

# Análisis teórico de las cinéticas de cambios de fases en aleaciones de aluminio: aplicación a la aleación AA3003

*Ney J. Luiggi\**

*Departamento de Física, Núcleo de Sucre, Universidad de Oriente. Cumaná, Venezuela.*

Recibido: 21-09-10 Aceptado: 15-07-11

## Resumen

Los cambios estructurales en una aleación, generados por campos termo-mecánicos externos, son generalmente los responsables de las propiedades finales de dicha aleación. Tratamientos térmicos específicos inducen la precipitación o inhibición de ciertas fases y con ello el cambio en las propiedades. En este trabajo presentamos diferentes esquemas teóricos de caracterización y lo aplicamos a la descomposición y precipitación de fases de la aleación AA3003, cuya data experimental es obtenida por medidas de la resistividad eléctrica ( $\rho$ ) y del poder termoeléctrico (S). Los parámetros cinéticos de las fases reportadas, tanto en condiciones isotérmicas como no isotérmicas, son evaluados y cotejados entre ellos y con los referenciados en la literatura, mostrando un excelente acuerdo.

**Palabras clave:** transformación de fases, modelos de precipitación, aleación AA3003, resistividad eléctrica, poder termoeléctrico.

## Theoretical analysis of the phase change kinetics in aluminum alloys: application to the AA3003 alloy

### Abstract

Structural changes in an alloy produced by thermo-mechanical external fields are generally responsible for the final properties of the alloy. Specific thermal treatments induce precipitation or inhibition of certain phases and thus the change in the properties. We present different theoretical frameworks and applied it to characterize the decomposition and precipitation of phases of the alloy AA3003, which is experimental data obtained by measurements of electrical resistivity ( $\rho$ ) and thermoelectric power (S). The kinetic parameters of the phases reported in both isothermal and non isothermal conditions are evaluated and checked against each other and to those referenced in the literature, showing excellent agreement.

**Keywords:** phase transformations, precipitation models, AA3003 alloy, electrical resistivity, thermoelectric power.

\* E-mail: nluiggi@sucre.udo.edu.ve

## 1. Introducción

Los cambios de fases en una aleación de aluminio, homogeneizada y luego sometida a un temple y posterior recocido a temperaturas por debajo del límite de solubilidad, ocurren mediante una secuencia de fases intermedias hasta llegar a la fase de equilibrio. Los átomos aleantes aprovechan la presencia de vacancias térmicas y de temple para difundir y definir las nuevas fases.

Las transformaciones por difusión han sido extensamente estudiadas en la literatura (1), predominando principalmente dos grandes esquemas de estudios: 1. los basados en la teoría de nucleación y crecimiento, donde la cinética de precipitación es definida según el movimiento estadístico de un átomo o grupos de átomos o en su defecto por una fluctuación de la concentración donde a partir de una amplitud crítica se desarrolla el proceso. En este esquema incluimos la teoría de nucleación, condensación y coagulación inicialmente presentada por Volmer y Weber (2), por Becker y Doring (3), por Zeldovich (4) y de manera más elaborada por Binder y Stauffer (5) y 2. los modelos empíricos tipo Johnson-Mehl (6), Avrami (7), Wert (8) Yamamoto y Kubota (9), Hanawa y Mimura (10) y Luiggi y Betancourt (11), en los cuales una función cinética dependiente de la fracción transformada es asociada al proceso de transformación. En el primer caso se procede a seguir la evolución temporal de un parámetro propio de la transformación, bien sea la energía de Gibbs o la densidad de clusters de talla definida, mientras que en el segundo, conocida la función cinética se obtiene la fracción transformada, siendo los parámetros cinéticos evaluados por métodos numéricos. El conocimiento incierto de la función cinética conduce a resultados dependientes del modelo seleccionado; de allí que la llamada teoría iso-conversional (12, 13) se utilice con mayor frecuencia.

En el presente trabajo analizamos resultados obtenidos por resistividad eléctrica

y poder termoeléctrico dentro de los esquemas teóricos previamente señalados.

## 2. Aspectos teóricos

### 2.1. Teoría de nucleación y crecimiento

La teoría clásica de la evolución de una solución sólida, después de un temple, fue desarrollada por Hillert (14) y Cahn (15) en donde se introduce como parámetro básico la función de concentración  $\eta(r, t)$ , siendo inicialmente, la energía libre del sistema  $F$  definida como una función integrada de la concentración ( $f(\eta)$ ) y de su gradiente cuadrado, luego en desarrollos posteriores se incluyó términos no lineales de  $\nabla\eta$ . La evolución ocurre por una cinética diferente según la composición de la solución sólida se encuentre dentro de los puntos de inflexión

$$\left( \frac{\partial^2 f}{\partial \eta^2} = 0 \right)$$

de la curva de energía o externos a ellos. Entre los puntos de inflexión la descomposición se dice espinodal con una difusión Up-Hill, mientras que fuera de esos puntos la descomposición se efectúa por germinación y crecimiento con una difusión normal o Down-Hill.

Binder y Stauffer (5) formulan el comienzo de la transformación de una solución sólida de una aleación A-B templada dentro de la laguna de miscibilidad. Para un instante  $t$ , un estado del sistema se puede describir por la concentración media  $n_l(t)$  de clusters con  $l$  átomos B próximos vecinos. La evolución se asegura por una sucesión de intercambios atómicos al azar gobernados por la probabilidad de transición de condensación  $C_{l,l'}$  de que los clusters  $n_l(t)$  y  $n_{l'}(t)$  de átomos B lleguen a la coalescencia o por la probabilidad  $S_{l+l'}$  que los cluster  $n_{l+l'}$  se disuelvan.

De tal forma que las ecuaciones cinéticas del conjunto de clusters  $n_l(t)$  son establecidas por la suma de todas las posibilidades: ganancia y pérdida de cluster por una reacción de coalescencia y ganancia y pérdida de clusters por una reacción de separación. De

tal forma que la cinética de evolución de la concentración de clusters sigue la ecuación:

$$\frac{d}{dt}n_i(t) = \sum_{l'=1}^{\infty} S_{l+l',l}n_{l+l'}(t) - \sum_{l'=1}^{l-1} S_{l,l'}n_l(t) + \frac{1}{2} \sum_{l'=1}^{l-1} C_{l+l',l}n_{l'}(t)n_{l-l'}(t) - \sum_{l=1}^{\infty} C_{l,l}n_l(t)n_l(t) \quad [1]$$

Luiggi y Betancourt (16) proponen un modelo para la precipitación simultánea de dos fases en Fe-C basado en la dinámica de cluster, logrando reducir el esquema de  $l$  ecuaciones propuestas por Binder *et al.* (5) en un sistema de dos ecuaciones más una ecuación por cada cluster inestable. La figura 1 resume los caminos de descomposición de una solución sólida según la teoría de nucleación y crecimiento. Para que el proceso ocurra, debe formarse un núcleo crítico de talla  $q$  ó  $p$  según la fase. La meta-estabilidad de la fase X procede una vez que esta fase ha alcanzado su máxima talla, generando la posibilidad que esta se disuelva hacia la solución sólida o hacia la fase estable Y; por esa razón estos caminos se señalan con líneas entrecortadas.

En el caso de aleaciones de aluminio, la descomposición procede vía precipitación de la fase metaestable (Zonas Guinier-Preston) y su disolución hacia una fase más estable cuya designación depende de la aleación estudiada. El sistema de ecuaciones adaptadas a la figura 1 fue publicado por Luiggi (17).

## 2.2. Teoría de reacción (tratamiento empírico)

El tratamiento empírico de la descomposición de una solución sólida es planteado a través de la variación temporal de la fracción transformada o extensión de la transformación Y, mediante la ecuación:

$$\frac{dY}{dt} = K(T)G(Y) \quad [2]$$

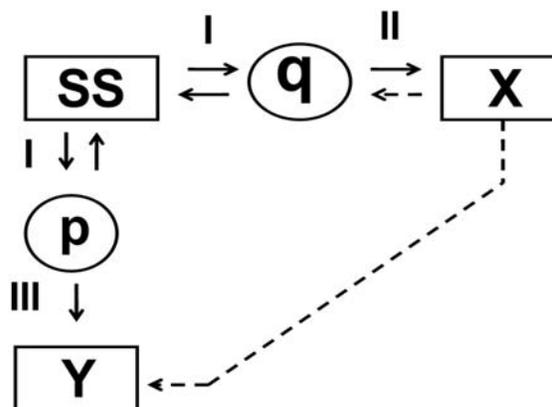


Figura 1. Diagrama de la descomposición de una solución sólida (SS) a dos etapas. q: talla crítica de la fase metastable X. p: Talla crítica de la fase estable Y. I: etapa de inestabilidad. II: etapa de metastabilidad de la fase X. III: etapa de estabilidad de la fase Y. Las flechas en un sentido indican la probabilidad de condensación C de una fase y en el otro sentido su probabilidad de disolución S. Las líneas cortadas señalan la reversión de la fase metastable.

$K$  es la constante de reacción y  $G$  es la función cinética o de conversión. En forma integral, la ecuación (1) es escrita como,

$$g(Y) = \int_0^Y \frac{dY}{G(Y)} = \int_0^t K(T)dt \quad [3]$$

Para procesos térmicamente activados, se asume que  $K$  sigue una relación de Arrhenius,

$$K(T) = A \exp\left(-\frac{E_a}{RT}\right) \quad [4]$$

donde  $E_a$  es la energía de activación del proceso. El triplete cinético definido por  $G$ ,  $A$  y  $E_a$  ha sido extensamente estudiado en el proyecto cinético de la ICTAC (18). Varios modelos de reacción empíricos han intentado reproducir la cinética de transformación a través de la definición de la función cinéti-

ca. En tabla 1 se resumen las funciones cinéticas de los modelos empíricos más utilizados en la literatura.

La generalización a estudios empíricos multifases fue realizada por Luiggi y Betancourt (11), donde se propone que la fracción transformada de un sistema que se descompone por una secuencia de fases está definida por una combinación de núcleos de descomposición  $g_i$ , los cuales se deducen al evaluar  $Y$  de la última columna de la tabla 1. La relación deducida para estos casos es:

$$Y = B_0 + \sum_{i=1}^M B_i g_i(k_i, T, Y_i, n_i, t) \quad [5]$$

siendo  $B$  los coeficientes que pesan la contribución de cada fase,  $k_i$  las constantes de

reacción y  $n_i$  son parámetros propios del núcleo seleccionado.

Si quisiéramos interpretar estos modelos a la luz de la teoría de nucleación y crecimiento, deberíamos de entrada establecer un dímero como talla crítica de tal forma que no habría consideración de la etapa de nucleación. Entre los modelos estudiados, solo el modelo de Fujita-Damask (21, 22) prevé esta posibilidad.

### 2.3. Método isoconvensional

Este método explota la constancia que debe tener una función genérica  $F(Y)$  cuando la extensión de la conversión  $Y$  asume un valor constante (13). Bajo esta consideración las funciones  $G(Y)$  y  $g(Y)$  en las ecuaciones (2) y (3) serían constantes para un

Tabla 1  
Modelos de Reacción

Nº	Modelos de Reacción	$G(Y)$	$g(Y) = K t$
1	Ley de Potencias (Vyazovkin <i>et al.</i> [20])	$NY^{\frac{N-1}{N}}$	$\frac{1}{Y^N}$
2	Difusión Unidimensional (Vyazovkin <i>et al.</i> [20])	$\frac{1}{2}Y^{-1}$	$Y^2$
3	Difusión Tridimensional (Vyazovkin <i>et al.</i> [20])	$2(1-Y)^{\frac{2}{3}} \left[ 1 - (1-Y)^{\frac{1}{3}} \right]^{-1}$	$\left[ 1 - (1-Y)^{\frac{1}{3}} \right]^2$
4	Cinética Química de Orden P (Burke, [21])	$(1-Y)^P$	$-\ln(1-Y) \quad P = 1$ $(1-Y)^{-1} \quad P = 2$
5	Johnson-Mehl-Avrami [6,7]	$N(1-Y)^{P+1} [-\ln(1-Y)]^{\frac{N-1}{N}}$	$\left[ \ln \frac{1}{1-Y} \right]^{\frac{1}{N}} \quad P = 0$ $\left[ \frac{1}{1-Y} \right]^{\frac{1}{N}} \quad P = 1$
6	Fujita-Damask (Damask <i>et al.</i> [22]; Fujita <i>et al.</i> , [23])	$\frac{2(1-Y)}{P} \sqrt{1 - (1-Y)^P}$	$\frac{1}{2} \ln \frac{\sqrt{1 - (1-Y)^P} + 1}{\sqrt{1 - (1-Y)^P} - 1}$ $\cosh^{-1} \left[ \frac{1}{(1-Y)^{\frac{P}{2}}} \right]$

valor fijo de  $Y$ . En el caso isotérmico se obtiene:

$$\ln[g(Y)] = -\frac{E_a}{RT} + \ln[A] + \ln(t) \quad [6]$$

Mientras que en el caso no isotérmico se obtiene la expresión,

$$\ln\left[G(Y) \frac{1}{\beta} \frac{dT}{dY}\right] = \frac{E_a}{RT} + C \quad [7]$$

siendo  $\beta$  la razón de calentamiento. Una expresión genérica deducida por Luiggi (13) permite globalizar la mayoría de modelos utilizados en la literatura para evaluar  $E_a$ ,

$$\ln\left[\frac{T^N}{\beta}\right] = \frac{E_a}{RT} + C \quad [8]$$

donde  $N$  es un parámetro fenomenológico asociado al mecanismo de transformación.

### 3. Aspectos experimentales

Seleccionamos la aleación AA3003 para realizar este estudio. Sus aleantes principales son Mn, Fe y Si, mientras el Cu de importante respuesta eléctrica y termoelectrónica aparece como aleante secundario; revelando la cinética de esta aleación, para muestras homogeneizadas, la aparición de la fase  $\alpha$ -Al(MnFe)Si a temperaturas por debajo de 400°C y la presencia de la fase estable (MnFe)Al<sub>6</sub> a temperaturas por encima de 400°C (24, 25).

La cinética de la evolución estructural de la aleación puede ser seguida por muchas técnicas experimentales, las cuales clasificamos como directas (rayos X, microscopía electrónica, etc.) e indirectas (resistividad eléctrica, poder termoelectrónico, DSC, dilatometría, etc.). En ambos casos asociamos los cambios tanto isotérmicos como no isotérmicos con la fracción de átomos que pasan de un estado o fase a otro.

En el caso isotérmico la fracción transformada  $Y$  es evaluada por la relación:

$$Y = \frac{P(t, T) - P(0, T)}{P(\infty, T) - P(0, T)} \quad [9]$$

donde  $P$  representa la propiedad medida entre el valor inicial  $t = 0$  hasta un  $t = \infty$  suficientemente largo para que la transformación ocurra completamente. La propiedad medida en función del tiempo puede ser una sigmoideal simple, si solo una fase precipita, o se diluye en el proceso o presentar múltiples sigmoideales, si el proceso es multifase.

En el caso no isotérmico, generalmente, la propiedad medida muestra uno o varios lóbulos. Si la propiedad es proporcional a  $Y$ , como sucede con la resistividad eléctrica y poder termoelectrónico, el lóbulo es asociado al proceso completo de transformación; es decir, precipitación y disolución de una fase. El fin de la precipitación o el inicio del proceso de disolución son asociados con el máximo o mínimo del lóbulo respectivo. En el caso de calorimetría (DSC),  $Y$  es proporcional a la entalpía de formación  $H$ , la cual se relaciona con el flujo de calor medido con la derivada temporal de  $H$ , de tal forma que el lóbulo completo es asociado con la transformación, determinándose  $Y$  mediante la integración del flujo de calor entre los extremos del lóbulo medido, normalizada al área total del lóbulo. Note que en el caso de la resistividad eléctrica, la derivada respecto a la temperatura de la porción de la curva asociada con la precipitación o con la disolución genera un lóbulo similar al obtenido por DSC, pudiéndose en este caso seguir el mismo método para obtener  $Y$ .

### 4. Resultados y discusión

#### 4.1. Análisis isotérmico

En este apartado discutiremos la aplicación de los esquemas teóricos presentados en el capítulo 2. El estudio isotérmico lo haremos utilizando la técnica de poder termoelectrónico (S). Las muestras de la aleación

AA3003 previamente homogeneizadas son templadas y envejecidas a diferentes  $T$ . El poder termoeléctrico en función del tiempo de envejecimiento muestra un decaimiento monótono, siendo la cinética más rápida a mayor temperatura de envejecimiento. Usando la relación (9) y las medidas de  $S$ , reportadas por Luiggi (19) calculamos  $Y$ . En la figura 2 mostramos la evolución de  $Y$  vs el tiempo de envejecimiento a diferentes temperaturas.

Procedemos a aplicar cada uno de los esquemas teóricos anteriores. La aplicación de la teoría de nucleación y crecimiento lo hacemos resolviendo el sistema de ecuaciones diferenciales propuestos por Luiggi(17) y bajo las condiciones allí establecidas se determina la constante de reacción para condensación  $C^x$  y disolución  $S^x$  de la fase metaestable así como para la condensación de la fase estable  $C^y$ . La talla crítica la fijamos en 2. Los valores de energía de activación son cambiados computacionalmente hasta reproducir la curva experimental dentro de un rango de error prefijado. En el caso de los modelos empíricos fijamos el núcleo de transformación en la ecuación 5 y procedemos mediante un ajuste no lineal a determinar los valores de los parámetros. Los valores de  $k$  siguen una relación de Arrhenius con la energía de activación; de allí que si el mecanismo de transformación es el mismo a diferentes temperaturas, el logaritmo de  $k$  variará linealmente con el inverso de la temperatura. La  $E_a$  se evalúa de la pendiente de la curva. Finalmente para el esquema iso-conversional, en la figura 2 se hará  $Y$  constante y se determinaran los valores de tiempo para cada temperatura. Usando la ecuación (6) obtendremos la energía de activación. En la figura 3 mostramos  $E_a$  vs  $Y$  en el caso isoconversional. En la tabla 2 resumimos los resultados obtenidos para la aleación AA3003 aplicando los diferentes esquemas. La energía  $E_y$  en las dos primeras filas corresponde a la energía asociada con la fase metaestable. Es importante reseñar la concordancia reflejada por los diferentes es-

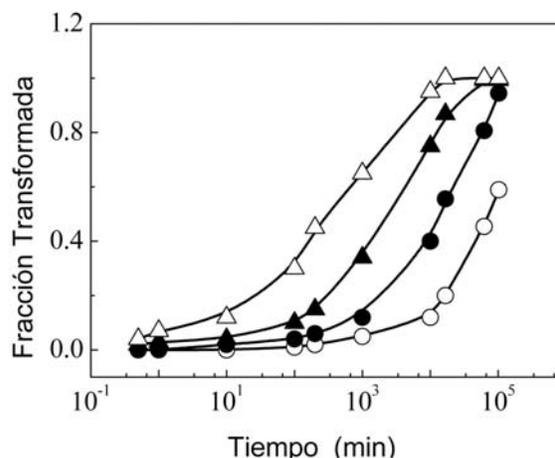


Figura 2. Fracción transformada vs tiempo de envejecimiento deducidas de medidas de poder termoeléctrico.  $\circ$   $T = 365^\circ\text{C}$ ,  $\bullet$   $T = 400^\circ\text{C}$ ,  $\triangle$   $T = 435^\circ\text{C}$ ,  $\blacktriangle$   $T = 515^\circ\text{C}$ .

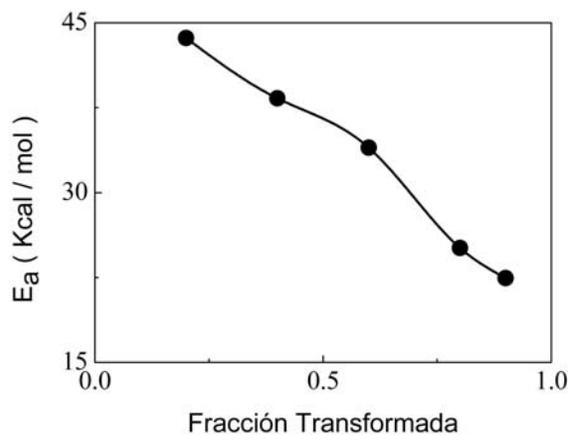


Figura 3. Energía de activación vs  $Y$  en el esquema iso-conversional isotérmico.

quemados de cálculo. Note que en el caso de nucleación y crecimiento el valor de la energía para  $T = 365^\circ\text{C}$  se aleja de los valores obtenidos a otras temperaturas más elevadas, posiblemente por ocurrir a esta temperatura la transición de la fase  $\alpha$  a la fase de equilibrio, mientras que con certeza las cinéticas a alta temperatura corresponden a la fase de equilibrio. Asimismo, es necesario reseñar

Tabla 2  
Aplicación de los esquemas teóricos a la aleación AA3003

Esquema de Cálculo	Condición	Energía (kcal/mol)
Teoría Nucleación y crecimiento (Isotérmica)	T = 365°C	$E_a = 13.2$ $E_y = 9.0$
	T = 400°C	$E_a = 32.5$ $E_y = 15.0$
	T = 465°C	$E_a = 34.1$ $E_y = 14.2$
	T = 515°C	$E_a = 38.8$ $E_y = 12.4$
Modelos Empíricos (Isotérmica)	Johnson-Mehl-Avrami	$E_a = 35.5$ $E_y = 11.2$
	Fujita-Damask	$E_a = 38.6$ $E_y = 15.7$
Isoconversión (Isotérmica)	Ecuación 6	$22 < E_a < 44$ $0.9 < Y < 0.2$
Isoconversión (No isotérmica)	Ecuación 8 (N=2)	$10 < E_a < 22$
	Ecuación 8 (N = 30)	$55 < E_a < 63$ $0.9 < Y < 0.2$
Isoconversión (No isotérmica)	Kissinger	$E_a = 36$

que los valores reportados en los esquemas empíricos están íntimamente ligados a los valores de los otros parámetros cinéticos. Finalmente, la variación de energía con Y en el esquema isoconversional refleja la competencia entre diferentes mecanismos de transformación. Este comportamiento, obviamente, diferencia este esquema del esquema modelístico donde la energía de activación permanece constante para toda la extensión de la conversión.

#### 4.2. Análisis no-isotérmico

Para el análisis no-isotérmico empleamos medidas de resistividad eléctrica (bien se pudo usar medidas de calorimetría diferencial de barrido) aplicadas a muestras homogeneizadas de la misma aleación AA3003. Las mismas son realizadas con un dispositivo de corrientes de Eddy a temperatura ambiente. El esquema de medidas a la temperatura T seleccionada implica una permanencia o envejecimiento a esa temperatura seguida por un temple a la temperatura de medida. El bajo coeficiente de difusión del Mn en Al (ver figura 3 p. 140 de Ref. (26)) y la alta velocidad de temple impiden que ocurra una difusión de Mn, aleante

principal de la aleación AA3003, durante el temple. Es importante señalar que además de la componente dispersiva asociada a la microestructura también habrá una componente fonónica que permanece constante a temperatura ambiente y cuya participación es desestimada al considerar medidas relativas de la resistividad eléctrica. En la figura 4 mostramos la variación de resistividad en función de la temperatura para diferentes razones de calentamiento  $\beta$ .

En esta gráfica evidenciamos dos comportamientos diferentes a temperaturas por debajo y por encima de 350°C. Para bajas T se muestra un ligero decrecimiento de  $\rho$  para bajas  $\beta$ , pero que se convierte en anómalo en la medida que elevamos el valor de  $\beta$ . El valor inicial de  $\rho$  cercano a 4,275  $\mu\omega/cm$  y su ligera variación en torno a este valor se explica, luego de la regla de Mathiessen (19), si entre el 65 y 75% de los átomos de Mn se encuentran formando precipitados y el resto de aleantes principales como Si, Fe hasta su límite de solubilidad y Cu se encuentran en la solución sólida. Esto permite asociar esta primera etapa con la formación y posterior disolución la fase  $\alpha$ -Al(MnFe)Si. La proporción estequiométri-

ca de cada aleante y su microestructura precisa depende básicamente de la historia térmica del material. El gran lóbulo de resistividad, presente en cada curva a temperaturas más elevadas, corresponde a la precipitación y disolución de la fase de equilibrio  $(\text{MnFe})\text{Al}_6$ . Esta conclusión es respaldada ampliamente en la literatura (24, 25). La energía de activación la obtenemos definiendo el rango de temperatura en el cual ocurre el proceso. En nuestro caso este rango lo establecemos entre  $300^\circ\text{C}$  y la temperatura del máximo. La derivada de cada una de estas curvas nos dará un lóbulo del cual podemos obtener la fracción transformada para cada valor de  $\beta$  o en su defecto asociar el área de la curva entre cada dos valores de temperatura normalizada al área total a cada valor de  $Y$ . Por supuesto se debe cumplir que  $Y=0$  para la temperatura inicial y  $Y=1$  para la  $T$  final. Luego para cada valor de  $Y$  se aplica la relación iso-conversional, ecuación 8, y se calcula la energía de activación. En la figura 5 mostramos la variación de la energía de activación para la formación de la fase de equilibrio. El valor de  $N$  en la relación isoconversional se varía en un amplio rango, mostrándose en la figura los resultados para  $N=2$  y  $N=30$ . Notamos que los valores de  $E_a$  para un valor fijo de  $Y$  se incrementa con el valor de  $N$ , y que la energía de activación no permanece constante cuando variamos  $Y$ , hecho que si ocurre cuando aplicamos la relación de Kissinger (27), cuyo valor se logra reproducir para un valor de  $N=4$ .

La comparación de los resultados obtenidos usando la data isotérmica y no isotérmica tiene un amplio rango de coincidencia, verificándose de esta manera lo acertado de nuestras apreciaciones, además permitiendo establecer que independientemente del camino térmico a seguir, isotérmico o no isotérmico, la energía necesaria para la formación o disolución de una misma fase se mantiene constante dentro de un rango de error. De igual forma debemos remarcar que estos procesos ocurren principalmente por la difusión de Mn en el Al, cuya energía de activa-

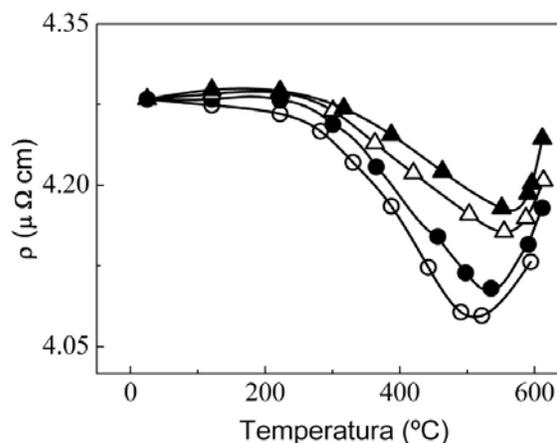


Figura 4. Resistividad eléctrica en función de la  $T$  a diferentes razones de calentamiento.  $\circ$   $\beta = 0.5$  K/min,  $\bullet$   $\beta = 2$  K/min,  $\triangle$   $\beta = 10$  K/min,  $\blacktriangle$   $\beta = 20$  K/min.

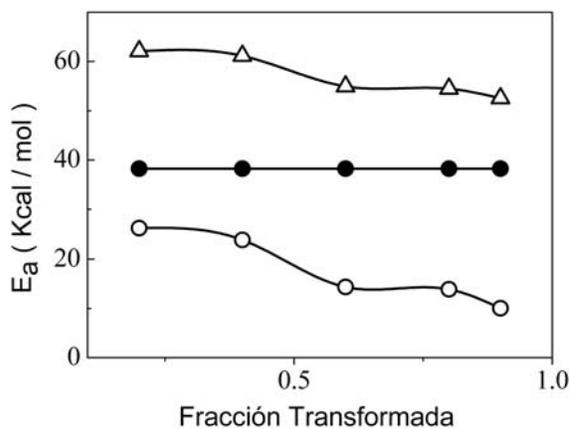


Figura 5. Energía de activación vs  $Y$  en el esquema iso-conversional no isotérmico.  $\circ$   $N=2$ ,  $\bullet$  Usando la relación de Kissinger,  $\triangle$   $N=30$ .

ción para la difusión es de  $(52 \pm 3)$  kcal/mol (28), la cual se ve disminuida en nuestra aleación AA3003 debido a la presencia de otros aleantes.

## 5. Conclusiones

Hemos expuesto diferentes esquemas teóricos para estudiar la cinética de precipi-

tación de fases en una aleación AA3003 cuya data experimental es deducida de medidas de poder termoeléctrico y de resistividad eléctrica en condiciones isotérmicas y no isotérmicas respectivamente, concluyendo lo siguiente:

1. La descomposición no isoterma de la aleación AA3003 ocurre mediante la precipitación de una fase rica en Si ( $\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si) a temperaturas por debajo de 400°C y una fase de equilibrio compuesta principalmente por Mn, (MnFe)Al<sub>6</sub>, a temperaturas superiores.
2. Considerando que la energía de activación para la precipitación de la fase de equilibrio en un binario Al 1% Mn es de 41.1 kcal/mol y de 33.4 kcal/mol (28) para la misma aleación conteniendo 0.06% Fe, podemos entonces calificar como válidos los resultados obtenidos con cada uno de los métodos usados en el presente trabajo. El efecto de otros aleantes diferente al Mn en nuestra aleación AA3003 es el de disminuir el valor de la energía de activación en concordancia con la literatura.
3. Independientemente del esquema aplicado, isotérmico o no isotérmico, la energía de activación necesaria para la formación o disolución de una misma fase se mantiene constante dentro de un rango de error.

### Agradecimientos

El autor del presente trabajo agradece el soporte financiero del Consejo de Investigación de la Universidad de Oriente en la realización del presente trabajo, así como la colaboración de los integrantes del Grupo de Física de Metales de la UDO.

### Referencias bibliográficas

1. CHRISTIAN J. W. *The theory of transformations in metals and alloys (I)*. 2da. Ed. Pergamon Press. Oxford-UK. 1975.
2. VOLMER M., WEBER A. *Z Physik Chem.* 119: 277-301. 1926.
3. BECKER R., DORING W. *Ann Phys* 24: 719-752. 1935.
4. ZELDOVICH J. B. *Acta Physicochim URSS* 18: 1-22. 1943.
5. BINDER K., STAUFFER D. *Adv Phys* 24: 407-415. 1976.
6. JOHNSON W., MEHL R. *T Am I Min Met Eng* 135: 416-429. 1939.
7. AVRAMI M. *J Chem Phys* 8: 212-224. 1942.
8. WERT J. *J Appl Phys* 21:196-208. 1950.
9. YAMAMOTO S., KUBOTA K. *J Jpn I Met* 46: 917-924. 1982.
10. HANAWA K., MIMURA T. *Metall Trans A* 15A:1147-1153. 1984.
11. LUIGGI N., BETANCOURT A. *Metall Mater Trans B* 25B: 917-925. 1994.
12. VYAZOVKIN S. *J Comput Chem* 18: 393-424. 1997.
13. LUIGGI N. *Metall Mater Trans A* 34A: 2679-2682. 2003.
14. HILLERT M. *Acta Metall Mater* 9: 525-535. 1961.
15. CAHN J. *Acta Metall Mater* 4:1685-1692. 1966.
16. LUIGGI N., BETANCOURT A. *Metall Mater Trans B* 28B: 161-168. 1997.
17. LUIGGI N. *Solidification*. Ed. The Minerals, Metals and Mat. Soc. 91-98. 1998.
18. MACIEJEWSKI M. *Thermochim Acta* 355:145-154. 2000.
19. LUIGGI N. *Metall Mater Trans B* 28B: 125-133. 1997.
20. VYAZOVKIN S., WIGHT CH. *J Phys Chem A* 101:8279-8284. 1997.
21. BURKE J. *La cinétique des changements de phase dans les metaux*. Masson et Cie Éditeurs, Paris. 1968.
22. DAMASK A., DANIELSON G., DIENES G. *Acta Metall Mater* 13: 973-989. 1965.

23. FUJITA F. E., ONO Y., I NOKUTI Y. **T Iron Steel I Jpn** 8: 363-372. 1968.
24. LI Y., ARNBERG L. **Mat Sci Forum** 393-402, 875-880. 2002.
25. DEHMAS M., ARCHAMBAULT P., SERRIERRE M., GAUTIER E. **B Acad Lorraine Sci** 43:1-4. 2004.
26. HATCH J. E., **Aluminum. Properties and Physical Metallurgy**. American Society for Metals Park, Ohio. 1984.
27. KISSINGER H. E. **J Res Nat Bur Stand** 57: 217-221. 1956.
28. GOEL D. B., FURRER P., WARLIMONT P. **Aluminium**. 50:511-516. 1974.