

## FLUJO PLÁSTICO DEL MATERIAL COMPUESTO 6061/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/22p

A. Forn, E. Martín, E. Rupérez y M. Baile

Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica, E.P.S. de Ingenieros de Vilanova i la Geltrú, Universitat Politècnica de Barcelona, Avenida Víctor Balaguer s/n, 08800 Vilanova i la Geltrú, España.

**Resumen.** Se ha analizado la capacidad de endurecimiento por deformación plástica de la aleación de aluminio reforzada con partículas de óxido de aluminio en diferentes estados metalúrgicos: material compuesto recocido, con tratamiento térmico de envejecimiento natural (T4) y con envejecimiento artificial (T6). El comportamiento plástico de la correspondiente aleación monolítica se ha realizado determinando el grado de endurecimiento por deformación plástica, mediante el cálculo del exponente de endurecimiento. Se observa, en todos los casos, una variación no lineal de dicho exponente con la deformación. El análisis de las superficies de fractura de las muestras ensayadas, mediante microscopía electrónica de barrido, nos permite determinar el efecto de los tratamientos térmicos de recocido, T4 y T6 en los mecanismos de fractura y en el comportamiento plástico del material.

**Abstract.** The study analysed the strain-hardening capacity of an aluminium-alloy composite reinforced with aluminium-oxide particles after performing different heat treatments; annealed, natural ageing (T4) or artificial ageing (T6). The strain-hardening behaviour of the original alloy was also studied. Tensile tests were performed to study the plastic behaviour by calculating the strain-hardening exponent. In every case a non-linear behaviour of the exponent with strain was noticed. The Scanning Electron Microscopy analysis of the fracture surfaces allowed determining the effect the heat treatments caused on the fracture mechanisms and plastic behaviour.

### 1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos de matriz de aluminio reforzados con partículas cerámicas (AMCs) presentan una combinación interesante de propiedades para la fabricación de componentes estructurales en los sectores de automoción y aeronáutica. Es bien conocido que la incorporación de partículas cerámicas en las aleaciones de aluminio contribuye a una mejora significativa de su rigidez, resistencia mecánica y al desgaste. Sin embargo, su utilización está limitada por la baja ductilidad y tenacidad a la fractura que presentan. El conocimiento de los mecanismos de deformación y daño de estos materiales es imprescindible para la mejora de dichas propiedades.

Son muchos los factores que determinan las propiedades mecánicas de los AMCs: el tipo de aleación y de refuerzo, la fracción en volumen, tamaño, forma y distribución de las partículas cerámicas [1], así como los procesos de obtención y conformación utilizados.

La optimización de dichos procesos es necesaria para la fabricación de materiales compuestos con el mínimo número de defectos, los cuales son determinantes en el comportamiento mecánico del material. Así la presencia de partículas cerámicas de gran tamaño, la aglomeración de partículas y la formación de segundas fases en la intercara matriz-refuerzo son factores que favorecen la nucleación de grietas cuando el material es sometido a un esfuerzo.

El desarrollo de leyes empíricas para describir el endurecimiento de un material cuando es deformado plásticamente y el análisis, mediante microscopía, de los materiales una vez fracturados son herramientas útiles para el conocimiento de los mecanismos de deformación plástica y de fractura de los materiales compuestos.

Se han detectado tres mecanismos de daño en los materiales compuestos: la fractura frágil de las partículas, la decohesión matriz-refuerzo y la fractura dúctil de la matriz [2-3].

En el presente trabajo se analizan los mecanismos de endurecimiento por deformación plástica y de daño en el material compuesto A6061/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/22p, en diferentes estados metalúrgicos y ensayados a tracción. El estudio se ha realizado a partir de los valores del exponente de endurecimiento por deformación  $n$ , calculado a partir de las leyes de Ramberg-Osgood y Ludwik-Hollomon, y mediante el análisis de las fracturas de las probetas de tracción.

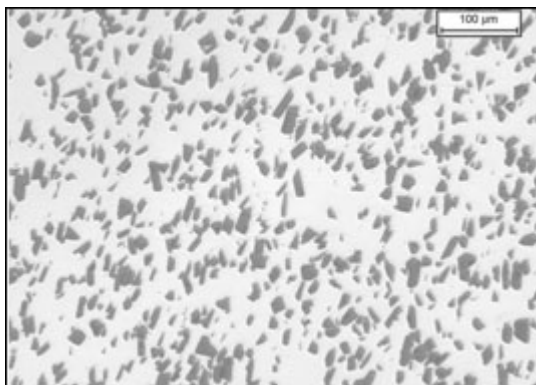
### 2. MÉTODO EXPERIMENTAL

#### 2.1 Materiales

Los materiales objeto de este estudio han sido la aleación de aluminio A6061 reforzada con un 22% en volumen de partículas de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (A6061/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/22p) y la

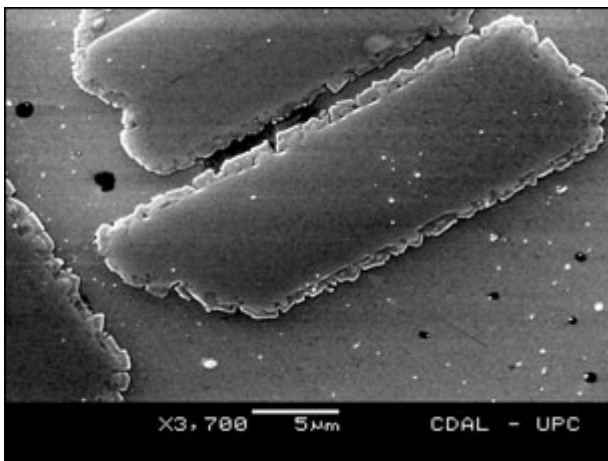
correspondiente aleación monolítica (A6061). Ambos materiales han sido obtenidos mediante el proceso Duralcan y posteriormente extruidos a una temperatura de 450°C.

El material compuesto se caracteriza por una distribución homogénea de partículas de  $Al_2O_3$  en la matriz de aluminio (figura 1). Los principales defectos microestructurales son debidos a la heterogénea distribución de partículas de refuerzo. Los cristales de  $Al_2O_3$  forman aglomerados y en la matriz hay zonas sin partículas. El tamaño medio de las partículas es de 13,6  $\mu m$  y tienen un factor de forma, definido como ancho/largo, de 0,58.



**Fig.1.** Microestructura del material A6061/ $Al_2O_3$ /22p, mediante microscopía óptica.

Durante el proceso de fabricación de los materiales reforzados y fruto de la reacción entre la matriz y las partículas de refuerzo, se produce la formación de espinela ( $MgAl_2O_4$ ) alrededor de las partículas de (figura 2) [4].



**Fig. 2.** Partícula de óxido de aluminio del material 6061/ $(Al_2O_3)$  rodeada de  $MgAl_2O_4$ .

## 2.2 Tratamientos térmicos

Con el fin de conocer la resistencia y flujo plástico de los materiales estudiados en diferentes estados metalúrgicos, se procedió a realizar un tratamiento

térmico de recocido (O), un envejecimiento natural (T4) y un envejecimiento artificial (T6).

El recocido se realizó en tres etapas: una primera de mantenimiento de las probetas a 415°C durante 3h, una segunda de enfriamiento controlado en el horno a una velocidad de 30°C/h hasta los 260°C, y una última de enfriamiento libre en el horno hasta temperatura ambiente.

Los tratamientos térmicos de envejecimiento se realizaron mediante la puesta en solución a 560°C durante 2h, temple en agua y envejecimiento natural (T4) a temperatura ambiente durante 55 días y envejecimiento artificial (T6) a 175°C durante 10 h.

## 2.3 Ensayos mecánicos

Se han realizado ensayos de tracción en una máquina Zwick Z100/TL3S, según la norma EN 10002-1, a una velocidad de deformación de  $3 \cdot 10^{-3} s^{-1}$  y por control de desplazamiento. De los lingotes extruidos se han mecanizado probetas de cabeza roscada y de métrica 6 ( $L_0 = 20$  mm, y  $D_0 = 4$  mm) en la dirección longitudinal, siguiendo la norma EADS IGC 04.21.111. El análisis del grado de endurecimiento de los materiales A6061 y A6061/ $Al_2O_3$ /22p en estado O, T4 y T6 se ha realizado a partir de los valores del exponente de endurecimiento por deformación y flujo plástico, calculados según norma ASTM E646.

## 2.4 Fractografía

Para conocer el efecto de los tratamientos térmicos de recocido, T4 y T6 en los mecanismos de fractura, se ha utilizado un microscopio electrónico de barrido, JEOL JSM-5600. También se ha analizado el efecto de dichos tratamientos térmicos en los mecanismos de deformación plástica.

## 3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Las propiedades mecánicas de los materiales estudiados se muestran en la tabla 1, donde se indican los valores del límite elástico, la resistencia a tracción y el alargamiento.

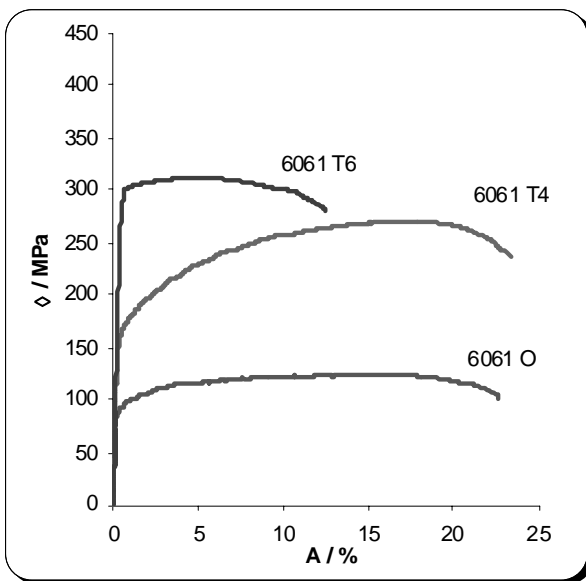
**Tabla 1.** Propiedades mecánicas de los materiales A6061 y A6061MMC en los diferentes estados metalúrgicos.

Material	$\sigma_{0,2}$ / MPa	$\sigma_R$ / MPa	A / %
6061 O	90	124	22,7
6061 T4	165	270	23,3
6061 T6	297	312	12,4
6061MMC O	81	161	15,1
6061 MMC T4	201	310	7,9
6061 MMC T6	365	396	2,2

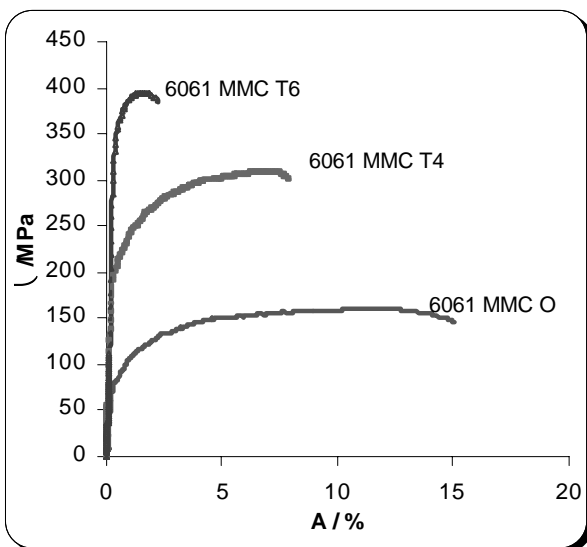
Debe destacarse el aumento de la resistencia a tracción del material compuesto respecto a la correspondiente aleación de aluminio 6061 en los diferentes estados metalúrgicos. Este incremento es especialmente significativo con el tratamiento térmico de recocido (30%) y con el T6 (27%), siendo del 15% en el caso del T4. En ambos materiales el envejecimiento artificial, T6, es el que nos proporciona la máxima resistencia mecánica, acompañada de una importante disminución de la ductilidad.

En las figuras 3 y 4 se muestran las correspondientes curvas ingenieriles tensión-deformación.

En la figura 3 se observa como un tratamiento térmico T4 en la aleación de aluminio proporciona un aumento del 118% en la resistencia manteniendo el grado de ductilidad del material recocido.



**Fig. 3.** Curvas tensión-deformación ingenieril para la aleación A6061 O, A6061 T4 y A6061 T6.



**Fig. 4.** Curvas tensión-deformación ingenieril para el material A6061MMC O, A6061MMC T4 y A6061MMC T6

El incremento de la resistencia en los materiales compuestos, respecto a las correspondientes aleaciones de aluminio, puede atribuirse a los cambios microestructurales producidos al incorporar las partículas cerámicas.

Debido a que el coeficiente de expansión térmica de las partículas de refuerzo es menor que el de la matriz, los cambios de temperatura producidos en los procesos de conformación y tratamientos térmicos provocan la aparición de tensiones residuales en la interfase matriz-refuerzo. La relajación de dichas tensiones gracias a la deformación plástica de la matriz origina la aparición de dislocaciones en zonas cercanas a las partículas de refuerzo, provocando el endurecimiento del material.

La formación de una dispersión fina de precipitados durante los tratamientos térmicos de envejecimiento también provoca el endurecimiento de la matriz, ya que actúan dificultando el movimiento de las dislocaciones.

El método de análisis utilizado en este estudio para el tratamiento de datos tensión-deformación supone que el material sigue la ley de Ludwik-Hollomon, en el que el grado de endurecimiento por deformación de un material viene dado por el exponente  $n$ , según la ecuación (1):

$$\sigma = K\varepsilon^n \quad (1)$$

siendo  $\sigma$  la tensión real,  $K$  una constante del material y  $\varepsilon$  la deformación plástica real. El exponente de endurecimiento también mide la deformación uniforme máxima antes de que se produzca la estricción localizada y representa la deformación máxima en aplicaciones ingenieriles.

El exponente de endurecimiento también está relacionado con la velocidad de endurecimiento por deformación, o flujo plástico, según la ecuación:

$$n = \frac{\varepsilon}{\sigma} \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (2)$$

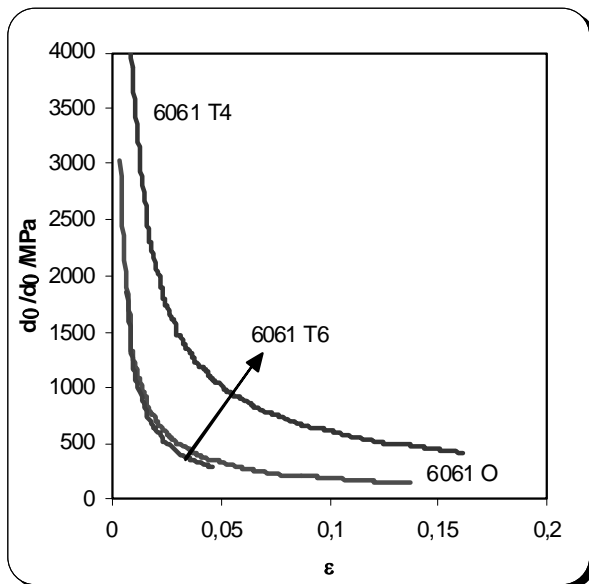
El tratamiento de los datos de tensión-deformación de los ensayos de tracción muestra que las aleaciones de aluminio no tienen una relación de endurecimiento constante, sino que evoluciona a medida que el material se deforma. Por lo tanto, podemos hablar, como mínimo, de dos coeficientes de endurecimiento,  $n_1$  para deformaciones bajas y  $n_2$  a deformaciones altas.

En la tabla 2 se indican los valores de  $n$  y  $K$  de la ley de Ludwik-Hollomon para los diferentes materiales, así como los correspondientes valores de  $n_i$ ,  $K_i$  y la deformación a la que se produce el cambio de comportamiento,  $\varepsilon_i$ .

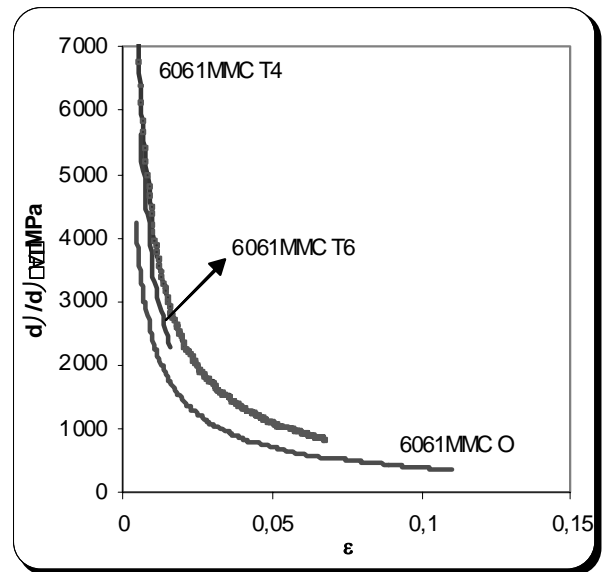
**Tabla 2.** Parámetros de endurecimiento por deformación de los materiales estudiados.

Material	$n$	$K$	$n_1$	$K_1$	$n_2$	$K_2$	$\epsilon_{cl}$
6061 O	0,13	183	0,10	162	0,14	186	0,0173
6061 T4	0,21	463	0,13	336	0,23	487	0,0211
6061 T6	0,04	368	0,05	391	0,04	369	0,0097
6061MMC O	0,22	305	0,29	394	0,17	261	0,0299
6061MMC T4	0,17	537	0,19	585	0,14	486	0,0262
6061MMC T6	0,09	587	0,12	668	0,06	493	0,0098

La representación gráfica del flujo plástico ( $d\sigma / d\epsilon$ ) frente a las deformaciones reales,  $\epsilon$ , muestra la evolución de la rigidez del material a medida que se deforma plásticamente (figura 5 y 6).



**Fig.5** Velocidad de endurecimiento por deformación del material A6061.



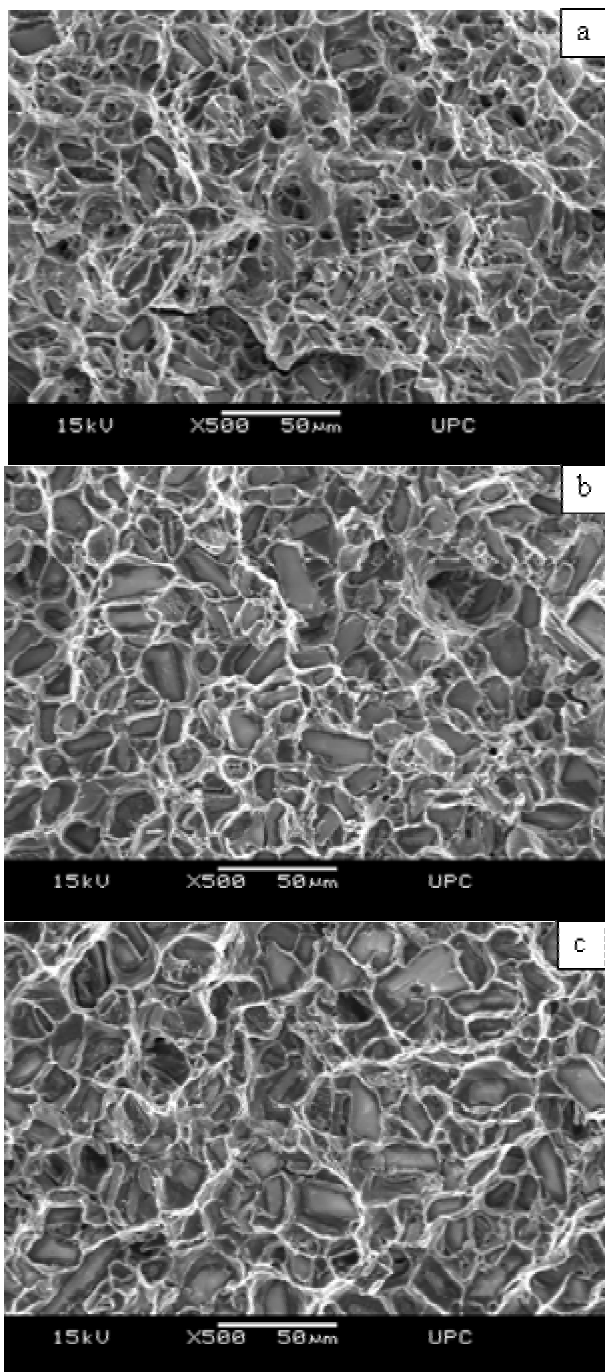
**Fig. 6** Velocidad de endurecimiento por deformación del material A6061/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/22p..

La observación de las superficies de fractura de los materiales reforzados, mediante microscopía electrónica de barrido, pone de manifiesto los tres mecanismos de fractura característicos de los materiales compuestos de matriz metálica [5-6]:

- Fractura dúctil de la matriz, con nucleación, crecimiento y coalescencia de microcavidades.
- Decohesión en la interfase matriz-refuerzo, como consecuencia de la nucleación de microcavidades
- Fractura frágil de las partículas de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

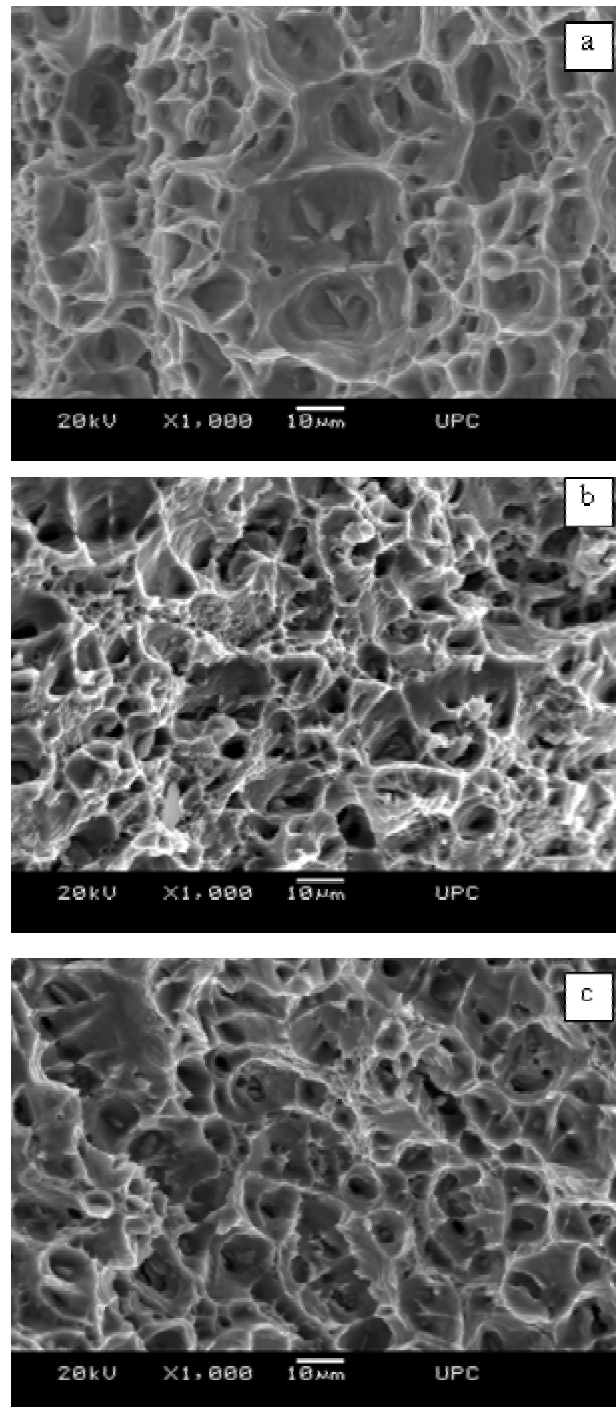
En los materiales con tratamiento térmico T4 y T6 prevalece la fractura frágil de las partículas (fig. 7b y 7c). En las fractografías de la probeta con T6 se observan partículas rotas en dirección perpendicular a la superficie de fractura. Este hecho se justifica porque el endurecimiento por precipitación favorece la triaxialidad de tensiones en la interfase matriz-refuerzo [7].

Por el contrario, en el material recocido, la fractura dúctil de la matriz, producida por la nucleación y crecimiento de microcavidades, indica el menor endurecimiento de la matriz de aluminio (fig.7a) .



**Fig. 7** Superficies de fractura de: a) 6061MMC O, b) 6061MMC T4 y c) 6061MMC T6.

La fractografía de la aleación monolítica (fig. 8) muestra el mecanismo de fractura dúctil, típico de estas aleaciones, con microcavidades más pequeñas en los materiales con mayor grado de endurecimiento por tratamiento térmico (T4 y T6).

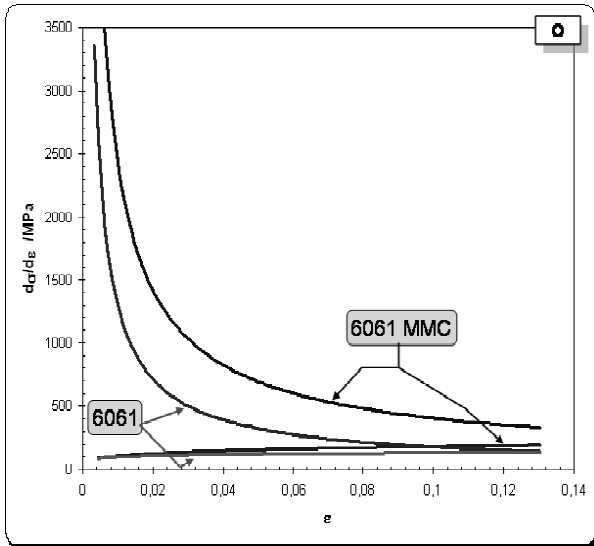


**Fig. 8** Superficies de fractura de: a) A6061 O, b) A6061 T4 y c) A6061 T6.

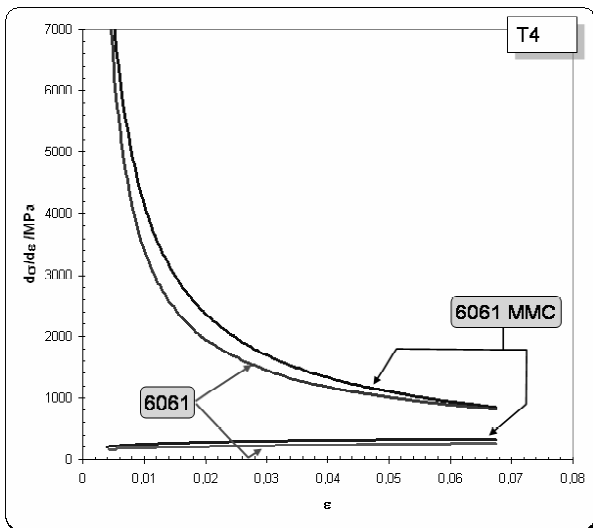
#### 4. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Los resultados obtenidos muestran como la incorporación de las partículas de  $Al_2O_3$  incrementa la resistencia mecánica de la aleación 6061, disminuyendo su plasticidad. Los tratamientos térmicos de envejecimiento efectuados mejoran la resistencia a tracción del material compuesto, siendo mayor el incremento en el estado T6 que en el T4.

La adición de partículas cerámicas a la aleación de aluminio incrementa la capacidad de endurecimiento por deformación de la matriz en estado O (tabla 2), variando la velocidad de flujo plástico más lentamente que para la correspondiente aleación monolítica (figura 9). Esta variación en la velocidad de flujo plástico disminuye a medida que aumenta la resistencia del material mediante tratamientos térmicos (figura 10).



**Fig. 9** Gráficas de deformaciones reales frente a tensiones reales (líneas discontinuas) y flujo plástico (líneas continuas) en el campo plástico, para los materiales 6061 O y 6061 MMC O.



**Fig. 10** Gráficas de deformaciones reales frente a tensiones reales (líneas discontinuas) y flujo plástico (líneas continuas), en el campo plástico, para los materiales 6061 T4 y 6061 MMC T4.

Las partículas cerámicas en el material compuesto provocan la formación de dislocaciones en zonas cercanas a las partículas. Cuando este material es

deformado plásticamente inducimos la formación y desplazamiento de nuevas dislocaciones que quedarán ancladas en las zonas cercanas a las partículas, endureciendo notablemente el material.

Los tratamientos térmicos de envejecimiento provocan una disminución del exponente de endurecimiento  $n$ , especialmente con el tratamiento térmico T6. Es por este motivo que los materiales A6061 T6 y A6061/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> T6 no son susceptibles de endurecimiento por deformación.

Los precipitados formados durante el tratamiento térmico, y la alta densidad de dislocaciones generadas en la interfase matriz-partículas, disminuyen la capacidad de endurecimiento de la matriz de aluminio. Esto ocasiona una mayor localización de la deformación y la triaxialidad de tensiones en los bordes de las partículas, lo que provoca la formación de microcavidades en la matriz, que a su vez originan la decohesión matriz-refuerzo y la fractura frágil de las partículas. Un material recocido tiene una matriz con una distribución más homogénea de las deformaciones y, por tanto, una mayor capacidad de endurecimiento.

Para un material con tratamiento T4, el mayor espaciado entre precipitados y su menor tamaño originan un menor grado de endurecimiento inicial de la matriz con respecto al estado T6 y, en consecuencia, una mayor capacidad de endurecimiento por deformación en las primeras etapas de deformación plástica.

Las aleaciones monolíticas en estado O y T4 tienen una mayor velocidad de variación de flujo plástico que el material reforzado. Este hecho provocará que el material no reforzado alcance más rápidamente situaciones de deformación localizada. El valor de deformación que corresponde al cambio entre la primera y la segunda etapa,  $\epsilon_{c1}$ , en la aleación monolítica es inferior al del material reforzado.

**5. CONCLUSIONES**

Del estudio del efecto de los tratamientos térmicos en la capacidad de endurecimiento por deformación del material A6061/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/22p y A6061 se obtienen las siguientes conclusiones:

1. La adición de partículas cerámicas de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> incrementa la resistencia mecánica de la aleación A6061, disminuyendo la ductilidad.
2. La capacidad de endurecimiento por deformación disminuye a medida que se endurece la matriz mediante tratamientos térmicos.
3. La disminución del valor del exponente de endurecimiento  $n$  incrementa el número de partículas de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fracturadas.
4. El principal mecanismo de daño en el material compuesto con tratamientos térmicos T4 y T6 es la

fractura frágil de partículas. En el material recocido predomina la fractura dúctil de la matriz se observa la decohesión matriz-partícula.

5. El mecanismo de daño para la aleación monolítica es la nucleación, crecimiento y coalescencia de microcavidades. El tamaño de éstas disminuye en los materiales endurecidos por precipitación.

## AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al ministerio de Ciencia y Tecnología la ayuda recibida a través del proyecto CICYT DPI2002-04581-C02-01.

## REFERENCIAS

- [1] Llorca J., González C., "Microstructural factors controlling the strength and ductility of particle-reinforced metal-matrix composites", *J. Mech. Phys. Solids*, 46, pág. 1-28, 1998.
- [2] Martín E., Forn A., Nogué R., "Strain hardening behaviour and temperature effect of 2124 aluminium alloy reinforced with SiCp", *J. Mater. Proc. Tech.*, 143-134, pág. 1-4, 2003.
- [3] Forn A., Baile M., Rupérez E., "Comportamiento a fractura de las aleaciones 6061MMC extruidas y forjadas", *Anales de Mecánica de la Fractura*, 19A, pág. 269-274, 2002.
- [4] Forn A., Baile M<sup>a</sup>.T., Rupérez E., "Spinel effect on the mechanical properties of metal matrix composite AA6061/(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)p", *J. Mater. Proc. Tech.*, 6812, pág. 1-4, 2003.
- [5] Segurado J., González C. y Llorca J., "El efecto de la distribución inhomogénea del refuerzo en las propiedades mecánicas de materiales compuestos", *Anales de Mecánica de la Fractura*, 20, pág. 355-360, 2003.
- [6] Severin, Irina, "Damage mechanisms of particulate reinforced aluminium matrix composites", *UPB Scientific Bulletin, Series B: Chemistry and Materials Science*, 61, n 3-4, pág. 135-144, 1999.
- [7] Nagarajan R., Dutta I., "A novel approach for optimizing the fracture toughness of precipitation-hardenable Al-SiCp composites", *Metall. Mater. Trans. A.*, 32A, pág. 433-436, 2001.