Caracterización microestructural y mecánica de la aleación de Al-Si A357 producida mediante *rheocasting*^(*)

M. da Silva* y J.M. Rodríguez-Ibabe*

Resumen

En el presente trabajo se ha estudiado la microestructura y el comportamiento de material producido mediante *rheocasting*, una nueva vía de producción industrial, en estado semisólido, que presenta diversas ventajas respecto a los procesos más habituales. Se ha caracterizado microestructuralmente la aleación hipoeutéctica de Al-Si A357, antes y después del proceso de inyección en estado semisólido, observándose en ambos estados una estructura fina y homogénea. Se han realizado ensayos de tracción de probetas mecanizadas de componentes reales producidos mediante *rheocasting*, tanto sin tratamiento térmico como tras un tratamiento T5. Los resultados, en ambos casos, fueron superiores a los obtenidos, para esta misma aleación, mediante otras vías.

Palabras clave

Conformado en estado semisólido. Aleaciones Al-Si. A357. *Rheocasting*.

Microstructural and mechanical characterization of A357 Al-Si alloy produced by rheocasting

Abstract

In the present work it has been studied the microstructure and the mechanical behaviour of a material produced by rheocasting, a new semisolid industrial process which introduces important improvements in comparison to conventional routes. The microstructure of the A357 hypoeutectic Al-Si alloys has been analysed before and after material injection. In both cases the microstructure was fine and homogeneous. Tensile tests have been done with specimens machined from real rheocasted components in two conditions, without any heat treatment and after T5 heat treatment. The results were found to be better than those obtained for this alloy when produced by conventional means.

Keywords

Semi-solid processing. Al-Si alloy. A357. *Rheocasting*.

1. INTRODUCCIÓN

Tradicionalmente, los procesos de conformado de los metales se han realizado en estado líquido (colada, inyección,...) o en estado sólido (forja, laminación,...). En los últimos años, han surgido nuevos procedimientos de conformado que incluyen la utilización del material en estado semisólido, dentro de lo que se ha venido a denominar tecnologías de formas semiacabadas.

El conformado semisólido se basa en las características tixotrópicas que presentan las aleaciones cuando poseen una estructura de solidificación globular en vez de la habitual dendrítica. En esas condiciones, la viscosidad de la mezcla semisólida disminuye de forma importante al someterla a elevadas velocidades de deformación de cortadura^[1-4]. El comportamiento descrito recibe el nombre de tixotropía. Este mismo material con una es-

trutura dendrítica presenta una elevada viscosidad, haciendo inviable un conformado en estado semisólido. En consecuencia, un aspecto fundamental del proceso reside en activar mecanismos que permitan lograr estructuras fuertemente globulares^[4 y 5].

El conformado en estado semisólido consiste en moldear el material cuando éste ha solidificado parcialmente bajo las condiciones estructurales anteriormente citadas. Una fracción sólida adecuada (generalmente, 40-60 %), con la forma esferoidal descrita, se comporta como un líquido viscoso: tiene aspecto sólido en reposo y fluye al ser deformado, permitiendo el perfecto llenado de moldes tan complejos como los usados en la inyección convencional.

Esta tecnología ha adquirido un notable interés para la producción de componentes de automoción basados en aleaciones ligeras. Existe un gran

(*) Trabajo recibido el día 23 de julio de 2003 y aceptado en su forma final el día 14 de octubre de 2003.

(*) CEIT y TECNUN, Pº M. de Lardizábal, 15. 20018 - San Sebastián

número de artículos donde se constatan las mejoras en propiedades mecánicas^[6] de aleaciones de aluminio procesadas a través de dicha tecnología, en comparación con las fundiciones convencionales, lo cual permitiría introducir las aleaciones ligeras en aplicaciones de mayor exigencia mecánica^[7]. Entre las diferentes ventajas que se logran, frente a los procedimientos convencionales de fundición líquida, pueden citarse las siguientes:

- El material conformado llega al molde con menor contenido de calor, lo que se concreta en un enfriamiento más rápido, reteniendo gran parte de los aleantes en solución sólida^[8].
- Al tratarse de un fluido de mayor viscosidad, en el caso de inyección, se reducen los problemas de turbulencia o atrapado de aire durante su conformado. La microestructura final obtenida mediante este tipo de procesado es de tamaño y forma más regular que con procesos convencionales^[8 y 9].

El procesado en estado semisólido, en el que se han centrado mayormente los estudios y que ha tenido mayor desarrollo industrial ha sido el *thixoforming*. En primer lugar, debe obtenerse, generalmente mediante agitación electromagnética, una microestructura globular de la aleación a medida que solidifica. De esta forma, se obtienen lingotes de microestructura globular que, al ser posteriormente recalentados hasta el estado semisólido, recuperarán sus propiedades tixotrópicas, siendo de nuevo conformables. En general, la producción del lingote con estructura globular se realiza por el suministrador del material, mientras que el fabricante del componente corta el lingote, según las dimensiones necesarias para obtener la pieza, y lo recalienta de nuevo hasta el estado semisólido antes de su conformado (Fig. 1a).

El proceso citado anteriormente ha dado lugar a resultados prometedores, a nivel de laboratorio, tanto desde el punto de vista microestructural como mecánico. Sin embargo, en su modalidad industrial han surgido problemas que han limitado de forma notable su expansión y utilización en componentes mecánicos de alta responsabilidad. En concreto, en ocasiones, parte del óxido formado durante el proceso de recalentamiento no se elimina totalmente y queda atrapado en el interior del componente. Su detección resulta muy difícil y introduce una fuerte incertidumbre en el comportamiento mecánico del componente, lo cual limita de forma importante la aplicación de

dichas tecnologías a componentes de elevada responsabilidad. Por otra parte, el hecho de que el reciclado de un material con estructura globular no pueda realizarse en la propia planta manufacturera, sino que sea necesario reenviar el material al suministrador de los lingotes, encarece de forma notable el proceso^[9].

Con objeto de superar las dos limitaciones anteriores, recientemente, se ha propuesto una nueva modalidad industrial de conformado semisólido, conocida como *rheocasting*. Si bien, dicho procedimiento fue expuesto por Flemings en sus artículos iniciales sobre el conformado semisólido^[1 y 2], su desarrollo industrial solo ha tenido lugar recientemente, fundamentalmente debido a la problemática para lograr de forma sencilla unas estructuras globulares durante la solidificación del líquido.

La novedad que introduce el *rheocasting* respecto al *thixoforming* es que el material se inyecta directamente una vez lograda la microestructura globular, eliminando el proceso de enfriamiento y recalentamiento intermedio, lo que repercute en unos menores costes. Además, se reduce notablemente la presencia del óxido que se forma en el *thixoforming* durante la etapa de recalentamiento. Otras ventajas derivadas de este cambio son la no dependencia de un suministrador de lingotes especiales y la posibilidad de reciclar *in situ* el material sobrante o defectuoso. En la figura 1 se muestran las diferencias entre los dos procedimientos mediante un esquema.

En este trabajo se presentan los primeros resultados obtenidos mediante la nueva metodología del *rheocasting*, analizando tanto aspectos microestructurales como de comportamiento mecánico en componentes industriales. El trabajo se ha realizado en el marco de un proyecto europeo que tiene como objetivo definir las composiciones químicas y variables del proceso que permitan, mediante esta vía, la producción industrial de componentes con adecuadas prestaciones mecánicas.

2. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

Se utilizó material producido mediante la tecnología del *rheocasting* y suministrado por Stampal (Italia), dentro de un proyecto europeo Growth (GRD1-2001-40422). La estructura globular se produjo durante la propia etapa de solidificación, deslizando el líquido fundido por la pared inclinada del crisol^[9 y 10]. Una vez homogeneizada la temperatura y alcanzado el grado de solidificación requerido, el material se inyectó en una máquina de

a) Thixoforming

b) Rheocasting

Figura 1. Comparación entre los procedimientos de: (a) *thixoforming* y (b) *rheocasting*.

Figure 1. Comparison between (a) *thixoforming* and (b) *rheocasting*.

rheocasting marca UBE. La máquina dispone de un carrusel con varios crisoles, de forma que en cada uno de ellos se vierte sólo el volumen requerido para una inyección.

Para la realización del estudio se seleccionó la aleación hipoeutéctica de Al-Si A357, habitualmente utilizada en la industria automovilística. La composición nominal de dicha aleación se indica en la tabla I. Esta aleación se seleccionó con obje-

to de analizar cómo se comportan composiciones clásicas en procesos industriales de *rheocasting* sin tener que recurrir al desarrollo de aleaciones específicas, con el consiguiente encarecimiento del procesado.

El estudio se centró en dos aspectos diferentes del procesado del material. En primer lugar, con objeto de analizar la microestructura del material en estado semisólido antes de realizar la inyección en la matriz, se procedió a templar un lingote (ϕ 106 mm) desde la temperatura de estado semisólido. Por otra parte, también se analizó el material en su forma final tras haberse inyectado en una matriz industrial. En ambos casos, se procedió a estudiar la microestructura mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. Se mecanizaron y ensayaron probetas de tracción de

Tabla I. Composición de la aleación estudiada (% en peso)

Table I. Composition of the studied alloy (weight %)

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
A357	6,5-7,5	0,2	0,2	0,1	0,4-0,7	0,1	0,04-0,2

componente final, tanto sin tratamiento térmico alguno como tras un envejecimiento artificial T5 (4,5 h a 170 °C). Los ensayos de tracción se realizaron sobre probetas de geometría rectangular, 5 × 5,9 mm de sección recta, en una máquina Instron 4500, a una velocidad de cruceta de 0,5 mm/s. El alargamiento se midió sobre una longitud de referencia de 30 mm.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Caracterización microestructural

En la figura 2 se muestra un ejemplo de las microestructuras resultantes tras el temple del lingote desde el estado semisólido. La microestructura se caracteriza por estar constituida por un conjunto de partículas globulares de aluminio rodeadas de un eutéctico de tamaño muy fino. Los glóbulos de aluminio corresponden a la fracción sólida existente antes del temple. El resto proviene de la fracción líquida que, tras el enfriamiento rápido, da lugar a diferentes constituyentes cuya formación tiene lugar a temperaturas más bajas que las correspondientes a la aparición de los glóbulos de aluminio.

Debe señalarse que, el grado de globulización logrado es adecuado para el conformado semisólido. Por otra parte, los glóbulos aparecen libres de fase eutéctica en su interior. Su presencia hubiera indicado la existencia de líquido atrapado dentro de los glóbulos solidificados de aluminio, fenómeno observado, habitualmente, en estas mismas aleaciones, en otras metodologías de conformado semisólido, y que limita el aprovechamiento de toda la fracción líquida para obtener un grado adecuado de fluidez durante el llenado del molde^[11].

Con ello, se confirma que el procedimiento basado en el vertido del líquido contra la pared inclinada del crisol resulta una vía adecuada para la globulización del material^[12], sin que haya sido necesario introducir modificaciones en la composición química de la aleación convencional. Por otra parte, el análisis realizado de diferentes muestras señala la existencia de una buena reproducibilidad en el proceso, confirmando la robustez industrial de dicha metodología.

Un detalle, a más aumentos, de la zona no globular (Fig. 2b), pone de manifiesto que está constituida mayoritariamente por un eutéctico Al-Si muy fino y por algunas partículas de silicio de mayor tamaño (color gris oscuro en la micrografía).

Figura 2. Micrografías correspondientes al lingote de la aleación A357, a distintos aumentos.

Figure 2. Micrographs of the ingot of the alloy A357 at different magnifications.

También, se observa la presencia del eutéctico de Mg_2Si (eutéctico muy fino de color negro) y de la fase $Al_8FeMg_3Si_6$ (color gris claro).

Tras el *rheocasting*, la microestructura resultante presenta ligeras diferencias con relación a la muestra del lingote templado (Fig. 3). Analizando las microestructuras, a pocos aumentos, se aprecia que en el componente final, además de los glóbulos de aluminio presentes en el lingote, aparecen, también, pequeños glóbulos de aluminio aislados en medio del eutéctico, tal como se muestra en la micrografía de la figura 3. Este tipo de glóbulos más pequeños, a veces denominados secundarios en la bibliografía^[13], también se identificaron en componentes de aleaciones Al-Si hipoeutécticas producidos mediante *thixoforming*. Por su menor tamaño y posición, puede considerarse que esos glóbulos se formaron durante la solidificación (más rápida) que tuvo lugar durante y tras la inyección en el molde^[14]. Ello indicaría que la temperatura del producto semisólido antes de la inyección se encontraba un cierto intervalo por encima de la correspondiente a la reacción eutéctica^[13].

Figura 3. Micrografías del componente final sin tratar, a distintos aumentos.

Figure 3. Micrographs of the final component as-cast at different magnifications.

Otra diferencia que se observa en la microestructura, tras el *rheocasting*, es que el eutéctico es notablemente más fino, tal como se deduce al comparar las figuras 3b y 3c con la figura 2b. Esta diferencia está relacionada con la mayor velocidad de enfriamiento logrado durante la inyección.

Con objeto de analizar si la inyección y posterior solidificación en la matriz también modificó los glóbulos de aluminio, se procedió a medir el tamaño de glóbulo para cada estado. En cada caso, se realizó un mínimo de 500 medidas, tomando como parámetro el diámetro equivalente. En esta comparación no se consideraron los glóbulos secundarios, de tamaño muy pequeño (inferiores a 10 μm), que se encuentran en el componente final, ya que consideró que se produjeron al solidificar, durante y tras la inyección. Los resultados obtenidos se muestran en la figura 4. En dicha figura se observa un ligero desplazamiento hacia tamaños menores para el caso del componente final.

Esta ligera diferencia puede interpretarse basándose en comportamientos previos observados en aleaciones producidas mediante *thixoforming*^[15]. Durante el mantenimiento en estado semisólido previo a la inyección, se crean, mediante difusión, unas uniones débiles entre los glóbulos que impiden el desmoronamiento del material en reposo. Algunos ejemplos de dichas uniones se aprecian en la figura 2a. En cambio, durante la inyección en el molde, en el interior del material semisólido actúan importantes tensiones que favorecen el movimiento relativo entre los glóbulos. Como consecuencia de ello, algunas de las uniones previamente formadas se destruyen, dando lugar a una ligera disminución en el tamaño observado de los glóbulos^[15].

3.2. Identificación de las fases intermetálicas

La identificación de las fases intermetálicas se realizó a través del microscopio electrónico de barrido mediante la técnica de los mapas de análisis. En la figura 5 se muestra un ejemplo de las diferentes

Figura 4. Comparación de tamaño de glóbulo entre el componente final y el material del lingote.

Figure 4. Comparison of the globule size between the final component and the ingot material.

Figura 5. Mapa de análisis en el material proveniente del lingote: (a) micrografía, (b) aluminio, (c) silicio, (d) magnesio y (e) hierro.

Figure 5. EDX- mapping on the ingot: (a) microstructure, (b) aluminium, (c) silicon, (d) magnesium and (e) iron.

fases intermetálicas presentes en el lingote templado, indicándose los mapas correspondientes a los elementos aluminio, silicio, magnesio y hierro, respectivamente. Comparando la micrografía de la figura 5a con la distribución de silicio (Fig. 5c), es posible identificar las zonas con presencia de sili-

cio eutéctico, muy poco visible en la figura 5a, como consecuencia de haber incrementado el contraste del resto de fases. También, se observa nítidamente el fino eutéctico de Mg_2Si , fase negra que aparece en la figura 5a y cuya composición queda constatada en las figuras 5c y 5d. También puede

apreciarse una fase que contiene hierro fácilmente identificable en la figura 5a. Esta fase contiene magnesio, silicio y aluminio (ver Figs. 5b-d). Teniendo en cuenta la identificación de esos elementos, probablemente, se trate del intermetálico $\text{FeMg}_3\text{Si}_6\text{Al}_8$. Todas ellas, son fases habitualmente presentes en estas aleaciones^[16 y 17].

3.3. Ensayos mecánicos

Los resultados correspondientes a los ensayos de tracción realizados a las probetas mecanizadas del componente producido mediante *rheocasting* se muestran en la tabla II. Se constata que los valores de alargamiento obtenidos, en todos los casos, son elevados y que el tratamiento T5, aplicado directamente tras el *rheocasting*, incrementa de forma notable, tanto el límite elástico como la resistencia a la tracción del material. Los valores medios obtenidos se han comparado, en esa misma tabla II, con datos de diversas fuentes bibliográficas obtenidos con las aleaciones A357 y 357 (muy similar a la A357), producidas mediante vías de procesamiento tradicionales con diferentes tratamientos térmicos. Si se comparan los valores obtenidos con el material procedente de colada sin tratamiento térmico, el *rheocasting* da lugar a unos incrementos en la resistencia mecánica en torno al 25 %, proporcionando, además, un notable aumento en el alargamiento.

Esta mejora puede atribuirse a las diferencias en las velocidades de enfriamiento. El material procesado en estado semisólido llega al molde con un menor contenido de calor y, por tanto, se enfría

más rápidamente. Esto comportaría cierta sobresaturación de la matriz de aluminio^[8] que, a temperatura ambiente, generaría finos precipitados que endurecerían el material^[18]. En cierta forma, este proceso podría semejarse a un tratamiento T4 de solubilización y envejecimiento natural. Los resultados de la tabla II indican que, tras el *rheocasting*, las características mecánicas alcanzadas se hallan en una situación intermedia entre los típicos de esta aleación tras colada convencional^[19] y los valores obtenidos con tratamientos T4^[20].

Los valores obtenidos con el material tratado térmicamente (T5), tabla II, presentan tendencias similares a los obtenidos sin tratamiento. Se lograron valores superiores a los que se obtienen mediante procesos de colada convencional, tanto en resistencia mecánica como en ductilidad. Por otra parte, hay que señalar que los parámetros del tratamiento se seleccionaron para lograr una combinación óptima resistencia-ductilidad, sin buscar expresamente los máximos valores de resistencia mecánica.

El tratamiento T5 es un tratamiento de endurecimiento durante el cual los aleantes retenidos en la matriz precipitan. Se trata, por tanto, de un tratamiento que requiere que, tras el conformado, el componente se enfríe con una velocidad mínima, a fin de asegurar una sobresaturación adecuada de los elementos que, posteriormente, deben dar lugar a los precipitados. La velocidad de enfriamiento se considera como un parámetro íntimamente relacionado con el endurecimiento por precipitación que tiene lugar, posteriormente, en el material^[18]. Un mayor valor de resistencia, tras este tratamiento, es indicativo de un mayor grado de saturación de la matriz y esto, a su vez, de una velocidad de enfriamiento más alta en la producción del componente. En consecuencia, los resultados obtenidos ponen de manifiesto que el *rheocasting* es un proceso especialmente adecuado para lograr buenas características mecánicas con un tratamiento T5. Para lograr estas propiedades con material producido mediante colada convencional, éste, debe someterse a un tratamiento T6. Ello, supone una gran ventaja ya que, para gran cantidad de aplicaciones, puede eliminarse el tratamiento de solubilización (calentamiento del material a unos 540 °C durante aproximadamente 8-12 h), con los consiguientes ahorros económicos.

De los ensayos realizados cabe destacar el elevado valor de alargamiento a rotura obtenido. Ello, revela la ausencia de porosidades u otros defectos, que hubieran acelerado la rotura del material, tal

Tabla II. Comparación entre los valores obtenidos en el presente trabajo y valores típicos para las aleaciones 357 y A357

Table II. Comparison between the values obtained in the present work and typical for 357 and A357 alloys

	Aleación	Alargamiento (%)	UTS (MPa)	σ_e (MPa)
Rheocasting	A357	13,5	247	129
	A357 T5	9	273	187
	357 ^[19]	6	193	103
Colada en	357 T5 ^[19]	4	200	145
molde	357 T6 ^[19]	5	360	295
permanente	A357 T4 ^[18-20]	12,9	280	148
	A357 T6 ^[19]	5	359	290

como se puede comprobar en la figura 6. En esta figura se observa una superficie de fractura libre de defecto, pudiendo distinguir zonas con una gran deformación plástica dúctil, correspondientes a la fractura de glóbulos de aluminio, combinadas con otras de fractura menos dúctil debido al eutéctico.

En la figura 7 se muestra el perfil de fractura de una de estas probetas. Se observa que la fractura presenta una notable tendencia a seguir el eutéctico: la mayor parte de los glóbulos han resultado intactos y la grieta se ha propagado intentando evitarlos. Este hecho pone de manifiesto que la fractura del material está determinada, fundamentalmente, por la fase eutéctica. Teniendo en cuenta

Figura 6. Imagen obtenida mediante MEB de la superficie de fractura correspondiente a una probeta de tracción de la aleación A357-T5.

Figure 6. SEM image of the fracture surface of a tensile specimen of alloy A357-T5.

Figura 7. Imagen de microscopio óptico de la sección transversal de la superficie de fractura correspondiente a una probeta de tracción de la aleación A357, sin tratar.

Figure 7. Optical microscope image of the fracture surface of a tensile specimen of alloy A357, without any heat treatment.

ta que, mediante el *rheocasting* se logra un eutéctico muy fino, esta característica del proceso va a resultar muy adecuada para lograr componentes industriales con buenos niveles de ductilidad.

4. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha estudiado la aleación A357 producida mediante *rheocasting*:

- El *rheocasting* supone un ahorro económico importante respecto a las técnicas habituales de procesamiento en estado semisólido, al eliminar pasos intermedios y facilitar el reciclado del material.
- El grado de globulización logrado mediante el vertido del líquido sobre la pared inclinada del crisol es suficiente para que la aleación analizada presente propiedades tixotrópicas, adecuadas para el conformado semisólido.
- Se observó un eutéctico y fases intermetálicas extremadamente finas en el componente final producido mediante *rheocasting*, debido a la elevada velocidad de enfriamiento característica del proceso.
- El rápido enfriamiento del material produce una saturación de la matriz que repercute en una importante mejora de la resistencia mecánica respecto a aleaciones producidas por otros medios.
- Por esa misma razón, el tratamiento térmico de envejecimiento (T5) es más eficiente que en el material producido mediante colada, obteniéndose un importante aumento de la resistencia mecánica respecto al material de partida.

Agradecimientos

Este trabajo se ha realizado dentro del marco de un proyecto europeo Growth (GRD1-2001-40422) en el que intervienen CRF, EADS, BOSCH, STAMPAL, ARC, PECHINEY, CEIT e IMT. Los autores también agradecen la financiación parcial obtenida mediante el programa MAT 2001-5306-E del Ministerio de Ciencia y Tecnología.

REFERENCIAS

- [1] M.C. FLEMINGS, *Metall. Trans.* 22A (1991) 957-981
- [2] M.C. FLEMINGS, R.G. RIEK y K.P. YOUNG, *Mater. Sci. Eng.* 25 (1976) 103-117
- [3] D.H. KIRKWOOD, *Int. Mater. Rev.* 5 (1994) 173-189

- [4] J. VALER, J.M. RODRÍGUEZ y J.J. URCOLA, *Rev. Metal. Madrid* 4 (1996) 231-247
- [5] Y. FUXIAO, C. JIANZHOG, S. RANGANATHAN y E.S. DWARAKADASA, *Mater. Sci. Eng.* A304-306 (2001) 621-626
- [6] D. BRABAZON, D.J. BROWNE y A.J. CARR, *Mater. Sci. Eng.* A326 (2002) 370-381
- [7] P.A. GONZÁLEZ C. LUIS-PÉREZ, Y. GARCÉS y J. GIL-SEVILLANO, *Rev. Metal. Madrid* 37 (2001) 673-692.
- [8] C.G. KANG y P.K. SEO, *J. Mater. Proc. Technol.* 135 (2003) 144-157
- [9] P. GIORDANO y G.L. CHIARMETA, *7th Intern. Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, Tusukuba, Japon, 2002, Y. Tsutsui, M. Kiuchi y K. Ichikawa (Eds.), Japon, 2002, pp. 665-670
- [10] R. POTZINGER, H. KAUFMANN, W. FRAGNER y P.J. UGGOWITZER, *7th Intern. Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, Tusukuba, Japon, 2002, Y. Tsutsui, M. Kiuchi y K. Ichikawa (Eds.), Japon, 2002, pp. 641-646
- [11] L. SALVO, M. SUÉRY, Y. DE CHARENTENAY y W. LOUÉ, *4th Intern. Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, D.H. Kirkwood y P. Kapranos (Eds), Sheffield, 1996, pp. 10-15.
- [12] T. HAGA y S. SUZUKI, *J. Mater. Proc. Technol.* 118 (2001) 169-172
- [13] G. BARTOS-TAUSIG y K. XIA, *4th Intern. Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, D.H. Kirkwood y P. Kapranos (Eds), Sheffield, 1996, pp. 290-295.
- [14] E. OGRIS, H. LÜCHINGER y P.J. UGGOWITZER, *7th Intern. Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, Tusukuba, Japon, 2002, Y. Tsutsui, M. Kiuchi y K. Ichikawa (Eds.), Japon, 2002, pp. 713-718.
- [15] E. TZIMAS y A. ZAVALIANGOS, *Mater. Sci. Eng.* A289 (2000) 228-240
- [16] L.F. MONDOLFO, *Aluminium alloys: structure and properties*, Butterworths, London, 1976, pp. 759-787
- [17] ASM HANDBOOK, *Metals Handbook*, Vol. 9, EEUU, 1992, pp. 358-475.
- [18] ASM SPECIALTY HANDBOOK, *Aluminium and Aluminium alloys*, EEUU, 1993, pp 290-327
- [19] ASM HANDBOOK, *Metals Handbook*, Vol. 2, EEUU, 1993, pp.143-144.
- [20] O.S. ES-SAID, D. LEE, W.D. PFOST, D.L. THOMPSON, M. PATTERSON, J. FOYOS y R. MARLOTH, *Eng. Failure Anal.* 9 (2002) 99-107.