

ESTUDIO DE LA PRECIPITACIÓN EN UNA ALEACIÓN AA7075 DEFORMADA

MARÍA DEL V. VALERA MANEIRO¹, NEY J. LUIGGI AGREDA¹, LUIS E. MACLELLAN B.¹, JOSÉ L. PRIN²

¹Grupo Física de Metales, Departamento de Física, Escuela de Ciencias, Universidad de Oriente, Apdo. 6101, Venezuela.

Email: mvalera05@gmail.com ; nluiggi51@gmail.com

²Instituto de Investigación en Biomedicina y Ciencias Aplicadas “Dra. Susan Tai” (IIBCA), Universidad de Oriente,

Apdo. 6101, Venezuela. Email: joseluis_prin@hotmail.com

Recibido: diciembre 2010

Recibido en forma final revisado: octubre 2012

RESUMEN

El efecto de la deformación, por laminado en frío, sobre la cinética de transformación de fases en una aleación comercial AA7075 ha sido estudiado por Calorimetría Diferencial de Barrido (DSC). Diferentes condiciones microestructurales de partida han sido utilizadas: (a) homogeneizada y templada, la cual se caracteriza por una elevada sobresaturación de soluto y una baja densidad de tensiones internas y (b) deformada hasta un 85% de reducción de espesor luego del tratamiento aplicado en (a), caracterizada por una elevada sobresaturación de soluto y una alta concentración de tensiones internas. Las muestras bajo la condición (a) al ser calentadas entre 25 y 600°C sufren un proceso de redistribución atómica, que conlleva a que los átomos de soluto (principalmente Zn y Mg) se reacomoden para dar paso a la precipitación de zonas Guinier–Preston (GP), a temperaturas por debajo de 170°C, seguido de la precipitación de la fase η' en la vecindad de 250°C y que a temperaturas por debajo de los 350°C precipite la fase η , las dos últimas ricas en $MgZn_2$. La microestructura en condición (b) al ser calentada muestra flujogramas diferentes en cuanto a la desaparición de picos característicos de la microestructura homogeneizada, principalmente a bajas temperaturas, acelerando la transición de la fase η' a la fase η cuando se aumenta la deformación aplicada. Las transformaciones detectadas por DSC se desplazan cuando la razón de calentamiento Φ es aumentada, confirmando que la cinética de fases es controlada por el mecanismo de difusión, incluso en muestras severamente deformadas. Esto nos permite usar el método de iso–conversión para evaluar la energía de activación Q de la fase más prominente, en este caso la fase η . La variación de Q con la deformación aplicada demuestra que ocurre una interacción directa entre los procesos de recristalización y de precipitación, donde existe un valor crítico de reducción de espesor (~50%) a partir del cual se facilita la precipitación de la fase de equilibrio η . El estado microestructural para ambas condiciones, en diferentes etapas del estudio, es observado por Microscopía Electrónica de Transmisión, confirmando una reorganización de las dislocaciones introducidas al aplicar diferentes grados de laminación.

Palabras Clave: AA7075, Deformación, Restauración, Recristalización, Precipitación.

STUDY OF PRECIPITATION IN AN AA7075 ROLLED ALLOY

ABSTRACT

The effect of the deformation applied by cold rolling on the kinetics of phase transformation in a commercial AA7075 alloy has been studied by Differential Scanning Calorimetry (DSC). Different microstructural conditions were investigated: (a) homogenized and quenched, which is characterized by a high solute oversaturation and low internal energy and (b) deformed up to 85% thickness reduction after the treatment applied in (a), characterized by a high solute oversaturation and a high internal energy. Samples under condition (a) when heated between 25 and 600°C undergo a process of atomic redistribution leading to the re–arrangement of the solute atoms (Zn and Mg mainly), which gives rise to the precipitation of Guinier–Preston zones (GP) at temperatures below 170°C, followed by the precipitation of the η' phase in the vicinity of 250°C while the η phase precipitates at temperatures below 350°C, the last two $MgZn_2$ rich. The microstructure in condition (b) when heated shows a different evolution regarding the disappearance of characteristic peaks in the homogenized microstructure, especially at low temperatures, accelerating the transition of η' to η phase when increasing the rolling rate. The transformations detected by DSC are displaced when the heating rate Φ is increased, confirming that the kinetics of phase transformation is controlled by diffusion, even in the severely deformed samples. This allows us the use of the iso–conversion method to evaluate the activation energy Q of the most prominent phase, in this case η the phase. The

variation of Q with the deformation applied allows the conclusion that a direct interaction between the recrystallization and precipitation processes occurs, where for a critical thickness reduction (~ 50%) the precipitation of the η phase is promoted. The microstructural state for both conditions, at different stages of the study, has been observed by transmission electron microscopy (TEM) confirming the occurrence of a dislocation reorganization process.

Keywords: AA7075, Cold Rolling, Recovery, Recrystallization, Precipitation.

INTRODUCCIÓN

La condición microestructural de partida en una aleación regula la cinética de cambio de fases que pueden ocurrir en ese sistema. Una aleación previamente homogeneizada y sometida luego a un proceso de laminado severo, permite generar una microestructura con una elevada sobresaturación atómica y energía interna (Luiggi, 2010). La inestabilidad configuracional producida por estos tratamientos es relajada por un lado por la precipitación de átomos en sobresaturación y por el otro por la reducción de la energía interna a través de procesos de recuperación y recristalización (Humphreys & Hatherly, 2004). A pesar de que ambos mecanismos de relajación estructural pueden ocurrir simultáneamente, la literatura especializada ha preferido tratarlos de forma individual, siendo numerosas las referencias publicadas en este formato (Luiggi, 2010). En cuanto a la aleación AA7075 seleccionada para este estudio, ésta ha recibido su máxima atención por la elevada resistencia a la corrosión bajo tensión que adquiere cuando es sometida a tratamiento de retrogresión y re-envejecimiento (García & Louis, 1990; Robinson, 2000; Zhiwei *et al.* 2005), el cual tiene el efecto de intensificar la precipitación de la fase η en el interior del grano y de la fase η' en la vecindad de sus límites, de tal forma que el desarrollo de la precipitación ejerce un control sobre la evolución de dicho grano (Starink & Wang, 2003). Otras investigaciones sobre la aleación AA7075 (Nicolas & Deschamps, 2003; Fan *et al.* 2006) han evidenciado la presencia de precipitados en diferentes intervalos de temperatura: zonas de Guinier Preston por debajo de 150°C, fase η' por debajo de 250°C y fase η por debajo de 300°C; en particular las medidas de DSC han manifestado una reacción exotérmica extra, ligeramente por encima de esta temperatura producto de un crecimiento diferente de los precipitados (Maduración de Ostwald). En particular está investigación está dirigida a la puesta en evidencia de la interacción precipitación–recristalización que debe ocurrir en aleaciones sometidas a un tratamiento de homogeneización, temple y deformación por laminación en frío, luego calentadas linealmente en un intervalo de temperatura en el cual se conoce ocurre el proceso de precipitación.

TÉCNICAS EXPERIMENTALES

ALEACIÓN ESTUDIADA

Se estudió la aleación comercial AA7075 cuya composición química se muestra en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición nominal de la aleación AA7075

Elementos	Al	Zn	Mg	Cu
%peso	Resto	5,1	2,1	1,2
		–	–	–
		6,1	2,9	2,0

TRATAMIENTOS TÉRMICOS, PREPARACIÓN DE MUESTRAS Y EQUIPOS UTILIZADOS

Todas las muestras fueron expuestas a un proceso de desbaste tradicional para eliminar el óxido y rastros de grasas; y luego fueron sometidas a un proceso de homogeneización a 480°C por 30 min en un horno eléctrico de aire programable, marca NABERTHERM. Todo este procedimiento se realizó con el objetivo de minimizar la energía interna del material y disolver cualquier agregado metálico. Seguidamente, las muestras son templadas en agua fría (3°C) para así permitir la menor evolución estructural durante este proceso y congelar el estado homogeneizado alcanzado. Una vez homogeneizadas y templadas las muestras AA7075, éstas fueron deformadas por laminación en frío. Los distintos grados de reducción de espesor alcanzados fueron 25, 50, 75 y 85%. El porcentaje de reducción de espesor $\delta(\%)$ fue calculado mediante la siguiente ecuación:

$$\delta(\%) = \frac{e_0 - e_f}{e_0} \times 100 \quad (1)$$

donde: e_0 es el espesor inicial, sin deformar, de la muestra y e_f es el espesor final de la muestra deformada.

TÉCNICAS DE ESTUDIO

Para el presente estudio utilizamos Calorimetría diferencial de barrido (DSC) y Microscopía Electrónica de Transmisión

(MET).

El DSC es una técnica termoanalítica que se utiliza para registrar los cambios en la energía térmica asociada con las transformaciones microestructurales de los materiales como función de la temperatura o del tiempo; es por ello que esta técnica es ideal para estudiar los cambios estructurales de una aleación que evoluciona hacia su equilibrio (García & Luiggi, 2007). Para las medidas de flujo de calor (ΔH), se usaron láminas circulares de diámetro 6,65 mm y 42 mg de masa. Las medidas se realizaron en un equipo DSC PERKIN ELMER TAC 7/DX en condiciones no-isotermas entre 25 y 600°C, a diferentes velocidades de calentamiento: 50, 100, 150 y 200°C/min.

El MET es una técnica analítica utilizada para examinar y distinguir la estructura interna de las muestras; ya sea metales, cerámicas, minerales, polímeros y los materiales biológicos. Con el propósito de verificar la naturaleza estructural de las diferentes muestras utilizadas en este estudio, se empleó un microscopio electrónico de transmisión, marca HITACHI, modelo H-600 y con un voltaje de aceleración de 100 kV. Las muestras utilizadas en esta investigación fueron preparadas siguiendo la técnica de electropulido por doble jet, en la cual discos delgados de espesor 0,05 mm y diámetro 3 mm se hacen transparentes al haz de electrones al ser impactadas en ambas caras por una corriente de electrolito, cuya composición química es dada en la Tabla 2.

Tabla 2. Electrolitos y condiciones para el electropulido

Aleación	Electrolito	V (V)	I (A)	Flujo	T (°C)
AA7075	25% HNO ₃ 75% CH ₃ OH	10	0,2	4,5	-20

ANÁLISIS DE LA CINÉTICA DE FASES

Los termogramas son analizados a la luz de la teoría de Isoconversión (Luiggi, 2003), para procesos no isotérmicos, la cual a través de parámetros deducidos de los flujogramas permite la evaluación de la energía de activación Q a partir de la relación:

$$\ln\left(\frac{T^N}{\Phi}\right) = \frac{Q}{RT} + C \quad (2)$$

donde: N es un parámetro fenomenológico asociado con el mecanismo de transformación y puede tomar valores de forma tal que nos permita reproducir el valor experimental de Q . Φ es la velocidad de calentamiento, T es el valor de

la temperatura en el cual ocurre el máximo del pico, C es una constante y R es la constante de los gases, cuyo valor es 1.987 cal/mol·K.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

MUESTRAS HOMOGENEIZADAS

En la Figura 1 se muestra el flujograma correspondiente a la variación de calor en función de la temperatura para muestras homogeneizadas a una razón de calentamiento $\Phi = 100^\circ\text{C}/\text{min}$. En ella se señala con letras A, B, C y D las temperaturas asociadas con cuatro transformaciones exotérmicas reportadas por otros autores (Li & Starink, 2001; Jiang *et al.* 2000; Li & Starink, 2000; Totten & Mackenzie, 2003; DeIasi & Adler, 1977) para temperaturas inferiores a 500°C, correspondientes respectivamente a la precipitación de las zonas GP, fase η' , fase η y la maduración de la fase η mediante el mecanismo de Ostwald. Estas fases aparecen a temperaturas desplazadas respecto a las reportadas en la literatura, debido a que se trabaja a elevadas razones de calentamiento y como el proceso de precipitación es difusivo, a mayor Φ habrá un mayor impulso térmico que desplaza los cambios de fases hacia temperaturas superiores. Igualmente puede notarse que debido al elevado valor de Φ la transformación exotérmica correspondiente a la fase η' aparece de forma difusa.

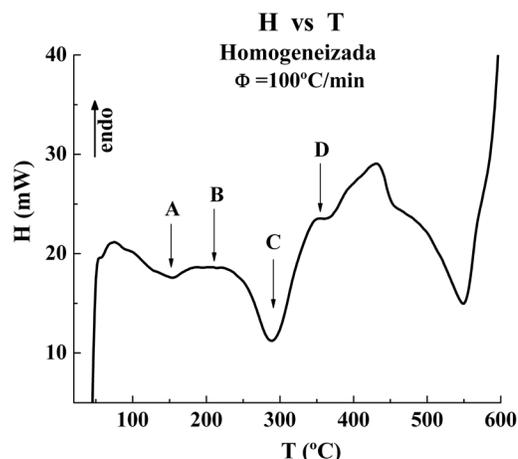


Figura 1. Flujograma mostrando la variación del flujo de calor en función de la temperatura para la aleación AA7075 homogeneizada

En la Figura 2 mostramos una micrografía correspondiente al estado microestructural de la muestra homogeneizada, en la cual se evidencia una distribución homogénea, con ciertos agregados atómicos no diluidos durante la puesta en solución y muy baja densidad de dislocaciones.

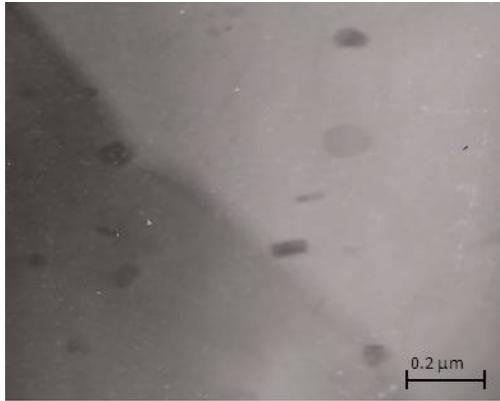


Figura 2. Micrografías de la aleación AA7075-Homogeneizada usando MET

MUESTRAS DEFORMADAS

En la Figura 3 se muestra el efecto de diferentes grados de reducción de espesor por laminación en frío sobre la variación del flujo de calor para la aleación AA7075. Los valores de δ graficados son 0, 25, 50, 75 y 85%, correspondiendo $\delta = 0$ a la microestructura homogeneizada. Se observa que las muestras deformadas presentan una importante variación a nivel de la precipitación de la fase η' y de la fase η , con la aparición de una reacción endotérmica entre 200°C, para una deformación relativamente leve, y 170°C para una deformación severa, asociada básicamente con la recrystalización primaria o restauración, cuyo efecto es el de acelerar la precipitación de la fase η' en la medida que se incrementa el grado de reducción de espesor. Este efecto es magnificado cuando precipita la fase η , cuya precipitación es profusamente acelerada cuando se incrementa el grado de reducción de espesor y la transformación exotérmica que caracteriza esta precipitación pasa de una transformación

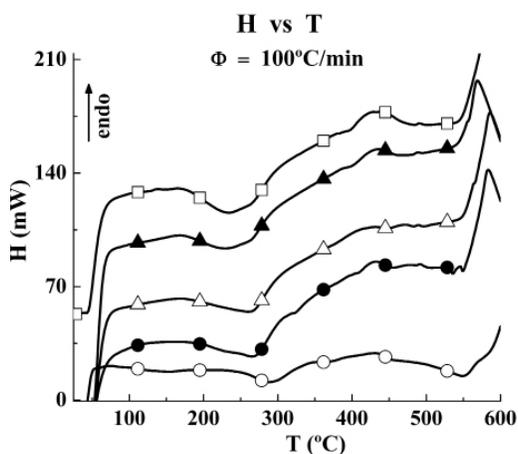


Figura 3. Flujo de calor en función de la temperatura para la aleación AA7075 sometida a diferentes grados de laminación en frío δ : ○ 0%, ● 25%, △ 50%, ▲ 75%, □ 85%

simple para una deformación leve, a una transformación amplia y extendida para una deformación severa. Sin duda este valle amplio contiene la participación simultánea del proceso de precipitación y del proceso de recrystalización.

En las Figuras 4.a y 4.b se presentan micrografías para muestras laminadas en un 50% de reducción de espesor en diferentes zonas de la muestra de la aleación AA7075. Estas muestras antes de ser observadas en el microscopio permanecieron un tiempo prudente (aproximadamente 15 min) a temperatura ambiente. En ambas se detectó una maraña de dislocaciones, de elevada densidad, producto de la deformación aplicada, coexistiendo con diferentes tipos de precipitados. Unos oscuros de menor tamaño (alrededor de 0.01 μm), que por la condición de la muestra debería corresponder a las zonas GP, los cuales parecen precipitar antes de que la deformación fuese efectuada; y otros blancos de mayor tamaño que deben corresponder a la fase η' y que se superponen a la maraña de dislocaciones, por lo que su precipitación debió ser acelerada por el proceso de laminación. La Figura 4.c corresponde a muestras deformadas un 85% de reducción de espesor y con igual aumento que las anteriores. En ella se observa la coexistencia de los mismos precipitados, zonas GP y fase η' de mayor tamaño (cerca de 0.2 μm) que los observados a menores deformaciones, mientras que la distribución de dislocaciones no es en forma de maraña sino que parecen haberse reorganizado formando subestructuras de granos, típicas de las deformaciones severas. Esto se confirma en la Figura 4.d en la cual se muestra la distribución de dislocaciones apiladas en los límites de los granos.

CINÉTICAS DE FASES

Partiendo del hecho de que los mecanismos que controlan la cinética de cambios de fases son difusivos, se evaluará la energía de activación del proceso más relevante observado en el presente trabajo, el cual corresponde a la precipitación de la fase η . Para ello se realizaron medidas a diferentes razones de calentamiento y se usó el método iso-conversional (Ecuación 2) para evaluarla. En las Figuras 5.a y 5.b se muestra el flujo de calor en función de la temperatura para muestras homogeneizadas ($\delta = 0\%$) y para muestras severamente deformadas ($\delta = 85\%$). En ellas se observa la secuencia de precipitación anteriormente establecidas y se resalta en ambos casos la reacción exotérmica característica de la fase η , cuyo máximo único se ubica entre 260°C y 322°C (Figura 5.a) para velocidades de calentamiento de 50°C/min y 200°C/min respectivamente y entre 213°C y 285°C para los mismos valores de Φ (Figura 5.b), aunque los máximos en este caso son amplios y reflejan la coexistencia conjunta de la precipitación de η y del proceso

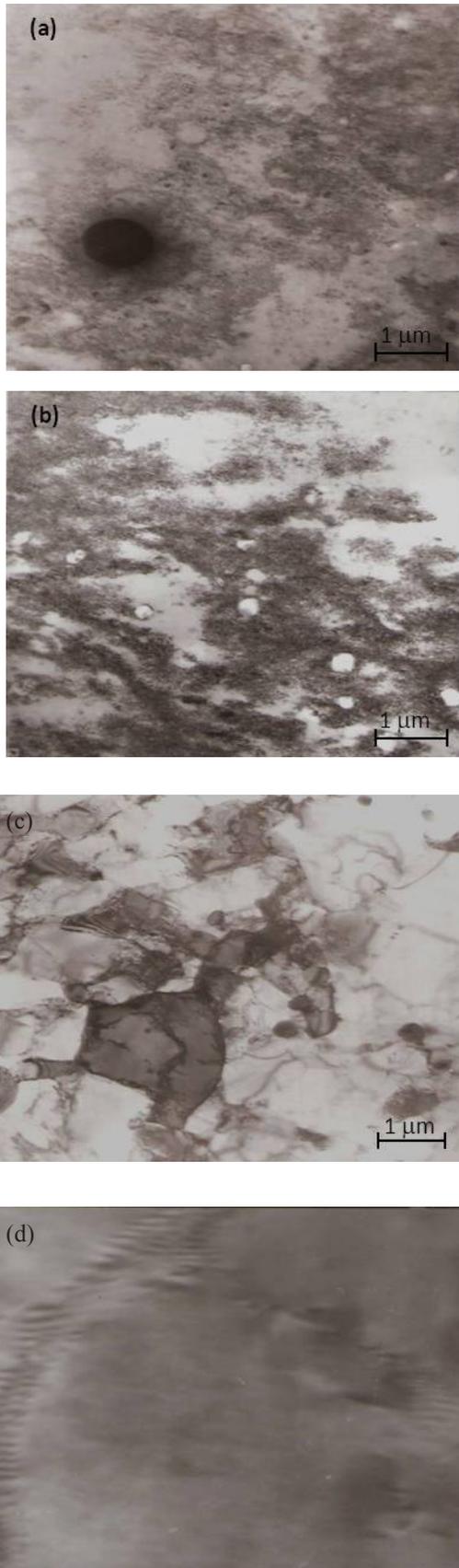


Figura 4. Micrografías de la aleación AA7075 por MET: (a) y (b) Laminadas a 50%, (c) y (d) Laminadas a 85%

de recristalización.

Los parámetros cinéticos bien pueden evaluarse mediante la determinación de la variación de entalpía asociada con la reacción, lo cual a través del área bajo la curva se obtendría la fracción transformada y de allí los pares de valores T, Φ que permitiría a través de la relación 2 evaluar Q para una extensión de conversión dada y para un valor de N prefijado o en su defecto directamente a través de los picos de la reacción.

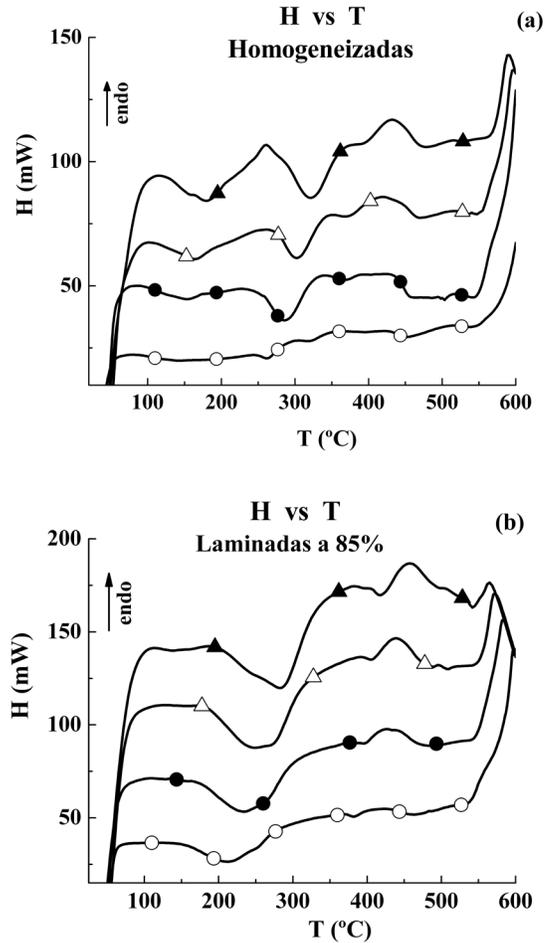


Figura 5. Flujo de calor en función de la temperatura para diferentes razones de calentamiento Φ en muestras (a) homogeneizadas y (b) laminadas a 85%. \circ 50°C/min, \bullet 100°C/min, \triangle 150°C/min, \blacktriangle 200°C/min

En la Tabla 3 se muestran los resultados para cada grado de deformación estudiada para valores de $N = 0$ y $N = 2$. De ella se deduce que los valores de Q disminuyen cuando se incrementa N , es por eso que este parámetro fungirá como parámetro de ajuste para la reproducción del valor experimental de Q (Luiggi, 2003). Podemos observar en esta Tabla que los valores reportados son relativamente más bajos a las respectivas energías de activación para la difusión

de los aleantes de la aleación AA7075 en Al (27–37 kcal/mol) (Frost & Ashby, 1982; Seeger *et al.* 1971; Fujikawa & Takada, 1997; Yu *et al.* 2004; Mantina *et al.* 2009). Sin embargo, la variación de la difusividad de cada aleante, debido a que nuestro sistema es al menos cuaternario, sin duda debe tener un efecto sobre la energía aparente de activación; esto aunado también a las condiciones microestructurales de la aleación (Takahashi *et al.* 2002). En la literatura especializada encontramos mecanismos de difusión que involucran la dinámica de dislocaciones cuya energía de difusión está en concordancia con nuestros resultados. Tal es el caso de la energía de difusión a través de dislocaciones (Pipe Diffusion) cuyo valor se ubica entre 18 y 22 kcal/mol (Frost & Ashby, 1982; Jannot *et al.* 2006), igualmente el mecanismo asociado con la fluencia de dislocaciones y a la difusión de juntas de grano genera valores de energía de activación entre 20 y 25 Kcal/mol (Somekawa *et al.* 2005; González & Wolfenstine, 1993; Doherty *et al.* 1997), lo que pudiera sugerir la participación de estos mecanismos en la recuperación y recristalización de nuestras muestras laminadas. Otros autores, usando diferentes aleaciones y diferentes técnicas, han reportado valores de la energía de activación para la recristalización concordantes con nuestros resultados: 32,5 kcal/mol (Tanaka *et al.* 1999), 23 kcal/mol (Koken, 1989) y 8–19 kcal/mol (Puchi *et al.* 2003).

En cuanto a la variación de Q con el grado de laminación se nota que éste se incrementa hasta una deformación que llamamos crítica, la cual se ubica cerca de 50% de reducción de espesor y luego el valor de la energía de activación desciende. Este comportamiento predice que tanto la muestra homogeneizada como la severamente deformada, generan caminos de relajación diferentes que facilitan el proceso de cambio de fases. Este resultado coincide con las micrografías de la Figura 2, en la cual de una maraña de dislocaciones a 50% de reducción de espesor se pasa a un rearrreglo de las mismas a 85% de reducción de espesor.

Tabla 3. Energía de Activación Q para la fase η

MUESTRAS	Q (kcal/mol)	
	Para N = 0	Para N = 2
Homogeneizada	16,557	14,324
Laminadas (%)		
25	19,995	17,852
50	21,039	18,875
75	12,242	10,165
85	9,300	7,246

CONCLUSIONES

En el estudio de la precipitación en la aleación AA7075 en muestras homogeneizadas y laminadas se llegó a las siguientes conclusiones:

- 1.- Tanto las medidas de DSC como por el análisis por MET, ponen de manifiesto los procesos de precipitación y de relajación vía recristalización y su interacción para microestructuras homogeneizadas y deformadas por laminación en frío.
- 2.- Ambos procesos se efectúan a través de mecanismos de difusión, comportamiento deducido de los flujogramas a diferentes velocidades de calentamiento.
- 3.- La deformación acelera el proceso de precipitación de fases que ocurren a temperaturas por debajo de la temperatura de recristalización, no así a los que ocurren por encima de esta temperatura.
- 4.- La deformación por laminado introduce una gran densidad de dislocaciones con apariencia desordenada y enmarañada hasta cierto grado de deformación, la cual se rearreglan para deformaciones severas.
- 5.- La energía de activación de la fase η evaluada en el presente trabajo crece desde la condición de muestra homogeneizada hasta muestras con un grado crítico de deformación, a partir del cual el valor de Q disminuye.

REFERENCIAS

- DEIASI, R. & ADLER, P. N. (1977). Calorimetric Studies of 7000 Series Aluminum Alloys: I. Matrix Precipitate Characterization of 7075. *Metallurgical Transactions A*. 8A; 1177–1183.
- DOHERTY, R. D., HUGHES, D. A., HUMPHREYS, F. J., JONAS, J. J., JUUL JENSEN, D., KASSNER, M. E., KING, W. E., MCNELLEY, T. R., MCQUEEN, H. J., ROLLETT, A. D. (1997). Current Issues in Recrystallization: A Review. *Materials Science and Engineering*. A238; 219–274.
- FAN, X., JIANG, D., MENG, Q., ZHONG, L. (2006). The microstructural evolution of an Al–Zn–Mg–Cu alloy during homogenization. *Materials Letters*. 60; 1475–1479.
- FROST, H. J. & ASHBY, M. F. (1982). *Deformation Mechanism Map*. Pergamon Press Oxford. p. 44.
- FUJIKAWA, S. I. & TAKADA, Y. (1997). Interdiffusion between aluminum and Al–Mg alloys. *Defect and Diffusion Forum*. 143–147; 409–414.

- GARCÍA, G. & LUIGGI, N. (2007). Estudio calorimétrico de la aleación Al–Zn. *Revista Mexicana de Física*. S53 (7); 286–292.
- GARCÍA-CORDOVILLA, C. & LOUIS, E. (1990). Kinetics of retrogression in Al–Zn–Mg–(Cu) alloys. *Metallurgical Transactions A*. 21(8); 2277–2280.
- GONZÁLEZ, C. & WOLFENSTINE, J. (1993). Pipe–Diffusion–Controlled Creep Under Constant Structure of an Aluminium Alloy. *Philosophical Magazine Letters*. 67 (3); 173–177.
- HUMPHREYS, F. J. & HATHERLY, M. (2004). *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. UK, Pergamon Press, Oxford. 2nd Ed.
- JANNOT, E., MOHLES, V., GOTTSTEIN, G., THUISSE, B. (2006). Atomistic Simulation of Pipe Diffusion in AlCu Alloys. *Defect and Diffusion Forum*. 249; 47–54.
- JIANG, X. J., NOBLE, B., HOLME, B., WATERLOO, G., TAFTO, J. (2000). Differential Scanning Calorimetry and Electron Diffraction Investigation on Low–Temperature Aging in Al–Zn–Mg Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 31A; 339–348.
- KOKEN, E. (1989). *Recrystallization in Aluminum Alloys*. PhD Thesis in McMaster University. Canadá.
- LI, X. M. & STARINK, M. J. (2000). Analysis of precipitation and dissolution in overaged 7xxx aluminium alloys using DSC. *Materials Science Forum*. 313–317; 1071–1076.
- LI, X. M. & STARINK, M. J. (2001). The effect of compositional variations on the characteristics of coarse intermetallic particles in overaged 7XXX Al alloys. *Materials Science and Technology*. 17; 1324–1328.
- LUIGGI, N. (2010). A Preliminary Study of the Phase Transformations in Rolled Al–Fe–Si Alloy. *Metallurgical Transactions A*. 41A; 3271–3275.
- LUIGGI, N. (2003). Comments on the analysis of experimental data in non–isothermal kinetics. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 34A; 2679–2682.
- MANTINA, M., WANG, Y., CHEN, L. Q., LIU, Z. K., WOLVERTON, C. (2009). First Principles Impurity Diffusion Coefficients. *Acta Materialia*. 57; 4102–4108.
- NICOLAS, M. & DESCHAMPS, A. (2003). Characterization and modeling of precipitate evolution in an Al–Zn–Mg alloy during non–isothermal heat treatments. *Acta Materialia*. 51; 6077–6094.
- PUCHI, E. S., VILLALOBOS, C. J., CARRILLO, A., DI SIMONE, F. (2003). Non–Isothermal Annealing of a Cold Rolled Commercial Twin Roll Cast 3003 Aluminum Alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 12 (3); 261–271.
- ROBINSON, J. S. (2000). Influence of retrogressing and reaging on the stress corrosion cracking resistance of 7010. *Materials Science Forum*. 331–337; 1653–1658.
- SEEGER, A., WOLF, D., MEHRER, H. (1971). Analysis of Tracer and Nuclear Magnetic Resonance Measurements of Self–Diffusion in Aluminium. *Physica Status Solidi B*. 48B (2); 481–496.
- SOMEKAWA, H., HIRAI, K., WATANABE, H., TAKIGAWA, Y., HIGASHI, K. (2005). Dislocation Creep Behavior in Mg–Al–Zn Alloys. *Materials Science and Engineering A*. 407; 53–61.
- STARINK, M. J. & WANG, S. C. (2003). A Model for the Yield Strength of Overaged Al–Zn–Mg–Cu Alloys. *Acta Materialia*. 51; 5131–5150.
- TAKAHASHI, T., MINAMINO, Y., YAMANE, T. (2002). Quaternary Diffusion in 7000 Aluminum Alloys. *Materials Transactions*. 43 (2); 232–238.
- TANAKA, K., ITO, K., YAMAGATA, H., OTSUKA, M. (1999). Dynamic Recrystallization of 99.999 Mass% Aluminum Polycrystal. *Nippon Kinzoku Gakkaishi*. 63 (7); 859–865.
- TOTTEN, G. E. & MACKENZIE, D. S. (DESCHAMPS A.). (2003). *Handbook of Aluminum, Volume 2: Alloys Production and Materials Manufacturing*. USA, Taylor & Francis Group.
- YU, C. Y., SUN, P. L., KAO, P. W., CHANG, C. P. (2004). Evolution of Microstructure During Annealing of a Severely Deformed Aluminum. *Materials Science and Engineering A*. A366; 310–317.
- ZHIWEI, D., TIETAO, Z., PEIYING, L., HUANXI, L., BAOZHONG, D., CHANGQI, C. (2005). Small angle X–ray scattering study of precipitation kinetics in Al–Zn–Mg–Cu alloys. *Journal of Materials Science and Technology*. 21(4); 479–483.