

# RESISTENCIA Y FLUJO PLÁSTICO DEL MATERIAL COMPUESTO 2124/SiC/17p.

A. Forn, E. Martín

Centro de Diseño de Aleaciones Ligeras y Tratamientos de Superficie (CDAL).

Universitat Politècnica de Catalunya (UPC).

Escuela Politécnica Superior de Vilanova i la Geltrú.

Avda. Víctor Balaguer s/n. 08800 Vilanova i la Geltrú.

**Resumen.** Se examina el comportamiento plástico de la aleación de aluminio 2124 reforzada con un 17% de partículas de SiC, con distintos tratamientos térmicos, y se compara con la aleación monolítica. Se han realizado ensayos de tracción para los diferentes estados metalúrgicos y se han analizado las gráficas correspondientes para determinar el endurecimiento plástico de este material. Se observa una dependencia no lineal del exponente de endurecimiento con la deformación, habiéndose detectado dos regiones diferenciadas, una para deformaciones pequeñas y otra para deformaciones mayores. Se analizan igualmente las superficies de fractura y se describen algunos mecanismos de daño observados.

**Abstract.** The plastic behaviour of a 2124 aluminium alloy reinforced with 17% of particles of SiC, with different heat treatments, was examined and compared with the monolithic alloy. They have been carried out traction test in different metallurgical conditions and the corresponding graphs have been analysed in order to determine the plastic hardening of this material. Not line dependence is observed of the hardening exponent with the deformation, there being detected two differentiated regions, one for small strains and another for higher deformations. They are also analysed the fracture surfaces and some observed mechanisms of damage are described.

## 1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos base aluminio presentan una serie de importantes ventajas, en comparación a sus respectivas aleaciones no reforzadas, como son el incremento del límite elástico y del módulo de Young así como una mayor resistencia al desgaste. Este aumento de la resistencia mecánica va generalmente acompañado de un detrimento de las propiedades relacionadas con la tolerancia al daño (ductilidad, tenacidad a fractura y fatiga). La mejora de estas últimas propiedades pasa por el estudio y comprensión de los mecanismos de deformación y de daño en estos materiales y su relación con la microestructura. Esta dependencia se estudia mediante modelos micromecánicos más o menos complejos que necesitan del desarrollo de ecuaciones constitutivas que permitan modelizar la evolución del endurecimiento y/o ablandamiento de estos materiales.

Numerosos han sido los estudios realizados hasta el momento en estas líneas [1-13]. Conclusiones comunes a todos ellos han sido que el inicio del daño puede sobrevenir mediante mecanismos que pueden coexistir como son la rotura de las partículas del refuerzo, la decohesión de la intercara matriz-refuerzo y la fractura de la matriz. Otras conclusiones generales de los estudios anteriores son que la deformación de estos materiales sigue una ley de potencias, siendo la de Ramberg-Osgood la más aplicada en el modelado, y la de Ludwik-Hollomon la utilizada para describir en primera instancia el flujo plástico y la capacidad de endurecimiento por deformación de los materiales.

En el presente trabajo se analizan los mecanismos de daño en el material compuesto A2124/SiC/17p (2124 MMC) a través de ensayos de tracción monotónica, para distintos estados metalúrgicos, y se comparan con los obtenidos para la aleación 2124 no reforzada. En un trabajo previo [1] se han presentado los resultados obtenidos para estos materiales en estado T4 y a diferentes temperaturas.

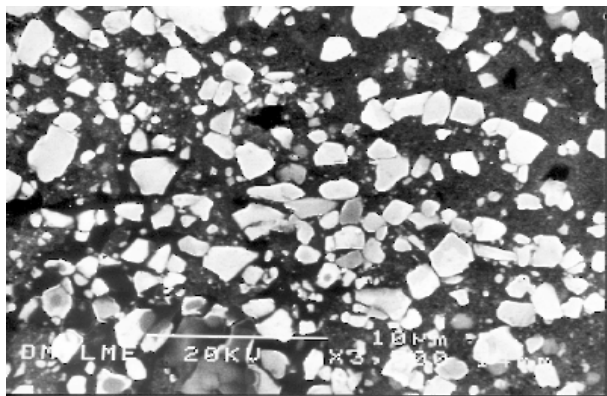
## 2. MATERIALES Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

La aleación 2124 reforzada con un 17% en volumen de partículas discontinuas de SiC (2124 MMC), y su respectiva matriz, fueron obtenidas mediante procesos de aleación mecánica, pulvimetalurgia y forja. Fueron fabricadas por Aerospace Metal Composite Limited (Farnborough, Reino Unido) y forjadas por Forges de Bologne (Paris, Francia). Su estado de recepción fue el de T4 (envejecimiento natural), estado con el que se obtiene la máxima resistencia a fatiga [7]. La microestructura del material reforzado se puede observar en la figura 1, siendo el tamaño medio de las partículas del orden de la micra, equivalente al tamaño de grano de la matriz.

Con el fin de disponer de diferentes estados metalúrgicos se procedió a realizar una puesta en solución a 491 °C seguido de temple en agua. Posteriormente se realizó un envejecimiento artificial a 191 °C durante 4 horas para el material reforzado y durante 5 horas para la aleación monolítica (estado T6). Algunas probetas fueron sometidas a una deformación del 0,5 % entre la puesta en solución y la maduración

(estado T651). También se obtuvieron probetas con un tiempo de permanencia de 6 horas en horno a 191 °C con el fin de obtener probetas sobre envejecidas (estado T7). Otro grupo de probetas fue sometido a un tratamiento de recocido total mediante residencia en horno a 491 °C durante 6 horas y posterior enfriamiento al aire (estado O).

Se realizaron ensayos de tracción según EN 10002/1 con una máquina Zwick, a una velocidad de deformación controlada de  $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , sobre probetas de sección circular de 4 mm de diámetro y cabezas roscadas, extraídas a lo largo de la dirección longitudinal del lingote forjado. Se utilizó un extensómetro en todos los casos, con una longitud de control de 20 mm. Los valores de endurecimiento (exponente de endurecimiento por deformación y flujo plástico) se determinaron según ASTM E646.



**Fig. 1.** Microestructura del material compuesto A2124/SiC/17p.

El estudio fractográfico se realizó con un microscopio electrónico de barrido JEOL.

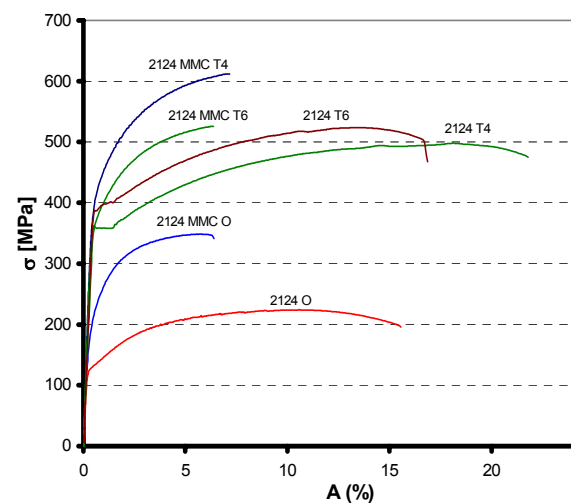
### 3. RESULTADOS EXPERIMENTALES.

Las gráficas esfuerzos-deformaciones obtenidas para los distintos materiales se muestran en la figura 2 y algunas propiedades mecánicas características se listan en la tabla 1.

Es de destacar el incremento de la resistencia del material compuesto respecto a su aleación monolítica, con variaciones de hasta el 35% del límite elástico en estado de recocido, o de un 15% en estado T4. También es de señalar como el tratamiento T6 no solo no proporciona grandes diferencias en la resistencia mecánica, sino que el material reforzado consigue el máximo de resistencia mecánica en estado T4. Resultados en este sentido también han sido expuestos por otros autores [11]. Paralelamente a este incremento de la resistencia se observa una drástica reducción de la ductilidad. Los valores del módulo de elasticidad en estado T4 van desde 75 GPa para la aleación 2124 hasta los 99 GPa del material reforzado.

**Tabla 1.** Propiedades mecánicas, para los distintos estados metalúrgicos, de la aleación 2124 y del material compuesto 2124 MMC.

Material	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\sigma_R$ (MPa)	A (%)
2124 O	127	226	18
2124 T4	358	497	22
2124 T6	388	525	19
2124 MMC O	199	343	7
2124 MMC T4	404	602	7
2124 MMC T6	365	526	6
2124 MMC T651	367	504	9
2124 MMC T7	241	378	6



**Fig. 2.** Curvas tensión-deformación de ingeniería para los distintos materiales.

El endurecimiento de los distintos materiales se analiza asumiendo un comportamiento global de Ramberg-Osgood (ecuación 1) para las deformaciones y, por tanto, de Ludwik-Hollomon (ecuación 2) para las deformaciones plásticas.

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} \Big|_{\varepsilon_{el}} + \alpha \left( \frac{\sigma_0}{E} \right) \left( \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \Big|_{\varepsilon_{plas}} \quad (1)$$

$$\sigma = K \varepsilon_{plas}^n \quad (2)$$

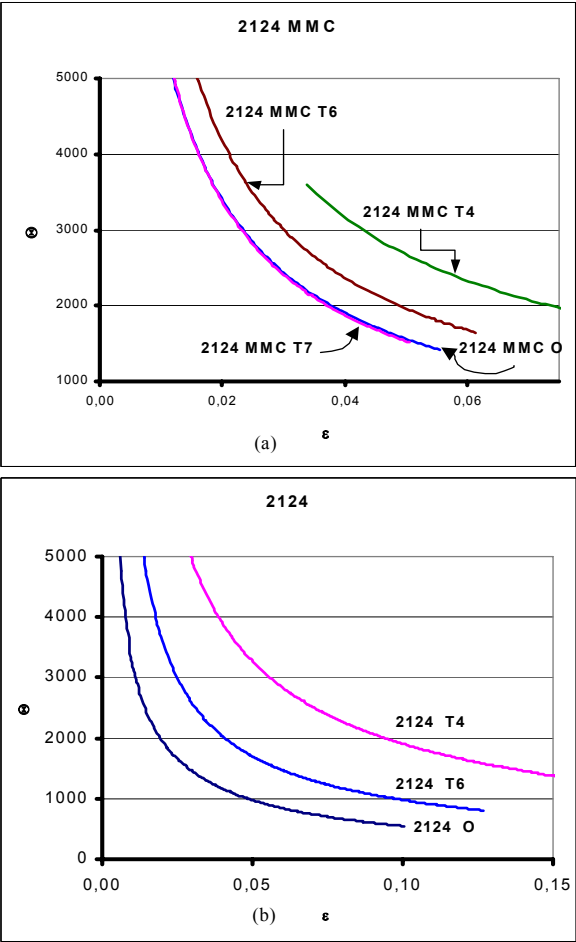
En estas ecuaciones **n** representa el exponente de endurecimiento por deformación. Las aleaciones de aluminio muestran una variación de flujo que evoluciona con las deformaciones, pudiéndose determinar dos exponentes de endurecimiento, uno para bajas deformaciones,  $n_1$ , y otro para deformaciones elevadas,  $n_2$ .

En la tabla 2 se relacionan los valores  $n$  y  $K$  de la ley de Ludwik-Hollomon para los distintos materiales, así como los correspondientes  $n_1$ ,  $K_1$  y los valores de verdadera deformación de cambio,  $\epsilon_c$ .

**Tabla 2.** Sumario de los parámetros de endurecimiento de los distintos materiales.

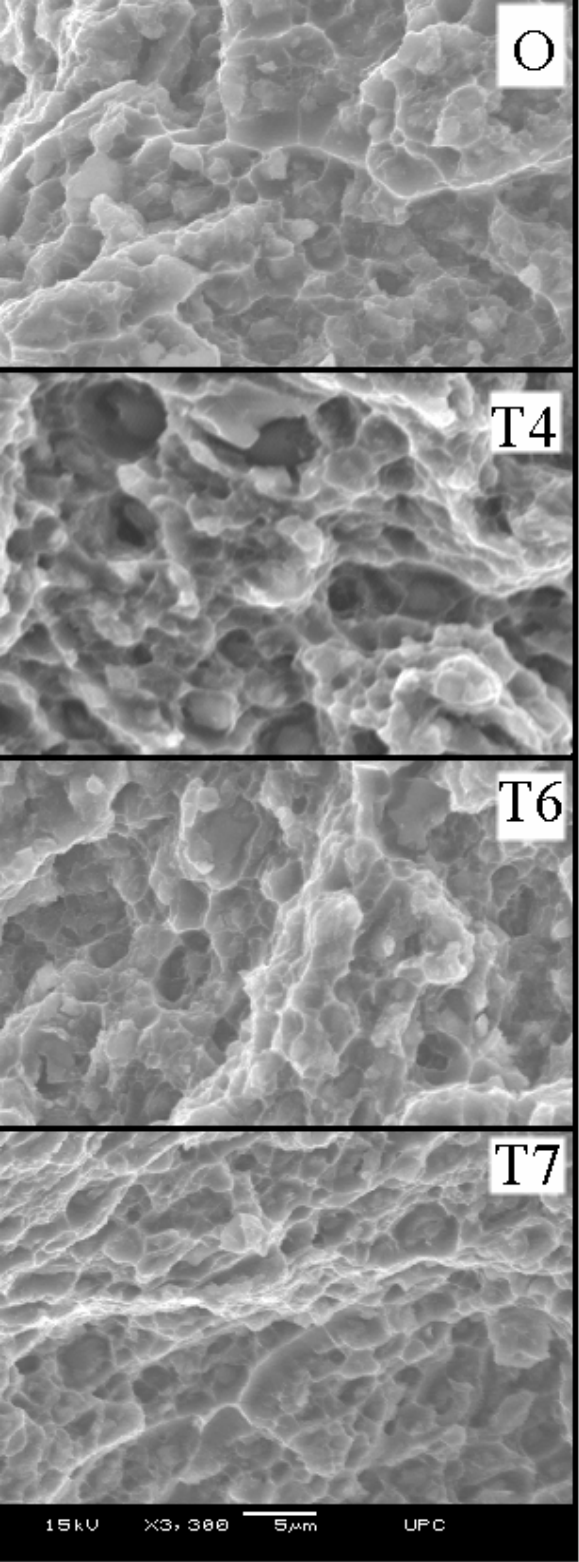
Material	$\epsilon_c$	$n$	$K$	$n_1$	$K_1$	$n_2$	$K_2$
2124 MMC O	0,022	0,22	685	0,28	951	0,14	551
2124 MMC T4	0,086	0,28	1111	0,25	1004	0,30	1140
2124 MMC T6	0,039	0,18	936	0,19	967	0,15	844
2124 MMC T651	0,027	0,16	827	0,17	869	0,13	768
2124 MMC T7	0,021	0,19	724	0,24	886	0,13	590
2124 O	0,025	0,22	422	0,22	411	0,19	392
2124 T4	0,195	0,36	937	0,26	756	0,42	978
2124 T6	0,025	0,20	894	0,16	801	0,20	898

Así mismo, el flujo plástico ( $\Theta = d\sigma / d\epsilon$ ) nos proporciona información sobre la evolución del daño con la deformación para los materiales objeto de estudio. Su representación frente a las deformaciones reales,  $\epsilon$ , muestra la evolución de la rigidez del material a medida que este se va deformando (figura 3).



**Fig. 3.** Curvas de flujo plástico para (a) 2124 MMC y (b) 2124.

Las superficies de fractura revelan un comportamiento característico del proceso de nucleación, crecimiento y coalescencia de hoyuelos, siendo los mecanismos básicos de daño los de decohesión de las partículas de refuerzo y de segundas fases endurecedoras propias de la aleación 2124.



**Fig. 4.** Superficies de fractura del material compuesto 2124MMC.

La figura 4 muestra una imagen comparativa de los diferentes estados metalúrgicos del material compuesto. Es de destacar la escasa presencia de partículas de SiC fracturadas, observándose este daño únicamente para el caso de partículas de tamaño superior a las 3  $\mu\text{m}$ , y siendo más importante en las muestras T4 y T6.

En las muestras en estado de recocido y, sobre todo en las muestras sobre envejecidas, es de remarcar la escasa presencia de partículas de refuerzo en la superficie de fractura, siendo mayoritaria la fractura dúctil de la matriz y, caso de detectarse partículas en el interior de las micro cavidades, estas son mayoritariamente compuestos de Al y Cu.

#### 4. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Los resultados obtenidos muestran como la incorporación de las partículas de SiC incrementa la resistencia mecánica de la aleación 2124, disminuyendo su plasticidad. Los tratamientos térmicos de envejecimiento efectuados mejoran en general las propiedades mecánicas del material compuesto, siendo mayor el incremento en el estado T4 que en el T6. Este fenómeno ha sido observado por otros autores en materiales con un tamaño de grano muy fino [11], y se relaciona con una relajación de tensiones producida por el deslizamiento de los bordes de grano, aún a temperatura ambiente.

Otros autores [5] justifican este comportamiento por la incapacidad de endurecimiento por deformación del material compuesto en estado T6. En los materiales compuestos reforzados con partículas discontinuas el daño se inicia, normalmente, mediante la rotura de partículas o por la nucleación de microcavidades en la matriz y su posterior crecimiento. Para aleaciones de alta resistencia (T6), que muestran una baja relación de endurecimiento, el daño es seguido por una elevada localización de la deformación, a causa de la imposibilidad de la matriz de endurecerse más, lo que las lleva a la rotura. Un material sobre envejecido o recocido tiene una matriz con una mayor capacidad de endurecimiento, con una mayor deslocalización de las deformaciones.

Esta capacidad de acomodación de daño mediante la facultad de endurecimiento se puede comprobar en estos materiales si analizamos el comportamiento en la zona de micro plasticidad de los distintos estados. Si evaluamos el incremento de tensión necesaria,  $\Delta\sigma_e$ , para incrementar la deformación desde una tensión de ingeniería del 0,05 % ( $\sigma_{0,05}$ ) hasta el límite elástico ( $\sigma_{0,2}$ ), y posteriormente el incremento  $\Delta\sigma_R$  para llegar desde este límite a la carga de rotura, podemos apreciar (tabla 3) como el endurecimiento es mayor en las primeras etapas de deformación en el material reforzado en estado T4 (119 MPa) frente a dicho material en estado T6 (99 MPa); esta capacidad de endurecimiento se mantiene también superior para deformaciones

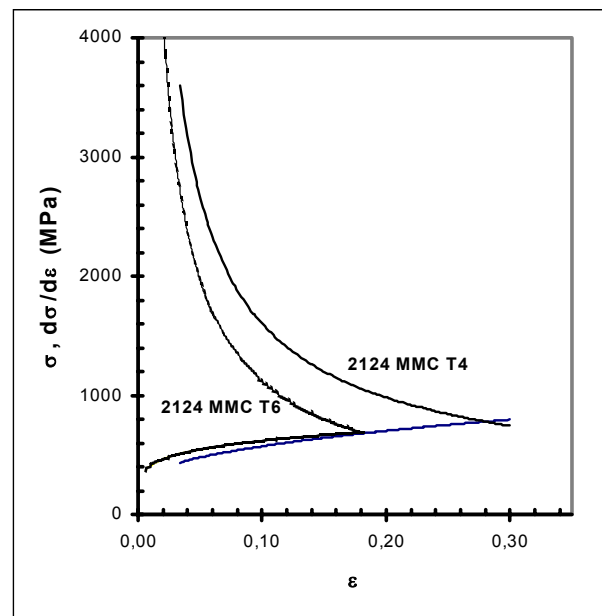
elevadas. Para la matriz no reforzada observamos como la capacidad de endurecimiento es mayor en microplasticidad en estado T6, siendo el comportamiento posterior muy similar.

**Tabla 3.** Capacidad de endurecimiento para los materiales estudiados.

Material	$\sigma_{0,05}$	$\sigma_{0,2}$	$\Delta\sigma_e$	$\sigma_R$	$\Delta\sigma_R$
2124 MMC T4	285	404	119	602	198
2124 MMC T6	266	365	99	526	161
2124 T4	185	358	173	497	139
2124 T6	196	388	192	525	137

Esta misma conducta se puede justificar analizando los valores de  $n$  mostrados en la tabla 2. Así, la disminución de la capacidad de endurecimiento a partir de un valor de deformación determinado puede atribuirse a una saturación de la matriz. Dado que el endurecimiento por deformación es el resultado de la deformación plástica, y realmente es la matriz la que sufre dichas deformaciones, es la matriz la que controla el fenómeno de endurecimiento.

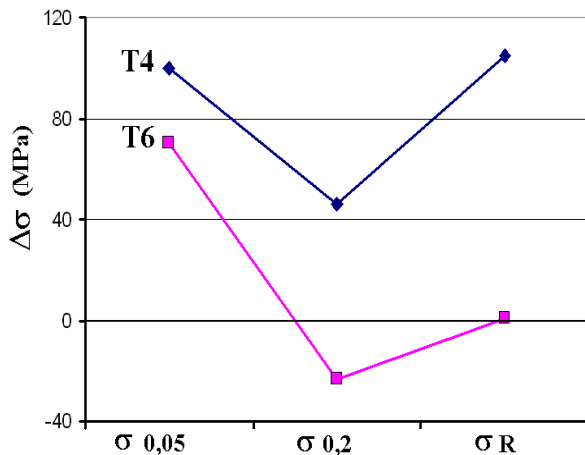
Las gráficas de flujo plástico también nos muestran una evolución del daño más rápida en el caso de los materiales T6 respecto al T4, lo que hará llegar antes a la matriz a situaciones de deformación localizada (figura 5), y que se corresponden con el criterio de Considère de máxima deformación homogénea a fractura.



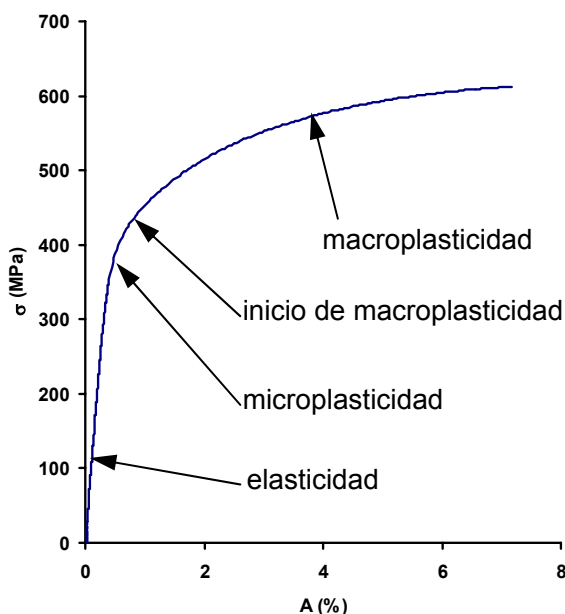
**Fig. 5.** Gráficas de deformaciones reales frente a tensiones reales y flujo plástico, en el campo plástico, para los materiales 2124 MMC T4 y 2124 MMC T6.

La figura 6 muestra el incremento de tensión del material reforzado respecto a la aleación no reforzada, para un mismo nivel de deformaciones. En esta gráfica  $\sigma_{ii}$  representa esta diferencia de tensiones ( $\sigma_{\text{reforzado}} - \sigma_{\text{matriz}}$ ) según la tabla 3. Estos valores revelan como el

endurecimiento es mayor en el primer estadio de deformación (microplasticidad), y disminuye en la zona de transición a macroplasticidad (figura 7). El incremento de la capacidad de endurecimiento en estado T4 se corresponde igualmente con los valores de  $n$  encontrados (tabla 2).



**Fig. 6.** Relación de tensiones, a diferentes niveles de deformaciones, para el material 2124 MMC y la matriz 2124, en los estados T4 y T6.



**Fig. 7.** Gráfica tensiones-deformaciones para el material 2124 MMC T4, con indicación de las diferentes regiones de deformación.

De los diferentes mecanismos de daño relacionados en la literatura no parece que el de rotura de partículas pueda aplicarse a los materiales objeto de estudio, al no detectarse este fenómeno en los mismos de una forma generalizada. Así pues, la relajación de tensiones que se produciría al fracturarse las partículas de refuerzo, y el desarrollo posterior de micro cavidades a partir de estas

partículas rotas, no se manifiesta como un mecanismo de ablandamiento en los materiales estudiados.

Otros mecanismos de daño serían la nucleación de micro cavidades en la matriz, y la decohesión matriz-refuerzo, que serían los más usuales en estos materiales. La relajación de tensiones derivadas de estos mecanismos de daño se podría indicar por el valor de deformación a partir del cual se observa una variación en el exponente de endurecimiento por deformación,  $n$ . Así, y según la tabla 2, el daño se hace evidente en deformaciones reales similares para los materiales reforzados en estado O y T7 (con valores de deformación real de 0,02). El daño para un material con envejecimiento artificial (T6) se hace evidente para niveles de deformación mayores (0,04), pero inferiores a los encontrados para el material en estado T4 (0,08). Estas variaciones en las deformaciones reales no se corresponden con variaciones equivalentes en tensiones de ingeniería, pero si normalizamos el valor de la tensión real  $\sigma_n$  en el punto del cambio de  $n$ , ( $\sigma_n/\sigma_{0,2}$ ) nos encontramos que los valores son próximos a 1,5, variando entre 1,3 para el estado T4 y 1,6 para el estado de recocido.

Los modelos micromecánicos consideran que el incremento en la resistencia de los materiales compuestos es debido al incremento de la resistencia de la matriz debido al refuerzo [4] y a los mecanismos de transferencia de carga. La resistencia del material compuesto en estado T4, con una matriz más débil que en estado T6, podría ser superior a este último dado que las partículas podrían acomodar una cantidad de deformación más elevada a su alrededor, siempre y cuando no se produzca la rotura de las mismas. Esta acomodación de daño alrededor de las partículas continuaría hasta la decohesión de las entrecaras o la rotura de la matriz

## 5. CONCLUSIONES

Se ha estudiado la influencia del tratamiento térmico en la resistencia y en la capacidad de endurecimiento por deformación de la aleación de aluminio 2124 + 17% de partículas de SiC. De este estudio se obtienen las siguientes conclusiones:

1. La adición de partículas de SiC incrementa la resistencia de la aleación 2124, disminuyendo la ductilidad.
2. El tratamiento de envejecimiento natural (T4) proporciona un incremento en la resistencia del material compuesto superior al que proporciona el tratamiento de envejecimiento artificial (T6).
3. El exponente de endurecimiento por deformación es mayor para el material compuesto en estado T4 que en el estado T6.



4. Los mecanismos mayoritarios de daño han sido los de nucleación, crecimiento y coalescencia de cavidades en la matriz y el de decohesión de la entrecara matriz-refuerzo.
5. El mecanismo de daño por fractura de partículas no es un mecanismo principal en el material reforzado.
6. Los mecanismos de daño son similares para los estados de recocido y de sobre envejecimiento.

## AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia y Tecnología la ayuda recibida a través del proyecto CICYT MAT2001-1732-C02-01/02.

## REFERENCIAS

- [1] E. Martín, A. Forn y R. Nogué, "Strain hardening behaviour and temperature effect of 2124 aluminium alloy reinforced with SiCp", *J. Mater. Proc. Tech.*, **143-134**, 1-4 (2003).
- [2] J. Segurado, C. González y J. Llorca, "El efecto de la distribución inhomogénea del refuerzo en las propiedades mecánicas de materiales compuestos", *Anales de Mecánica de la Fractura*, **20**, 355-360 (2003).
- [3] A. Forn y E. Martín, "Mecanismos de generación y propagación de grietas en materiales compuestos base aluminio", *Anales de Mecánica de la Fractura*, **19**, 229-234 (2002).
- [4] M. Tan, Q. Xin, Z. Li y B.Y. Zong, "Influence of SiC and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particulate reinforcements and heat treatments on mechanical properties and damage evolution of Al-2618 metal matrix composites", *J. Mater. Sci.*, **36**, 2045-2053 (2001)
- [5] R. Nagarajan y I. Dutta, "A novel approach for optimizing the fracture toughness of precipitation-hardenable Al-SiCp composites", *Metall. Mater. Trans. A*, **32A**, 433-436 (2001).
- [6] N. Chawla, U. Habel, Y.L. Shen, C. Andres, J.W. Jones y J.E. Allison, "The effect of matrix microstructure on the tensile and fatigue behavior of SiC particle-reinforced 2080 Al matrix composites", *Metall. Mater. Trans. A*, **31A**, 531-540 (2000).
- [7] B. Tabernig, R. Pippan, M. Bruzzi, P. McHugh, J. Foulquier, A. Rapoport, G.P. Fedrigoni, P. Powell, R. Cook, A. Forn, E. Martín, F. Fiori, y F. Rustichelli, "Modelling of In-Service Fatigue Performance of Particle Reinforced Aluminium Alloys", *Proceedings of the Fourth International Conference of the Engineering Society, Robinson College Cambridge, United Kingdom*, 93-110, (2000).
- [8] P. Poza y J. Llorca, "Mechanical behavior of Al-Li-SiC composites: Part I. Microstructure and tensile deformation", *Metall. Mater. Trans. A*, **30A**, 845-855 (1999).
- [9] C.H. Cáceres, T. Din, A.K.M.B. Rashid y J. Campbell, "Effect of aging on quality index of an Al-Cu casting alloy", *Mater. Sci. Tech.*, **15**, 711-716 (1999).
- [10] A. A. Mazen, "Effect of deformation temperature on the mechanical behavior and deformation mechanism of Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> metal matrix composites", *J. Mater. Eng. Perf.*, **8(4)**, 487-495 (1999).
- [11] C.M. Styles, I. Sinclair, K. Foster y P.J. Gregson, "Workhardening effects in SiC particle reinforced aluminium alloys", *Mater. Sci. Techn.*, **14**, 1053-1056 (1998).
- [12] E. Maire, D.S. Wilkinson, J.D. Embury y R. Fougères, "Role of damage on the flow and fracture of particulate reinforced alloys and metal matrix composite", *Acta Mater.*, **45**, 5261-5274 (1997)
- [13] P. Poza y J. Llorca, "Mecanismos de rotura en materiales compuestos de matriz de aluminio reforzados con partículas cerámicas", *Anales de Mecánica de la Fractura*, **11**, 346-353 (1994).