

INFLUENCIA DE LA RUTA DE PROCESAMIENTO Y DE LA TEMPERATURA DE ENSAYO EN LA TENACIDAD DE LAS ALEACIONES HIPEREUTECTICAS DE Al-Si

L. Lasa Zalacain, J.M. Rodríguez Ibabe.
Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT) y
Escuela Superior de Ingenieros Industriales
Pº. Manuel de Lardizabal, 15, 20009 San Sebastián (País Vasco)

Resumen. Se han estudiado las propiedades mecánicas de cuatro aleaciones hipereutécticas de Al/Si. Dos de estas aleaciones han sido producidas mediante lost foam y las otras dos mediante squeeze casting. Se han realizado ensayos de tracción y de flexión a tres puntos a temperatura ambiente, 200°C y 300°C. Las partículas primarias de silicio se fracturan a bajas deformaciones y las grietas avanzan preferentemente a través del silicio eutéctico y de las fases intermetálicas presentes. En las cuatro aleaciones estudiadas el efecto de la temperatura es muy similar. La resistencia y la tenacidad prácticamente se mantienen a 200°C pero a 300°C se observa un descenso muy importante. El tratamiento térmico (T6) mejora sensiblemente la resistencia y la tenacidad si bien en las muestras ensayadas a 300°C, la mejora no es tan manifiesta.

Abstract. The mechanical properties of four hypereutectic alloys have been studied. Two of these alloys have been produced by lost foam and the remaining two by squeeze casting. Tensile and three point bending tests have been performed at room temperature, 200°C and 300°. The primary silicon particles crack at very low strain and the cracks propagate mainly through the eutectic silicon and the brittle intermetallic phases present in these alloys. The influence of the test temperature in all the four alloys is very similar. The strength is almost maintained at 200°C but at 300°C, both the tensile strength and fracture toughness decrease significantly. The thermal treatment employed (T6) improves significantly the mechanical properties. However, at 300°C, this improvement is not so important.

1. INTRODUCCION

Las aleaciones hipereutécticas de aluminio-silicio presentan características muy importantes como son el buen comportamiento frente al desgaste, alto módulo elástico y coeficientes de expansión térmico reducido que los hace muy atractivos para la industria del automóvil. Estas propiedades son muy similares a las que ofrecen los composites de matriz de aluminio reforzados con partículas cerámicas. Sin embargo, las aleaciones hipereutécticas Al-Si presentan ventajas con respecto a estos composites, como son unos costes de fabricación y mecanizado inferiores y mayores posibilidades para el reciclado.

Los mayores problemas para la aplicación de estos materiales son su baja ductilidad, e inferior tenacidad y resistencia a la fatiga que presentan comparados con las aleaciones de aluminio convencionales no reforzadas [1].

El objetivo de este trabajo es estudiar la resistencia a tracción y la tenacidad de cuatro aleaciones hipereutécticas de Al-Si producidas industrialmente mediante lost foam (LF) y squeeze casting (SQ).

La tecnología de lost foam permite obtener piezas intrincadas con un excelente acabado superficial. Otra ventaja importante es la obtención de una distribución uniforme de las partículas primarias de silicio incluso en la superficie de la pieza. Esto último reduce la necesidad de mecanizado y abarata los costes en gran medida.

Mediante squeeze casting se solidifica el metal bajo la acción directa de la presión ejercida [2]. En este proceso se optimiza la transferencia de calor entre la aleación y el molde, aumentando la velocidad de enfriamiento. Esto permite minimizar la porosidad y obtener propiedades mecánicas óptimas. Además ofrece la posibilidad de producir formas semiacabadas y reducir de este modo el mecanizado [3].

Este trabajo forma parte de un proyecto de investigación BRITE/EURAM realizado conjuntamente con laboratorios e industria de la CE.

2. MATERIAL Y TECNICAS EXPERIMENTALES

Las aleaciones utilizadas han sido cuatro, divididas en dos grupos: Las aleaciones Al/13Si/4.5Cu/1Mg (LF13) y Al/17Si/4.5Cu/1Mg (LF17) conformadas mediante lost foam y las aleaciones Al/17Si/0.6Cu/1Mg (SQ17) y Al/22Si/0.6Cu/1Mg (SQ22) moldeadas mediante squeeze casting.

El porcentaje de Si total (eutéctico + primario) ha sido determinado con la ayuda de un microscopio óptico y un analizador de imágenes. Para minimizar el efecto de la heterogeneidad del material, el porcentaje de silicio ha sido medido en las mismas probetas junto a la superficie de fractura.

Las probetas para ensayos de tracción y de flexión a tres puntos ($W=14\text{mm}$, $B=9\text{mm}$, $S=56\text{mm}$) han sido

mecanizadas partiendo de piezas producidas industrialmente [4]. Los ensayos para la determinación de la tenacidad han sido realizados de acuerdo con la norma ASTM E399. La totalidad de las piezas producidas mediante lost-foam han sido tratadas térmicamente (T6). De las piezas producidas mediante squeeze casting, tan solo la mitad han sido tratadas térmicamente.

En los ensayos realizados a 200°C y 300°C , las probetas se han mantenido 30 minutos a la temperatura de ensayo, para asegurar que la temperatura en la probeta es uniforme.

Tras los ensayos, las superficies de fractura se han estudiado en el SEM. Después se ha procedido a cortar las probetas cuidadosamente en dos. Tras el pulido, se ha podido analizar el daño bajo la superficie de fractura. El análisis de los perfiles de fractura ha permitido también cuantificar el porcentaje de silicio en la superficie de fractura.

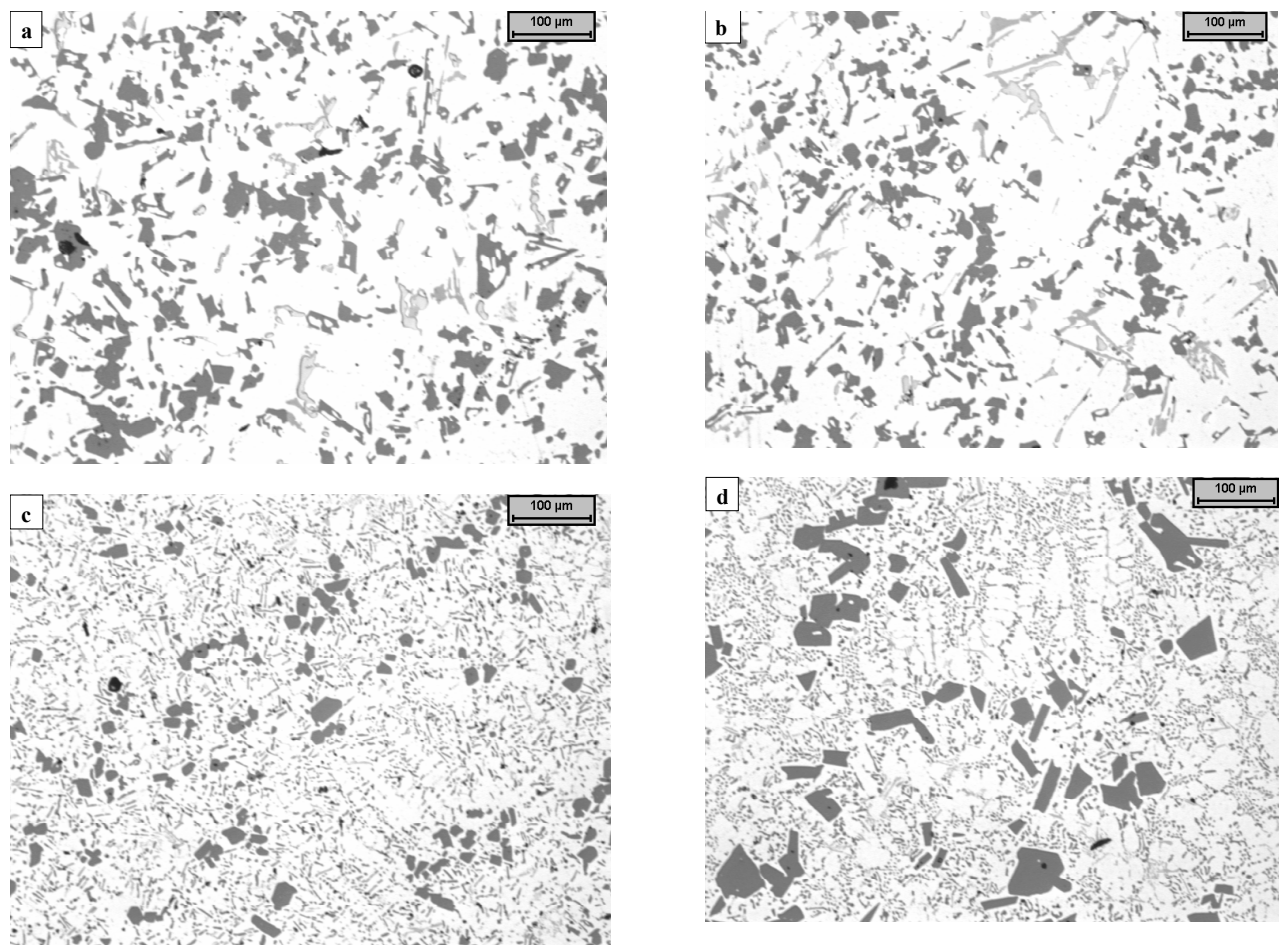


Fig. 1. Microestructuras generales de las aleaciones estudiadas. a) LF13-T6 b) LF13-T6 c) SQ17 y d) SQ22

3. RESULTADOS Y DISCUSION

3.1 Microestructura

Las microestructuras de estas cuatro aleaciones pueden observarse en la figura 1. El tamaño de las partículas de silicio primario y el aspecto general de la microestructura en las dos aleaciones producidas mediante lost foam es muy similar, si bien las partículas primarias en la aleación LF17 son algo más groseras.

En las aleaciones producidas mediante squeeze casting se observa claramente un engrosamiento del silicio primario en la aleación con 22% de silicio. Este engrosamiento está producido por la alta temperatura de fusión de esta aleación. La morfología de la fase eutéctica y de las diferentes fases intermetálicas es, sin embargo, muy similar en ambas aleaciones.

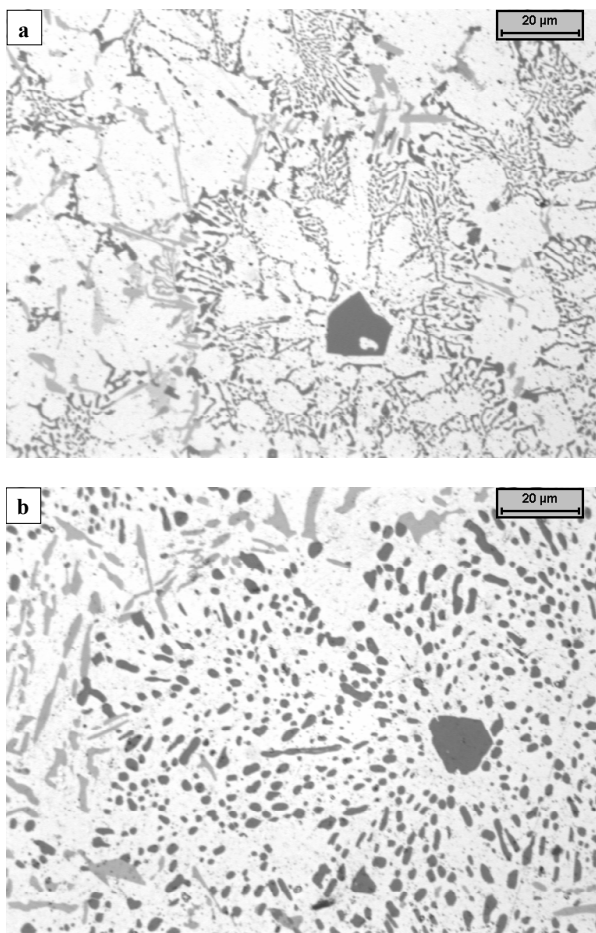


Fig. 2. Microestructuras de la aleación SQ17 a) sin tratamiento térmico b) tras el tratamiento térmico T6.

Tanto el silicio eutéctico como las fases intermetálicas presentes son mucho más finas en las aleaciones producidas mediante SQ debido a la velocidad de solidificación más rápida inherente a este proceso. En estas aleaciones, sin embargo, se ha observado una distribución no uniforme de las partículas primarias de silicio con zonas más o menos amplias libres de

partículas primarias[5]; particularmente en la aleación SQ22.

El tratamiento térmico modifica notablemente la microestructura (figura 2). Las partículas de silicio primario no cambian su tamaño ni forma de manera apreciable. Las partículas finas de silicio eutéctico, sin embargo, se aglomeran y esferoidizan notablemente. Los precipitados intermetálicos finos también se esferoidizan. Esto es muy visible en ambas aleaciones conformadas mediante SQ. La microestructura más grosera de las aleaciones producidas por LF hace que estos cambios sean mucho menos importantes.

Se ha cuantificado mediante análisis de imágenes el porcentaje de silicio, intermetálicos y porosidad de estas aleaciones. Un mínimo de 100 imágenes de cada material a altos aumentos ($\times 400$) han sido analizadas. Los resultados se presentan en la tabla 1.

Tabla 1. Resultados del análisis microestructural.

Material	Si %	Intermetálicos %	Porosidad %
LF13-T6	14.9	4.3	1.5
LF17-T6	18.3	4.7	1.5
SQ17	19.5	2.3	0.1
SQ22	24.8	2.5	0.1
SQ17-T6	21.0	1.8	0.1
SQ22-T6	25.7	2.2	0.1

Las fases intermetálicas presentes en las aleaciones han sido identificadas mediante análisis EDAX, EDAX-Mapping, Thermocalc y análisis de las curvas DSC. En las aleaciones LF la fase CuAl_2 es el intermetálico más abundante si bien pequeñas cantidades de otros intermetálicos han sido identificadas: $\text{Al}_5\text{Si}_6\text{Cu}_2\text{Mg}_8$, $(\text{CuFeMn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$, FeSiAl_5 y $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$. En las aleaciones SQ el volumen de intermetálicos es muy inferior. Las fases identificadas son las siguientes: $\text{Al}_5\text{Si}_6\text{Cu}_2\text{Mg}_8$, Mg_2Si y $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$.

3.2 Propiedades mecánicas

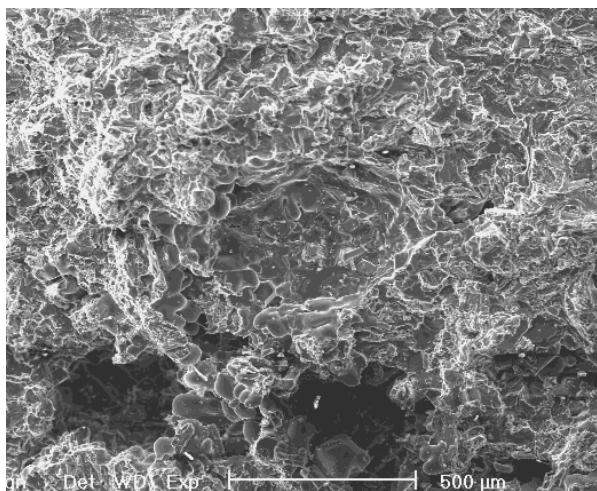
Para los ensayos de tracción, un mínimo de 2 probetas de cada material en cada temperatura han sido ensayadas. La ductilidad es baja y tanto la porosidad (en el caso de las aleaciones LF) como el alto porcentaje de silicio y su no homogénea distribución, hacen que la dispersión de resultados sea alta.

La porosidad en las aleaciones LF puede considerarse normal y es similar a la encontrada en otras aleaciones de composiciones semejantes moldeadas en arena [6]. Los datos de la mejor probeta de cada grupo se muestran en la tabla 2.

Tabla 2. Resultados de los ensayos de tracción.

Material	Temp. ensayo (°C)	$\sigma_{0.2\%}$ (MPa)	σ_{UTS} (MPa)	Elong. %
LF13-T6	rt	-	203.1	0.3
	200°C	-	180.1	0.2
	300°C	-	134.3	0.2
LF17-T6	rt	-	198.9	0.3
	200°C	-	142.3	0.2
	300°C	-	120.3	0.2
SQ17	rt	153.1	214.2	1.3
	200°C	172.1	194.5	0.9
	300°C	129.1	142.4	1.3
SQ22	rt	168.6	187.4	0.6
	200°C	162.1	173.8	0.7
	300°C	-	120.4	0.3
SQ17-T6	rt	307.0	332.0	1.1
	200°C	270.6	278.9	0.9
	300°C	171.4	173.6	1.3
SQ22-T6	rt	-	274.0	0.4
	200°C	271.0	271.1	0.4
	300°C	167.9	169.5	0.8

Si bien la ductilidad en todos los casos es muy reducida, las aleaciones SQ son algo más dúctiles. Hay que destacar que las probetas de la aleación SQ17 presentan además de una ductilidad superior, una dispersión en los resultados mucho menor que el resto de materiales analizados. Esto se explica por el menor tamaño de partícula, mejor distribución y ausencia de porosidad de esta aleación.

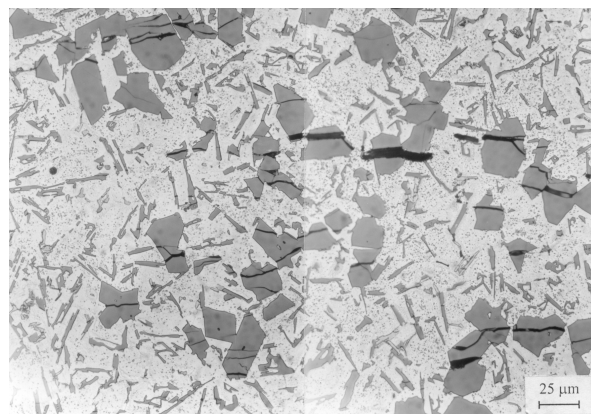
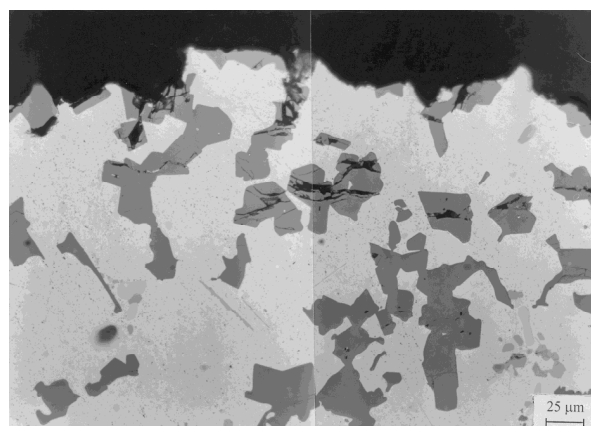

Fig. 3. Superficie de fractura de una probeta de tracción ensayada a 300°C. LF17.

El tratamiento térmico utilizado (T6) prácticamente dobla el límite elástico de las aleaciones SQ a temperatura ambiente y a 200°C. A 300°C, el aumento del límite elástico tras el tratamiento térmico se reduce y es inferior al 50%.

La rotura de las probetas de tracción de las aleaciones LF se produce siempre dentro del régimen elástico. El

análisis fractográfico demuestra que la porosidad es la causante de la rotura prematura de ambas aleaciones (figura 3). La resistencia de estas cuatro aleaciones es sólo ligeramente inferior a 200°C pero a 300°C disminuye de forma muy considerable.

El estudio de las probetas seccionadas demuestra que niveles de deformación muy bajos ($\approx 1\%$) son suficientes para producir la fractura de un gran número de partículas de silicio cerca de la superficie de fractura, al igual que sucede en otros composites de matriz de aluminio [7]. En la figura 4 puede observarse un gran número de partículas fracturadas en una probeta de la aleación SQ17 traccionada a 300°C. La superficie de fractura en esta probeta se encuentra a 1mm del borde superior de la micrografía. En las probetas de las aleaciones LF, el número de partículas fracturadas es mucho menor; como puede observarse en la figura 5. Además el daño se limita a las que se encuentran muy cerca de la superficie de fractura.


Fig. 4. Partículas de silicio fracturadas a 1mm de la superficie de fractura. Aleación SQ17 ensayada a 300°C.

Fig. 5. Perfil de fractura de probeta de flexión a tres puntos. Aleación LF17 ensayada a 300°C.

Se ha observado también que las partículas de gran tamaño y aquellas de forma alargada en la dirección de carga tienen una probabilidad mayor de fractura [8, 9].

Tabla 3. Resultados de los ensayos de tenacidad.

Material	Temp. ensayo (°C)	K_Q (MPa√m)	Si% fract	$\frac{Si_{fract}}{Si_{total}}$
LF13-T6	rt	12.9*	42.8	2.9
	200°C	11.2*	43.3	2.9
	300°C	7.9	40.6	2.7
LF17-T6	rt	13*	47.5	2.6
	200°C	11.4*	46.5	2.5
	300°C	8.1	46.8	2.6
SQ17	rt	10.1	42.0	2.2
	200°C	10.5	-	-
	300°C	7.3	45.9	2.4
SQ22	rt	10	56.4	2.3
	200°C	10	-	-
	300°C	6.7	50.1	2.0
SQ17-T6	rt	15.6*	44.7	2.1
	200°C	14.6*	-	-
	300°C	8.8	42.7	2.0
SQ22-T6	rt	14.7*	51.9	2.0
	200°C	13.8*	-	-
	300°C	7.7	57.9	2.3

(*): $K_Q = K_{Ic}$

En los ensayos de tenacidad, un mínimo de 2 probetas de cada grupo han sido utilizadas. De todos modos, para los ensayos realizados a temperatura ambiente, se han empleado al menos 5 probetas de cada grupo. Los valores medios de los ensayos de tenacidad se muestran en la tabla 3. La dispersión en los valores obtenidos en cada grupo de probetas es mínima. Los valores de K_Q obtenidos con probetas no tratadas térmicamente no pueden considerarse como K_{Ic} válidos porque no cumplen los requerimientos de espesor de la norma ASTM E399. Los resultados de las probetas ensayadas a 300°C no cumplen la norma dado que P_{max}/P_Q es ligeramente superior a 1.10.

Puede observarse que las cuatro aleaciones presentan tenacidades comparables si bien las dos aleaciones LF muestran valores alrededor de un 15% inferiores a los obtenidos con las aleaciones SQ. Excepto a 300°C, temperatura en la cual las cuatro aleaciones presentan una tenacidad muy similar.

La tenacidad obtenida a temperatura ambiente tras el tratamiento térmico está en torno a 13-15 MPa√m. Este valor está en el límite inferior del rango de valores obtenido en otras aleaciones reforzadas con un volumen similar de partículas cerámicas [10-13] y es algo superior al obtenido en otras aleaciones hipereutécticas de Al/Si [14].

La tenacidad de los composites de matriz metálica es inversamente proporcional a la fracción volumétrica de

refuerzos cerámicos que contienen [6, 11-12]. El efecto del tamaño de partículas y por lo tanto de la distancia entre partículas, no es tan claro. En algunos trabajos se afirma que no afectan a la tenacidad [10]. En otros se asegura que el efecto es importante [12], incluso superior al ejercido al aumentar la fracción volumétrica [7]. En general parece claro que un aumento del tamaño de partícula mejora la tenacidad del composite siempre que la fracción volumétrica se mantenga constante.

Este hecho explica los resultados obtenidos en las aleaciones hipereutécticas analizadas, en las cuales el aumento de la fracción volumétrica de silicio no afecta la tenacidad de los composites. Hemos de considerar que el tamaño de partícula aumenta claramente en las aleaciones con contenidos en silicio más elevados. Por lo tanto, el aumento de fracción volumétrica de silicio se ve compensado con una igual o incluso superior distancia entre partículas y los valores de tenacidad, por lo tanto, se mantienen prácticamente inalterados.

En la tabla 3 también se presenta el porcentaje de silicio en las superficies de fractura calculado tras el análisis metalográfico de los perfiles de fractura. Este porcentaje es entre 2 y 3 veces superior al medido en el interior de los materiales. En las aleaciones LF, este valor es mayor que en las aleaciones SQ. Esto se debe al tamaño más grosero del silicio eutéctico en las primeras. La probabilidad de fractura del eutéctico más grosero es muy superior y las grietas pueden propagarse más fácilmente por el mismo. El análisis de los perfiles de fractura de las aleaciones LF pone también de manifiesto que la propagación de la grieta se produce, de forma preferente, a través de las fases intermetálicas. El alto porcentaje de fases intermetálicas (mayormente $CuAl_2$), su tamaño y el carácter frágil de las mismas facilita su fractura. En las aleaciones SQ este efecto no es tan marcado por su menor contenido de aleantes y por el menor tamaño de las fases intermetálicas presentes.

Por lo tanto, una de las razones que explican la relativamente baja tenacidad de estas aleaciones es la reducida colaboración de la matriz dúctil en la fractura; especialmente en las aleaciones LF. Este mismo efecto ha sido observado en otras aleaciones hipereutécticas de Al/Si con alto contenido de aleantes [14].

El efecto del tratamiento térmico es múltiple. Se consiguen relajar tensiones y endurecer la matriz de manera considerable pero también esferoidizar el silicio eutéctico y las fases intermetálicas. Esto dificultaría la fractura de las mismos y aumentaría la tenacidad. En las aleaciones SQ estudiadas, este aumento se cifra en torno al 40-50% a temperatura ambiente.

Las cuatro aleaciones ensayadas muestran superficies de fractura muy similares. El análisis fractográfico muestra un gran número de facetas de silicio rodeadas de cavidades dúctiles de aluminio. Las facetas de las partículas primarias de silicio son más evidentes en la aleación SQ22 por su mayor tamaño (figura 6). La temperatura de ensayo no afecta de manera apreciable el aspecto general de la fractura de estas aleaciones.

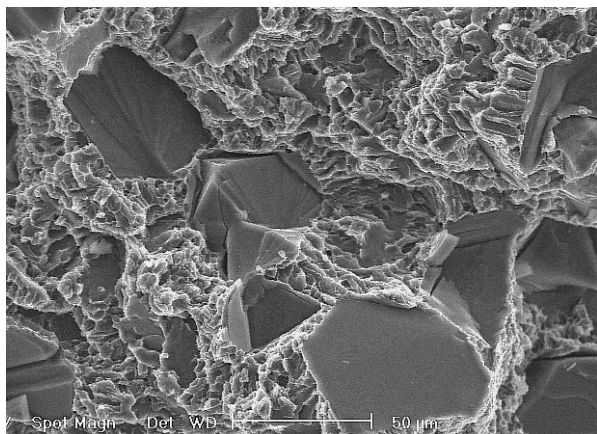


Fig. 6. Superficie de fractura de una probeta de flexión a tres puntos ensayada a temperatura ambiente. Aleación SQ22.

4. CONCLUSIONES

-Los procesos industriales lost foam y squeeze casting se muestran adecuados para el conformado de aleaciones hipereutécticas de Al/Si.

-Las microestructuras y propiedades mecánicas obtenidas en este trabajo demuestran que estas aleaciones son apropiadas para ciertas aplicaciones; siempre que las exigencias de ductilidad sean reducidas.

-Las partículas de silicio se fracturan extensivamente a deformaciones muy bajas. La coalescencia de las grietas se produce, preferentemente, a través de las fases intermetálicas frágiles y del silicio eutéctico.

-El tratamiento térmico empleado (T6), mejora las propiedades mecánicas de forma muy importante, alcanzándose para la aleación SQ17-T6 un límite elástico de 307Mpa y una tenacidad de 15.6 MPa√m a temperatura ambiente.

-La resistencia a la tracción y la tenacidad de estas aleaciones se reduce muy poco a 200°C, pero a 300°C el descenso es importante.

5. AGRADECIMIENTOS

El presente trabajo forma parte de un proyecto de investigación realizado dentro del programa

BRITE/EURAM, proyecto: BE96 3652, contrato: BR PR CT96 0284. Ha sido también financiado por el CICYT a través de la beca: MAT97-1672-CE. Los socios del proyecto han sido los siguientes: Isrim (It.), CR-Fiat (It.), Stampal (It.), Pechiney (Fr.), Fagor Ederlan (Esp.), Bosch (Fr.), University of Sheffield (UK), Riso (Din.), Hydro (Nor.), Honeywell (Ale.).

6. REFERENCIAS

- [1] Davidson, D.L. "The effect of particulate SiC on fatigue crack growth in a cast-extruded aluminum alloy composite", *Metall. Trans. A*, **22A**, 97-112 (1991).
- [2] Ghomashi, M.R. and Strafford, K.N. "Factors influencing the production of high integrity aluminium/silicon alloy components by die and squeeze casting processes", *J. of Mater. Process. Tech.* **38**, 303-326 (1993).
- [3] Chadwick, G.A. and Yue, T.M. "Principles and applications of squeeze casting", *Met and Mater.* **5**, 6-12 (1989).
- [4] CEIT, Informe final BRITE/EURAM, (Septiembre 2000).
- [5] Karnezis, P.A., Durrant, G. y Cantor, B. "Microstructure and tensile properties of squeeze cast SiC particulate reinforced Al-7Si alloy", *Mater. Sci. and Tech.* **14**, 97-107 (1998).
- [6] Haque, M.M. and Maleque, M.A. "Effect of process variables on structure and properties of aluminium-silicon piston alloy", *Mater. Process. Tech.* **77**, 122-128 (1998).
- [7] Dan Zhao and Floyd R. Tuler "Effect of particle size on fracture toughness in metal matrix composites", *Eng Fract. Mech.* **47**, 303-308 (1994).
- [8] Llorca, J. and Poza, P. "Fracture toughness of Al/SiC composites in the temperature range -136°C to 190°C", *Scrip. Metall. et Mater.* **29**, 261-266 (1993).
- [9] Llorca, J. and Poza, P. "Influence of matrix strength on reinforcement fracture and ductility in Al-Al₂O₃", *Mater. Sci. and Eng.* **A185**, 25-37 (1994).
- [10] Roebuck, B. and Lord, J.D. "Plane strain fracture toughness test procedures for particulate metal matrix composites", *Mater. Sci. and Eng.* **6**, 1199-1209 (1990).
- [11] Flom, Y. and Arsenault, J. "Effect of particle size on fracture toughness of SiC/Al composite material", *Acta Metall.* **37**, 2413-2423 (1990).

- [12]Doel, T.J.A. and Bowen, P. "Effect of particle size and matrix aging condition on toughness of particle reinforced aluminium based metal matrix composites", Mater. Sci. and Tech. **12**, 586-594 (1996).
- [13]Stephens, J.J., Lucas, J.P. and Hosking, F.M. "Cast Al-7 Si composites: effect of particle type and size on mechanical properties", Scrip. Metall. **22**, 1307-1312 (1988).
- [14]Valer Goñi, J., Rodriguez-Ibabe, J.M. and Urcola, J.J. "Strength and toughness of semi-solid processed hypereutectic Al/Si alloys" Scrip. Mater. **34**, 483-489 (1996).