

ANALISIS DE LA CAVITACION EN LA ALEACION SUPERPLASTICA Al-Mg-Cu

M.D.Ayciriex¹

Instituto de Física de Materiales (IFIMAT), Facultad de Ciencias Exactas,
Universidad Nacional del Centro de la Provincia de Buenos Aires, Pinto 399, 7000 Tandil,
y S.P.Silvetti

Facultad de Astronomía, Matemática y Física,
Universidad Nacional de Córdoba, Laprida 854, 5000 Córdoba.

La aleación superplástica de Al (Al-Mg-Cu), conocida comercialmente como Neopral, fue deformada por tracción a 530°C y distintas velocidades de deformación, dentro de la región de comportamiento superplástico. Se presenta un análisis cuantitativo de la cavitación en función de la deformación y la velocidad de deformación y se analiza el efecto de la dirección de laminación sobre las propiedades mecánicas de la aleación, comparando los datos obtenidos cuando la dirección de laminación es perpendicular al eje tensil respecto de cuando es paralela al mismo.

INTRODUCCION

La superplasticidad puede definirse como la propiedad que poseen ciertos materiales de alcanzar grandes alargamientos en un ensayo de tracción sin que se produzca estrangulamiento o fractura. Durante la década del '70 creció el interés por este fenómeno en aleaciones metálicas, fundamentalmente debido a que la alta ductilidad de las mismas permite su aplicación como material de conformado. En los años posteriores se han ido desarrollando importantes trabajos en donde se analiza la relación entre la microestructura y el comportamiento superplástico^{1,3}. En estructuras de granos equiaxiados y pequeños, razonablemente estables durante el proceso, la superplasticidad opera a temperaturas del orden de 0.5 de la temperatura de fusión⁴. Dadas sus importantes aplicaciones tecnológicas es de interés conocer la relación entre parámetros tales como fracción cavitada, tensión de fluencia, velocidad de deformación y temperatura, de manera de establecer su influencia sobre la elongación total y la fractura.

En el presente trabajo se presentan resultados sobre la fracción cavitada, obtenidos en muestras deformadas en las direcciones paralela y perpendicular a la de laminación.

DESCRIPCION EXPERIMENTAL

El estudio se realizó sobre probetas obtenidas a partir de una chapa comercial de la aleación² Al-Swt.%Mg-0.6wt.%Cu con un espesor de 1.1mm, siendo la longitud inicial entre grips de 9.9 mm y el ancho inicial de 3.75 mm. Previo a la deformación, se realizó en todas las muestras un tratamiento térmico (TT) de 1h a 540°C. La Fig.1 muestra la dependencia de la tensión de fluencia σ , y del índice de sensibilidad a la velocidad de deformación $m = \delta(\log\sigma) / \delta(\log\dot{\epsilon})$, en función de la velocidad de deformación $\dot{\epsilon}$. Valores de $m > 0.3$ indican el comportamiento superplástico de una aleación. Para este trabajo se seleccionaron dos valores de velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}=1.68 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ y $\dot{\epsilon}=8.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) y una temperatura de 530 °C, ubicadas dentro del rango de comportamiento superplástico (zona II Fig. 1).

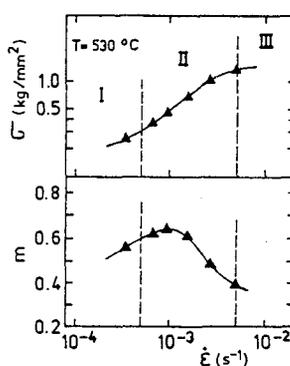


Figura 1: Dependencia de σ y m , con la velocidad de deformación $\dot{\epsilon}$.

(1) Profesional de la Comisión de Investigaciones Científicas de la Provincia de Buenos Aires.

Las muestras se deformaron por tracción hasta la fractura, luego fueron pulidas mecánicamente hasta pasta de diamante de 0.5 μm , cuidando no afectar la forma ni el tamaño cavitado f_v por microscopía óptica aplicando el método de conteo de puntos.

RESULTADOS Y DISCUSION

En la Tabla I se muestran los resultados obtenidos de elongación tensil e , deformación verdadera a la fractura ϵ_{fr} y tensión de fluencia σ .

$\dot{\epsilon}[\text{s}^{-1}]$	direc. deform.	$e=\delta l/l_0$ [%]	ϵ_{fr}	σ [kg/mm ²]
1.68×10^{-2}	//	407	2.09	0.49
1.68×10^{-2}	⊥	254	1.73	0.51
8.4×10^{-4}	//	404	2.13	0.32
8.4×10^{-4}	⊥	160	2.00	0.46

TABLA I

La Fig.2 muestra la microestructura del material sin deformar, la misma presenta granos pequeños equiaxiados con tamaños $\approx 15 \mu\text{m}$. Según ref.2 se encuentran dos tipos de partículas de tamaño muy pequeño (0.1 μm) en esta aleación, unas formadas por compuestos de Cu-Mn-Al y las otras de Cu-Mg-Al. La Fig.3 corresponde a la microestructura y cavidades en la zona de fractura de una muestra deformada en la dirección paralela a la de laminación con $\dot{\epsilon} = 8.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Se observa que, si bien el tamaño medio de los granos se mantiene prácticamente estable, existe un alargamiento en la dirección de deformación. Un comportamiento similar se observa en las muestras deformadas en la dirección \perp .

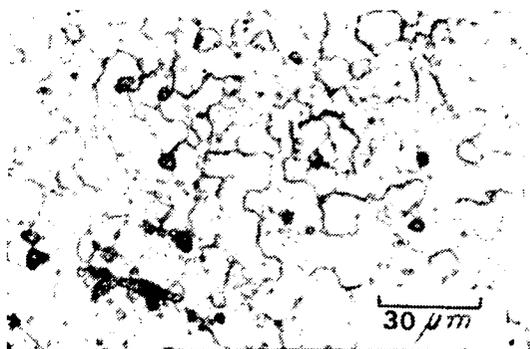


Figura 2: Microestructura de una muestra sin deformar.

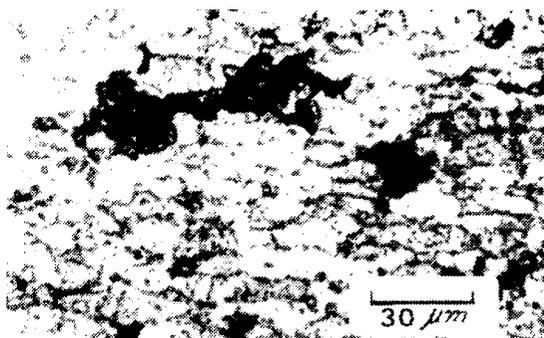


Figura 3: Microestructura de una muestra deformada en la dirección de laminación.

Las Figs. 4 y 5 muestran el comportamiento de la cavitación en la zona de fractura y próximas a ésta, en muestras deformadas con $\dot{\epsilon} = 8.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, en las direcciones paralela (//) y perpendicular (\perp) a la de laminación.



Figura 4: Cavitación en la zona de fractura para deformación (//).



Figura 5: Cavitación en la zona de fractura para deformación (\perp).

En ambas figuras se observa una cavitación máxima en la zona de fractura que decrece rápidamente para menores deformaciones (zonas más alejadas de la fractura). Las muestras deformadas en la dirección de laminación las cuales muestran crecimiento y coalescencia de las cavidades en la dirección del eje tensil.

En las Figs. 6 y 7 se muestra la evolución de la fracción de volumen cavitado f_v en función de la deformación, obtenida según las direcciones \parallel y \perp del eje tensil con respecto al de laminación, para una dada T y $\dot{\epsilon}$. De estas figuras se puede inferir que la fracción cavitada, para una misma deformación, es siempre mayor para deformaciones \perp .

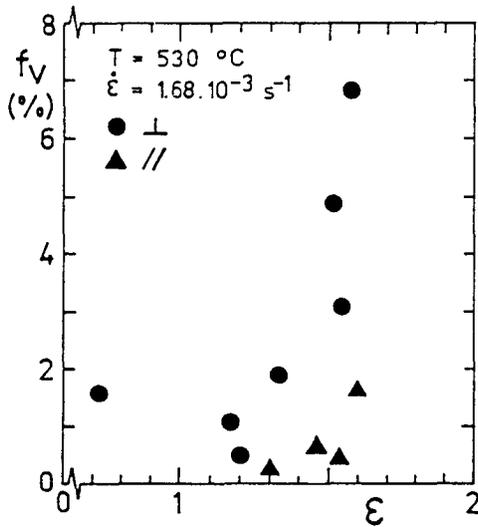


Figura 6: Fracción cavitada f_v vs. ϵ para distintas direcciones de deformación ($T=530\text{ }^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 8.4 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$).

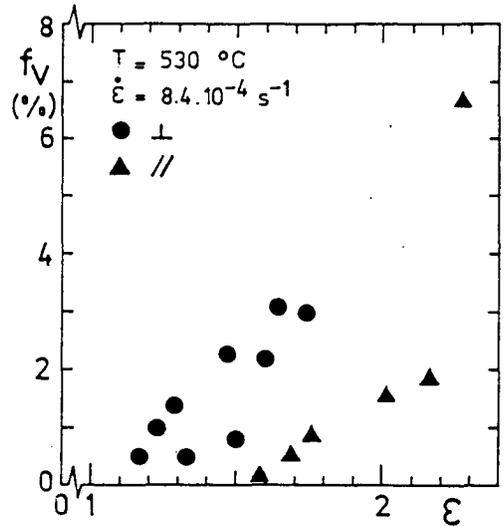


Figura 7: Fracción cavitada f_v vs. ϵ para distintas direcciones de deformación ($T=530\text{ }^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 8.4 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$).

En función de los resultados obtenidos se puede concluir que el efecto de la dirección del eje tensil respecto al de laminación durante el proceso de deformación superplástica, se manifiesta en el tipo de fractura y en el desarrollo de la cavitación, sin evidenciar diferencias apreciables en la transformación de la microestructura pues, en ambos casos, se observa un alargamiento de los granos en la dirección de deformación, sin crecimiento apreciable del tamaño de grano. Para el eje tensil perpendicular a la dirección de laminación, el material fractura a menores deformaciones (Ver Tabla I) presentando una abrupta disminución del área transversal y sin desarrollar grandes valores de fracción cavitada. Para direcciones de deformación paralelas a las de laminación, el material fractura a grandes deformaciones por desarrollo de cavitación sin evidenciar estrangulamiento.

AGRADECIMIENTOS

Agradecemos la colaboración del Dr. Ricardo Romero y del Dr. Alberto Somoza en la discusión del presente trabajo.

REFERENCIAS

- 1) H. Hamilton, A.K. Ghosh, J.A. Wert: Metals Forum 8, (1985) 172.
- 2) H. Watanabe, K. Otori, Y. Takeuchi: Trans. ISIJ 27, (1987) 731.
- 3) O. Ruano: Rev. Metal CENIM 18, (1982) 275.
- 4) A.H. Chokshi, T.G. Langdon: Journal of Mat. Sci. 24, (1989) 143.