

Racionalización de energías de activación para la fluencia de aleaciones de base Al reforzadas por dispersión

F. Carreño* y O.A. Ruano*

Resumen Se han analizado las elevadas energías de activación aparentes para la fluencia que presentan diversas aleaciones de base Al reforzadas por dispersión de precipitados y partículas. Se ha observado que estas energías guardan una relación de proporcionalidad con los exponentes de tensión aparentes para cada material. Los valores de estas razones entre Q_{ap} y n_{ap} se agrupan en torno a unas constantes, Q_m , que dependen exclusivamente del mecanismo de deformación. De esta manera Q_m establece un criterio sencillo, rápido y fiable para determinar el mecanismo de deformación subyacente de cualquier material reforzado.

Palabras clave Fluencia. Aluminio reforzado por dispersión. Energía de activación.

Rationalization of activation energies for creep of dispersion strengthened aluminium materials

Abstract The high apparent activation energies for creep of various aluminum dispersion strengthened materials have been analyzed. A direct relationship between the activation energies and stress exponents for every material has been observed. The values of the Q_{ap}/n_{ap} ratios group around some constant values, Q_m , which depend solely on the deformation mechanism. Therefore, Q_m establishes an easy, fast and reliable criterion to determine the underlying creep deformation mechanism of any reinforced material.

Keywords Creep. Dispersion strengthened aluminum. Activation energy.

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales reforzados por dispersión de finos precipitados o partículas muestran una resistencia a la fluencia a elevadas temperaturas muy superior a la que poseen sus matrices. Estas dispersiones actúan como obstáculos para el movimiento de dislocaciones en la matriz del material. Por ello, los materiales reforzados se emplean con más frecuencia en aplicaciones estructurales que requieren resistencia mecánica a elevadas temperaturas. En el caso de las aleaciones de base aluminio se intenta elevar su resistencia a la fluencia hasta temperaturas más altas para así poder competir y sustituir, en aplicaciones aeroespaciales hasta 573 K, a las aleaciones de base titanio, más densas que las de aluminio y más costosas de mecanizar.

El comportamiento en fluencia a alta temperatura de los materiales reforzados por dispersión se

caracteriza por valores de la energía de activación aparente, Q_{ap} , y del exponente de la tensión aparente, n_{ap} , muy elevados comparados con los valores asociados a la matriz^[1-9]. Además, estos valores elevados de n_{ap} y Q_{ap} difieren en gran medida de unos materiales a otros presentando una gran dispersión que dificulta la comprensión del modo de deformación de estos materiales. Es el objetivo de este trabajo establecer criterios que ayuden en la evaluación de los mecanismos de deformación que operan a elevada temperatura en aleaciones de aluminio reforzadas por dispersión.

2. ENERGIAS DE ACTIVACION PARA LA FLUENCIA

La tabla I presenta los valores del exponente de la tensión aparente, n_{ap} , la energía de activación

(*) Dpto. de Metalurgia Física. Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas (CENIM) C.S.I.C. Avda. Gregorio del Amo, 8. 28040 Madrid (España).

Tabla I. Valores experimentales de n_{ap} , Q_{ap} y Q_{ap}/n_{ap} de diversos materiales reforzados de base AlTable I. Experimental n_{ap} , Q_{ap} and Q_{ap}/n_{ap} values for various Al based reinforced materials

Referencia	Material	T, K	n_{ap}	Q_{ap} , kJ/mol	Q_{ap}/n_{ap} , kJ/mol
Pandey <i>et al.</i> [1]	Al-20%SiCp (1,7 μ m)	623	17	249	14,6
Pandey <i>et al.</i> [2]	Al-20%TiCp (1,4 μ m)	623-673	16	259	16,2
Pandey <i>et al.</i> [3]	Al-4Mg-10%SiCp	623	18,5	266	14,4
		673	24,2	266	11,0
Orlová <i>et al.</i> [4]	Al-4Cu-1,5Mg-1,2C-0,75O	673	16,2	712	44,0
	Al-4Mg-0,2Fe-0,5Si-1,1C-0,8O	673	12,2	398	32,6
Dobes <i>et al.</i> [5 y 6]	Al-0,80	623-723	23,6	311	13,2
	Al-0,80-1C	623-723	30,7	362	11,8
	Al-0,80-2C	623-723	25,7	327	12,7
	Al-20-2C	623-723	17,6	229	13,0
Peng <i>et al.</i> [7]	Al-8,5Fe-1,3V-1,7Si	623-673	16	296	18,5
	Al-8,5Fe-1,3V-1,7Si-15%SiCw	623-673	16	273	17,1
Zhu <i>et al.</i> [8]	Al-8,5Fe-1,3V-1,7Si	573-723	17	300	17,6
	Al-8,5Fe-1,3V-1,7Si-15%SiCw	573-723	15	200	13,3
Carreño <i>et al.</i> [9]	Al-8,5Fe-1,3V-1,7Si	623-673	21,4	360	16,8

aparente, Q_{ap} , y la razón Q_{ap}/n_{ap} en el intervalo de temperaturas indicado para diversos materiales reforzados de base aluminio para los que se muestra su composición y el contenido de reforzante^[1-9].

Todos ellos han sido procesados por vía pulvimetalúrgica a partir de: a) polvos finos de aluminio mezclados con partículas^[1-3], b) aleado mecánico^[4-6], y c) solidificación rápida^[7-9]. Los materiales elegidos en cada uno de estos tres grupos son típicos materiales reforzados de elevadas prestaciones a temperaturas elevadas. Sus microestructuras son finas y estables debido a las partículas que contienen, que pueden ser añadidas^[1-3], generadas durante el procesado pulvimetalúrgico^[4-6], o generadas por precipitación^[7-9].

La resistencia a la fluencia de los materiales reforzados investigados es muy elevada comparada con la resistencia del aluminio puro, como es de esperar, dada la microestructura fina y estable de los mismos. Este comportamiento se refleja en las menores velocidades de fluencia o mayores tensiones de fluencia que las del aluminio en la deformación a alta temperatura, y en unos valores del exponente de la tensión, n , y de la energía de activación para la fluencia, Q , también mucho mayores. En el aluminio puro el exponente de la tensión que se encuentra generalmente en la región de ley potencial es igual a 5^[10]. El valor de la

energía de activación para la fluencia que se obtiene para el aluminio a elevadas temperaturas es el correspondiente a la autodifusión a través de la red, $Q_R=142$ kJ/mol^[11]. El mecanismo de deformación asociado al aluminio puro es el de movimiento de dislocaciones controlado por la autodifusión a través de la red con formación de subgrano dependiente de la tensión de fluencia^[10]. Si se introduce una pequeña fracción de volumen de precipitados o partículas que fije los subgranos y que no permita la formación de subgranos dependiente de la tensión, el exponente de la tensión pasa de 5 a 8^[12].

En los materiales reforzados con una elevada fracción de volumen de precipitados y partículas, se obtienen generalmente valores de n y Q mucho más elevados que los esperados para la matriz de aluminio (8 y 142 kJ/mol, respectivamente), llegando incluso a cuadruplicar los valores del aluminio puro. En la tabla I se muestran valores elevados de n_{ap} , entre 12,2 y 30,7, y de Q_{ap} , entre 200 y 712 kJ/mol.

El método habitual para explicar estos elevados valores de n y Q es el de utilizar diferentes modelos que incluyen una tensión umbral^[1,3,5-9], o emplean el concepto de interacción dislocación-precipitado^[13]. El análisis de estos modelos es laborioso y único para cada material, obteniéndose,

generalmente, diferentes valores de los parámetros de los modelos que, además, dependen fuertemente de la temperatura y no permiten una conclusión definitiva sin tener en cuenta la microestructura. Además, las predicciones de estos modelos no son satisfactorias^[9,14]; por ello, los presentes autores propusieron un nuevo modelo, denominado “modelo ñ”, que separa la contribución de la matriz y la interacción dislocación-partícula^[14-17]. En estos trabajos se atribuyen los elevados valores de n_{ap} y Q_{ap} a una interacción adicional, atractiva, entre las dislocaciones y los dispersoides que actúa interdependientemente de un mecanismo de deformación subyacente de fluencia, que generalmente es a subestructura constante.

En este trabajo se muestra que, dado un mismo mecanismo de deformación subyacente de la matriz, se obtiene el mismo valor de Q_{ap}/n_{ap} para todos los materiales reforzados independientemente de la disparidad de valores individuales de n_{ap} y Q_{ap} que muestren entre sí.

3. RACIONALIZACION DE LAS ENERGIAS DE ACTIVACION PARA LA FLUENCIA

Los elevados valores de n_{ap} y Q_{ap} enmascaran el mecanismo de deformación subyacente, que está caracterizado, principalmente, por una energía de activación asociada a la autodifusión a través de la red, Q_R , o a lo largo de las dislocaciones y/o fronteras de grano, Q_d o Q_{fg} , respectivamente. Una manera de racionalizar las elevadas energías de activación de los materiales reforzados es utilizando el modelo ñ^[14-17]. Este modelo permite conocer el mecanismo de deformación subyacente de la matriz de un material reforzado evaluando la pendiente de la “línea de esqueleto” (definida como la línea que une los datos experimentales de fluencia de diferentes temperaturas a una velocidad de deformación arbitraria en una representación logarítmica de $\dot{\epsilon}/D_R$ frente a σ/E , donde D_R es el coeficiente de autodifusión a través de la red y E es el módulo de Young) ^[14-17]. La pendiente de la línea de esqueleto, denominada “h”, es el exponente de la tensión correspondiente al comportamiento de la matriz, y viene dada por la expresión

$$h = \delta \ln(\dot{\epsilon}/D_R) / \delta \ln(\sigma/E) \quad (\text{a } \dot{\epsilon} = \text{cte}) \quad (1)$$

El exponente de la tensión aparente vendrá dado por la suma del exponente asociado al comportamiento de la matriz, h, con el exponente asociado a la interacción dislocación - partícula, denominado

“ñ”. Así, el modelo ñ establece unas relaciones entre n_{ap} , Q_{ap} , h y ñ que son las siguientes^[14-17]:

$$n_{ap} = h + \tilde{n}, \quad Q_{ap} = Q_R (h + \tilde{n}) / h \quad (2)$$

Las ecuaciones (2) son importantes ya que de ellas se obtienen relaciones de invarianza entre los valores aparentes Q_{ap} y n_{ap} y los valores subyacentes Q_R y h (el verdadero n), es decir,

$$Q_{ap} / n_{ap} = Q_R / h = \text{cte} = Q_m \quad (3)$$

Se define de esta manera Q_m , el valor de la energía de activación dividido entre el valor del exponente de la tensión, tanto aparentes como verdaderos. Es evidente que Q_m presentará diferentes valores dependiendo del mecanismo que opere durante la fluencia del material, ya que h tendrá diferentes valores. La tabla II muestra posibles valores teóricos de Q_m según el mecanismo de deformación a alta temperatura. Estos valores varían, para aleaciones de aluminio, entre 142 kJ/mol para un hipotético mecanismo de fluencia difusional hasta un valor de 17.8 kJ/mol para un mecanismo de fluencia a subestructura constante controlado por la autodifusión a través de la red. También son posibles valores más bajos de Q_m si la autodifusión se realiza principalmente a lo largo de las dislocaciones o fronteras de grano, como ocurre a temperaturas intermedias a tensiones que pertenecen al comienzo del fin de la ley potencial (Power Law Breakdown).

Comparando los valores de Q_{ap}/n_{ap} , es decir, los Q_m experimentales dados en la tabla I con los

Tabla II. Valores teóricos de Q_m para cada mecanismo de deformación

Table II. Theoretical Q_m values for each deformation mechanism

Mecanismo	n	Q, kJ/mol	Q_m , kJ/mol
Fluencia difusional, Harper-Dorn	1	142	142,0
Deslizamiento de fronteras de grano	2	142	71,0
Atmósferas de soluto	3	142	47,3
Formación de subgrano	5	142	28,4
Subestructura constante (D_R)	8	142	17,8
Subestructura constante (D_{fg})	8	84	10,5
Subestructura constante (D_d)	10	82	8,2

teóricos dados en la tabla II, se observa que, salvo los materiales Al-4Cu-1,5Mg-1,2C-0,75O y Al-4Mg-0,2Fe-0,5Si-1,1C-0,8O^[4] que presentan valores de Q_m de 44 y 32.6 kJ/mol, respectivamente, los valores de Q_m presentan un promedio de 15 kJ/mol, muy cercano a 17,75 kJ/mol, valor correspondiente a un mecanismo de deformación subyacente de la matriz de movimiento de dislocaciones controlado por la autodifusión a través de la red con subestructura constante.

Se visualiza convenientemente el concepto de Q_m mediante un mapa de mecanismos de deformación para materiales reforzados de base aluminio representando gráficamente Q_{ap} en función de n_{ap} y trazando unas líneas con pendiente Q_m sobre las que se han de situar los posibles valores experimentales para cada mecanismo subyacente. Este mapa se muestra en la figura 1 para los diferentes materiales estudiados. Además, se muestran las líneas que seguirían los materiales cuyas matrices se comportaran según los diferentes mecanismos caracterizados por el valor de h (el n verdadero subyacente). Estas líneas presentan razones constantes para cada mecanismo, es decir, pendientes iguales a $Q_{ap}/n_{ap} = Q_R/h = cte = Q_m$, y la mayor o menor proximidad de los puntos experimentales a

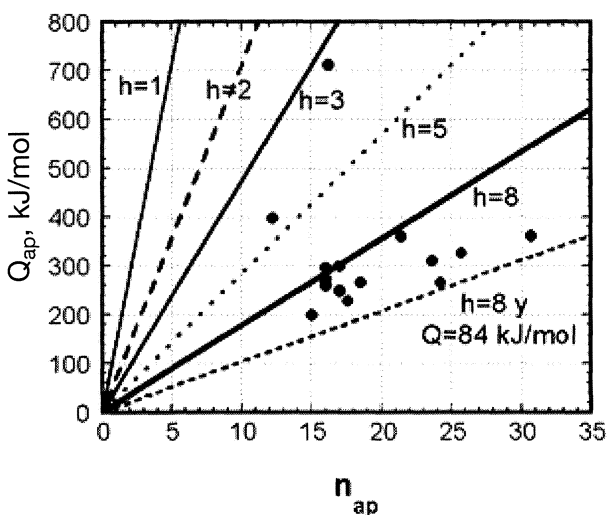


Figura 1. Mapa de mecanismos de deformación para aleaciones de aluminio reforzadas por dispersión mostrando los posibles mecanismos subyacentes (líneas). Los puntos son los datos experimentales Q_{ap} y n_{ap} de la tabla I.

Figure 1. Deformation mechanism map for dispersion strengthened aluminum materials showing the possible underlying deformation mechanisms (lines). The solid dots correspond to experimental values of Q_{ap} and n_{ap} from table I.

las mismas determina la mayor o menor influencia de uno u otro mecanismo de deformación, siempre y cuando no se produzcan cambios microestructurales. Se observa en esta figura que, salvo los dos materiales mencionados con anterioridad, todos caen en la región de subestructura constante. Merece la pena destacar que la validez del mecanismo depende de la exactitud con la que se miden los valores de n y de Q . Generalmente, el cálculo del valor de n no presenta problemas y no se suele encontrar excesiva dispersión de valores. Sin embargo, el cálculo del valor de Q suele presentar una dispersión elevada, mayor cuanto mayor es Q . Además, se requiere que no varíe la microestructura entre las diferentes temperaturas para asegurar que el valor de Q es correcto. Los autores recomiendan el cálculo de Q a $\dot{\epsilon}=cte$ en lugar de a $\sigma=cte$. De esta manera se elimina dispersión y se comparan de una manera más adecuada datos de fluencia en un intervalo amplio de temperaturas.

El mecanismo de deformación subyacente de los materiales de la tabla I es el de fluencia por movimiento de dislocaciones controlado por la autodifusión a subestructura constante, como era de esperar para materiales de microestructura fina altamente reforzados. Una excepción a dicho comportamiento es el caso de la fluencia de los materiales Al-4Cu-1,5Mg-1,2C-0,75O y Al-4Mg-0,2Fe-0,5Si-1,1C-0,8O^[4], que presentan valores cercanos a $h=3$ y $h=5$, respectivamente. Estos valores corresponderían a fluencia de soluciones sólidas, es decir, a movimiento de dislocaciones controlado por el deslizamiento de las mismas debido al arrastre de las atmósferas de soluto alrededor del núcleo de las dislocaciones, en el caso de $h=3$, y a movimiento de dislocaciones controlado por autodifusión a través de la red con formación de subgrano, en el caso de $h=5$. Sin embargo, para el material Al-4Mg-0,2Fe-0,5Si-1,1C-0,8O es de esperar un comportamiento de $h=3$, en lugar de $h=5$, como suele ocurrir en las aleaciones de Al-Mg en un amplio rango de tensiones^[18]. Los autores creen que este material ha sido ensayado en la región de transición entre la dominada por el deslizamiento ($h=3$) y la controlada por trepado a tensiones más elevadas, como sucede con el material Al-4Mg-10%SiCp^[3], con el mismo contenido de Mg. De hecho, en los datos experimentales del material Al-4Mg-0,2Fe-0,5Si-1,1C-0,8O^[4] se encuentra que los valores de n_{ap} crecen con la tensión a 623 y 673 K, indicando la finalización del mecanismo de fluencia de soluciones sólidas.

CONCLUSIONES

- Se ha establecido un criterio sencillo, rápido y fiable para determinar el mecanismo de deformación subyacente de materiales reforzados por dispersión de precipitados o partículas, que, generalmente, están caracterizados por elevados y caóticos valores del exponente de la tensión, n_{ap} , y de la energía de activación aparente, Q_{ap} .
- Se introduce el concepto de $Q_m = Q_R/h = Q_{ap}/n_{ap}$, donde h es el exponente de la tensión que caracteriza el comportamiento de la matriz, es decir, del material sin la interacción dislocación-partícula. El valor de Q_m es constante para cada mecanismo de deformación subyacente.
- Se han tabulado los valores teóricos de Q_m asociados a cada mecanismo de deformación y se han comparado con los valores experimentales de diversos materiales de base aluminio reforzados por dispersión de precipitados, óxidos y partículas, obteniéndose sus mecanismos de deformación subyacentes.
- Se puede visualizar el concepto de Q_m mediante un mapa de mecanismos de deformación de materiales reforzados de base aluminio basado en los diferentes valores teóricos de Q_m para cada mecanismo de deformación.
- El mecanismo de deformación subyacente de la matriz para la fluencia de la mayoría de los materiales reforzados estudiados se corresponde con el de movimiento de dislocaciones controlado por la escalada a subestructura constante, y está caracterizado por $h=8$. Una minoría de aleaciones presenta un comportamiento de fluencia de soluciones sólidas controlado por el deslizamiento de dislocaciones como consecuencia del arrastre de átomos de soluto, con $h=3$.

Agradecimientos

Los autores desean expresar su agradecimiento a la CICYT por la financiación recibida a través del proyecto MAT94/0888.

REFERENCIAS

- [1] A.B. PANDEY, R.S. MISHRA, e Y.R. MAHAJAN. *Acta Metall. Mater.* 40 (1992) 2045-2052 .
- [2] A.B. PANDEY, R.S. MISHRA e Y.R. MAHAJAN. *Mater. Sci. Eng. A* 206 (1996) 270.
- [3] A.B. PANDEY, R.S. MISHRA e Y.R. MAHAJAN. *Metall. Mater. Trans. A* 27 (1996) 305 .
- [4] A. ORLOVÁ, K. KUCHAROVÁ y J. CADEK. *Scr. Metall. Mater.* 29 (1993) 627.
- [5] F. DOBES, K. KUCHAROVÁ, A. ORLOVÁ, K. MILICKA y J. CADEK. *Mater. Sci. Eng. A* 174 (1994) 37.
- [6] F. DOBES, K. KUCHAROVÁ, A. ORLOVÁ, K. MILICKA Y J. CADEK. *Acta Metall. Mater.* 42 (1994) 1447.
- [7] L.M. PENG, S.J. ZHU, F.G. WANG, H.R. CHEN, Z.Y. MA y J. BI. *J. Mater. Sci.* 33 (1998) 5643 .
- [8] S.J. ZHU, L.M. PENG, Z.Y. MA, J. BI, F.G. WANG y Z.G. WANG. *Mater. Sci. Eng. A* 215 (1996) 120.
- [9] F. CARREÑO, G. GONZÁLEZ-DONCEL y O.A. RUANO. *Mater. Sci. Eng. A* 164 (1993) 216.
- [10] O.D. SHERBY y P.M. BURKE. *Prog. Mater. Sci.* 13 (1967) 325.
- [11] H.J. FROST y M.F. ASHBY, *Deformation-Mechanism Maps*. Pergamon Press, Oxford, 1982.
- [12] O.D. SHERBY, R.H. KLUNDT y A.K. MILLER. *Metall. Trans. A*, 8 (1977) 843.
- [13] J. RÖSLER y E. ARZT. *Acta Metall. Mater.* 38 (1990) 671.
- [14] F. CARREÑO. Tesis Doctoral Universidad del País Vasco, Leioa, Bizkaia, 1994.
- [15] F. CARREÑO y O.A. RUANO. *Rev. Metal. (Madrid)* 33 (5) (1997) 324.
- [16] F. CARREÑO y O.A. RUANO. *Acta Mater.* 46 (1998) 159-167.
- [17] F. CARREÑO y O.A. RUANO. *Metall. Mater. Trans. A* 30 (1999) 371-376.
- [18] E.M. TALEFF, P.J. NEVLAND y S.J. YOON, *Deformation, Processing and Properties of Structural Materials*. E.M. Taleff, C.K. Syn y D.R. Lesuer (Eds.). The Minerals, Metals & Materials Society, (2000) p. 373.