

**INFLUENCIA DE LA REACTIVIDAD INTERFACIAL EN EL COMPORTAMIENTO
A ROTURA DE MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE Al/SiCp
SOLDADOS POR ARCO**

A. Ureña, J.M. Gómez de Salazar, L. Gil y M.D. Escalera

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica. Facultad de Ciencias
Químicas. Universidad Complutense de Madrid. 28040 Madrid.

Resumen: En el presente trabajo, se analiza la influencia que la reacción interfacial entre la matriz y el refuerzo tiene sobre el comportamiento a fractura de una aleación AA2014 reforzada con partículas de SiC, cuando dicho material es soldado con arco (TIG). Para ello, se realizaron ensayos de soldadura TIG sobre chapas de 4 mm espesor de AA2014/SiC/Xp (siendo X: 6, 13 y 20 % en volumen), que una vez mecanizadas con el cordón de soldadura en posición transversal fueron ensayadas a tracción. En todos los casos, la rotura se localizó en la soldadura con valores de resistencia inferiores al 50 % de la resistencia de los materiales base. Se procedió a analizar la fractura de los cordones ensayados comparando los resultados con las observaciones realizadas en los materiales base en estado de recepción. En ambos casos, se observó tanto las superficies de fractura (MEB) como el corte transversal a ésta, debidamente preparado (MO y MEB). A partir de dichas observaciones se dedujo que la soldadura incrementa el porcentaje de fractura interfacial en la zona del baño fundido debido al debilitamiento de la intercara matriz-refuerzo por formación de Al_4C_3 , reduciéndose el número de partículas rotas. Así mismo, se aprecia una fragilización de la matriz por el incremento en está de fases intermetálicas enriquecidas en Si (Al-Cu-Si y Al-Fe-Si)

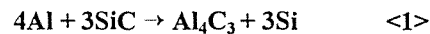
Abstract: This paper describes the influence that the interfacial reaction between the matrix and reinforcement has on the fracture behaviour of an aluminium alloy (2014) reinforced with SiC particles, when it is arc welded. TIG arc welding tests were carried out on 4 mm thick sheets of AA2014/SiC/Xp (where X is 6, 13 and 20 vol. %, respectively), which were machined with the welding pool in transversal position and tensile tested. In all specimens tested, the failure was located in the weld metal with tensile strength lower than 50 % of the parent material ones. Fracture of the tested welds were studied and compared with those of the parent composites. Both surface studies of the fracture (SEM) and transversal preparations of them (LM and SEM) were observed. From these studies, it was deduced that the proportion of interfacial failure increases in the weld material, because the formation of Al_4C_3 which reduce the strength of the matrix-reinforcement interface, limiting the number of cracked particles. Also a embrittlement of the matrix alloy was observed because the increment of Si-rich intermetallic compounds in it (Al-Cu-Si y Al-Fe-Si).

1. INTRODUCCIÓN

En los materiales compuestos de matriz metálica, el aumento de resistencia que origina el componente que actúa como refuerzo está fuertemente influenciado por la resistencia de la unión entre la matriz y el propio refuerzo. La existencia de reacciones químicas interfaciales pueden originar una unión resistente entre ambos componentes, pero también generar productos de reacción frágiles que degraden el comportamiento mecánico del material compuesto. Cuando esto ocurre, la fractura suele iniciarse al nuclear las grietas en el producto de reacción o en la intercara producto-matriz [1-2].

Un ejemplo de este comportamiento es lo que ocurre en las aleaciones de aluminio reforzadas con carburo de silicio, cuando éste último entra en contacto con la matriz fundida durante su procesado en fase líquida

(fabricación o soldadura) [3]. En estas condiciones, el SiC reacciona con el Al para formar Al_4C_3 y Si según la reacción <1>:



Esta reacción tiene varios efectos indeseables sobre las propiedades del material compuesto: i) el producto de reacción interfacial degrada las propiedades físicas y mecánicas de refuerzo; ii) ya que el producto de reacción Al_4C_3 es inestable en agua, el material compuesto puede sufrir corrosión en ambientes húmedos [4]; el silicio formado puede originar la formación del eutéctico Al-Si en las intercara matriz/refuerzo y en los límites de grano de la matriz, reduciendo aún más las propiedades del material compuesto resultante.

Existe un especial interés en evaluar la influencia de la reacción interfacial que tiene lugar en los sistemas

reforzados Al/SiC sobre el comportamiento a fractura de dichos materiales y, en especial, cuando las reacciones interfaciales ocurren durante su soldadura. Aunque se han realizado muchos estudios sobre mecanismos de fractura en materiales compuestos de matriz de aluminio reforzados de forma discontinua, tanto con whiskers [5] como con partículas [6,7] de SiC; las investigaciones sobre el efecto de la reacción interfacial en las propiedades de estos materiales compuestos y la influencia de las transformaciones que tiene lugar durante su soldadura por fusión, son muy limitadas. El presente trabajo se estudia la reacción interfacial entre materiales compuestos Al/SiCp producida al soldarlos por TIG y su influencia en el comportamiento a fractura.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Materiales base

Los materiales compuestos estudiados en el presente trabajo estaban constituidos por una aleación de Al-Cu-Mg con denominación AA2014 reforzada con partículas de SiC en tres diferentes proporciones: 6, 13 y 20 % en volumen. La composición nominal de la matriz se recoge en la tabla 1. Los materiales fueron suministrado en forma de chapones extruidos de 20 mm de espesor, sin tratamiento térmico posterior al conformado (condición *as-extruded*).

Tabla 1. Composición de la matriz 2014 (% peso).

Cu	Mg	Si	Zn	Mn
3.8-4.9	1,2-1,8	<0,2	<0,25	0,3-0,9
Fe	Cr	Ti	Zr	Al
< 0,30	< 0,10	< 0,15	< 0,05	bal.

Previamente a su ensayo de soldadura, los materiales base fueron caracterizados desde un punto de vista microestructural y mecánico, analizándose también la influencia de la presencia de las partículas de SiC y su proporción, en la cinética de envejecimiento de la aleación matriz. Los resultados obtenidos de dichas investigaciones previas ya ha sido publicadas por los presentes autores [8].

En el presente trabajo se procedió a analizar los mecanismos de fractura que participaban en dichos materiales. Los materiales compuestos de partida fueron ensayados a tracción en una máquina universal y posteriormente se realizó un estudio tanto de las superficies de fractura con microscopía electrónica de barrido, como de las superficies transversales a dicha superficie de fractura para comprobar mejor la propagación de las grietas durante el fallo del material. En este último caso las secciones transversales eran, embutidas en una resina de poliéster para preservar el

las zonas de fallo y posteriormente preparadas metalográficamente de forma convencional para su observación tanto con microscopía óptica (MO) como de barrido.

2.2. Materiales compuestos soldados

Se prepararon chapas de 4 mm de espesor de cada tipo de material compuesto sobre las que fueron descargados un arco eléctrico, en cada cara, empleando para ello un equipo de soldadura TIG Aristo-250 en atmósfera de argón puro. Con las condiciones de soldadura empleadas (Tabla 2), se lograba penetración total del baño fundido a través de la chapa base.

Tabla 2. Condiciones de soldadura TIG en los materiales compuestos AA2014/SiC/Xp.

% refuerzo	Io (A)	I (A)	V (V)
6	30	37	15,0
6	55	56	14,0
13	50	60	14,5
13	50	57	15,8
20	40	50	16,5
20	150	155	16,4

A partir de las chapas soldadas se mecanizaron probetas de tracción con el cordón de soldadura centrado y transversal a la dirección de aplicación de la carga. En todos los materiales ensayados, el fallo se produjo a través del baño fundido, por lo que se procedió al estudio tanto de las superficies de fractura (SEM) como de las observación microscópica de los cortes transversales a éstas. En este caso, la preparación metalográfica de los materiales ensayados se realizó empleando etilenglicol como lubricante de las diferentes etapas de desbaste y pulido para evitar la degradación de los productos de reacción interfacial (Al₄C₃) por reacción con el agua.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

3.1. Comportamiento a rotura de los materiales base.

La figura 1 muestra la microestructura de partida de los tres materiales ensayados. La distribución de las partículas de SiC en la matriz parece razonablemente homogénea, aunque se aprecia una tendencia a alinearse en la dirección de laminado. Este efecto es mas evidente en el material menos reforzado (6 %) donde se llega a apreciar una textura bandeada. El tamaño de las partículas es, en los tres materiales, muy similar con valores medios comprendidos entre 10 y 15 µm, aunque hay partículas con tamaños superiores e inferiores a dichos valores medios.

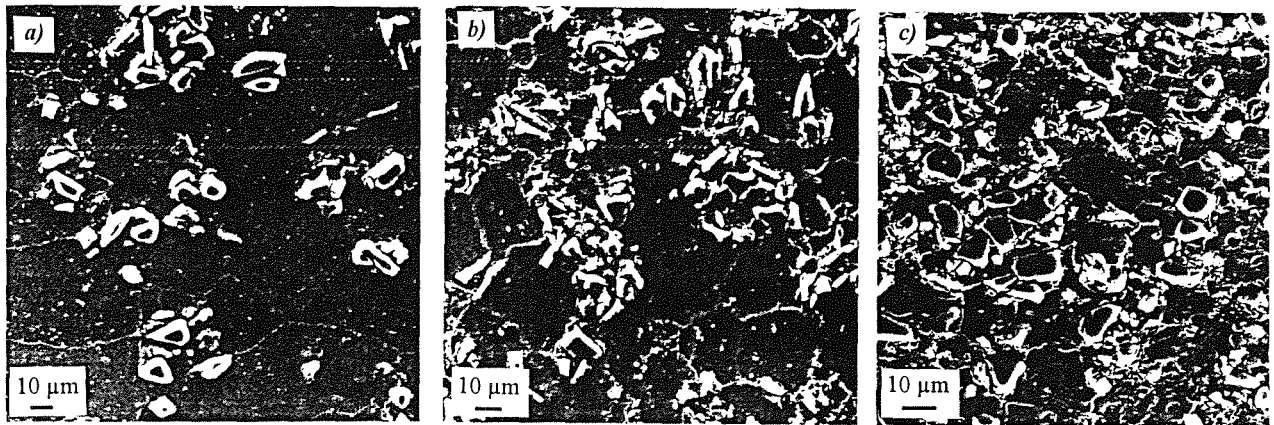
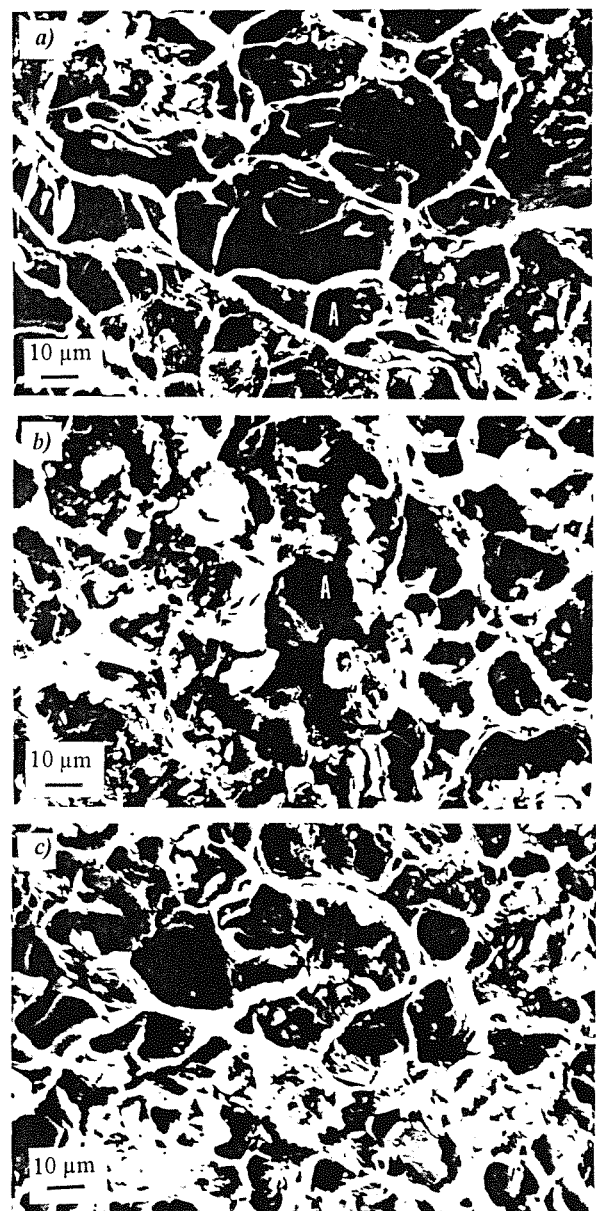


Fig. 1. Micrografías de las secciones transversales de la aleación 2014 reforzada: a) 6 %, b) 13% y c) 20 % de SiCp

La rotura a tracción de los materiales compuestos en estado de recepción presenta las típicas superficies de fractura de una aleación de aluminio no madurada reforzada con partículas de cerámicas de tamaño medio ligeramente superior $10\ \mu\text{m}$ (fig. 2). Se observa la participación de dos mecanismos de rotura diferentes que participan de forma conjunta. Por un lado existe un importante número de partículas rotas en el interior de grandes huecos formados por la deformación plástica de la matriz que las rodea (A). Dichas partículas se corresponden con las de mayor tamaño ($> 10\ \mu\text{m}$) y suelen romper bajo la acción de tensiones bajas, al presentar mayor número de defectos que las de menor tamaño. Al aumentar la tensión, las grietas crecen y se propagan, a través de la matriz a partículas adyacentes

En las fractografías de la figura 2 también se aprecian otras zonas donde las grietas han nucleado en la propia interfase matriz-partícula o en la matriz adyacente al refuerzo de SiC, propagándose por la matriz que rodea a las partículas lo que produce una desunión interfacial (pull-out). Este mecanismo está, por el contrario más favorecido en las partículas de menor tamaño ($< 10\ \mu\text{m}$), observándose adheridas a la superficie de muchas de ellas, una fina capa de matriz de aluminio con los detalles típicos de haber sufrido una importante deformación plástica (fig. 3). Este detalle prueba la excelente unión de la intercara SiC/matriz.

La participación conjunta de ambos mecanismos origina superficies de fractura con grandes huecos nucleados al rededor de las partículas de refuerzo, formado bien por fractura de éstas o bien por desunión interfacial; interconectados por puentes de la aleación matriz altamente deformada, donde es visible un gran número de microporos que coalescen a partir de las inclusiones y precipitados que posee la matriz. El microanálisis EDS de estos agregados ha permitido comprobar que se trata fundamentalmente de los precipitados de equilibrio de Al_2Cu que posee la aleación AA2014.



a) 6 %, b) 13 %, c) 20 %

Fig. 2. Superficies de fractura de la aleación 2014 reforzada con partículas de SiC

En el caso del material menos reforzado (fig. 2a), la proporción de zonas de fallo por coalescencia de microporos es mucho mayor, aunque también se aprecian un mayor número de zonas de acumulación local de partículas que presenta mucho menor grado de deformación plástica

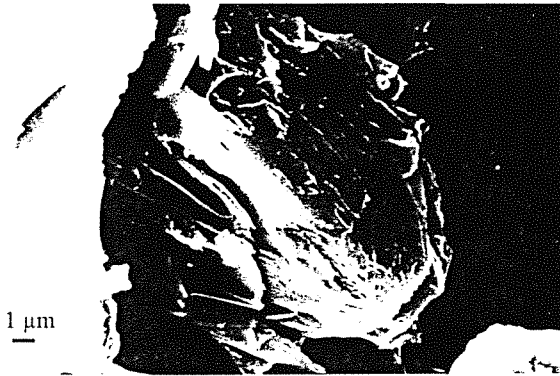


Fig. 3. Detalle de la fractura en la interfase partícula-matriz.

La interacción del camino que sigue la fractura con las partículas puede examinarse mejor sobre secciones pulidas metalográficamente y tomadas transversalmente a la superficie de fractura. En la figura 4 se muestran ejemplos de estas secciones para cada material compuesto en estado de recepción. Dichas secciones confirman la presencia de partículas fracturada. Además se aprecia que no existe una especial tendencia en la grieta a propagarse a través de las partículas, excepto cuando interfiere con zona de agrupamiento local de partículas (clusters), que son mas numerosos en el material menos reforzado.

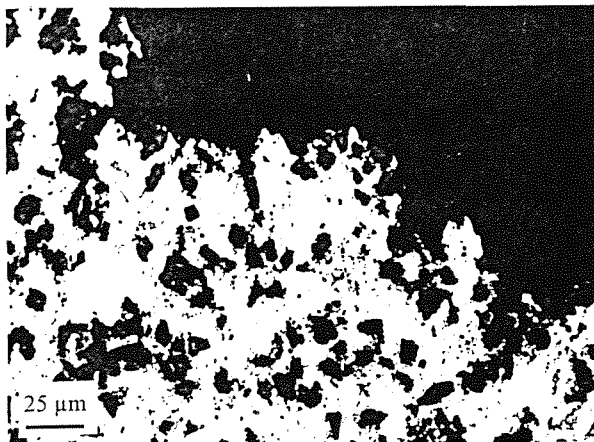


Fig. 4. Corte transversal de la rotura de un material compuesto base (AA21014/SiC/20p).

Asimismo, ha podido observarse que la mayoría de las partículas que están próximas a la grieta han fallado antes por rotura que por fractura interfacial. Los grandes poros observados en la fractografía se han formado a partir de las partículas dañadas, aunque las numerosas inclusiones detectadas también podrían iniciar la nucleación de los huecos mas pequeños. En

algunas zonas, pero siempre próximas a la zona de fallo, se ha detectado la nucleación de poros en la zona matriz próxima a la intercara SiC/Al, responsables del mecanismo de "pull-out" (Fig. 5); aunque también se aprecia la contribución de algunas de las grandes partículas de Al_2Cu formadas en la propia intercara que favorecerían dicho mecanismo pero con menor grado de deformación plástica (fig. 6).



Fig. 5. Detalle de la nucleación de un poro en la interfase partícula-matriz

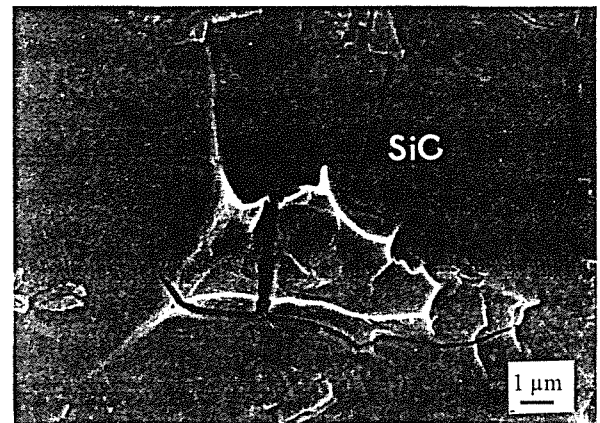


Fig. 6. Fractura frágil de un precipitado de Al_2Cu en la intercara SiC/Al.

3.2. Comportamiento a fractura de los materiales soldados.

Una vez ensayados a tracción las probetas de materiales compuestos soldadas, se comprobó que en todos los casos el fallo se localizó a través del cordón de soldadura, registrándose valores de resistencia media inferior al 50 % de la del material de partida. El estudio de las superficies de fractura resultantes muestra que son fundamentalmente dos los factores responsables de dicha pérdida de resistencia mecánica: i) el aumento de la proporción de fases intermetálicas ricas en silicio que precipitan en la matriz; y ii) la formación de productos de reacción (Al_4C_3 en las intercara matriz/SiCp), a costa de la disolución parcial de las partículas de refuerzo. No obstante, la contribución de ambos fenómenos está influenciada

tanto por la proporción de refuerzo como, fundamentalmente, por el aporte energético del arco.

Otro factor que también influye fuertemente en el comportamiento de los cordones de soldadura es la aparición de porosidad interdendrítica en el baño, defecto que es más acusado en los materiales con mayor grado de refuerzo (20 %). Esto se debe a que las partículas cerámicas suelen acumularse en la última porción de baño en solidificar y presentan una reducida mojabilidad por parte del aluminio fundido. Tal y como puede apreciarse en la fractografía de la figura 7, existen huecos rodeados por los brazos de las dendritas primarias formadas en la solidificación de la matriz. Las superficies de dichas dendritas son lisas lo que muestra su crecimiento libre en el hueco.

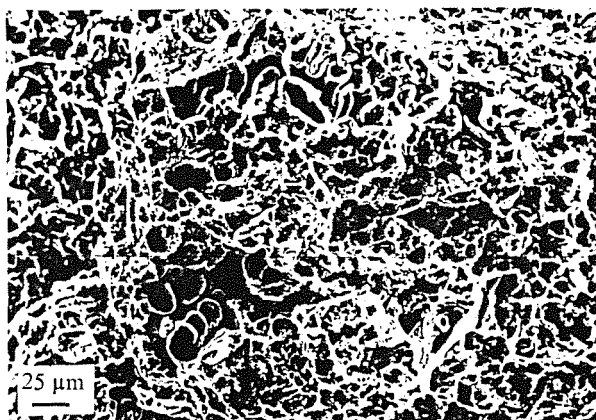


Fig. 7. Fractografía del material AA2014/SiCp soldado. Poros interdendríticos.

La observación de las secciones pulidas transversales a la progresión de la grieta demuestran que dicha porosidad interdendrítica favorece la nucleación de las grietas en el interior del baño fundido que luego progresan a través de la matriz. En este caso interconectando partículas.

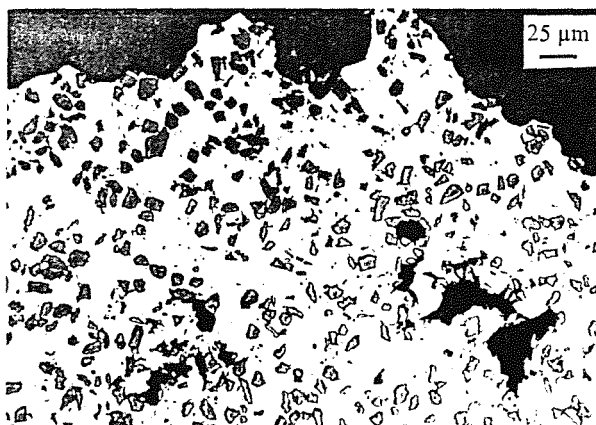


Fig. 8. Sección transversal de la rotura en un cordón de soldadura. Nucleación de las grietas a partir de la porosidad interdendrítica.

La principal diferencia observada con respecto a la fractura de los materiales compuestos base es la menor

participación del mecanismo de rotura de las partículas, apreciándose numerosas partículas con tamaños superiores a 10 μm donde la grieta a progresado por la intercara refuerzo/matriz sin dañarla (fig. 9). Se detectan, por tanto, numerosas zonas de pull-out, aunque, al contrario que los observado en el material base, las superficies de las partículas están completamente lisas lo que demuestra que la rotura interfacial es en este caso frágil. Al rededor de dichas superficies se alinean una serie de productos que han sido identificados como Al_4C_3 , responsables de la degradación del material.



Fig. 9. Detalle de la superficie de fractura de un cordón en material compuesto. Rotura interfacial.

Un estudio a mayores aumentos (fig. 10) de la progresión de la grieta en las proximidades de la superficie de fractura demuestra que progresa a través de la interfase partícula-matriz por la zona de reacción interfacial.

Aunque el fallo de la matriz sigue siendo fundamentalmente dúctil cuando la potencia de soldadura no es muy elevada (< 1000 W), se aprecia que los microporos nucleados poseen un mayor tamaño que los formados en el material base, por el engrosamiento de los precipitados de equilibrio (fundamentalmente Al_2Cu) y la formación de otros agregados eutécticos ($Al-Cu-Si$, $Al-Cu-Fe$ y Si).



Fig. 10. Progresión de la grieta a través de la interfase generada por reacción entre el SiC y la matriz de aluminio.

El aumento de la potencia de soldadura (≈ 2500 W) puede llevar a originar zonas de casi total disolución-reacción de las partículas acompañadas de un enriquecimiento muy elevado en Si de la matriz, lo que produce la degradación completa del material. En este caso la fractura es fundamentalmente frágil y el grado de porosidad interdendrítica muy elevado.

4. CONCLUSIONES

- 1) La soldadura por fusión (TIG) de materiales compuestos de matriz de aluminio reforzados con partículas de SiC origina una degradación del material que no es recuperable mediante tratamientos térmicos postsoldadura.
- 2) Las condiciones de soldadura empleadas (potencias de arco superiores a 900 W) favorecen la reacción interfacial entre el SiC y el aluminio con formación de Al_4C_3 , principal responsable de la degradación del material
- 3) En los materiales de partida, los mecanismos de fallo a tracción son fundamentalmente dos: rotura de partículas de tamaños superiores a 10 μm y fallo interfacial a través de la matriz próxima a las partículas de SiC con tamaños inferiores a 10 μm .
- 4) La rotura en materiales compuestos soldados se produce fundamentalmente por desunión interfacial a través de los productos de reacción formados (agregados de Al_4C_3). Aunque la rotura de la matriz sigue siendo dúctil se aprecia cierta fragilización por el enriquecimiento por la presencia de agregados eutécticos ricos en Si.
- 5) La soldadura TIG de los materiales compuestos estudiados tiene un problema añadido de porosidad en el baño. Dicha porosidad es interdendrítica y está más favorecida en los materiales con mayor grado de refuerzo.

5. REFERENCIAS

- [1] Shin D.S., Lee J.C., Yoon E.P. y Lee H.I. "Effect of the processing methods on formation of Al_4C_3 in SiCp/2024 Al composites". *Mater. Res. Bull.* 32, 1155-1163 (1997).
- [2] Loretto M.H. y Konitzer D.G. "The effect of matrix reinforcement reaction on fracture in Ti-6Al-4V based composites". *Metall. Trans. A.* 21^a 1579-1587 (1990).
- [3] Viala J.C., Bosslet F., Laurent V. y Lepetitcorps Y. "Mechanism and kinetics of the chemical interaction between liquid aluminium and silicon-carbide single crystals". *J. Mater. Sci.* 28, 5301-5312 (1993).
- [4] Park J.K. y Lucas J.P. "Moisture effect on SiCp/6061 Al MMC: dissolution of interfacial Al_4C_3 ". *Script. Mat.* 37, 511-515 (1997).
- [5] Henriksen B.R. y Johnsen T.E. "Influence of microstructure of fibre/matrix interface on mechanical properties of Al/SiC composites". *Mat. Sci. Tech.* 6, 857-861 (1990).
- [6] Downes T.J., Prangnell, P.B. y King J.E. "Mechanisms of fracture in discontinuous metal matrix composites" *Congr. Int. ICCM/9* (Ed. A. Miravete) Madrid, 12-16 Julio 1993. Vol. 1, 665-672 (1993).
- [7] Llorca J. y Poza P. Fracture toughness of Al/SiC composites in the temperature range -136 °C to 190 °C". *Script. Metal. Mat.* 29, 261-266 (1993).
- [8] Escalera M.D., Ureña A. y Gómez de Salazar J.M. "Caracterización de aleaciones de aluminio (AA2014) reforzadas con partículas de SiC". *Bol. Soc. Esp de Cerámica y Vidrio.* 36, 328-331 (1997).

Agradecimientos: Los autores desean agradecer a la CICYT el apoyo económico prestado para la realización del presente trabajo (Proyecto MAT97/0719).