

## Efecto de tratamiento isotérmico sobre los cambios de fases de una aleación AA8011

Verónica González<sup>a</sup>, Ramón López<sup>a,b</sup> y Ney Luiggi<sup>b</sup>

<sup>a</sup>Instituto de Investigaciones en Biomedicina y Ciencias Aplicadas, Dpto. de Ciencia de los Materiales.

<sup>b</sup>Universidad de Oriente. Dpto. de Física, Cumaná, 6101, A. P. 245, Venezuela.

Recibido el de de ; aceptado el de de

En el presente trabajo se detectaron las transformaciones de fases isotérmicas que ocurren en una aleación AA8011 homogeneizada durante 24 horas a 600°C. Un calentamiento continuo no isotérmico a 10°C/min entre 20 y 600°C nos permitió establecer a través de medidas de calorimetría diferencial de barrido (DSC) las temperaturas a las cuales se genera una transformación estructural, identificando las temperaturas características en 271.8, 450 y 474.2°C. Isotermas *in situ* a estas temperaturas revelaron cambios en el flujo de calor asociados a la existencia de procesos de precipitación y redisolución de fases.

**Descriptores:** AA8011; tratamiento isotérmico; precipitados.

In this work we have detected the isothermal phase transformations occurring in an AA8011 alloy which was homogenized by 24 hours at 600°C. A non isothermal heating at 10°C/min between 20 and 600°C permitted us to determine, by means of differential scanning calorimetry (DSC), the characteristic temperatures of the structural transformations, which are identified at 271.8, 450 and 474.2°C. Isothermal kinetics *in situ* at these temperatures reveal that heat flux changes which are associated with process of precipitation and dilution of structural phases.

**Keywords:** AA8011; isothermal behavior; precipitate.

PACS: 07.07.Df

### 1. Introducción

La aleación comercial AA8011 está compuesta en mayor porcentaje de hierro (Fe) y silicio (Si). En este tipo de aleaciones se forman algunos compuestos intermetálicos tales como partículas gruesas de solidificación y precipitados finos durante la homogeneización, laminado en caliente y fundiciones[1]. Variadas investigaciones se han hecho sobre estos precipitados y sus transformaciones de fases, así como la relación entre ellos y los tratamientos térmicos. Luiggi[2,3] determinó la cinética de precipitación isotérmica en un rango de 225 a 515°C, confirmando que los procesos de precipitación ocurren por difusión, obteniendo parámetros metalúrgicos de importancia como la energía de activación de las diferentes fases. El hierro tiene un predominante efecto en estos procesos. Puchi *et al.*[4,5] observaron por MET estas muestras bajo diferentes condiciones y tratamientos; revelando la presencia de partículas hexagonales dispersas de fases  $\alpha$ -Al-Fe-Si, la cual probablemente corresponde a la fase de equilibrio del sistema. Komatsu *et al.* [6] consiguieron que el Si comienza a precipitar sobre los 330K y continúa hasta 623K. Dons [7,8] estudió la aleación A1200 determinando el efecto de la tasa de enfriamiento sobre las fases precipitadas e identificó partículas intermetálicas. Shoji y Fujikura [1] sobre la misma aleación, identificaron tres tipos de precipitados al laminar en frío. Los precipitados de Si y la fase  $\alpha$ -Al-Fe-Si se forman principalmente durante el proceso de recristalización, mientras la precipitación de Al<sub>3</sub>Fe ocurre principalmente después de completar el proceso.

En este trabajo se han estudiado las transformaciones de fases en una aleación AA8011 homogeneizada, usando medidas DSC bajo condiciones isotérmicas.

### 2. Parte experimental

El estudio se realizó a una aleación AA8011 de composición 0.56%Fe, 0.40%Si, 0.01%Mn, 0.004%Zn, 0.003%Cr y 0.1%Cu. Las muestras en forma de placas se homogeneizaron a 600°C durante 24 horas en un horno de aire, para minimizar o anular tensiones residuales, agregados metálicos y defectos de volumen o superficie, luego fue templada en agua a 0°C para congelar el estado estructural. Las placas son inicialmente de 50x90x6 mm<sup>3</sup> de espesor y fueron devastadas por la técnica convencional de preparación metalográfica: con lijas desde 80 hasta 1500 y luego troquelándolas, logrando  $\approx$  0.22 mm de espesor, 3mm de diámetro y un peso promedio de 0.00329g.

El tratamiento isotérmico se realizó *in situ* en el mismo calorímetro diferencial de barrido, el cual es un DSC7 Perkin Elmer. La muestra se encapsuló, luego se transfirió a un recinto del equipo y en el otro recinto se colocó una cápsula de aluminio vacía la cual sirve de referencia. A estos se le suministra calor en forma de energía eléctrica, la diferencia de potencia suministrada se registra midiendo así, el calor emitido (reacción exotérmica) o el calor absorbido (reacción endotérmica) durante el proceso.

Para obtener los valores de temperatura donde ocurren los cambios estructurales de la aleación, se hizo una corrida no-isotérmica con una razón de calentamiento de 10°C/min hasta llegar a 600°C, luego mediante la derivada del flujo de calor respecto a la temperatura precisamos los puntos de transformación de nuestra aleación. Para realizar los envejecimientos isotérmicos se chequearon dos esquemas de cómo lograr de forma expedita la temperatura de envejecimiento: El primero, con una muestra de prueba se ajusta el sistema a

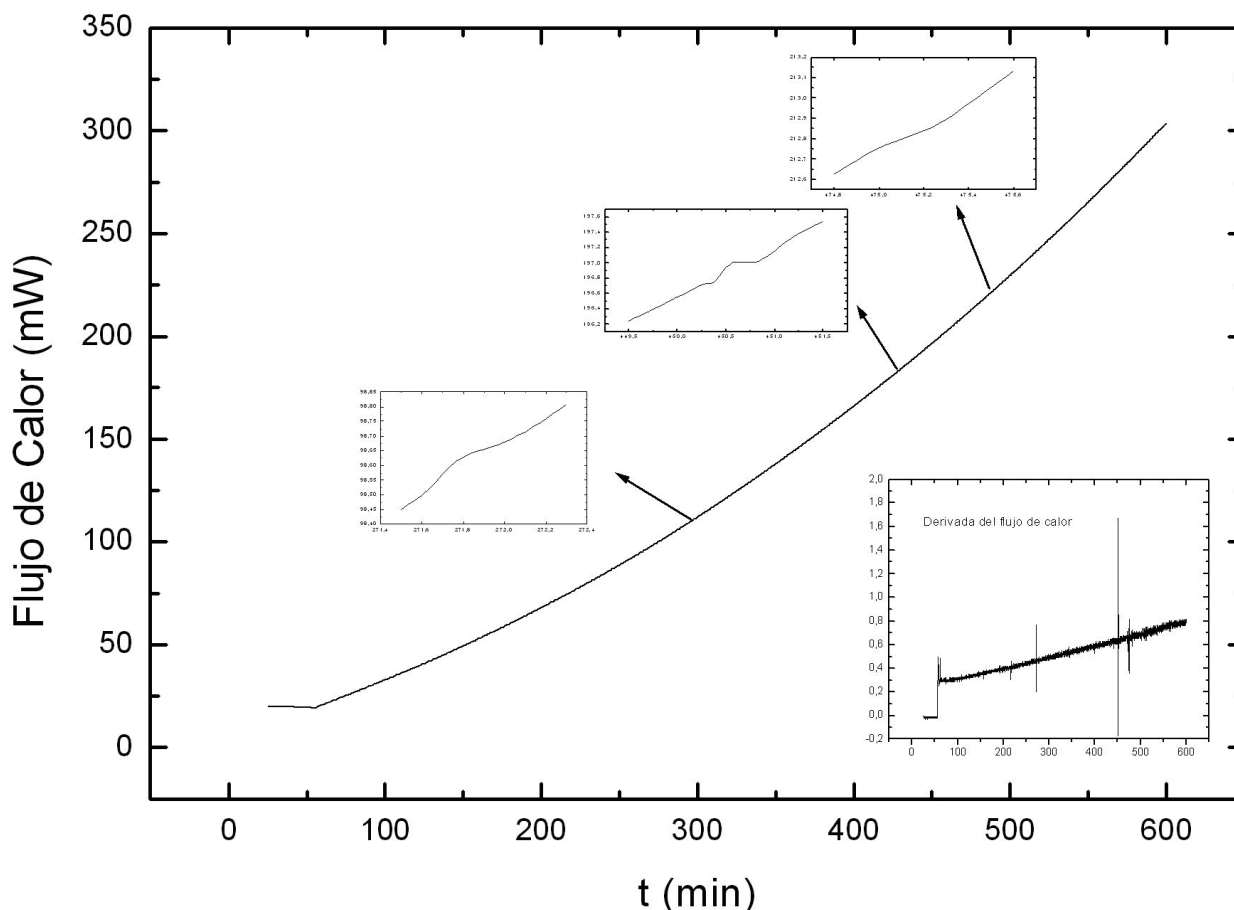


FIGURA 1. Flujo de Calor en función de la temperatura de una muestra homogeneizada de la aleación 8011.

la temperatura deseada, luego de forma muy rápida se procede a realizar el cambio de la muestra verdadera por la de prueba y el segundo, predisponiendo la muestra para la medición y subiendo la temperatura a una elevada razón de calentamiento hasta una temperatura cercana a la temperatura de envejecimiento; cada método tiene sus pro y sus contra, sin embargo decidimos aplicar la segunda metodología. La razón inicial de calentamiento fue de  $200^{\circ}\text{C}/\text{min}$ , permitiendo que la inercia térmica nos ubicase en un tiempo muy reducido a la temperatura deseada.

### 3. Resultados y discusión

La Fig. 1 muestra la curva del flujo de calor  $J$  (mW) en función de la temperatura  $T$  ( $^{\circ}\text{C}$ ) de una muestra homogeneizada de la aleación 8011, calentada a una razón de  $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$  (tratamiento no-isotérmico). Esta tiene una apariencia uniforme, sin transformaciones aparentes, pero al aplicar la derivada del flujo respecto a la temperatura (recuadro inferior) se observaron notables variaciones producto de los cambios estructurales que ocurren a temperaturas ubicadas en la vecindad de  $271.8$ ,  $450$  y  $474.2^{\circ}\text{C}$ . En los tres recuadros superiores de dicha figura se señalan estas variaciones ampliadas y cuyas características particulares nos hacen suponer transformaciones diferentes, propias de reac-

ciones de precipitación y redisolución de fases. De igual forma evidenciamos el rango de temperatura donde se produce la transformación y podemos determinar la fracción de átomos asociadas con la misma [9].

La confirmación de lo que ocurre a las temperaturas antes señaladas la realizamos mediante tratamientos isotérmicos. Las Figs. 2, 3 y 4 muestran la variación de flujo de calor  $\Delta J$  (mW) respecto al tiempo (min), para envejecimientos a  $271.8$ ,  $450$  y  $474.2^{\circ}\text{C}$ . Todas las curvas muestran un crecimiento inicial de  $\Delta J$  (reacción endotérmica) asociado fundamentalmente al incremento violento de la temperatura desde la temperatura ambiente hasta la temperatura de envejecimiento. En la Fig. 2, luego que la muestra alcanza la temperatura de  $271.8^{\circ}\text{C}$ ,  $\Delta J$  se incrementa de manera lenta y fluctuante durante las cuatro horas que duró la experiencia. La magnitud de la fluctuación y la temperatura de envejecimiento nos hacen pensar en la precipitación primordialmente de elementos ligeros como el Si. En la Fig. 3 se muestra el resultado obtenido para un envejecimiento a  $450^{\circ}\text{C}$  durante 5 horas. Nuevamente hay un crecimiento de  $\Delta J$ , pero de mayor importancia que el anterior, lo cual lo asociamos a la precipitación del hierro o fases ricas en hierro. Igualmente observamos en esta gráfica fluctuaciones más o menos importantes de  $\Delta J$  que sin duda deben corresponder a la precipitación de algún otro elemento o a la disolución de alguna

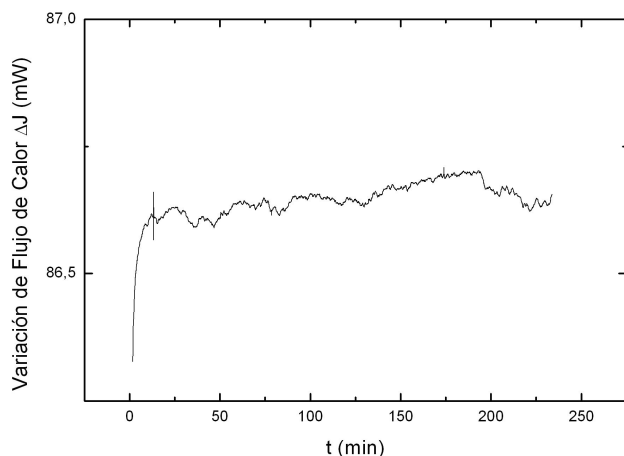


FIGURA 2. Variación del flujo de calor respecto al tiempo para una temperatura de envejecimiento de 271.8°C

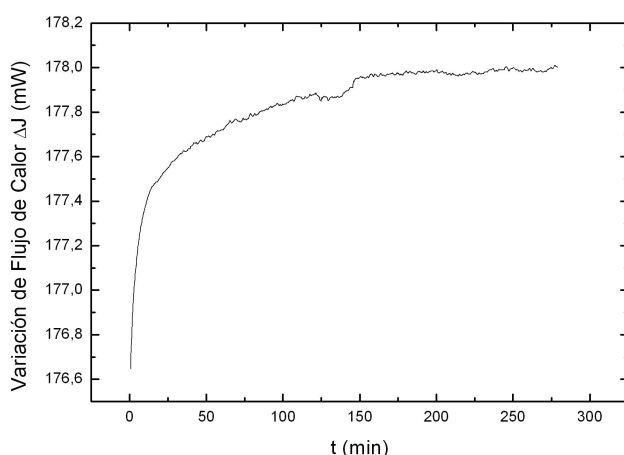


FIGURA 3. Variación del flujo de calor respecto al tiempo para una temperatura de envejecimiento de 450°C.

fase o inclusión formada a temperaturas inferiores. Este efecto es magnificado en el recuadro de la misma Figura donde mostramos la derivada temporal de  $\Delta J$ . La Fig. 4 presenta la reacción endotérmica obtenida cuando envejecemos a 475.2°C. Este comportamiento es muy similar al anterior y

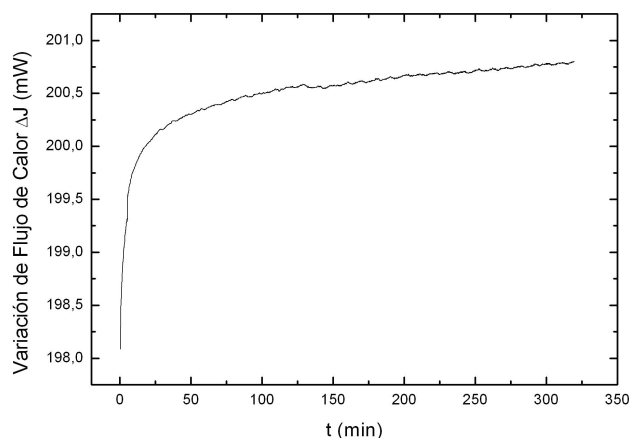


FIGURA 4. Variación del flujo de calor respecto al tiempo para una temperatura de envejecimiento de 474.2°C.

pareciera que precipita la misma fase. Note que en ningún momento el proceso de transformación tiende a estabilizarse.

En acuerdo con otros autores [1,8] en este tipo de aleaciones a temperaturas cercanas a 300°C (Fig. 2), ocurre precipitación de Si, a 450°C (Fig. 3) ocurre precipitación de la fase  $\alpha$ -Al-Fe-Si, y cercano a 500°C (Fig. 4) precipitación de  $Al_3Fe$ , lo cual parece confirmarse durante el desarrollo del presente trabajo.

#### 4. Conclusión

Hemos seguido la cinética de transformación de una aleación AA8011 tanto isotérmica como no isotérmica mediante medidas de DSC, confirmando, en el caso no isotérmico, la concurrencia de diferentes reacciones exotérmicas y endotérmicas propias de los procesos de precipitación y disolución de fases. Identificamos las temperaturas a las cuales ocurren tales reacciones, correspondiendo las mismas a rangos de temperaturas donde precipitan y se disuelven fases ricas en Si, en Si-Fe y en Fe. El estudio isotérmico a estas temperaturas señala que el proceso de precipitación de dichas fases ocurre de manera endotérmica, siendo la magnitud de las reacciones observadas más importantes en aquellas que involucran la precipitación de hierro.

1. R.Shoji and C. Fujikura, *Eng. Mttter.* **44-45** (1990) 163.
2. N.J. Luiggi, *Metall. and Mat. Trans. A* **29** (1998) 2669.
3. N.J. Luiggi, *Z. Metallkds.* **88** (1997) 728.
4. E.S. Puchi, B. Fajardo y J.V. Valera, *Proc. 4<sup>th</sup> Int. Conf. on Aluminum Alloys*, T.H. Sanders y E.A. Starke, Jr., Eds. (Atlanta, GA, 1994) p. 18.
5. E.S. Puchi, C. Villalobos y A. Piñeiro, *Proc. 4<sup>th</sup> Int. Conf. on*

*Aluminum Alloys*, T.H. Sanders y E.A. Starke, Jr., Eds. (Atlanta, GA, 1994) p. 34.

6. S.Komatsu, M. Ikeda, T. Muramatsu y M. Matsuo, *Mater.* **44-45** (1990) 31.
7. A.L.Dons, *Z. Metallkds.* **75** (1984) 170.
8. A.L.Dons, *Z. Metallkds.* **76** (1985) 609.
9. N.J. Luiggi and M. Betancourt, *J. Ther. Anal. Cal.* **74** (2003) 883.