

Comportamiento en fluencia de un material compuesto de matriz metálica Al6061-15 vol % SiC_w pulvimetalúrgico

R. Fernández*, E. García-Alonso* y G. González-Doncel*

Resumen Se ha realizado un estudio de las propiedades en fluencia del material compuesto pulvimetalúrgico Al6061-15 vol % SiC_w. Su comportamiento se ha comparado con el de la aleación Al6061 pulvimetalúrgica y la aleación Al6061 de colada. El comportamiento del material pulvimetalúrgico sin reforzar mejora respecto al del material de colada. Al mismo tiempo, el del material compuesto mejora respecto al comportamiento del material pulvimetalúrgico sin reforzar. Se consideran dos factores microestructurales como los principales responsables de la mejora de las propiedades en fluencia de este material compuesto. Por un lado, las partículas de Al₂O₃ de tamaño nanométrico y, por otro, las partículas de fibra corta cerámicas de SiC de tamaño micrométrico. Aunque ambos tipos de partículas dan lugar a un efecto de refuerzo similar, los mecanismos intrínsecos asociados a la presencia de estas partículas tienen una naturaleza diferente debido a la diferencia en la escala microestructural.

Palabras clave Fluencia. Materiales compuestos de matriz metálica. Pulvimetalurgia. Aleaciones de aluminio.

Creep behavior of a PM Al6061-15 vol % SiC_w metal matrix composite

Abstract The creep behavior of a powder metallurgy (PM) Al6061-15vol %SiC_w metal matrix composite has been studied. This behavior has been compared to that of 6061Al cast alloy and 6061Al PM alloy. The creep response of the PM unreinforced alloy is better than that of the cast 6061Al alloy. Similarly, the behavior of the composite is better than that of the PM unreinforced alloy. Two microstructural factors have been considered the responsible ones of this improvement. The first one is the dispersion of Al₂O₃ oxide particles of nanometric scale. The second one, is the presence of the SiC whisker reinforcement of micrometric scale. Despite the similar strengthening effect, the intrinsic nature of the reinforcing mechanism is, however, different for each type of particle due to the different microstructural scale.

Keywords Creep. Metal matrix composite. Powder metallurgy. Aluminum alloys.

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos de matriz metálica y, en concreto, de aluminio tienen, en la actualidad, gran potencialidad como materiales estructurales para aplicaciones a alta temperatura en los sectores tecnológicamente más avanzados, gracias a la mejora que introducen en el comportamiento en fluencia respecto a las aleaciones metálicas convencionales^[1]. Aún hoy en día, uno de los principales objetivos del estudio de estos materiales se orienta a determinar los mecanismos microestructurales responsa-

bles de esta mejora. Existen numerosos trabajos^[2 y 3] que estudian la influencia de las partículas de refuerzo en el comportamiento en fluencia de materiales reforzados, pero siguen existiendo discrepancias sobre la naturaleza de dicha influencia. Es común en la bibliografía, atribuir la mejora de las propiedades en fluencia a dos contribuciones de distinta escala microestructural. La primera, es la producida por las partículas de óxidos nanométricos introducidos en los materiales obtenidos por vía pulvimetalúrgica y, la segunda, es la producida por las partículas cerámicas micrométricas que se

(*) Departamento de Metalurgia Física, Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas (CENIM), C.S.I.C., Av. Gregorio del Amo, 8, E-28040 Madrid.

añaden a las aleaciones metálicas para formar materiales compuestos. Hay numerosos trabajos que estudian el efecto de cada una de estas contribuciones por separado. Sin embargo, existe un limitado número de estudios sobre la contribución simultánea de ambos factores a la mejora en fluencia de materiales metálicos. En este trabajo se profundiza en la contribución de cada una de ellas al comportamiento en fluencia del material pulvimetalúrgico Al6061-15 vol % SiC_w.

2. MATERIALES Y PARTE EXPERIMENTAL

El material estudiado se ha obtenido por una vía pulvimetalúrgica, en el CENIM. El proceso comienza con la compactación en frío de la mezcla de polvos de aluminio Al6061 y de SiC_w. Posteriormente, se extruye el compacto [27:1; ε=3,3] a una temperatura de, aproximadamente, 773 K según el procedimiento descrito en trabajos anteriores^[4]. Como materiales de referencia se ha tomado la aleación Al6061 pulvimetalúrgica (con los mismos polvos de la aleación Al6061 empleados para la preparación del material compuesto) y la aleación Al6061 de colada. Ambos materiales de referencia se extruyeron con la misma relación de extrusión que el material compuesto. El refuerzo nanométrico se introduce en los materiales estudiados como consecuencia del proceso pulvimetalúrgico. Las partículas de aluminio, de tamaño aproximado de 20-50 μm, presentan una capa exterior de alúmina que da lugar a una dispersión de óxidos homogéneamente distribuida en el material Al6061 PM. El refuerzo micrométrico está formado por *whiskers* monocristalinos de aproximadamente 0,5 μm de diámetro y 1 μm de largo. Aproximadamente, un 30 % de estas partículas están orientadas según el eje de extrusión (coincidente con la dirección de ensayo) de acuerdo con una distribución de tipo Gauss^[4].

Se mecanizaron probetas de tracción cilíndricas de cabeza roscada con 10 mm de longitud útil que se ensayaron en fluencia (tracción), en el intervalo de 4 – 50 MPa y a temperaturas entre 573 y 723 K, a intervalos de 50 K. Los ensayos se realizaron en tres máquinas de fluencia idénticas, desarrolladas y construidas en el CENIM, que trabajan a tensión constante gracias al uso de un brazo de Andrade. La deformación producida durante el ensayo se midió mediante dos captadores de deformación LVDT colocados simétricamente sobre el utillaje para evitar una posible flexión (ó par) del sistema de carga. La tensión aplicada se monitorizó mediante una celda

de carga y la temperatura con un termopar, tipo K, situado junto a la probeta. La información proporcionada por estos transductores se recogió mediante un sistema de adquisición de datos desarrollado en LabView para el posterior análisis de las curvas de fluencia. Se han realizado ensayos hasta alcanzar velocidades de deformación en el estado secundario inferiores a 10⁻⁹ s⁻¹ lo que ha supuesto un tiempo total de ensayo muy largo para completar este estudio. Este tiempo es de, aproximadamente 3 años, 233 días y 22 horas (1,148×10⁸ s.).

3. RESULTADOS

El análisis del comportamiento en fluencia se ha realizado a partir de los datos del estado estacionario de fluencia, $\dot{\epsilon}_s$, o mínimo de la velocidad de deformación. Mediante las curvas de fluencia se ha calculado la velocidad de deformación en el estado estacionario en función de la tensión aplicada para cada temperatura de ensayo. Estos resultados se muestran en escala doblemente logarítmica en las gráficas de la figura 1, para las distintas temperaturas. En cada gráfica, se observa cómo $\dot{\epsilon}_s$ disminuye en el material Al6061 PM respecto al material Al6061 de colada para un valor de σ dado y, a su vez, $\dot{\epsilon}_s$ en el material compuesto, disminuye respecto al material Al6061 PM indicando la mejora progresiva de la fluencia conforme se añade refuerzo.

El comportamiento en fluencia en el estado estacionario se puede describir en todos los casos mediante la ecuación potencial de la fluencia para $\dot{\epsilon}_s$ ^[5]:

$$\dot{\epsilon}_s = A \left(\frac{\sigma}{E} \right)^n \exp \left(- \frac{Q_c}{RT} \right) \quad (1)$$

donde, σ es la tensión aplicada, E es el módulo elástico a la temperatura de ensayo T, Q_c es la energía de activación del proceso de fluencia, R es la constante de los gases y A es una constante pre-exponencial que depende de la microestructura.

Se han calculado los valores de (n, Q_c) para los distintos materiales; estos datos se muestran en la tabla I. En el caso del material de colada, el exponente de la tensión, n, varía poco en el intervalo de temperatura estudiado, con un valor de n ~7. Cabe señalar que Q_c, a las temperaturas de ensayo en el intervalo 623-723 K, es próximo al de autodifusión del aluminio a través de la red: Q_D= 142 kJ/mol^[6]. En el caso del material Al6061 PM (con refuerzo nanométrico), el exponente de la tensión también tiene un valor muy similar para todas las temperaturas, pero considerablemente superior (n ~17) al

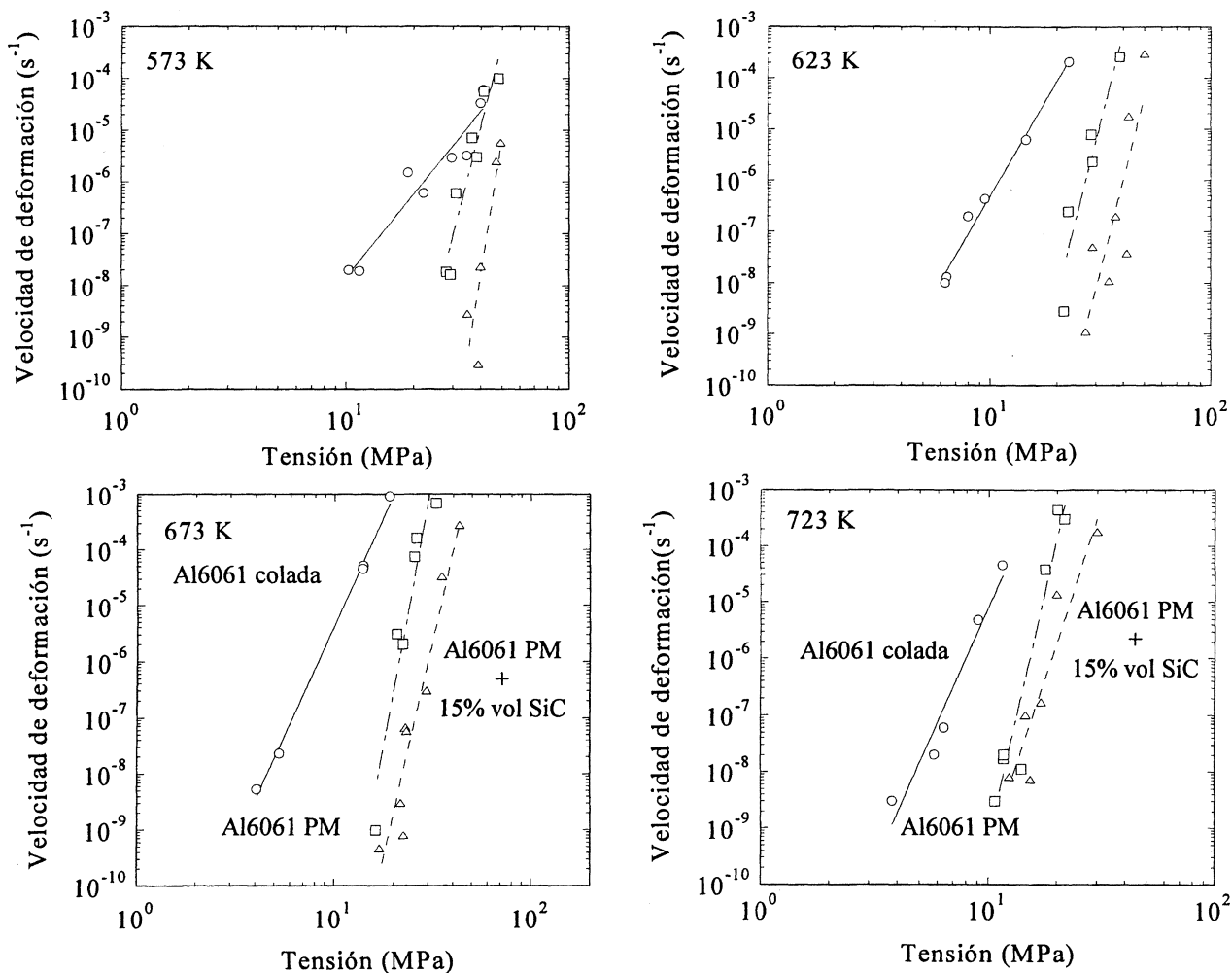


Figura 1. Efecto de los dos tipos de refuerzo sobre el comportamiento en fluencia de la aleación Al6061 de colada en el rango de temperaturas estudiado.

Figure 1. Effect of both types of particles on the creep behavior of the Al6061 alloy in the temperature range studied.

Tabla I. Exponente de la tensión, n , y energía de activación para la fluencia Q_c , para los tres materiales estudiados en el intervalo de temperaturas 573-723 K

Table I. Stress exponents, n , and activation energy for creep, Q_c , of the three materials studied in the temperature range 573-723 K

T	Al6061 colada		Al6061 PM		Al6061-15 vol % SiC _w	
	n	Q_c (kJ/mol)	n	Q_c (kJ/mol)	n	Q_c (kJ/mol)
573	6	-	17	-	27	-
623	8	226	17	243	17	284
673	7	161	20	349	16	358
723	9	130	18	542	12	470

de la aleación de referencia. Finalmente, el material compuesto presenta un exponente de la ten-

sión más elevado que el material de referencia y que además varía con la temperatura: desde 27 hasta 12, conforme aumenta T . Estos resultados permiten obtener algunas conclusiones de interés sobre el efecto de los dos tipos de refuerzo.

4. DISCUSIÓN

Es un hecho, que la introducción de refuerzo cerámico en una aleación metálica conlleva un incremento del valor de n y de Q_c [7]. Este hecho se confirma con los resultados presentes. El análisis del efecto del refuerzo en el comportamiento en fluencia de estos materiales pasa tradicionalmente por la "racionalización" de estos parámetros para obtener los respectivos de la aleación sin reforzar, ya que es ésta la que se deforma plásticamente durante la fluencia. Esta racionalización se suele llevar a

cabo mediante la introducción de una tensión umbral, σ_0 , en la ecuación (1). Se propuso, así, la siguiente ecuación para el estado estacionario de la fluencia de estos materiales compuestos^[7],

$$\dot{\varepsilon} = A \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{E} \right)^{n'} \exp\left(-\frac{Q'_c}{RT}\right) \quad (2)$$

Esto permite “normalizar” estos exponentes y energías, elevados en los materiales reforzados a los valores típicos de las aleaciones metálicas (n, Q_c). El término σ_0 , sin embargo, es un concepto cuyo significado físico está, aún hoy día, por esclarecer. En el presente trabajo se ha utilizado el concepto de tensión umbral bajo una nueva perspectiva y con base microestructural para estudiar el comportamiento en fluencia del material Al6061-15vol %SiC_w. La dependencia de σ_0 con $\dot{\varepsilon}_S$, deducida de

los datos de la figura 1, se muestra en la figura 2 para cada una de las temperaturas de ensayo. En esta figura se pone de manifiesto cómo la contribución a la tensión umbral de la dispersión de óxidos solo depende de la temperatura y no de la tensión aplicada. Sin embargo, la contribución del refuerzo micrométrico depende de la temperatura de ensayo y de la tensión aplicada. Esta diferencia es debida a la diferente escala microestructural de ambos tipos de refuerzo.

Se propone una nueva interpretación de este concepto de tensión umbral para el caso del refuerzo micrométrico, en términos de un mecanismo de transferencia de carga. Se identifica, así, la tensión umbral con “la tensión aplicada al material reforzado que no se ejerce sobre la matriz metálica” o con “la tensión que soporta el refuerzo cerámico mientras la matriz plastifica”. Como se pone de

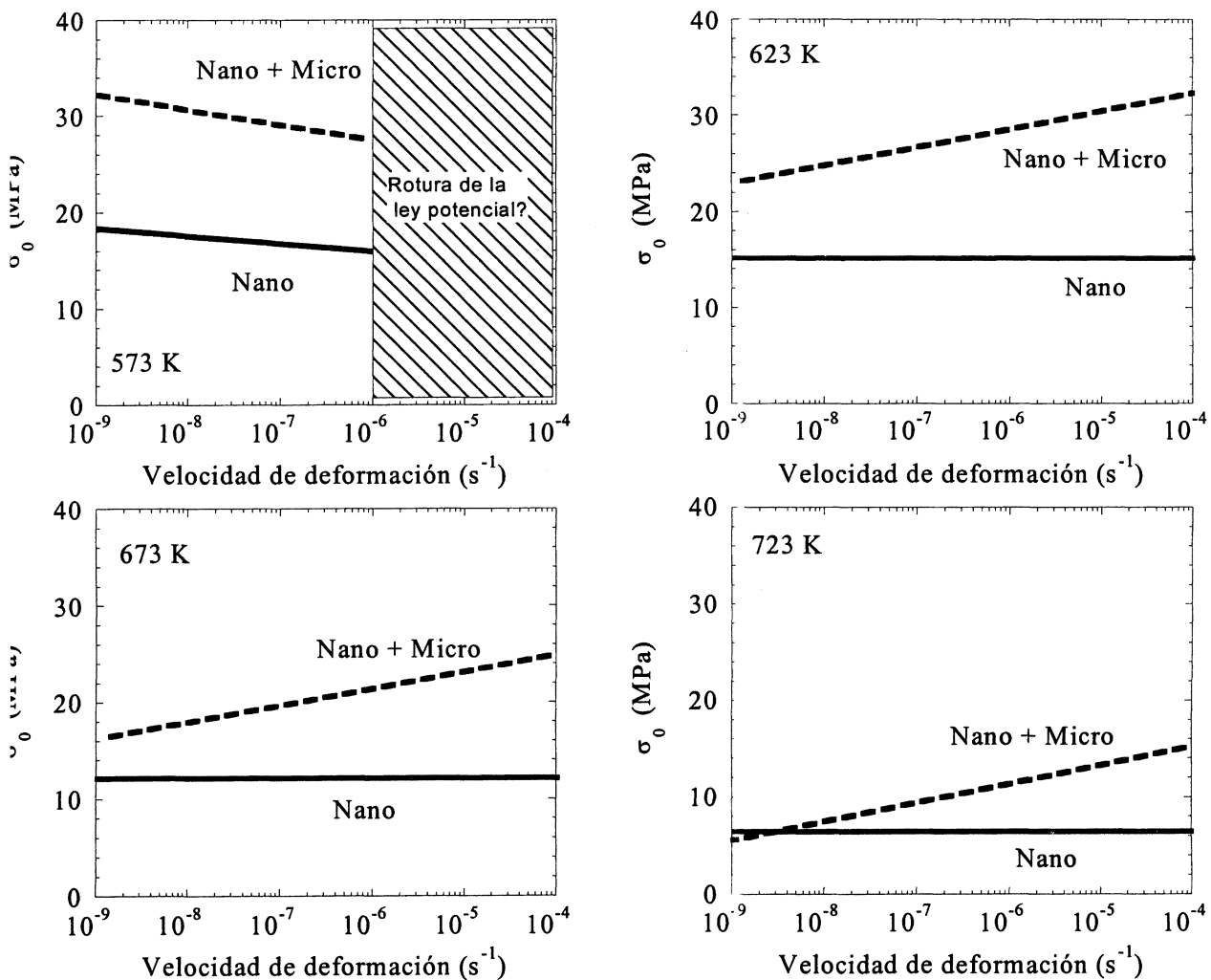


Figura 2. Tensión umbral, σ_0 , en los materiales reforzados con partículas nanométricas y nanométricas + micrométricas para todas las temperaturas estudiadas.

Figure 2. Threshold stress, σ_0 , of reinforced materials by nanometric + micrometric particles for all temperatures under study.

manifiesto en las gráficas de la figura 1, es necesario aplicar más tensión al material reforzado para que fluya a la misma velocidad que el de colada.

Después de introducir el término ϵ_0 en la ecuación del estado estacionario, ecuación (2), se recuperan de manera "natural" los valores de n y de Q_c , obtenidos para la aleación de colada.

5. CONCLUSIONES

Se ha realizado un estudio de la contribución simultánea de dos tipos de refuerzo, Al₂O₃ (nanométrico) y SiC (micrométrico) al comportamiento en fluencia de un material compuesto Al6061-15 vol % SiC_w pulvimetalúrgico, utilizando el concepto de tensión umbral. Las siguientes son las conclusiones más relevantes de este trabajo:

- La contribución del refuerzo nanométrico a la tensión umbral, ϵ_0 , depende de la temperatura. La contribución del refuerzo de SiC_w micrométrico a la tensión umbral depende de la temperatura y, además, de la tensión aplicada.
- Se propone una nueva interpretación de la tensión umbral, ϵ_0 , para el caso del refuerzo micrométrico, con significado físico en términos de

la microestructura del material y de las características del ensayo de fluencia. Este término se asocia a un mecanismo de transferencia de carga matriz-refuerzo.

Agradecimientos

Proyecto MAT2001-2085 del MCYT.

REFERENCIAS

- [1] V.C. NARDONE y J.R. STRIFE, *Metall. Trans.* 18A (1987) 109-114.
- [2] Y. LI y T.G. LANGDON, *Metall. Mater. Trans. A* 30 (1999) 315-324.
- [3] S.B. WU y R.J. ARSENAULT, *Mater. Sci. Eng. A* 138 (1991) 227-235.
- [4] A. BORREGO, R. FERNÁNDEZ, M.C. CRISTINA, J. IBÁÑEZ y G. GONZÁLEZ-DONCEL, *Comp. Sci. Tech.* 62 (2002) 731-742.
- [5] O.D. SHERBY, J.L. LYTTON y J.E. DORN, *Acta Metall.* 5 (1957) 219-227.
- [6] H.J. FROST y M.F. ASHBY, *Deformation Mechanism Map*. Pergamon Press. 1982.
- [7] G. GONZÁLEZ-DONCEL y O.D. SHERBY, *Acta Metall. Mater.* 41 (1993) 2.797-2.805.