(19) OFICINA ESPAÑOLA DE PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA

(11) Número de publicación: **2 527 727**

(51) Int. Cl.:

C22C 21/02 (2006.01)
C22C 21/04 (2006.01)

(12) TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA T3

(96) Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **16.12.2011** **E 11009896 (9)**

(97) Fecha y número de publicación de la concesión europea: **03.09.2014** **EP 2471966**

(54) Título: **Aleación AlSi dúctil con buena colabilidad y procedimientos de producción de una pieza de fundición usando la aleación de moldeo AlSi**

(30) Prioridad:

17.12.2010 DE 102010550116

(45) Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
29.01.2015

(73) Titular/es:

TRIMET ALUMINIUM SE (100.0%)
Aluminiumallee 1
45356 Essen, DE

(72) Inventor/es:

KOCH, HUBERT, DR.;
ROSEFORT, MARCEL, DR. y
KLEINE, ANDREAS, DR.

(74) Agente/Representante:

ISERN JARA, Jorge

ES 2 527 727 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 AlSi dúctil con buena colabilidad y procedimientos de producción de una pieza de fundición usando la aleación de moldeo AlSi

La invención se refiere a una aleación AlSi dúctil, con buena colabilidad, constituida por el 6 - 11,8 % de silicio, el 0,02 - 0,5 % de magnesio, el 0,005 - 0,7 % de manganeso, el 0,0005 - 0,6 % de cobre, el 0,001 - 0,06 % de titanio, el 0,03 - 0,3 % de hierro, así como un máximo del 0,2 % de molibdeno y un máximo del 0,2 % de circonio, dado el caso 70 - 400 ppm de estroncio,

siendo el resto aluminio e impurezas debidas a la fabricación según la norma DIN EN 1676, edición de junio de 2010, así como a un procedimiento para su producción. Todos los datos de composición se entienden en % en peso.

La invención se refiere también a un procedimiento de producción de una pieza de fundición de paredes finas con un espesor de pared de 1,0 - 50 mm.

Básicamente los materiales AlSi sin refinar solidifican en forma de láminas o de granos, teniendo como consecuencia una estructura en láminas a menudo irregularidades en la superficie y dado el caso también tendencia a la adherencia en el molde. Por lo tanto, es preferente la estructura en forma de granos, que puede refinarse mediante adiciones de estroncio o sodio.

Es también conocido que una estructura en forma de grano o refinada está asociada a unas mejores propiedades de fundición, tales como, por ejemplo, mejores propiedades de conducción, reducción de irregularidades en forma de rechupes y una distribución más fina de microporosidades. De forma análoga para mejorar la colabilidad se constatan también mejoras generales de las propiedades de resistencia mediante la formación fina de granos o mediante refinado, no obstante existen en este caso también recurrentemente desgarros que pueden causar una peor ductilidad en caso de preparación de piezas sometidas a alta exigencia en grandes series y, como consecuencia de variaciones de resistencia, accidentes graves.

Ahora en el presente documento se plantea la invención. Existía la necesidad para piezas sometidas a alta exigencia en grandes series de desarrollar una aleación AlSi dúctil con buena colabilidad, que en el estado fundido sin refinar presente una resistencia media $Rp_{0,2}$ de 60 MPa y un alargamiento superior al 7 % o en un estado sin refinar alcance una resistencia media superior a 100 MPa o un alargamiento superior al 10 %.

Este objetivo se logra según la invención mediante las características indicadas en las reivindicaciones 1 a 3. En una investigación minuciosa de la imagen en rotura de piezas moldeadas de alta exigencia se determinó por parte de los inventores que posiblemente el silicio primario tenga un papel en la ductilidad y en el comportamiento de solidificación de materiales AlSi.

A partir de este conocimiento se llevaron a cabo varios ensayos con distintas aleaciones, mostrándose, no obstante, que no solo se depende de la supresión del silicio primario, sino que también deben limitarse estrechamente los componentes de aleación habituales, para que se logren la ductilidad y la colabilidad deseadas. Era también sorprendente que en caso de contenidos de fósforo reducidos, limitados estrechamente a las exigencias descritas en las reivindicaciones 1 y 2, pudiera lograrse una estructura no laminar con propiedades particularmente adecuadas.

Ya en el caso de cantidades reducidas de componentes de aleación adicionales o en el caso de superar el contenido de fósforo de más de 5 ppm se determinó el silicio primario y una estructura laminar. Aparentemente, cantidades ya reducidas de fósforo junto con aluminio como fosfuro de aluminio pueden provocar la formación de núcleos para el silicio primario y otras fases intermetálicas.

Se ha observado, además, que las fases intermetálicas a base de hierro y silicio, por ejemplo las denominadas “fases FeSi”, pueden impedirse ventajosamente en el crecimiento en las condiciones siguientes:

a) Si = 6 - 11,8 %
b) Mg = 0,02 - 0,5 %
c) Fe = 0,03 - 0,3 %
manteniéndose la relación Mg/Si en el intervalo
d) Mg ≤1,018 - 0, 083 % de Si

En estas condiciones se logra que las fases FeSi cristalicen más tarde y concretamente solo cuando se solidifica el eutéctico AlSi. La fase FeSi, a este respecto, en la transición de fase líquida/sólida (véase la FIG. 10) se introduce en el eutéctico y, con ello, se reduce con éxito un crecimiento de la fase intermetálica.

Como medida adicional e) se recomienda según la experiencia de los inventores un control de las condiciones de fundición con un ajuste correspondiente de parámetros de fundición, de modo que la distancia entre brazos dendríticos DAS sea inferior a 60 µm, preferentemente inferior a 40 µm. En estas condiciones también se garantiza

en el caso de piezas en grandes series una colabilidad constante de la aleación AlSi dúctil con unos valores de resistencia altos. De este modo pueden fabricarse piezas para vehículos de motor de alta exigencia, por ejemplo cabezas de cilindros de motores diésel, componentes estructurales o llantas de ruedas de turismos o camiones.

La estructura producida en las condiciones descritas no contiene deposiciones grandes o con forma de placas, sino que se caracteriza por muchas partículas pequeñas finamente divididas que se introducen de forma interdendrítica en la estructura AlSi. Por "partículas grandes" se entiende un diámetro de partícula de aproximadamente. 5 - 10 µm.

Para explicar los procesos nos remitimos a la curva de análisis térmico adjunta (véase la FIG. 10), que en el intervalo de temperatura relevante solo muestra una reacción exotérmica corta en el enfriamiento y en la transición de fase de “líquida” a “sólida”. Por lo tanto, la estructura está constituida, además del α-aluminio puro, no solo por la fase en el eutéctico y las fases intermetálicas divididas finamente que cristalizan conjuntamente con la misma.

Esto se prueba también mediante las mediciones de conductividad eléctrica llevadas a cabo en numerosas muestras. El aumento de la conductividad, en particular en aleaciones sin refinar, muestra más del 10 %, en las que la composición de aleación según la invención tiene una influencia significativa sobre la formación de una estructura de célula fina particularmente uniforme.

El modo de funcionamiento de los componentes de aleación habituales no pudo aclararse individualmente, de todas las maneras se produjo fuera de los intervalos indicados en las reivindicaciones una influencia de la estructura cristalina que causó un empeoramiento de la ductilidad. Era sorprendente, también, que contrariamente a la hipótesis de que a contenidos reducidos de aditivos de refinado se lograse una estructura laminar, en el intervalo de aplicación según la invención apareciese en este caso una estructura en granos con propiedades de procesamiento correspondientemente adecuadas. Por lo tanto, puede lograrse una estructura de fundición casi refinada con una proporción de aditivos muy reducida según las reivindicaciones 1 y 2.

Los documentos de patente DE 10323741 B y EP 1687742 B divulgan una aleación Al-Si.

La invención se explicará a continuación en detalle por medio de varios ejemplos de realización. Muestran:

FIG 1:	Detalle de una construcción de ensayo para un moldeo en coquilla
FIG 2a:	Formación de varillas de muestra (estado fundido)
FIG 2b:	Formación de varillas de muestra después de procesamiento mecánico
FIG 3:	Dibujo CAD de una placa de muestra después del desmoldeo del molde de fundición a presión
FIG 4:	Muestra para el ensayo de tracción procesada
FIG 5:	Tabla de aleaciones
FIG 6a, b:	Tablas de ensayo con datos del procedimiento de fundición, tratamiento térmico, valores de resistencia y valores de alargamiento con aleaciones según el estado de la técnica y para las aleaciones según la invención
FIG 7a, b:	Imagen metalográfica de aleaciones comparativas nº 1 y nº 5 según las tablas de aleaciones
FIG 8a, b:	Imagen metalográfica de las aleaciones nº 7 y nº 11 según las tablas de aleaciones
FIG 9a, b:	Tabla con datos de la conductividad eléctrica para aleaciones según el estado de la técnica y para las aleaciones según la invención
FIG 10:	Representación gráfica del análisis térmico

La FIG. 1 muestra una vista desde arriba de una coquilla de fundición gris como detalle de la construcción de ensayo para la fabricación de varillas de muestra mediante moldeo en coquilla, constituida por la coquilla 1, una sección para el moldeo en coquilla con longitud L, altura H y mazarota 2.

La FIG. 2a muestra una varilla de moldeo en coquilla 3 antes del procesamiento en vista lateral y como sección transversal AA con altura H y anchura B. La FIG. 2b la formación de la varilla de moldeo en coquilla en forma de una varilla de muestra 4 después del procesamiento mecánico.

En la FIG. 3 se puede observar una placa de ensayo de moldeo a presión 5 con la longitud lateral LS y la anchura lateral BS inmediatamente después de la extracción del molde de moldeo a presión. La placa de ensayo 5 comprende reboses anteriores 5.1 a 5.4 con aberturas de eyección 7.1 a 7.4 y reboses posteriores 6.1, 6.2. Además puede reconocerse una entrada 8 y una conexión de vacío 9. A partir de la placa de ensayo de moldeo a presión se derivan las varillas planas para el ensayo de tracción que se va llevar a cabo más tarde. A este respecto, las caras planas del lado de la muestra no se procesan.

En la FIG. 4 se representa una muestra para el ensayo de tracción procesada. Se derivó de la placa de ensayo de moldeo a presión del modo descrito anteriormente.

La tabla de aleaciones de la FIG. 5 muestra la composición en porcentaje en peso de 6 aleaciones según el estado de la técnica (nº 1-6) y 6 aleaciones con la composición según la invención (nº 7-12). El contenido de las aleaciones se especificó para los componentes de aleación indicados en las reivindicaciones, pudiendo añadirse como resto aluminio e impurezas debidas a la fabricación según la norma DIN EN 1676, edición de junio de 2010.

La FIG. 6a, b contiene las tablas de ensayo con los datos del procedimiento de fundición, de tratamiento térmico, de los valores de resistencia y de los valores de alargamiento para aleaciones según el estado de la técnica y para las aleaciones según la invención. Detalles para la realización de los ensayos se indican al final de la descripción.

Las FIG. 7a, b y 8a, b muestran imágenes metalográficas de aleaciones según el estado de la técnica (aleaciones nº 1 y nº 5) y de aleaciones con la composición según la invención (aleaciones nº 7 y nº 11). Para el experto puede observarse que las imágenes de estructura de las aleaciones según la invención (aleaciones nº 7, AlSi 7 con 4 ppm de fósforo y aleación de fundición por presión nº 11 con 1 ppm de fósforo) presentan una estructura casi refinada, aunque las aleaciones no contienen aditivos de refinado. Por el contrario, el patrón de aleación de AlSi 7 (aleación nº 1) muestra una estructura con partículas de silicio primario que presenta una estructura laminar y, por lo tanto, pueden esperarse propiedades de procesamiento inadecuadas (imagen metalográfica de la FIG. 7a con partículas de silicio primario oscuras en el medio). También un patrón de aleación de moldeo a presión de AlSi 11 muestra una estructura laminar inadecuada (véase el gráfico metalográfico de la FIG. 7b con partículas de silicio primario en el borde inferior derecho) (aleación nº 5).

Las propiedades mecánicas adecuadas establecidas según la invención en caso de suprimir las fases de silicio primario en la estructura de fusión pueden lograrse no solo en el caso de aleaciones de fundición no refinadas, sino también en las refinadas, aunque el crecimiento del alargamiento y la resistencia en el caso de aleaciones refinadas no es tan claro como en el caso de las no refinadas. Esto muestra la contraposición de las tablas en las FIG. 6a, b y FIG. 9a, b.

A partir de la contraposición se evidencian los efectos particularmente ventajosos sobre las propiedades mecánicas de las aleaciones de fundición según la invención. A partir de las FIG. 7, 8 se desprende particularmente que fuera de los intervalos según la invención se produce una estructura laminar con las propiedades de procesamiento negativas mencionadas.

Esto se determinó también mediante un ensayo en flujo turbulento con la sonda de Förster. El principio del ensayo se basa en que mediante la formación de granos gruesos en la estructura la conductividad σ, medida en $m/\Omega \square mm^2$, presenta valores reducidos, por ejemplo, la aleación 1 (patrón AlSi 7) el valor de 22,2 (véanse las tablas de la FIG. 9a, b) o la aleación 3a de 20,8.

Por el contrario, las aleaciones según la invención 7 a 9a presentan valores de conductividad claramente superiores con 26,4 (AlSi 7 según la invención) y 22,2 (AlSi 7 Mg 0,3 según la invención) con lo que puede concluirse que tienen una estructura fina y uniforme. Este resultado se comprobó mediante la imagen metalográfica de la FIG. 8a, b. Puede reconocerse a partir de esto que las aleaciones compuestas según la invención sin aditivos de refinado, por ejemplo nº 7 y 8, presentan las características de estructura típicas de una estructura refinada.

En los gráficos metalográficos de la aleación según la invención AlSi 7 (número de ensayo 7) y la aleación según la invención AlSi 11 (número de ensayo 11) se pueden reconocer brazos dendríticos redondeados, moldeados de forma relativamente uniforme de α-aluminio (véanse las FIG. 8a, 8b), que están embebidos en el eutéctico de célula fina.

La aleación AlSi 7 sin refinar (número de ensayo 7) muestra en el gráfico metalográfico de la FIG. 8a un eutéctico según la naturaleza cuantitativamente inferior al de la aleación AlSi 11 según la imagen metalográfica FIG. 8b, pero ambas muestran una estructura marcada refinada.

En los ensayos se ha demostrado que un contenido mínimo de 0,1 ppm de fósforo es necesario para solucionar el riesgo de una transición en la morfología de crecimiento durante la fase de enfriamiento con la formación de partículas de silicio primario no deseadas.

El fósforo favorece la formación de núcleos de silicio temprana y es causante de una morfología de solidificación en forma de granos. Para la formación de una fase eutéctica fina con una proporción reducida de fases de FeSi finamente distribuidas debe impedirse, no obstante, un sobreenfriamiento intenso de la masa fundida.

Para ello, según la invención, en caso de una aleación según la reivindicación 1 o 2 se produce un aumento de la velocidad de enfriamiento según la reivindicación 4.

Esto se puede explicar mediante la FIG. 10 posterior, en la que el recorrido de la curva C representa una curva de enfriamiento típica en el sistema AlSi 7 a 11.

Si se sigue en caso de temperaturas reducidas la curva de enfriamiento C a lo largo del eje del tiempo, se ajusta con el comienzo de la solidificación la formación de cristal mixto α. A este respecto puede frenarse mediante el crecimiento exotérmico influenciado de forma dirigida de las dendritas la velocidad de enfriamiento y, con ello, el recorrido de la curva en el intervalo a, b forma un ángulo de inclinación γ con el eje del tiempo más inclinado o más plano.

Con un contenido de 0,1-5 ppm de fósforo y el ajuste de la composición de la aleación según la reivindicación 1 se logra suprimir la precipitación de las fases FeSi mediante un recorrido más inclinado de la curva de enfriamiento, pero no obstante se produce un esqueleto de silicio para la formación del eutéctico. Este pudo determinarse mediante registro con el microscopio electrónico de barrido.

El transcurso de la transformación observada hasta la fecha como necesaria de un silicio formador de esqueleto en primer lugar en una estructura de fundición laminar y después en una estructura de forma de grano a compacta con la formación de fases FeSi pudo detenerse mediante el ajuste dirigido del contenido de aleación. A este respecto, además del α-aluminio se obtuvo un eutéctico puro, en el que están incorporadas las fases intermetálicas cristalizadas de forma finamente dividida presentes aún posibles.

A continuación se confrontan las condiciones de fusión, de modo que pueda reconocerse que las piezas de fundición con estructura según la invención según la reivindicación 3, fabricadas en las condiciones indicadas en la reivindicación 4, vienen asociadas con propiedades de procesamiento particularmente ventajosas, particularmente en la producción de piezas en grandes series.

Moldeo en coquillas

La aleación se fundió en un crisol de 60 kg y se calentó a una temperatura de aproximadamente 730 °C. Siguió un tratamiento de desgasificación mediante rotor. Como gas se introdujo nitrógeno. Después de tiempo de reposo de aproximadamente 20 min se vertieron muestras según la FIG. 2a de una coquilla abierta según la FIG. 1. De estas muestras se formaron por estiramiento varillas para el ensayo de tracción según la FIG. 2b y o bien se analizaron en estado de fusión según la norma EN 10002-1:2001 (D) o se sometieron a un tratamiento térmico T6 (535 °C/6 h, temple con agua, 180 °C/6 h enfriamiento al aire) y después se analizaron.

Moldeo a presión

En un horno de 200 kg se fundieron variantes de aleación individuales y se llevaron a una temperatura de 720 °C. Se vertieron a una máquina de moldeo a presión de 850 t. La cámara de llenado se llenó manualmente. El molde se proveyó de una aireación al vacío, para evitar la entrada de aire o agente de desmoldeo en los cuerpos de muestra.

La FIG. 4 presenta una muestra para el ensayo de tracción fabricada a partir de una placa de muestra de moldeo a presión según la FIG. 3. Estas varillas de muestra se elaboraron según la norma EN 10002-1:2001 (D) con un espesor de 3 mm a partir de la placa de muestra de moldeo a presión según la FIG. 3 y se desgarraron en una máquina para el ensayo de tracción según la norma EN 10002-1:2001 (D).

Resultados:

Se muestra en las variantes según la invención, sorprendentemente, que las varillas de muestra fueron siempre superiores con mucho en la dilatación con un contenido de P < 5 ppm.

En el caso de la valoración metalográfica se muestra que para un contenido de P > 5 ppm aparece también silicio primario en el 7 % de silicio. Las muestras con P < 5 ppm mostraron incluso una estructura refinada, aunque no se añadió ningún agente de refinado.

REIVINDICACIONES

1. Aleación de AlSi dúctil con buena colabilidad constituida por el 6 - 11,8 % de silicio,

el 0,02 - 0,5 % de magnesio,
el 0,005 - 0,7 % de manganeso,
el 0,0005 - 0,6 % de cobre,
el 0,001 - 0,06 % de titanio,
el 0,03 - 0,3 % de hierro,
así como un máximo del 0,2 % de molibdeno y un máximo del 0,2 % circonio

y dado el caso 70 - 400 ppm de estroncio, siendo el resto aluminio e impurezas debidas a la fabricación según la norma DIN EN 1676, edición de junio de 2010, caracterizada porque la aleación presenta, para la supresión de la fase de silicio primaria, un contenido de fósforo del 0,00001 - 0,0005 % y el contenido de magnesio correspondiente está asociado al contenido de silicio mediante la relación siguiente:

$$Mg \leq 1{,}018 - 0{,}083 \text{ \% de Si.}$$

2. Aleación de AlSi dúctil con buena colabilidad, que en el estado fundido y sin refinar presenta una resistencia media $Rp_{0,2}$ de 60 MPa y un alargamiento superior al 7 %, según la reivindicación 1, caracterizada porque la conductividad en estado fundido, medida con la sonda de Försters, en las aleaciones AlSi es superior a 26 $m/\Omega mm^2$ y en las aleaciones AlSiMg superior a 22 $m/\Omega\ mm^2$.

3. Procedimiento de producción de una pieza de fundición de paredes finas (espesor de pared de 1,0 a 50 mm) con una aleación de AlSi dúctil con buena colabilidad según una de las reivindicaciones anteriores 1 a 2, caracterizado porque la aleación se moldea en un moldeo en coquilla a una temperatura de pared de la coquilla en el intervalo de 80 a 250 °C y un tiempo de solidificación local en el intervalo de 5 a 30 s, o en el procedimiento de moldeo a presión con un tiempo de solidificación local en el intervalo de 5 - 40 ms con una distancia entre brazos dendríticos DAS de 5 µm a 60 µm.

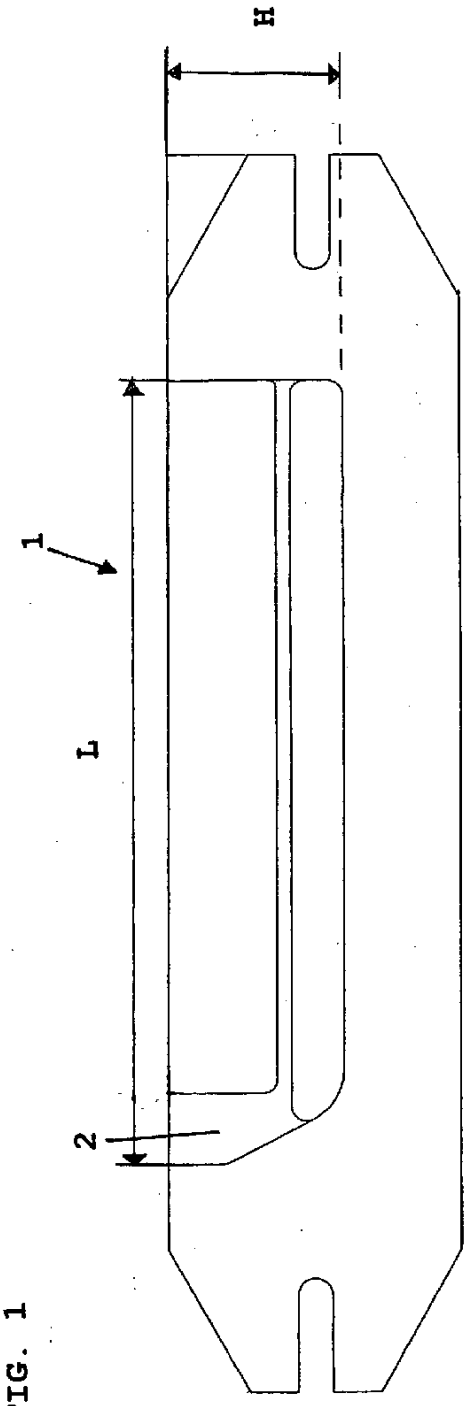


FIG. 1

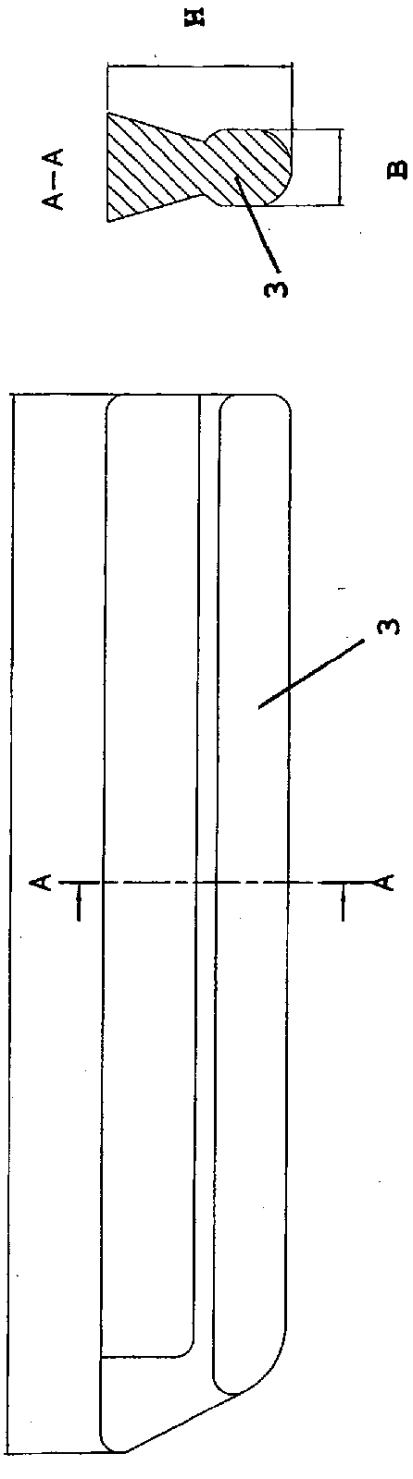
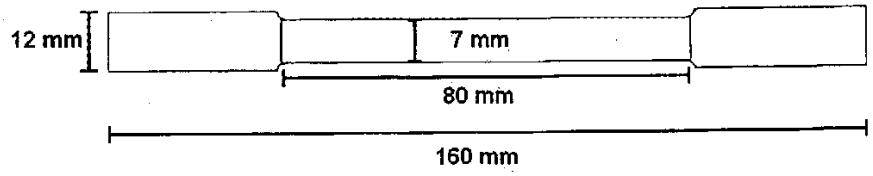


FIG. 2a

FIG. 2b



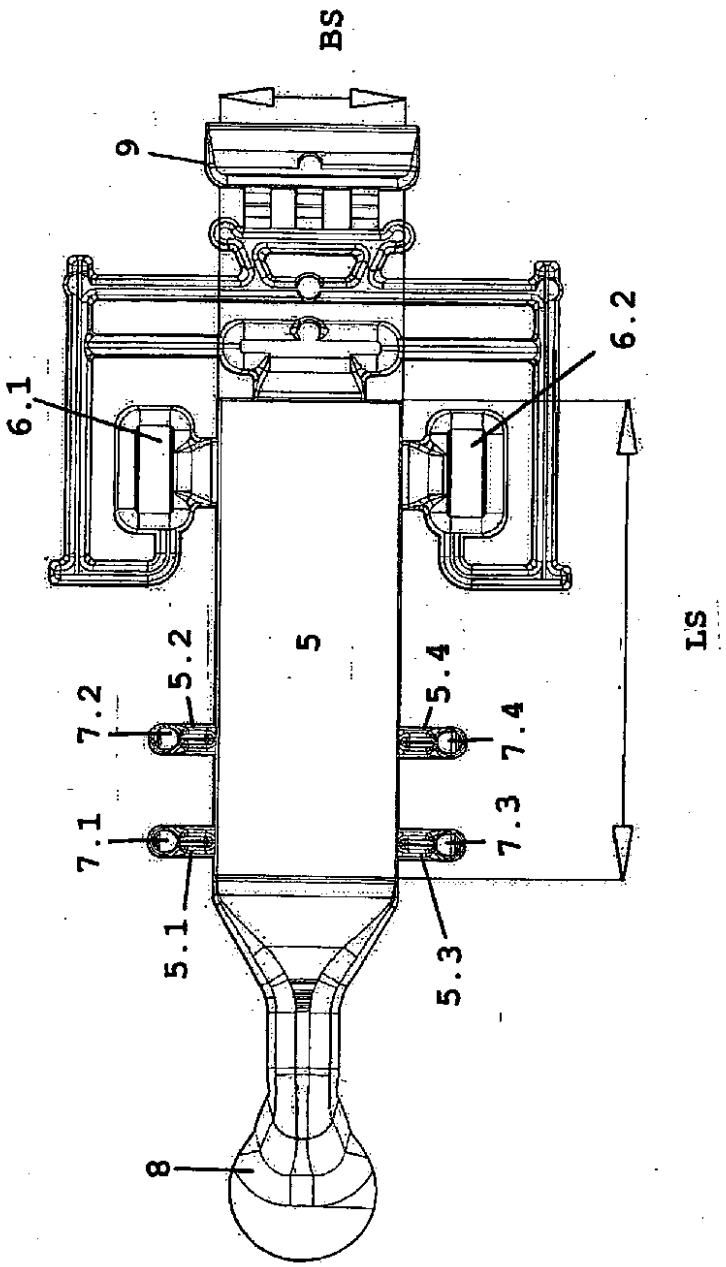


FIG. 3

FIG. 4

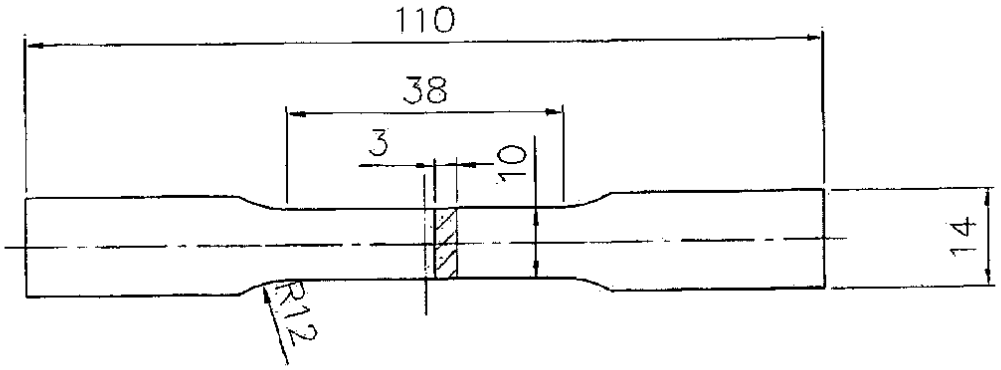


FIG. 5

Nº	Procedimiento de fundición	Si %	Mg %	Mn %	Cu %	Mo %	Ti %	Zr %	Fe %	P %	Sr %
1	Coquilla	6,81	0,02	0,005	0,002	0,0002	0,003	0,002	0,090	0,0011	0,000
2	Coquilla	6,79	0,03	0,006	0,002	0,0003	0,006	0,002	0,130	0,0012	0,024
3	Coquilla	6,84	0,46	0,006	0,003	0,0004	0,003	0,002	0,100	0,0010	0,020
4	Coquilla	6,87	0,50	0,005	0,002	0,0003	0,004	0,008	0,089	0,0008	0,029
5	Moldeo a presión	10,9	0,03	0,410	0,143	0,110	0,002	0,160	0,070	0,0008	0,000
6	Moldeo a presión	11,29	0,04	0,487	0,150	0,087	0,033	0,158	0,085	0,0009	0,024

	Procedimiento de fundición	Si %	Mg %	Mn %	Cu %	Mo %	Ti %	Zr %	Fe %	P %	Sr %
7	Coquilla	6,89	0,020	0,003	0,002	0,0007	0,001	0,002	0,070	0,0004	0,000
8	Coquilla	6,88	0,004	0,002	0,003	0,0002	0,002	0,001	0,066	0,0004	0,020
9	Coquilla	6,84	0,303	0,002	0,002	0,0002	0,003	0,001	0,100	0,0003	0,021
10	Coquilla	6,87	0,440	0,003	0,002	0,0003	0,003	0,001	0,089	0,0002	0,020
11	Moldeo a presión	10,90	0,025	0,410	0,143	0,1050	0,002	0,160	0,070	0,0001	0,000
12	Moldeo a presión	11,00	0,026	0,420	0,144	0,1010	0,002	0,160	0,067	0,0002	0,019

FIG. 6a

	Procedimiento de fundición	Temple	Rp0,2 MPa	Rm MPa	A %
1	Coquilla	F	58	149	4,9
2	Coquilla	F	59	170	10,6
3	Coquilla	T6	265	320	5,7
4	Coquilla	T6	332	349	0,6
5	Moldeo a presión	F	140	280	5,6
6	Moldeo a presión	F	145	304	11,2

FIG. 6b

Aleación según la invención

	Procedimiento de fundición	Temple	Rp0,2 MPa	Rm MPa	A %
7	Coquilla	F	61	175	15,1
8	Coquilla	F	63	183	20,1
9	Coquilla	T6	260	320	11,0
10	Coquilla	T6	324	357	3,2
11	Moldeo a presión	F	139	291	10,3
12	Moldeo a presión	F	142	301	13,4

FIG. 7a

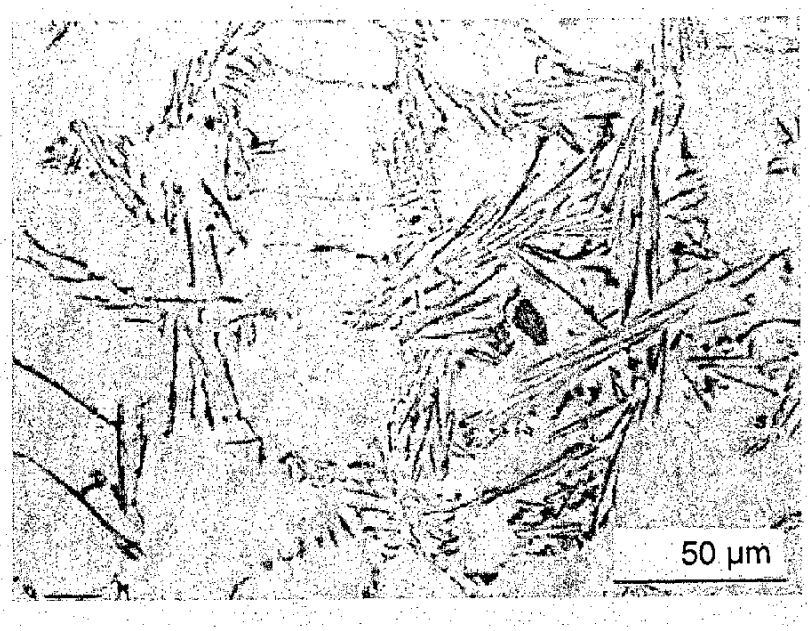
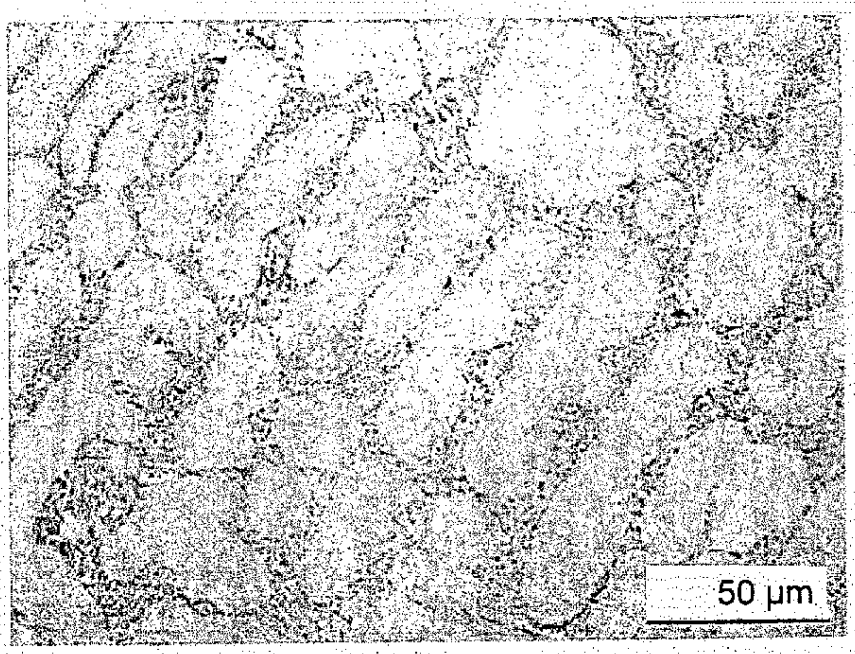


FIG. 7b

FIG. 8a



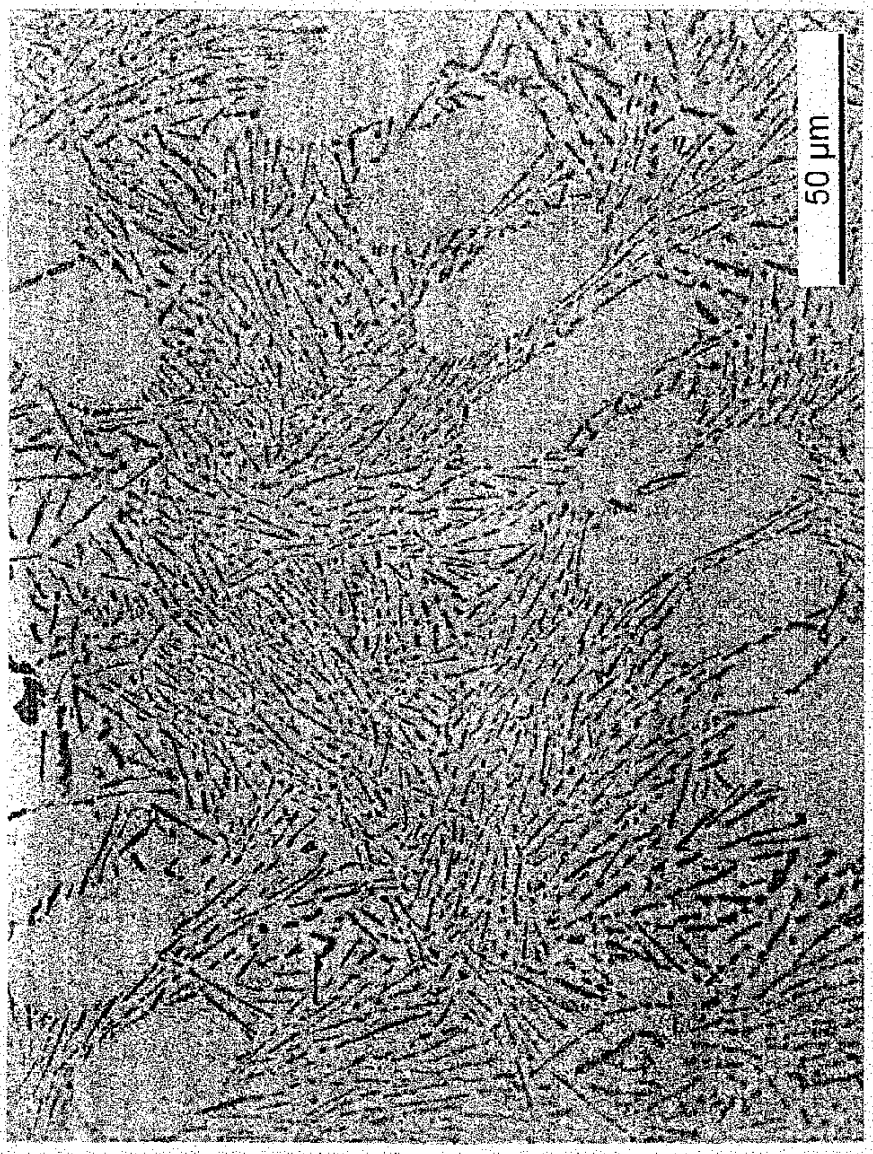


FIG. 8b

FIG. 9a

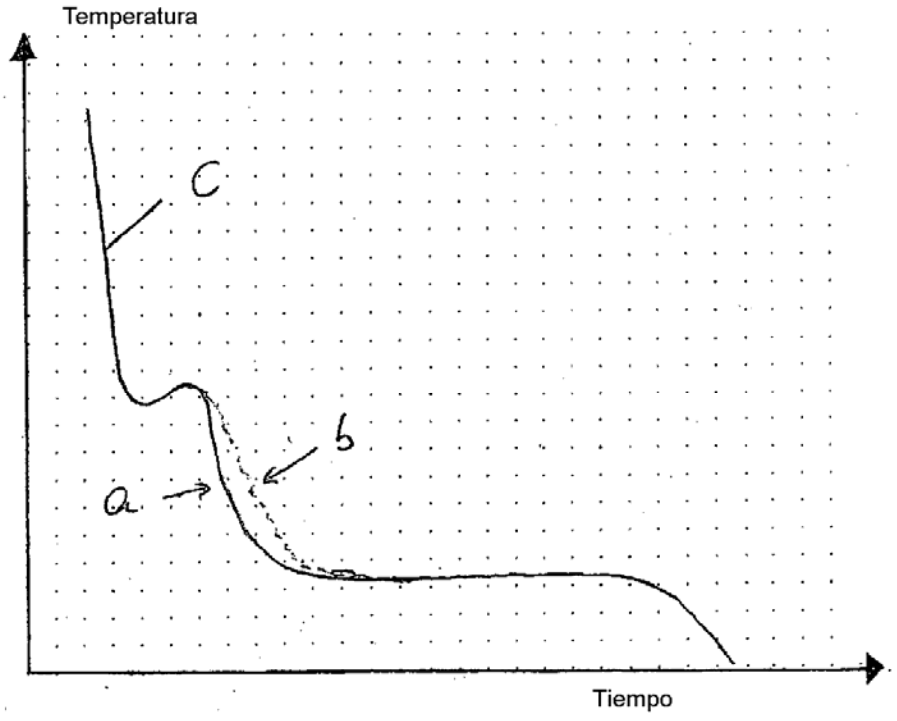
Nº	Tipo de aleación	Temple	σ m/(mm²)	Observación
1	AlSi7	F	22,2	
2	AlSi(Sr)	F	25,3	
3a	AlSi7Mg0,3	F	20,8	corresponde analíticamente a 3 pero sin estroncio
3	AlSi7Mg0,3(Sr)	F	24	
4	AlSi7Mg1(Sr)	F	22,6	
5	AlSi11Mn	F	21,5	
6	AlSi11Mn(Sr)	F	22,3	

FIG. 9b

Aleación según la invención

Nº	Tipo de aleación	Temple	σ m/(mm²)	Observación
7	AlSi7	F	26,4	
8	AlSi (Sr)	F	25,8	
9a	AlSi7Mg0,3	F	22,2	corresponde analíticamente a 9 pero sin estroncio
9	AlSi7Mg0,3 (Sr)	F	24,6	
10	AlSi7Mg1 (Sr)	F	22,8	
11	AlSi11Mn	F	23,2	
12	AlSi11Mn(Sr)	F	25,4	

FIG. 10



Análisis térmico, esquemáticamente
a) Deposición de fases Fe/Si suprimida
b) Con deposición de fases Fe/Si en este intervalo de temperatura
c) Curva de enfriamiento AlSi 7 - 11