

EXPERIENCIAS DE CALORIMETRÍA DIFERENCIAL DE BARRIDO EN ALEACIONES Al-Si

DIFFERENTIAL SCANNING CALORIMETRY EXPERIENCES IN Al-Si ALLOYS

Carolina López-Eckerdt¹, Pablo Reynoso-Peitsch², Marcela Mirandou², Ariel Danon², Sergio Aricó^{2,3}

Comisión Nacional de Energía Atómica (CNEA), (1) Departamento Procesos de Conversión, Gerencia de Ciclo del Combustible Nuclear, (2) Gerencia de Área Energía Nuclear, Gerencia Materiales, Av. Gral. Paz 1499, B1650KNA, San Martín, Buenos Aires - Argentina

(3) Instituto de Tecnología "Jorge Sabato", UNSAM/CNEA, Av. G. Paz 1499, B1650KNA, San Martín, Buenos Aires - Argentina
(e-mail: caritus.le@gmail.com)

Recibido: 21/12/2015 - Evaluado: 01/03/2016 - Aceptado: 19/04/2016

RESUMEN

La observación de agujas características de una transformación displaciva en aleaciones U-Al-Si en el entorno del compuesto U_3Si_5 evidencia la necesidad de analizar las distintas transformaciones que ocurren durante el enfriamiento utilizando una técnica dinámica de identificación de transformaciones (calorimetría diferencial de barrido). Para evaluar la versatilidad de esta técnica, se estudiaron aleaciones Al-Si con concentraciones de Si entre 0,6% y 7,1% en peso. Se determinaron las temperaturas liquidus y eutéctica de cada aleación y se estimó la entalpía de formación de los precipitados de Si y de la reacción eutéctica. Los resultados reproducen las temperaturas de ambas reacciones según el diagrama de equilibrio del sistema binario Al-Si. Para el cálculo de las entalpías de transformación resulta indispensable obtener el porcentaje de fase transformada por otras técnicas de caracterización una vez finalizado el ensayo.

ABSTRACT

The observation of needles characteristics of a displacive transformation in alloys U-Al-Si in the vicinity of the compound U_3Si_5 evidence the need to analyze the various transformations that occur during cooling using a dynamic technique of identifying transformations (differential scanning calorimetry). To evaluate the versatility of this technique, Al-Si alloys were studied with Si concentrations between 0,6 and 7,1 wt.%. Eutectic and liquidus temperatures were determined for each alloy. Besides Si precipitates formation and the eutectic reaction enthalpies were estimated. According to Al-Si binary equilibrium diagram, both reactions temperatures have been reproduced satisfactorily. To calculate the enthalpies of transformation, it is essential the use of other characterization techniques to obtain transformed phase percentage by other characterization techniques after the test finished.

Palabras clave: liquidus, transformaciones de fase, entalpía, caracterización

Keywords: liquidus, phase transformation, enthalpy, characterization

INTRODUCCIÓN

Desde el año 1978, siguiendo una política de no proliferación de armas nucleares, se promueve en el mundo el uso de elementos combustibles (EC) de bajo enriquecimiento de U para los reactores civiles de investigación y producción de radioisótopos. Las aleaciones U(Mo) en fase γ U (con 7-10 % en peso Mo), se consideraron óptimas para lograr la conversión de los reactores de alto flujo (Meyer *et al.*, 2002; Snelgrove *et al.*, 1997).

Los prototipos de EC dispersos que emplean aleaciones Al(Si) como matriz, mostraron resultados satisfactorios atribuidos a que habían desarrollado durante el proceso de fabricación una zona de interacción (ZI) formada por fases que contenían Si (Keiser Jr. *et al.*, 2009). En consecuencia, el estudio de la correlación entre la concentración de Si en la matriz y su incorporación a la ZI ha cobrado un singular interés para su calificación.

A partir del año 2002 investigadores de la Gerencia Materiales (CNEA-Argentina) se abocaron al estudio de la interdifusión U(Mo)/Al y U(Mo)/Al(Si). En particular, a la caracterización de las fases que forman las diferentes ZI (Mirandou *et al.*, 2003; Mirandou *et al.* 2009a; Mirandou *et al.*, 2009b).

Las diversas experiencias realizadas en pares de difusión U(Mo)/Al(Si) muestran que las fases que han sido identificadas formando la ZI son: U(Al,Si)₃, U₃Si₅, USi₂, USi_{2-x}, Al₂₀Mo₂U y/o Al₄₃Mo₄U₆. En algunos casos, el compuesto U₃Si₅ fue identificado asumiendo hipotéticamente un corrimiento en su parámetro de red (Mirandou *et al.*, 2009a; Mirandou *et al.*, 2009b). Dicho corrimiento resultaría justificable si, por ejemplo, el compuesto U₃Si₅ aceptará cierto porcentaje de Al en solución. Sin embargo, a pesar de que el sistema ternario Al-Si-U ha sido estudiado en profundidad, no existen resultados experimentales al presente que permitan correlacionar el corrimiento de parámetros de red con la solubilidad de Al (Alonso *et al.*, 2012; Dwight, 1982; Massalski, 1996; Rafailov *et al.*, 2014; Weitzer *et al.*, 1994).

En 2014 se han iniciado trabajos cuyo objetivo es estudiar el sistema ternario Al-Si-U en el entorno de concentraciones de las fases U₃Si₅, USi₂ y USi_{2-x} (López Eckerdt *et al.*, 2014). En una primera etapa, un conjunto de 10 aleaciones de diferente concentración fueron tratadas térmicamente a 550°C y caracterizadas. La observación de agujas características de una transformación displaciva evidenció la necesidad de analizar las distintas transformaciones que ocurren durante el enfriamiento. Este resultado reorientó las investigaciones a la utilización de una técnica dinámica de identificación de transformaciones como puede ser la calorimetría diferencial de barrido (DSC) (Bhadeshia, 2002).

Con el objetivo de estudiar la versatilidad de esta técnica en estudios de comportamiento en transformación en condiciones de calentamiento y enfriamiento continuo, se ensayaron 6 aleaciones Al-Si con concentraciones de Si entre 0,6% y 7,1% las cuales serán utilizadas para fabricar nuevos pares de difusión U(Mo)/Al(Si).

MATERIALES Y METODOS

Se fabricaron seis aleaciones de Al-Si cuyas concentraciones (en % en peso) fueron: Al-0,6Si; Al-2,0Si; Al-4,0Si; Al-5,2Si; Al-6,0Si y Al-7,1Si. Se utilizaron como aleantes: Si 99,95% de pureza y Al 99,99% de pureza los cuales fueron decapados y desengrasados antes de la fundición. Para el decapado de Si se utilizó un reactivo compuesto por HF/H₂O en relación ¼ y para el Al una solución acuosa de NaOH al 1%. Cada aleación fue fabricada por fundición en un horno de arco con electrodo no consumible de tungsteno y un crisol de cobre bajo atmósfera de argón de alta pureza. Cada aleación (20g) se refundió 4 veces. No se observaron pérdidas significativas de material durante el proceso de fundición. Luego, las aleaciones fueron laminadas en caliente a 480°C, tratadas isotérmicamente a 550°C (4 horas) y templadas en agua con el objetivo de homogeneizar la distribución y el tamaño de los precipitados de Si. Esta condición será considerada el estado inicial de cada aleación en las experiencias de DSC.

Una vez finalizado el tratamiento isotérmico se obtuvieron muestras para DSC de, aproximadamente, 50 mg en forma de disco con diámetro aproximado de 3,8 mm a partir de una punzonadora manual. De cada aleación, se

ensayaron dos muestras (denominadas A y B). Cada muestra ensayada en el DSC experimentó un proceso térmico compuesto por seis etapas. En la Tabla 1 se presentan los detalles correspondientes a cada etapa del proceso:

Tabla 1: Descripción de las diferentes etapas del proceso térmico correspondientes a las experiencias de calorimetría diferencial de barrido.

Muestras A				Muestras B			
Etapas	T _{INICIAL} (°C)	T _{FINAL} (°C)	V (°C/min)	Etapas	T _{INICIAL} (°C)	T _{FINAL} (°C)	V (°C/min)
1	20	750	+10	1	20	750	+1
2	750	750	0	2	750	750	0
3	750	20	-10	3	750	20	-1
4	20	750	+1	4	20	750	+10
5	750	750	0	5	750	750	0
6	750	20	-1	6	750	20	-10

En consecuencia, las muestras denominadas A fueron ensayadas experimentando un segmento de calentamiento a velocidad constante ($V_c = 10^\circ\text{C}/\text{min}$ – etapa 1) desde temperatura ambiente hasta 750°C , un segmento isotérmico a 750°C (etapa 2) de un minuto de duración y un segmento de enfriamiento a velocidad constante ($V_{\text{enf}} = -10^\circ\text{C}/\text{min}$ – etapa 3). Seguidamente, estos tres segmentos se repiten con una velocidad de $\pm 1^\circ\text{C}/\text{min}$ (etapas 4-6). En las muestras B (una nueva muestra de la misma aleación) las experiencias se repiten invirtiendo el orden de las velocidades ensayadas ($\pm 1^\circ\text{C}/\text{min}$ seguido de $\pm 10^\circ\text{C}/\text{min}$) para poder observar posibles diferencias entre ambos ciclos.

Los ensayos se realizaron en un calorímetro diferencial de barrido Setaram LabSys Evo. El equipo ha sido calibrado en temperatura y flujo de calor utilizando las temperaturas de fusión y las entalpías de fusión informadas para los siguientes metales puros: Ag, In, Sn, Al y Fe. Los datos “crudos” fueron analizados utilizando el programa Origin versión 8.5.1 (<http://www.originlab.com>). De cada experiencia se obtuvieron resultados de temperaturas críticas a saber: temperaturas liquidus (T_L), temperaturas solidus (T_S), temperaturas de transformación eutéctica (T_E), y se estimaron además la entalpía de transformación eutéctica (ΔH_E) y la entalpía de transformación correspondiente a la solidificación total de la fase proeutéctica (ΔH_L). Para el análisis de resultados ha sido tenido en cuenta el capítulo 3 (Análisis de curvas DTA para aleaciones binarias) de la guía práctica recomendada por el NIST (National Institute of Standards and Technology) (Boettinger *et al.*, 2006).

Una vez finalizados los ensayos de DSC las muestras fueron caracterizadas para analizar su microestructura en el estado final. La caracterización se realizó mediante la técnica de microscopía óptica (MO - utilizando un equipo Olympus - BX60M). Las superficies a observar se acondicionaron mediante un pulido mecánico finalizando con pasta de diamante de $1\ \mu\text{m}$.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Temperaturas de transformación

Las aleaciones Al-2,0Si; Al-4,0Si; Al-5,2Si; Al-6,0Si y Al-7,1Si presentan durante el calentamiento dos reacciones endotérmicas y durante el enfriamiento dos reacciones exotérmicas. A modo de ejemplo se presenta en la Figura 1 el termograma que corresponde a las etapas 4-6 de la muestra A, aleación Al-6,0Si.

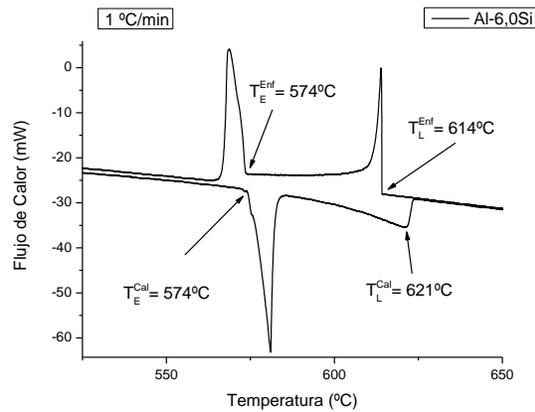


Fig. 1: Termograma de la aleación Al-6,0Si ($v=\pm 1^\circ C/min$). Se indican las temperaturas liquidus y eutéctica.

En la Figura 1 se indican los puntos correspondientes a las temperaturas liquidus y eutéctica y el valor obtenido en cada caso. Para asociar cada pico con una transformación de fase determinada, las muestras fueron observadas al microscopio antes y después de ser ensayadas en el DSC. En este caso, las micrografías correspondientes se presentan en la Figura 2a (estado inicial) y Figura 2b (estado final). En la Figura 2a puede observarse una distribución homogénea de precipitados de Si en una matriz de Al. Entonces, durante la etapa de calentamiento, al alcanzar la temperatura $T = 574^\circ C$, los precipitados de Si más una porción de la matriz de Al se transforman según la reacción eutéctica en fase líquida (ver Figura 1). A continuación, el Al que resta en fase sólida va transformándose en fase líquida hasta que a $T = 614^\circ C$ el Al en fase sólida culmina su transformación a líquido definiendo la temperatura liquidus T_L . En enfriamiento, a $T = 621^\circ C$ comienza a solidificar Al proeutéctico (quedando definida la T_L en enfriamiento) y al alcanzar $T = 574^\circ C$ el líquido remanente solidifica con una morfología tipo eutéctica (Figura 2b).

Las aleaciones Al-2,0Si; Al-4,0Si; Al-5,2Si; y Al-7,1Si presentan termogramas que evidencian una evolución equivalente a la descrita para la aleación Al-6,0Si. En estas 4 aleaciones, el estado inicial de las muestras sigue siendo una distribución homogénea de precipitados de Si en una matriz de Al; sin embargo, una mayor concentración de Si en la aleación conlleva a una mayor proporción de precipitados y, eventualmente, una diferencia en el tamaño medio de precipitado. Para ejemplificar lo descrito se presentan las Figuras 3a y 4a que corresponden a las muestras A de las aleaciones Al-2,0Si y Al-7,1Si respectivamente.

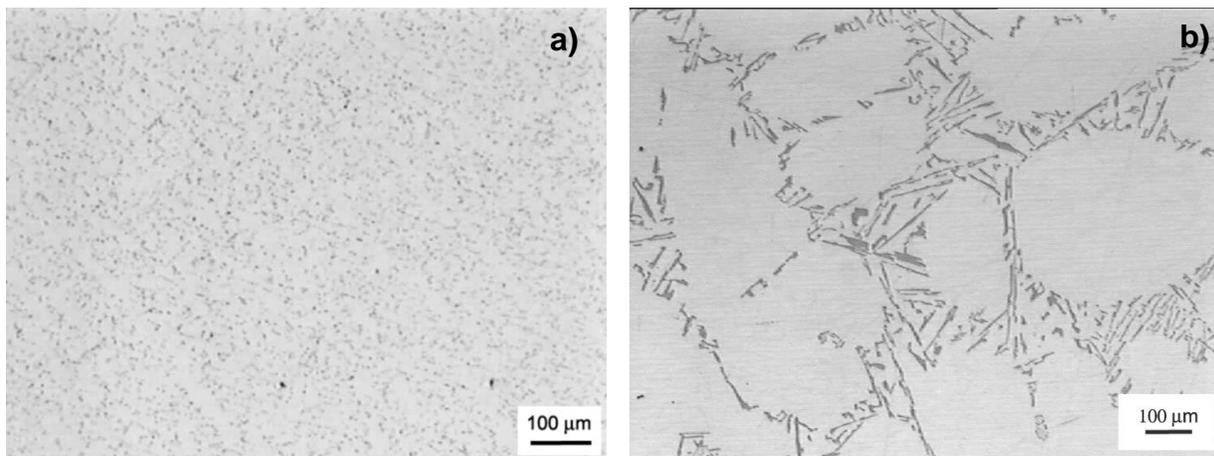


Fig. 2: Aleación Al-6,0Si. a) Microestructura antes del ensayo DSC. b) Microestructura al finalizar el ensayo DSC.

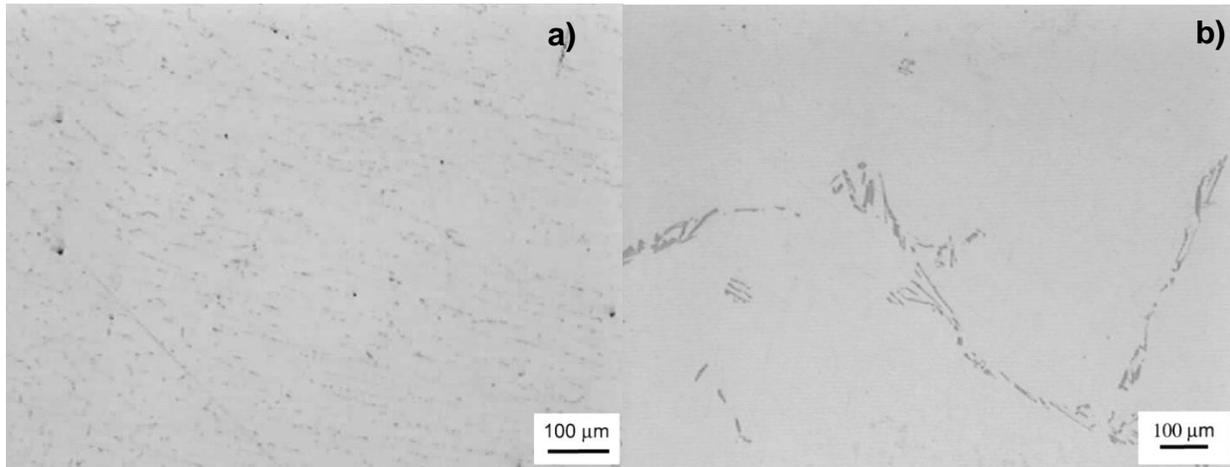


Fig. 3: Aleación Al-2,0Si. a) Microestructura antes del ensayo DSC. b) Microestructura al finalizar el ensayo DSC.

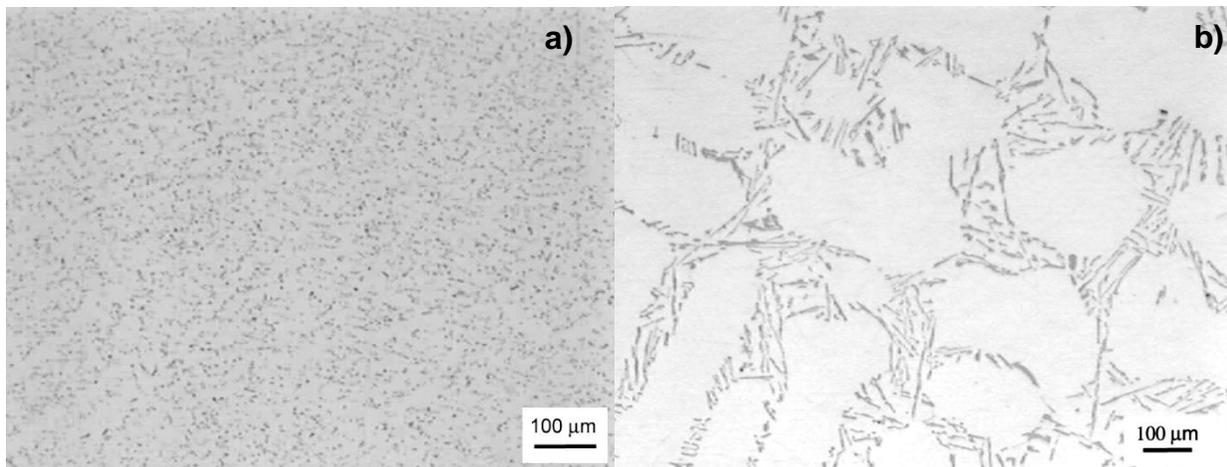


Fig. 4: Aleación Al-7,1Si. a) Microestructura antes del ensayo DSC. b) Microestructura al finalizar el ensayo DSC.

Del mismo modo, estas 4 aleaciones en el estado final presentan una morfología compuesta por Al proeutéctico y eutéctico Al+Si. Aquí también, la diferencia en concentración de Si entre las aleaciones conlleva una diferencia en la proporción relativa entre los productos proeutéctico y eutéctico. Para ejemplificar lo descrito se presentan las Figuras 3b y 4b que corresponden a las muestras A de las aleaciones Al-2,0Si y Al-7,1Si respectivamente.

Por otra parte, la aleación Al-0,6Si presenta un único pico en calentamiento/enfriamiento similar al pico asociado con la curva liquidus en la Figura 1. En este caso, la obtención de la temperatura solidus surge del inicio del apartamiento de la línea de base (calentamiento) o el punto en que se recupera la línea de base (enfriamiento) tal como se propone en (Boettinger *et al.*, 2006).

Los termogramas obtenidos para una misma aleación no presentan diferencias significativas al invertir el orden de las velocidades ensayadas. Es decir, los termogramas obtenidos para velocidades $\pm 1^\circ\text{C}/\text{min}$ son semejantes independientemente de si corresponden a las etapas 4 y 6 del ensayo (muestras A) o etapas 1 y 3 (muestras B). El conjunto de valores obtenidos para las temperaturas de transformación T_E , T_L y T_S se presentan en la Tabla 2.

Tabla 2: Temperaturas de transformación T_E , T_L y T_S obtenidas a partir de los termogramas de DSC.

Evolución	Transformación	V (°C/min)	Temperatura de transformación según aleación (°C)					
			Al-0,6Si	Al-2,0Si	Al-4,0Si	Al-5,2Si	Al-6,0Si	Al-7,1Si
Calentamiento	Liquidus	+1	656	647	634	625	621	611
		+10	667	656	639	630	625	617
	Solidus	+1	647	-	-	-	-	-
		+10	643	-	-	-	-	-
	Eutéctica	+1	-	574	573	573	574	573
		+10	-	572	573	571	573	573
Enfriamiento	Liquidus	-1	653	644	629	621	614	607
		-10	653	639	628	621	617	608
	Solidus	-1	641	-	-	-	-	-
		-10	625	-	-	-	-	-
	Eutéctica	-1	-	574	574	574	574	571
		-10	-	572	571	571	569	567

La temperatura eutéctica resultó $T_E = (573 \pm 2)^\circ\text{C}$ en la mayoría de las muestras ensayadas. Sólo en el caso de $V_{enf} = -10^\circ\text{C}/\text{min}$ para las aleaciones Al-6,0Si y Al-7,1Si se obtuvo $T_E = (567 \pm 2)^\circ\text{C}$. Es decir, 6°C de sobreenfriamiento. En cuanto a la temperatura liquidus, los resultados de las experiencias a velocidades $\pm 1^\circ\text{C}/\text{min}$ presentan una histéresis de hasta 9°C según la aleación. A velocidades $\pm 10^\circ\text{C}/\text{min}$, dicha histéresis se duplica alcanzando valores de hasta 17°C .

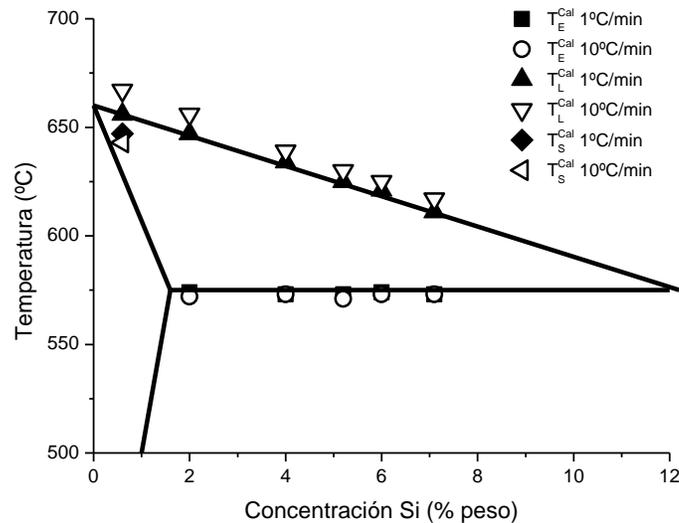


Fig. 5: Diagrama temperatura vs. concentración del sistema Al-Si. Valores de T_E , T_L y T_S obtenidos del ensayo DSC durante la etapa de calentamiento.

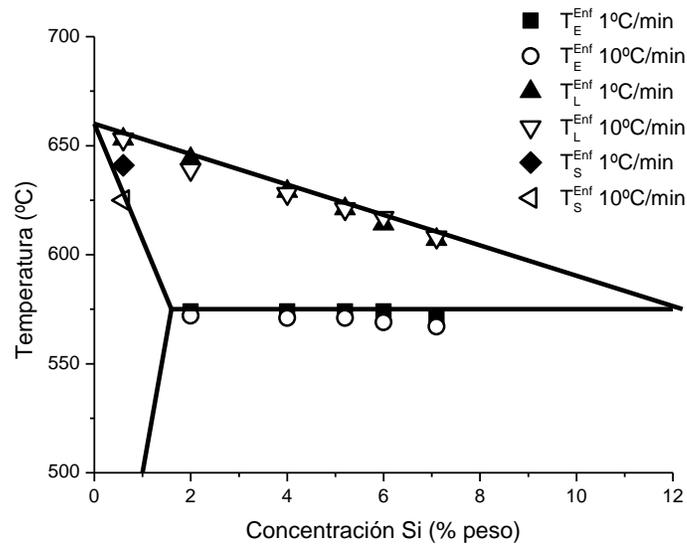


Fig. 6: Diagrama temperatura vs. concentración del sistema Al-Si. Valores de T_E , T_L y T_S obtenidos del ensayo DSC durante la etapa de enfriamiento.

El conjunto de resultados obtenidos para T_E , T_L y T_S durante la etapa de calentamiento a $v_{cal} = 1^\circ\text{C}/\text{min}$ y $10^\circ\text{C}/\text{min}$ se presenta en un gráfico temperatura vs. concentración de Si (Figura 5). El gráfico incluye las líneas liquidus, solidus, eutéctica y solvus extraídas del diagrama de equilibrio Al-Si (Murray & McAlister, 1984). Del mismo modo, en la Figura 6 se presentan los resultados correspondientes a las etapas de enfriamiento.

Entalpías de transformación

Las entalpías de transformación (ΔH) se obtienen a partir de los termogramas flujo de calor vs. tiempo de ensayo. La forma de cada termograma es similar a los de la Figura 1 debido a que hay una relación lineal entre la temperatura y el tiempo de ensayo. Los cálculos de ΔH surgen a partir del cálculo del área del pico correspondiente a cada transformación. El programa Origin versión 8.5.1 contiene una rutina predeterminada de deconvolución de picos para el cálculo de área de pico que sólo permite modelar libremente la línea de base. A modo de ejemplo se presentan en la Figura 7 los resultados obtenidos para la aleación Al-6,0Si, ensayada a velocidades $\pm 10^\circ\text{C}/\text{min}$ seguido de $\pm 1^\circ\text{C}/\text{min}$ en donde se exponen ΔH_L y ΔH_E correspondientes al último enfriamiento (etapa 6).

En principio, el área de pico arrojaría como resultado el valor de ΔH para la muestra ensayada (en Joules). Para que este resultado represente una propiedad intensiva de la transformación se debe relacionar con el porcentaje de fase transformada. En el caso bajo estudio, se obtuvo dicho porcentaje a partir del diagrama de equilibrio Al-Si empleando la regla de la palanca (Boettinger *et al.*, 2006; Murray & McAlister, 1984). En consecuencia sólo se presentarán los resultados que surgen a partir de las etapas con velocidad de calentamiento/enfriamiento $\pm 1^\circ\text{C}/\text{min}$ de ambas muestras (A y B) de las aleaciones Al-2,0Si; Al-4,0Si; Al-5,2Si; Al-6,0Si y Al-7,1Si. El conjunto de valores obtenidos para ΔH_E y ΔH_L se presenta en la Tabla 3.

Para analizar los resultados según el tipo de transformación, en las Figuras 8 y 9 se graficaron los valores obtenidos de ΔH_E y ΔH_L en función de la concentración de Si en la aleación respectivamente.

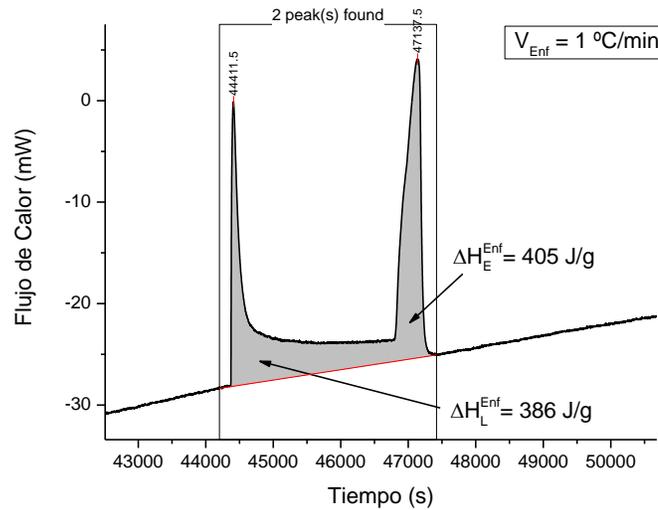


Fig. 7: Termograma de la aleación Al-6,0Si ($v = -1^\circ\text{C}/\text{min}$). Se indican las áreas de los picos y los valores de las entalpías de transformación ΔH_L y ΔH_E .

Tabla 3: Entalpías de transformación ΔH_E , y ΔH_L obtenidas a partir de los termogramas de DSC.

Muestra	Transformación	V ($^\circ\text{C}/\text{min}$)	Entalpías de transformación según aleación (J/g)				
			Al-2,0Si	Al-4,0Si	Al-5,2Si	Al-6,0Si	Al-7,1Si
A	Liquidus	+1	368,71	279,62	279,96	251,25	231,70
		-1	329,66	369,33	397,47	385,65	370,60
	Eutéctica	+1	746,05	455,42	465,48	393,68	425,69
		-1	599,68	415,34	432,65	405,00	382,77
B	Liquidus	+1	324,79	310,44	298,89	293,25	259,63
		-1	404,34	410,31	396,59	443,20	394,47
	Eutéctica	+1	311,21	482,30	444,18	478,86	400,49
		-1	596,97	452,54	375,88	426,43	393,77

Es esperable que los valores de ΔH_E hubiesen resultado similares independientemente de la concentración de la aleación, del tipo de evolución (calentamiento o enfriamiento) o de la historia previa de la aleación. Los resultados presentados en la Figura 8 no permiten corroborar esta afirmación. Más aún, la dispersión en los resultados crece fuertemente para la aleación Al-2,0Si. Es decir, la de menor porcentaje de fase transformada. La dispersión en los resultados podría ser disminuida considerablemente si la fracción de fase transformada se obtuviera de manera experimental y no a partir del diagrama Al-Si.

Por otra parte, se observa en general que el valor de ΔH_L en enfriamiento es sensiblemente mayor sin importar la concentración de Si. Además, se observa una dispersión menor en los resultados.

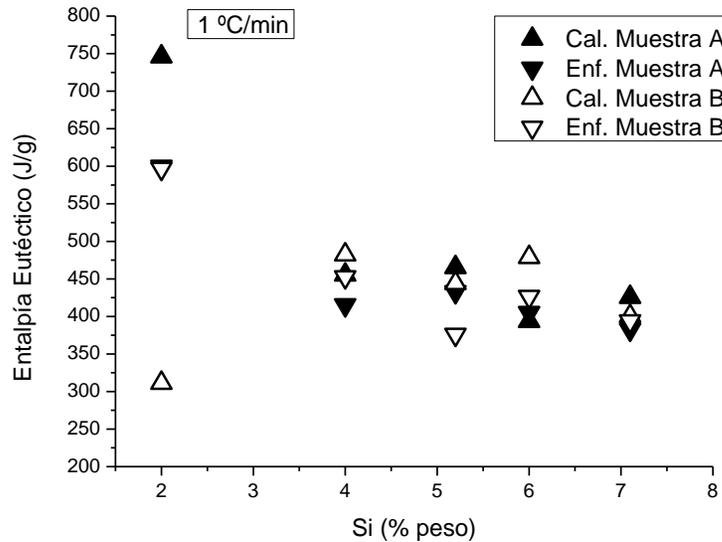


Fig. 8: ΔH_E vs. %Si. Valores obtenidos del ensayo DSC a velocidades $\pm 1^\circ\text{C}/\text{min}$.

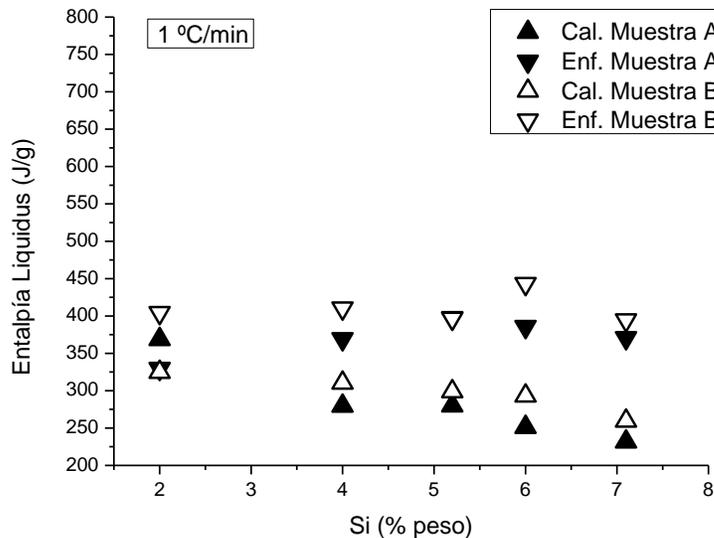


Fig. 9: ΔH_L vs. %Si. Valores obtenidos del ensayo DSC a velocidades $\pm 1^\circ\text{C}/\text{min}$.

La búsqueda bibliográfica relativa a determinaciones de ΔH_E para materiales y condiciones experimentales similares arrojó escasos resultados que, sin embargo, vale la pena mencionar. Así, se han informado valores de ΔH_E significativamente menores ($\Delta H_E = 176,1$ y $-139,3$ J/g en calentamiento y enfriamiento respectivamente) para una aleación Al-6,0Si (Piatkowski & Gadjciz, 2013). Sin embargo, debe notarse que estos autores trabajaron a velocidades de $\pm 5^\circ\text{C}/\text{min}$ y con materias primas de purzas inferiores a las aquí informadas; por otra parte, el método utilizado para referir el intercambio de calor medido a la fracción de masa transformada en cada caso difiere del empleado en el presente trabajo.

En el caso de determinaciones *conjuntas* de ΔH_E y ΔH_L informadas previamente, cabe mencionar los resultados obtenidos para una aleación Al-7Si-0.6Mg (Loizaga *et al.*, 2009) por medio de la técnica de análisis térmico simple. Los valores promedio para la entalpía de solidificación (medida para *ambos* procesos en conjunto, esto es, comenzando en la temperatura de comienzo de solidificación primaria y terminando en la temperatura de fin de solidificación eutéctica) se ubicaron en las cercanías de 500 J/g.

CONCLUSIONES

En función de los resultados obtenidos para el sistema Al-Si se concluye que esta técnica será de gran ayuda para estudiar la estabilidad de los compuestos U_3Si_5 , USi_{2-x} y USi_2 al incorporar Al en solución y, posiblemente, la identificación de transformaciones de no-equilibrio del tipo displacivas.

Para el cálculo de las entalpías de transformación resulta indispensable obtener el porcentaje de fase transformada por otras técnicas de caracterización una vez finalizado el ensayo.

AGRADECIMIENTOS

La Agencia Nacional de Promoción Científica y Tecnológica, a través del FONCyT, ha financiado parcialmente este trabajo mediante el proyecto PICT-2010-1351 "Desarrollo de combustibles U(Mo)-Al(Si) utilizables en reactores nucleares de investigación y producción de radioisótopos para uso médico".

REFERENCIAS

1. Alonso, P., Gargano, P. & Rubiolo, G. (2012). First principles calculation of the Al_3U-Si_3U pseudobinary fcc phase equilibrium diagram. *Calphad*, 38, 117-121.
2. Bhadeshia, H.K.D.H. (2002). *Differential Scanning Calorimetry*, Materials Science & Metallurgy, University of Cambridge, London.
3. Boettinger, W.J., Kattner, U.R., Moon, K.-W. & Perepezko, J.H., (2006). DTA and Heat Flux DSC Measurements of Alloy Melting and Freezing. *Natl. Inst. Stand. Technol.*, Spec. Publ. 960-15, 1-90.
4. Dwight, A. (1982). A study of the uranium aluminum silicon system. *Report Specification*, ANL, 82-14, 1-39.
5. Keiser Jr, D.D., Robinson, A.B., Jue, J.F., Medvedev, P., Wachs, D.M. & Finlay, M.R. (2009). Microstructural development in irradiated U-7Mo/6061 Al alloy matrix dispersion fuel. *J. Nucl. Mat.*, 393, 311-329.
6. Loizaga, A., Niklas, A., Fernandez Calvo, A.I. & Lacaze, J. (2009). Thermal analysis applied to estimation of solidification kinetics of Al-Si alloys. *Int. J. of Cast. Met. Res.*, 22, 345-352.
7. López Eckerdt, C., Mirandou, M. & Aricó, S. (2014). Estabilidad de los compuestos U_3Si_5 , USi_{2-x} y USi_2 al incorporar Al en solución. *Memorias del 14º Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales SAM-CONAMET 2014*, versión electrónica, Trabajo 4404, 1-5, Santa Fe, Argentina.
8. Massalski, T.B. (1996). *Binary Alloy Phase Diagrams*, 2º edition 3 ASM International, 3374-3375.
9. Meyer, M.K., Hofman, G.L., Hayes, S.L., Clark, C. R., Wiencek, T.C., Snelgrove, J.L., *et al.* (2002). Low-temperature irradiation behavior of uranium-molybdenum alloy dispersion fuel. *J. Nucl. Mat.*, 304, 221-236.
10. Mirandou, M., Balart, S., Ortiz, M. & Granovsky, M., (2003). Characterization of the reaction layer in U-7wt%Mo/Al diffusion couples. *J. Nucl. Mat.*, 323, 29-35.

11. Mirandou, M., Aricó, S., Balart, S. & Gribaudo, L., (2009a). Characterization of the interaction layer in diffusion couples U-7 wt.%Mo/Al 6061 alloy at 550 °C and 340 °C.: Effect of the γ U(Mo) cellular decomposition. *Mat. Charact.*, *60*, 888-893.
12. Mirandou, M., Aricó, S., Rosenbusch, M., Ortiz, M., Balart, S. & Gribaudo, L. (2009b). Characterization of the interaction layer grown by interdiffusion between U-7wt%Mo and Al A356 alloy at 550 and 340°C. *J. Nucl. Mat.*, *384*, 268-273.
13. Murray, J.L. & McAlister, A.J. (1984). The Al-Si (Aluminum-Silicon) System. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, *5*(1), 74-84.
14. Piatkowski, J. & Gajdciz, B. (2013). Testing phase changes in Al-Si alloys with application of thermal analysis and differential calorimetric analysis. *Metabk*, *52*, 469-472.
15. Rafailov, G., Dahan, I. & Meshi, L. (2014). New ordered phase in the quasi-binary UAl_3 - USi_3 system. *Acta Crystallogr. B*, *70*, 580-585.
16. Snelgrove, J., Hofman, G., Meyer, M., Trybus, C.T. & Wiencek, C. (1997). Development of very-high-density low-enriched-uranium fuels. *Nucl. Eng. Des.*, *178*, 119-126.
17. Weitzer, F., Potel, M., Noel, H. & Rogl, P. (1994). Crystal Structure and Magnetism of Novel Compounds $U_3(M', M''_5)$, $M' = Al, Ga$, $M'' = Si, Ge$. *J. Solid State Chem.*, *111*, 267-275.

