde 0 hasta 25 300 horas, a 30 MPa).

Las mismas son más fáciles de interpretar con la ayuda de las curvas de las figuras 4 a 8.

Con referencia a las características mecánicas estáticas (figura 4) y la resistencia a la fatiga mecánica a temperatura ambiente (figura 6), para las aleaciones con un contenido de cobre de 3.5 %, el efecto intenso y no lineal del magnesio puede ser observado claramente.

30 Aunque prácticamente es de cero entre 0 y 0.05 %, es muy fuerte entre 0.05 y 0.10 %. El límite elástico se incrementa entonces substancialmente en 100 MPa mientras que la duración de utilidad en la fatiga del ciclo inferior en la zona que varía desde 220 hasta 270 MPa es multiplicado en casi 10.

Desde 0.10 hasta 0.19 %, se observó entonces una meseta complementada inesperadamente de las características mecánicas estáticas a temperatura ambiente.

35 Como se podría haber esperado, el vanadio no tiene en contraste ningún efecto notable sobre estas dos propiedades medidas a la temperatura ambiente.

El incremento en el contenido del cobre desde 3.5 hasta 4.0 % conduce a una ganancia de aproximadamente 30 MPa para el límite elástico y 15 MPa para la resistencia a la tracción final, pero también una pérdida del 1 % de alargamiento, como una comparación como se muestra entre las figuras 4 y 5.

40 Con respecto a las características mecánicas a 300°C, un objetivo particular del nuevo tipo de aleación de acuerdo con la invención, puede ser señalado de la tabla 3 que la ductilidad es muy elevada (mayor que 25 % para todos los casos con el tratamiento con calor de la solución de 10 horas).

La figura 7 indica adicionalmente que las adiciones conjuntas de magnesio a una tasa de entre 0.07 y 0.19 % y vanadio a una tasa entre 0.17 y 0.21 % hace posible mejorar el límite elástico en substancialmente 8 %.

45 Con respecto a la resistencia a la fluencia a 300 °C, los resultados, en la tabla 5, son aún más divergentes:

- la aleación C que contiene 0.10 % de magnesio, pero sin el vanadio, no dura 300 horas a 300 °C y 30 MPa; la misma se rompe entre 150 y 200 horas con el doblez que varía entre 2.4 y 4 %;
- aleación G, sin magnesio, pero que contiene 0.21 % de vanadio, esto último durante 300 horas, pero muestra una flexión promedio final de 2.83 %.

50 - las aleaciones F y K, que contienen ambas 0.10 % de magnesio, y el primero 0.17 % de vanadio y el segundo 0.21 %, tienen un comportamiento virtualmente idéntico, que funcionan mucho mejor que G y C; ninguna ruptura es señalada, la flexión promedio es solamente de 0.60 y 0.54 %, que no es significativamente diferente tomando en cuenta la discrepancia entre los especímenes de prueba.

55 La figura 8 hace posible visualizar mejor la escala de la interacción entre el vanadio y la magnesia durante la resistencia a la fluencia a 300 °C.

Los resultados de estas pruebas también mostraron que el tratamiento de "HIP", que reduce y destruye la microporosidad, ciertamente mejora el alargamiento a causa de esto, en aproximadamente 1 % a temperatura ambiente, pero también "reblandece" ligeramente las aleaciones; los límites elásticos son sistemáticamente inferiores, como lo muestran las figuras 4 y 5, particularmente para un contenido de magnesio de 0.07 % en la proximidad de la flexión en la curva.

5

El incremento en el contenido de hierro desde 0.10 % hasta 0.19 % reduce el alargamiento a temperatura ambiente en aproximadamente 30 % como un valor relativo, con o sin un tratamiento de "HIP"; esto es evidente claramente por la comparación del nivel de la meseta para un contenido de magnesio de 0.11 hasta 0.19 % de las aleaciones Q-R-S con aquella de la aleación T en la tabla 3. Sin embargo, a 250 y 300 °C, el efecto de este mismo incremento llega a ser despreciable.

10

La reducción del tiempo de tratamiento con calor de la solución desde 10 hasta 5 horas no afecta notablemente las características de las aleaciones M-N-O de ninguna manera, aun cuando estas estén cargadas altamente con cobre, características que corresponden a la meseta de la figura 5. Una reducción más drástica, descendiendo hasta la mitad de una hora es concebible, en particular a causa de las posibilidades ofrecidas por el tratamiento con calor de la solución en un lecho fluidizado.

15

Tabla 3

COMPOSICIONES Y CARACTERISTICAS MECANICAS DE LAS ALEACIONES EXAMINADAS														
Aleación	Tratamiento con calor	Propiedades a 20°C			Propiedades a 250°C			Propiedades a 300°C			Cu	Mg	V	Fe
		Rp0.2	Rm	A%	Rp0.2	Rm	A%	Rp0.2	Rm	A%				
A	HIP + T7(10h)	187	334	10.1	81	112	25	49	67	33	3.5	0.00	0.00	0.10
B	"	222	337	7.4	81	104	27	49	63	41	3.5	0.05	0.00	0.10
C	"	285	379	6.4	88	107	30	49	63	47	3.5	0.10	0.00	0.10
D	"	191	333	9.3	81	109	24	51	68	33	3.5	0.00	0.17	0.10
E	"	194	323	8.9	84	107	25	52	66	47	3.5	0.05	0.17	0.10
F	"	290	375	5.5	86	106	30	53	67	41	3.5	0.10	0.17	0.10
G	"	179	324	10.4	80	110	25	51	68	29	3.5	0.00	0.21	0.10
H	"	200	325	8.5	83	107	26	51	66	42	3.5	0.05	0.21	0.10
K	"	285	377	7.4	85	104	25	52	66	34	3.5	0.10	0.21	0.10
L	"	321	405	4.8							4.0	0.07	0.19	0.10
M	"	324	404	4.2							4.0	0.11	0.19	0.10
N	"	331	413	5.1							4.0	0.15	0.19	0.10
O	"	323	400	3.5							4.0	0.19	0.19	0.10
P	"	258	359	6.9							3.5	0.07	0.19	0.10
Q	"	296	383	5.6							3.5	0.11	0.19	0.10
R	"	298	389	6.7							3.5	0.15	0.19	0.10
S	"	296	389	7							3.5	0.19	0.19	0.10
T	"	296	384	5							3.5	0.13	0.19	0.19
L	T7 (10h)	330	405	3.6	94	116	24	53	66	33	4.0	0.07	0.19	0.10
M	"	337	413	4.2	96	117	24	55	69	32	4.0	0.11	0.19	0.10
N	"	336	413	4.3				54	68	29	4.0	0.15	0.19	0.10
O	"	331	399	3.1	100	120	21	54	62	36	4.0	0.19	0.19	0.10
P	"	297	385	5.2				55	69	40	3.5	0.07	0.19	0.10
Q	"	307	390	5	96	114	21	54	68	31	3.5	0.11	0.19	0.10
R	"	309	393	4.8	97	116	24	54	68	35	3.5	0.15	0.19	0.10
S	"	303	392	5.7	97	114	16	54	68	38	3.5	0.19	0.19	0.10
T	"	305	377	3.2	93	113	21	50	64	39	3.5	0.13	0.19	0.19
L	T7 (5h)	317	397	3.4	97	121	27	58	73	24	4.0	0.07	0.19	0.10
M	"	340	414	4	97	119	27	58	72	23	4.0	0.11	0.19	0.10
N	"	336	408	3.5	99	119	23	59	74	31	4.0	0.15	0.19	0.10
O	"	339	405	2.9	101	121	20	58	73	34	4.0	0.19	0.19	0.10
Pruebas adicionales sobre los materiales fundidos D y G, y sobre F y K con reposo de 5 horas a 200°C														
Prom.de D&G	HIP + T7(10h)	178	330	14.2							3.5	0.00	0.17 & 0.21	0.10
Prom.de F&K	"	290	383	8.42							3.5	0.10	0.17 & 0.21	0.10

Tabla 4

% Mg	Aleación	Tensión F	Número de ciclos Nc	C roto o sin NC
0	A	270	245	C
0	D	270	305	C
0	G	270	389	C
0	A	220	1 526	C
0	A	220	6 352	C
0	D	220	3 690	C
0	D	220	4 436	C
0	G	220	5 779	C
0	G	220	3 790	C
0	A	170	61 584	C
0	A	170	2 600	C
0	D	170	1 020 800	C
0	D	170	817 139	C
0	G	170	415 179	C
0	G	170	538 994	C
0	D	140	7 558 273	C
0	G	120	12 447 392	NC
0.05	H	270	303	C
0.05	H	220	2 297	C
0.10	C	270	3 175	C
0.10	F	270	1 165	C
0.10	K	270	1 522	C
0.10	K	270	1 415	C
0.10	C	220	70 233	C
0.10	C	220	47 579	C
0.10	F	220	95 248	C
0.10	F	220	13 166	C
0.10	K	220	347 036	C
0.10	K	220	39 025	C
0.10	C	170	3 154 045	C
0.10	C	170	402 481	C
0.10	F	170	2 813 763	C
0.10	F	170	355 009	C
0.10	K	170	431 101	C
0.10	K	170	880 016	C
0.10	K	170	2 026 665	C
0.10	C	140	11 459 025	C
0.10	K	130	21 156 603	NC

Tabla 5

Aleación	% Mg	% V	A-0h	A-100 h	A-100h prom.	A-150h	A-150h prom.	A-200h	A-200h prom.	A-300h	A-300h prom.
C	0,10	0	0	0,8		3,3		Ruptura a 156h, A =3.8%			
	"	"	0	0,5	0,53	1,3	1,80	Ruptura a 175h, A = 2.4%			
	"	"	0	0,3		0,80		Ruptura a 185h, A = 4%			
G	0,00	0,21	0	0,27	0,31	0,46	0,53	0,74	0,90	1,92	2,83
	"	"	0	0,35		0,60		1,05		3,73	
F	0,10	0,17	0	0,17		0,26		0,40		0,88	
	"	"	0	0,15	0,15	0,22	0,22	0,30	0,31	0,59	0,60
	"	"	0	0,12		0,17		0,22		0,33	
K	0,10	0,21	0	0,14		0,22		0,32		0,58	
	"	"	0	0,14	0,13	0,21	0,20	0,31	0,30	0,58	0,54
	"	"	0	0,12		0,18		0,26		0,45	

REIVINDICACIONES

- 5 1. Una parte moldeada, con resistencia mecánica estática elevada, a la fatiga y a la fluencia en caliente, en particular a 300 °C, hecha de una aleación de aluminio de la composición química, caracterizada porque se expresa en porcentajes en peso de:
- Si: 3-11 %
 Fe: < 0.50 %
 Cu: 2.0-5.0 %
 Mn: 0.05-0.50 %
 10 Mg: 0.10-0.25 %
 Zn: < 0.30 %
 Ni: < 0.30 %
 V: 0.05-0.19 %
 Zr: 0.05-0.25 %
 15 Ti: 0.01-0.25 %
- posiblemente elemento(s) para modificar las características eutécticas, elegidos de Sr: 30-500 ppm, Na: 20-100 ppm y Ca: 30-120 ppm, o los elementos para refinar las características eutécticas, Sb: 0.05-0.25 %;
- otros elementos < 0.05 % cada uno y 0.15 % en total, el resto es aluminio.
- 20 2. La parte moldeada de conformidad con la reivindicación 1, caracterizada porque el contenido de silicio de la aleación está entre 5.0 y 9.0 %.
3. La parte moldeada de conformidad con una reivindicaciones 1 ó 2, caracterizada porque el contenido de magnesio radica entre 0.10 y 0.20 %.
- 25 4. La parte moldeada de conformidad con una de las reivindicaciones 1 a 3, caracterizada porque el contenido de vanadio radica entre 0.08 y 0.19 %.
5. La parte moldeada de conformidad con una de las reivindicaciones 1 a 4, caracterizada porque el contenido de hierro es inferior que 0.30 %.
6. La parte moldeada de conformidad con una de las reivindicaciones 1 a 5, caracterizada porque el contenido de cobre radica entre 2.5 y 4.2 %.
- 30 7. La parte moldeada de conformidad con una de las reivindicaciones 1 a 6, caracterizada porque el contenido de manganeso radica entre 0.08 y 0.20 %.
8. La parte moldeada de conformidad con una de las reivindicaciones 1 a 7, caracterizada porque el contenido de zinc es inferior que 0.10 %.
9. La parte moldeada de conformidad con una de las reivindicaciones 1 a 8, caracterizada porque el contenido de níquel es inferior que 0.10 %.
- 35 10. La parte moldeada de conformidad con una de las reivindicaciones 1 a 9, caracterizada porque el contenido de circonio radica entre 0.08 y 0.20 %.
11. La parte moldeada de conformidad con una de las reivindicaciones 1 a 10, caracterizada porque el titanio radica entre 0.05 y 0.20 %.
- 40 12. La parte moldeada de conformidad con una de las reivindicaciones 1 a 11, caracterizada porque el contenido de cobre radica entre 3.0 y 4.0 %.
13. La parte moldeada de conformidad con una de las reivindicaciones 1 a 12, caracterizada porque el contenido de vanadio radica entre 0.10 y 0.19 %.
- 45 14. La parte moldeada de conformidad con una de las reivindicaciones 1 a 13, caracterizada porque es una culata de cilindro de un motor de combustión interna.
15. La parte moldeada de conformidad con una de las reivindicaciones 1 a 14, caracterizada porque es un inserto para una parte caliente de una parte de un molde.

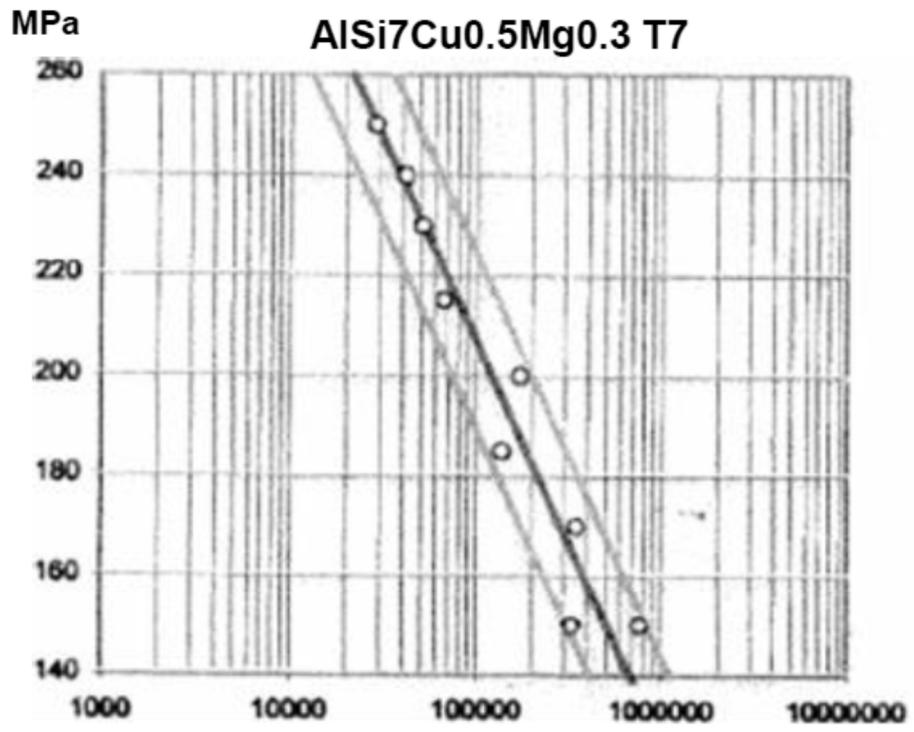


FIG. 1

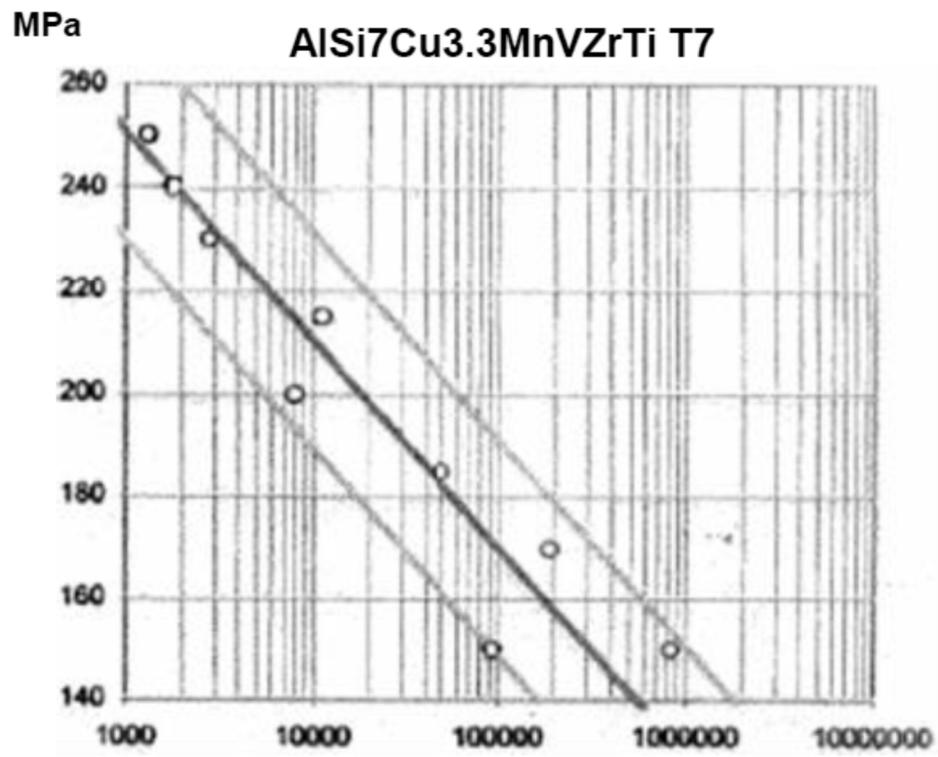


FIG. 2

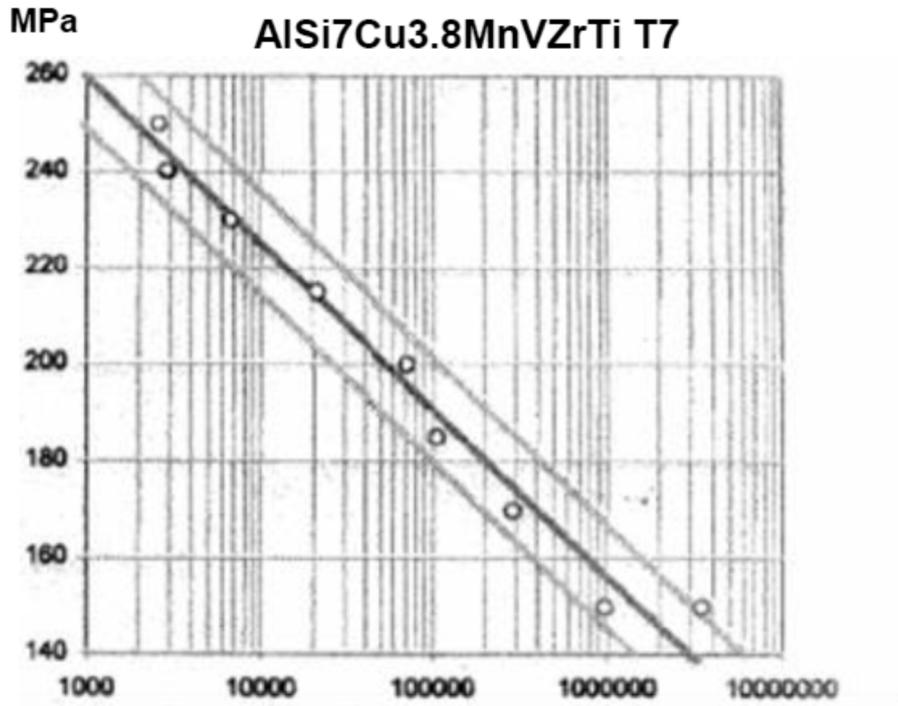


FIG. 3

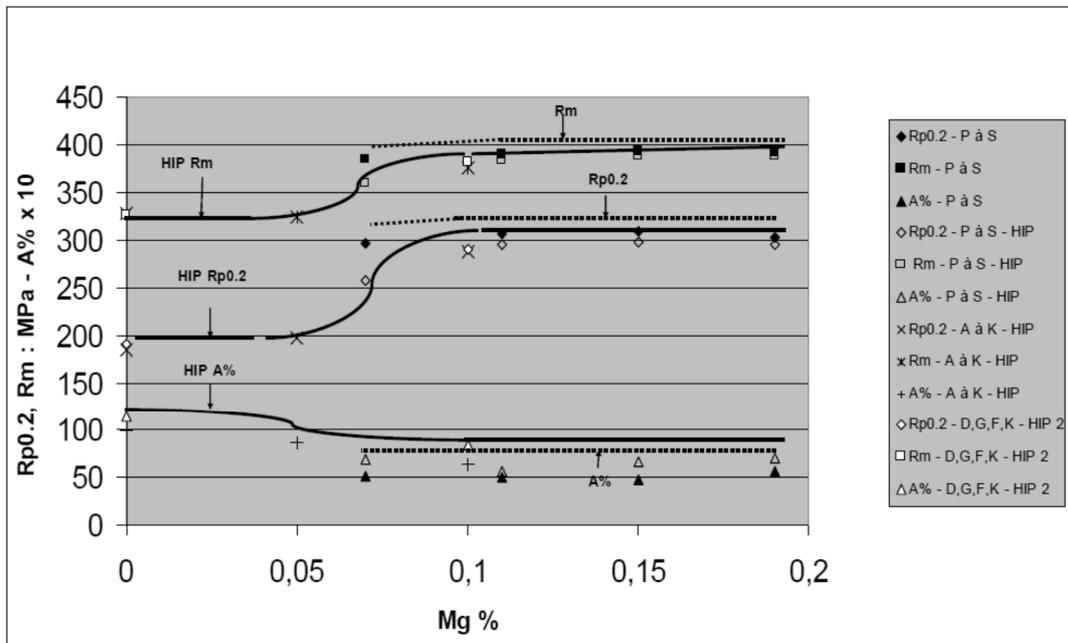


FIG. 4

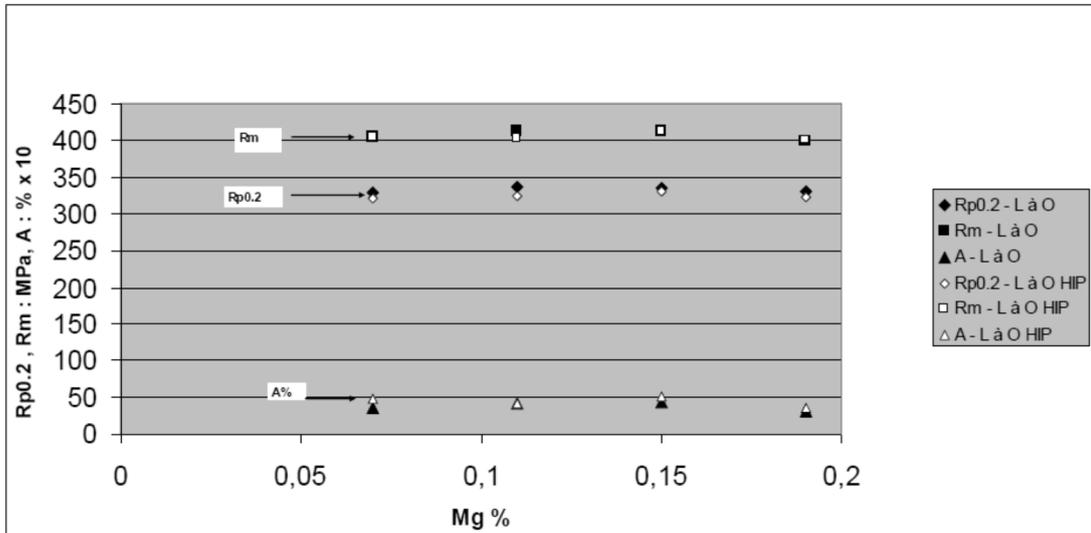


FIG. 5

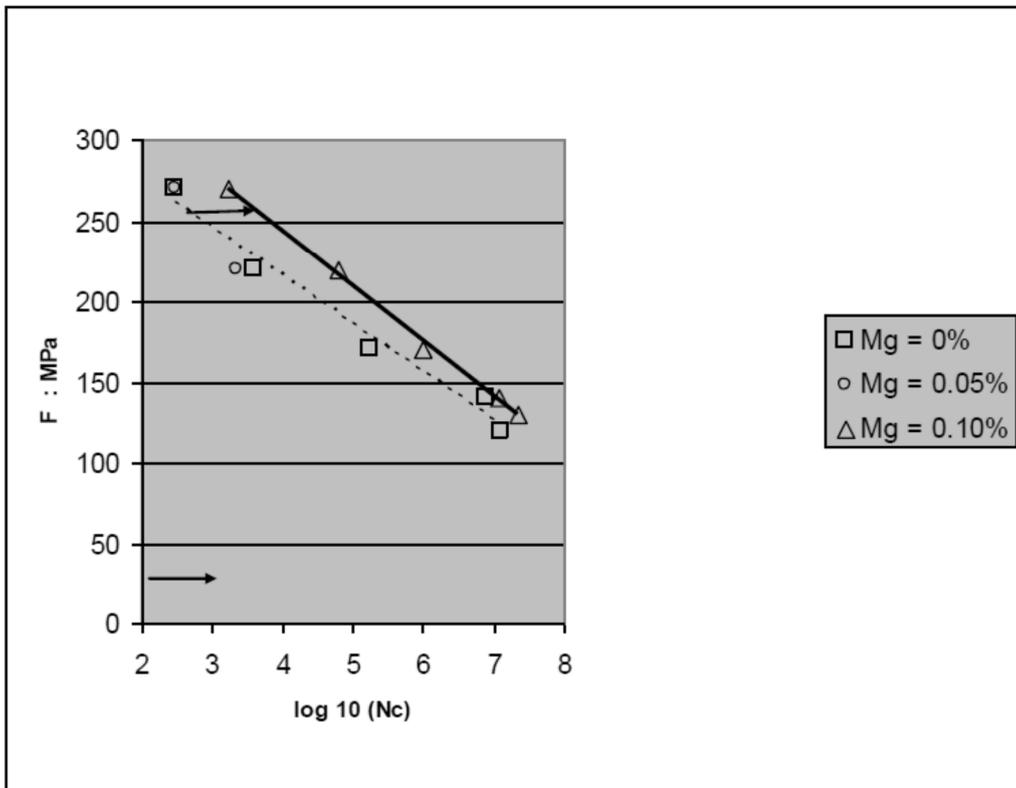


FIG. 6

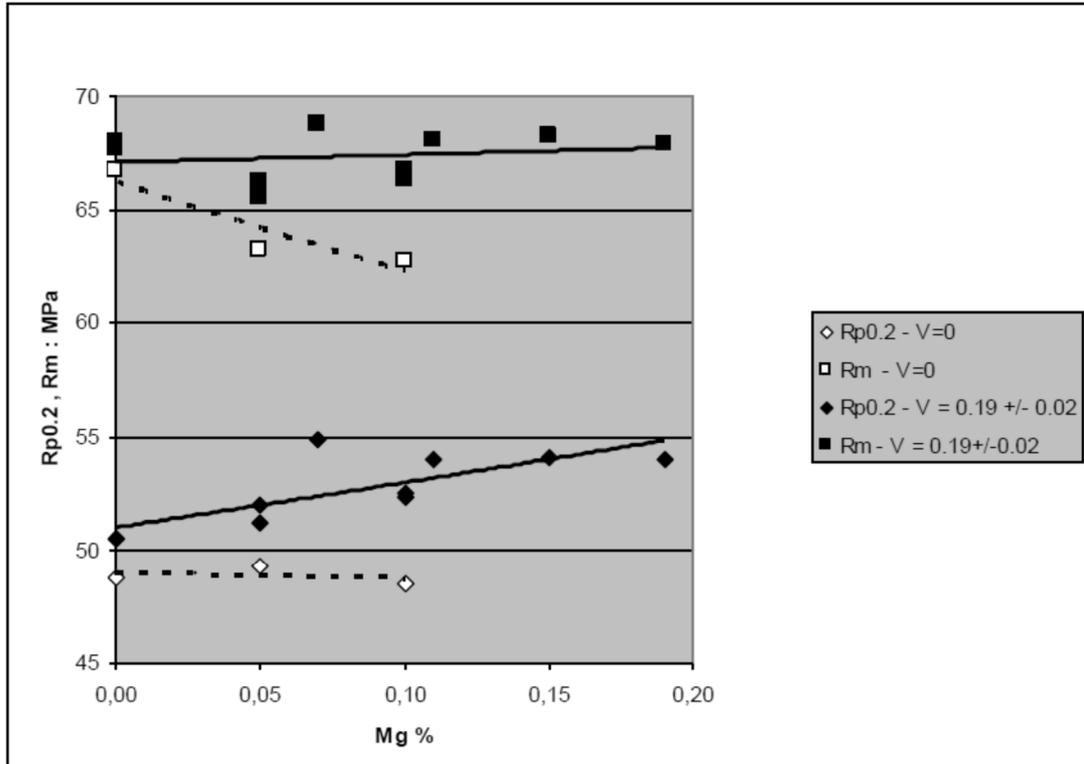


FIG. 7

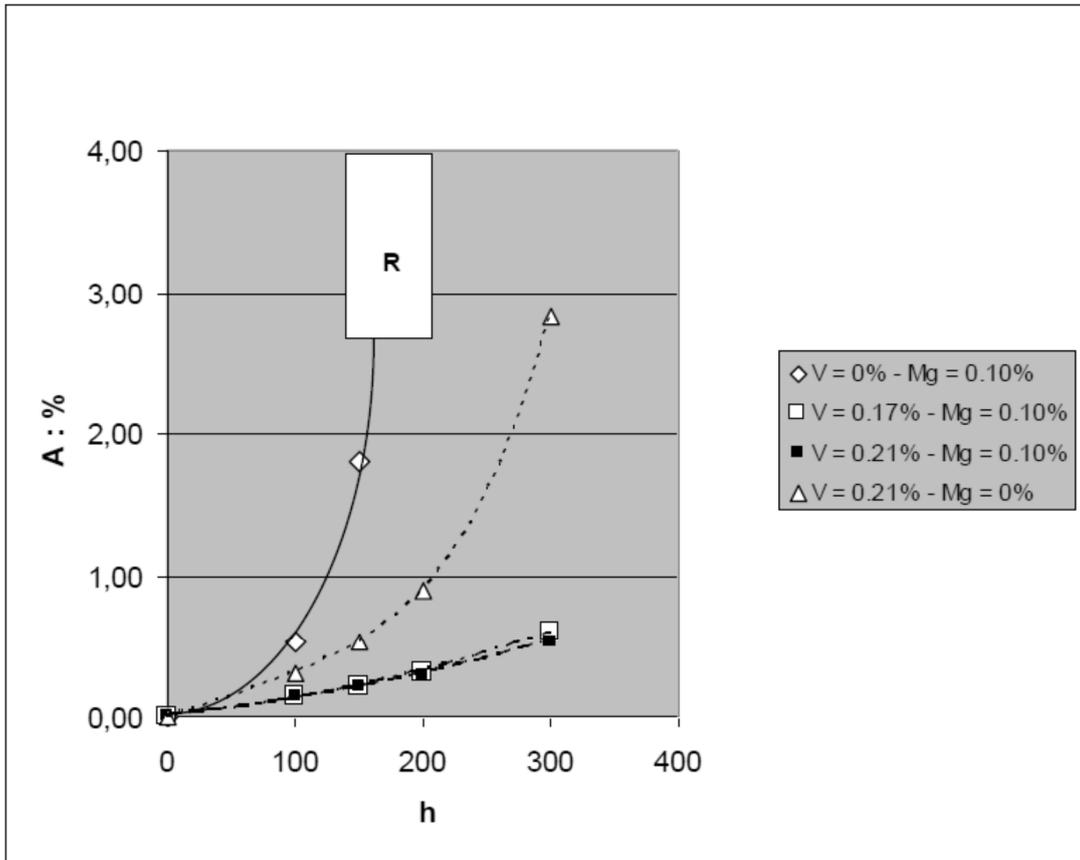


FIG. 8

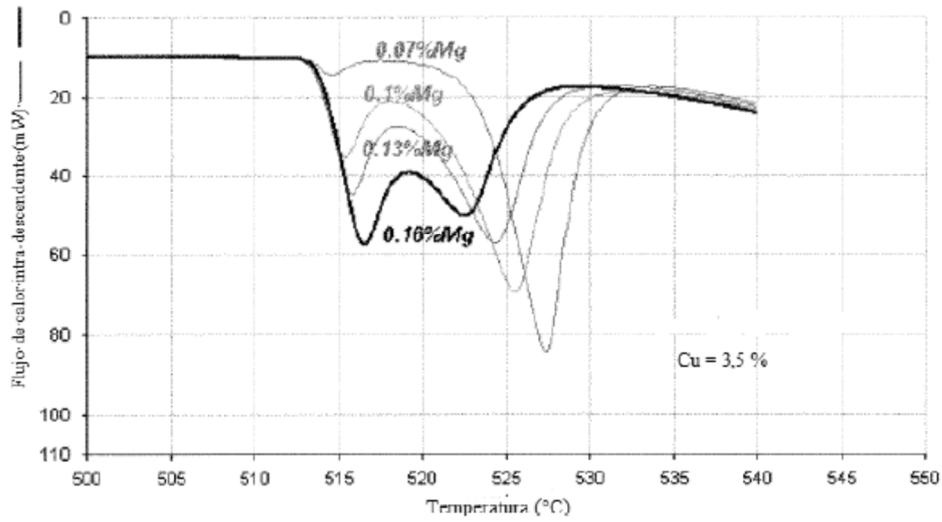
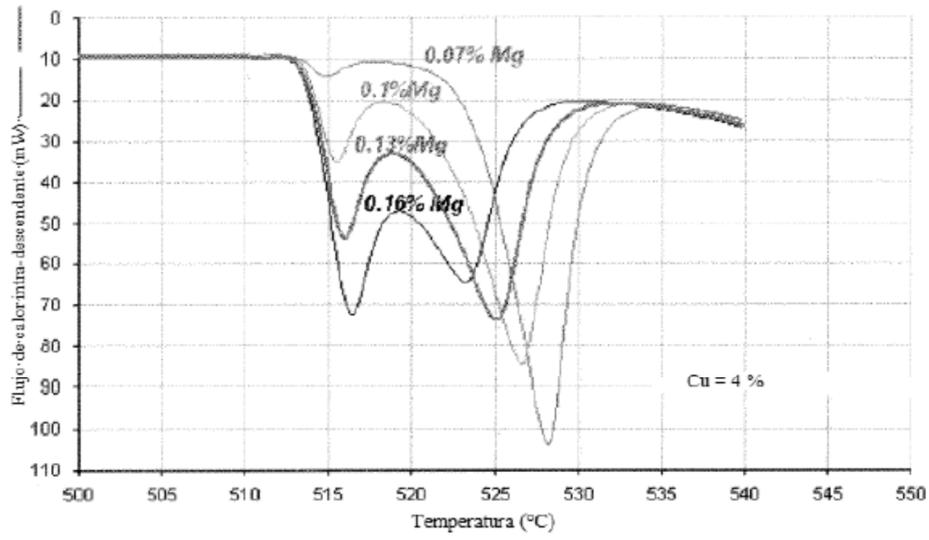


FIG. 9

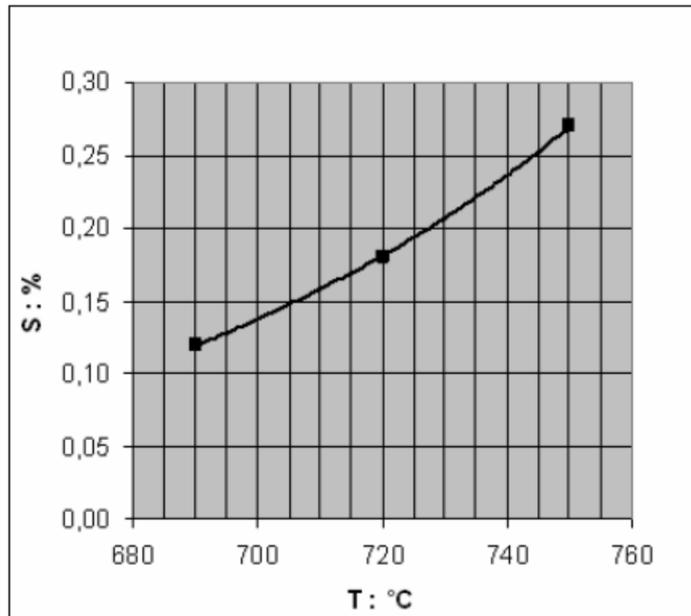


FIG.10