

Cinética de engrosamiento de precipitados coherentes en la aleación Fe-10 % Ni-15 % Al^(*)

N. Cayetano-Castro*, H.J. Dorantes-Rosales*, V.M. López-Hirata*, J.J. Cruz-Rivera**, J. Moreno-Palmerin* y J.L. González-Velázquez*

Resumen

La cinética de engrosamiento y la evolución morfológica de precipitados coherentes β' (Fe, Ni)Al en una matriz ferrítica se estudió en la aleación Fe-10 % Ni-15 % Al. Se solubilizaron muestras a 1.100 °C por 24 h, y posteriormente, se envejecieron a 750, 850 y 920 °C por diferentes tiempos. Los resultados de DRX, MEB y MET mostraron la descomposición, $\alpha_{\text{ss}} \rightarrow \alpha + \beta$, durante su envejecido. La distribución de precipitados dentro del grano cambia, gradualmente, de aleatoria a un alineamiento preferencial sobre las direcciones cristalográficas $\langle 100 \rangle$ de la matriz. Asimismo, la evolución morfológica de los precipitados fue: esféricos \rightarrow cúbicos \rightarrow paralelepípedos \rightarrow placas. La variación del tamaño de partícula, r^3 , y la densidad de precipitados en función del tiempo se comportan linealmente, como lo predice la teoría de Lifshitz, Slyosov y Wagner (LSW) para el engrosamiento controlado por difusión. La cinética de crecimiento (K) se incrementó a temperaturas de envejecido mayores. La energía de activación para el proceso de engrosamiento fue de alrededor de 220 kJ/mol.

Palabras clave

Engrosamiento. Transformaciones de fase. Aleación Fe-Ni-Al. Precipitados coherentes. Envejecido.

Coarsening kinetics of coherent precipitates in Fe-10 % Ni-15 % Al alloy

Abstract

The coarsening kinetics and the morphology evolution of the coherent β' (Fe, Ni)Al precipitates embedded in a ferritic matrix were studied in the aged Fe-10 % Ni-15 % Al alloy. Samples were solution treated at 1,100°C for 24 h and subsequently aged at 750, 850 and 920 °C for different times. XRD, SEM and TEM results showed the following decomposition reaction after aging treatment, $\alpha_{\text{ss}} \rightarrow \alpha + \beta$. Intragranular particles distribution changes from a random to an aligned on the elastically soft $\langle 100 \rangle$ crystallographic directions of the matrix. Additionally, the morphological evolution of the precipitates was as follows: spheres \rightarrow cuboids \rightarrow parallelepipeds \rightarrow plates. The variation of the cube of mean radius of particles, r^3 , and the particle density as a function of time followed a linear relationship, as predicted by the Lifshitz, Slyosov and Wagner (LSW) theory for diffusion-controlled coarsening. The rate constant (K) increased with the aging temperature. The activation energy for coarsening process was determined to be about of 220 kJ/mol.

Keywords

Coarsening. Phase transformations. Fe-Ni-Al Alloy. Coherent precipitates. Aging.

1. INTRODUCCIÓN

Las propiedades mecánicas de los materiales metálicos endurecibles por precipitación están íntimamente relacionadas con la morfología, distribución espacial, fracción volumétrica y tamaño de partículas de una segunda fase^[1 y 2]. Un método efectivo para controlar dichas partículas consiste en tratamientos térmicos de envejecido^[3 y 4]. Generalmente, en sistemas de aleación que contienen precipitados que provocan su endurecimiento, p. e., superaleaciones base níquel y, en ausencia de esfuerzos externos, el equilibrio

termodinámico se obtiene reduciendo la energía libre interfacial total mediante un proceso de transferencia de masa difusional de regiones de alta curvatura interfacial hacia regiones de baja curvatura interfacial^[5 y 6]. Este proceso es, comúnmente, llamado engrosamiento o maduración de Ostwald^[7]. Por lo tanto, el proceso de engrosamiento ocurre por la disolución de partículas pequeñas y su transferencia de masa a partículas grandes^[8 y 9]. Una de las primeras teorías de engrosamiento de precipitados fue desarrollada por Lifshitz, Slyosov^[10] y Wagner^[11], conocida como la teoría LSW. Dicha teoría considera sistemas

(*) Trabajo recibido el día 2 de abril de 2007 y aceptado en su forma final el día 2 de julio de 2007.

* Instituto Politécnico Nacional, ESIQIE-DIM, Apartado Postal 118-430, Admon. GAM, México, D. F. 07051.

** Facultad de Ingeniería-Instituto de Metalurgia UASLP, Sierra Leona 550, SLP, 78210, México.

fluidos (ausencia de esfuerzos) y un crecimiento de partículas esféricas que sigue la ley temporal de $r^3 = kt$, si el proceso es controlado por difusión^[12-14]. Adicionalmente, la teoría LSW predice una distribución de tamaño de partícula, independiente del tiempo, con una fracción volumétrica infinitamente pequeña ($f_v=0$), despreciando, así, cualquier interdifusión entre partículas^[15 y 16]. Se han desarrollado muchas teorías de engrosamiento para modificar la teoría LSW para sistemas sólidos e incluir f_v finitas (diferentes de cero) y la interacción entre partículas polidispersas^[12 y 17-19]. Sin embargo, todos estos trabajos encontraron que la presencia de una f_v diferente de cero no altera el exponente temporal predicho por la teoría LSW, pero sí altera las amplitudes de la ley de crecimiento, es decir, predicen distribuciones de tamaño de partícula más anchas y más simétricas que las que predice LSW conforme la f_v aumenta^[20].

Por otra parte, la resistencia mecánica a temperaturas relativamente altas en las aleaciones base hierro se basa, principalmente, en la presencia de precipitados coherentes β' , del tipo (NiAl) con una estructura B2 (CsCl), finamente dispersos en la matriz^[21-23]. Además, este compuesto intermetálico le proporciona una excelente resistencia a la oxidación a temperaturas cercanas a los 1.000 °C^[24]. El acero inoxidable 17-7 PH y el Nitralloy-N son ejemplos de aceros endurecidos por la precipitación de la fase β' . Otros sistemas de interés como Fe-20Cr-2Ni-2Al (%at), Fe-30,1Cr-9,9Co (%at), Fe-20,2-Cr-8,8Al-0,55Ti (%at) y los inoxidables como PH13-8 son algunas aleaciones que basan sus excelentes propiedades mecánicas en la presencia de la fase ordenada β' . Estas aleaciones, por su excelente resistencia mecánica a temperaturas altas, se utilizan en diferentes aplicaciones, tales como: en componentes de reactores nucleares, partes de engranajes del tren de aterrizaje de aviones o aplicaciones petroquímicas que requieran resistencia a la fractura por corrosión bajo esfuerzos^[24 y 25].

Por lo tanto, el presente estudio pretende aportar conocimientos sobre la evolución morfológica y cinética de engrosamiento de precipitados coherentes β' (NiAl) inmersos en una matriz ferrítica en una aleación ternaria Fe-10 % Ni-15 % Al, mediante tratamientos térmicos de envejecido a diferentes temperaturas y tiempos de envejecido.

2. DESARROLLO EXPERIMENTAL

La aleación Fe-10 % Ni-15 % Al (% at.) se fabricó a partir de la fusión de elementos químicamente puros (con una pureza mínima de 99,9 %) empleando un mini-horno de arco eléctrico bajo una atmósfera inerte de gas argón. Muestras de 30 x 10 x 10 mm se encap-

sularon en tubos de cuarzo al vacío y solubilizaron a 1.100 °C durante 24 h. Posteriormente, las muestras se envejecieron a 750, 850 y 920 °C, por tiempos desde 0,5 hasta 500 h. Las muestras se prepararon metalográficamente y se caracterizaron mediante difracción de rayos X (DRX) empleando un difractómetro Bruker D8 Focus con radiación K_α de Cu. La caracterización microestructural se realizó en un Microscopio Electrónico de Barrido (MEB) marca JEOL-6300 equipado con un espectrómetro de energía dispersa (EDS) y usando un voltaje de 20kV. Las imágenes MEB se obtuvieron con señales de electrones secundarios para obtener un contraste superficial. Las observaciones por microscopía electrónica de transmisión (MET) se llevaron a cabo en un microscopio JEOL 2000FX. Las muestras empleadas para su caracterización se pulieron electroquímicamente mediante la técnica de doble chorro, empleando un electrolito de 75 % de metanol y 25 % ácido nítrico a -60 °C.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Precipitación en la aleación Fe-10 % Ni-15 % Al

La figura 1 muestra los patrones de difracción de rayos X correspondientes a la muestra solubilizada y, posteriormente, envejecida a 850 °C por 5 h. En el

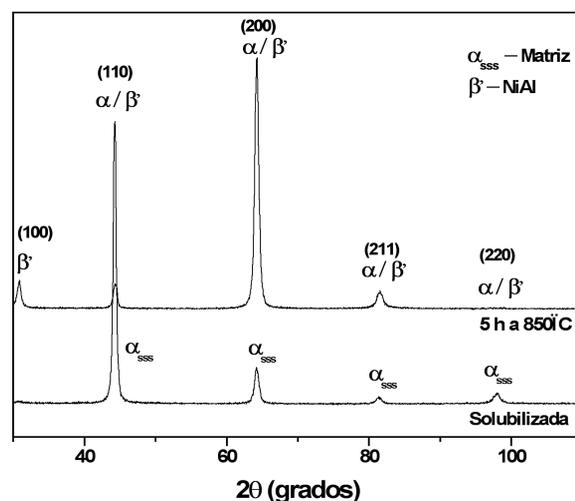


Figura 1. Patrones de difracción de rayos X de la aleación Fe-10 % Ni-15 % Al posterior al tratamiento de solubilizado y envejecido a 850 °C por 5 horas.

Figure 1. X-ray diffraction patterns of the Fe-10 % Ni-15 % Al alloy after solution treated and subsequently aged at 850°C for 5 h.

caso de la muestra solubilizada, solamente se observan los picos correspondientes a la solución sólida sobresaturada, α_{SSS} , con una estructura cúbica centrada en el cuerpo (cc). En contraste, la muestra envejecida presenta los picos característicos de la fase ordenada β' (NiAl), también con una estructura cc, pero con picos de difracción adicionales por ser una fase ordenada^[6]. Por lo tanto, se puede establecer que la descomposición ocurre mediante la reacción, $\alpha_{\text{SSS}} \rightarrow \alpha + \beta'$.

La figura 2 muestra la microestructura de la aleación Fe-10 % Ni-15 % Al después del tratamiento de solubilizado a 1.100 °C durante 24 h. Dicha figura muestra una microestructura policristalina de granos de la fase α_{SSS} , con un tamaño entre 5-8 μm , aproximadamente. En la micrografía no se observa ningún tipo de precipitación, lo cual confirma la formación de una solución sólida sobresaturada (α_{SSS}).

Las micrografías de MEB de la figura 3 muestran la evolución morfológica de las partículas precipitadas β' (NiAl) después de envejecerlas térmicamente a 750, 850 y 920 °C, por diferentes tiempos. La fase blanca corresponde a las partículas precipitadas y la zona oscura corresponde a la fase matriz, α . En general, se puede observar que al incrementar la temperatura y el tiempo de envejecido, los precipitados crecen en tamaño y disminuyen en cantidad. A 750°C, se observa que en los primeros tiempos de tratamiento, la distribución de las partículas en la matriz es aleatoria y uniforme, con una morfología esférica (Fig. 3 a)-b)). En la figura 3 c)-d) se observa que, después de 200 h de envejecido, la forma de los precipitados es cúbica con las esquinas redondeadas sin orientación preferencial, sin embargo, algunos precipitados comienzan alinear-

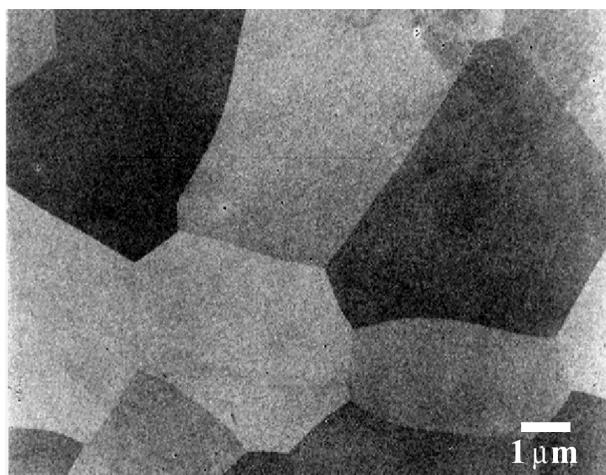


Figura 2. Micrografía de MEB de la aleación Fe-10 % Ni-15 % Al posterior al tratamiento de solubilizado.

Figure 2. SEM micrograph of the Fe-10 % Ni-15 % Al alloy after solution treated.

se entre sí, predominando la distribución al azar. Después de 500 h de envejecido, la forma de los precipitados es cúbica y la alineación preferencial entre los precipitados se hace más evidente. A 850 °C (Fig. 3 e)-f)), se observa que, después de envejecer la muestra por más de 25 h, la mayoría de los precipitados tienen forma cúbica con esquinas redondeadas y presentan un alineamiento preferencial. La figura 3 g)-h) muestra la formación de grupos de precipitados que mantienen la misma morfología cúbica con esquinas redondeadas y una orientación preferencial entre sí. Posteriormente al tratamiento a 920 °C, se observa, claramente, la formación de grupos de precipitados, los cuales aumentan su distancia con el tiempo de envejecido (Fig. 3 i)-l)). Adicionalmente, se puede observar que el alineamiento de precipitados así como los grupos de precipitados tienden a coalescer para formar paralelepípedos alargados (señalado por \rightarrow) y placas (señalado por $*\rightarrow$), respectivamente. Los resultados indican que ocurre una secuencia de cambios de forma, durante los tratamientos de envejecido, de la siguiente manera: esférico \rightarrow cúbico \rightarrow paralelepípedos \rightarrow placas. Finalmente, la fracción de área transformada (f_v) de las partículas precipitadas, β' , en la matriz fue, aproximadamente, del 30, 26 y 23 %, a 750, 850 y 920 °C, respectivamente.

La figura 4 muestra una imagen de campo oscuro con su correspondiente patrón de difracción de área selecta e indexación de la aleación obtenida por microscopía electrónica de transmisión (MET), envejecida por 5 h a 850 °C. En dicha figura se observa una distribución uniforme de las partículas precipitadas β' (NiAl) de alrededor de 140 nm de tamaño, las cuales están inmersas en una matriz ferrítica (Fig. 4 a)). La morfología de las partículas es cúbica con caras planas alineadas de manera preferencial sobre direcciones cristalográficas elásticamente suaves, $\langle 100 \rangle$, de la matriz.

En el patrón de difracción de electrones de área selecta (PDAS) de la figura 4 b) se observa una serie de reflexiones donde las más intensas corresponden a la matriz α , con una estructura cúbica centrada en el cuerpo (cc), mientras que las menos intensas corresponden a las partículas precipitadas, β' . La indexación de dicho patrón se muestra en la figura 4 c). A partir del PDAS, se puede establecer que existe una clara relación de orientación entre la matriz y los precipitados, debido a que muchas reflexiones de ambos patrones coinciden en el PDAS. Por ejemplo, se puede observar que la reflexión 200 del precipitado β' es la mitad de la distancia de la reflexión de la matriz α , 200, a partir de la reflexión central, 000. Por lo tanto, estos planos son paralelos y el parámetro reticular de la fase β' es el doble que el de la matriz α . De manera similar, la reflexión 220 de β' (adición de las reflexiones 200 y 020) coinciden con la reflexión 110 de la matriz.

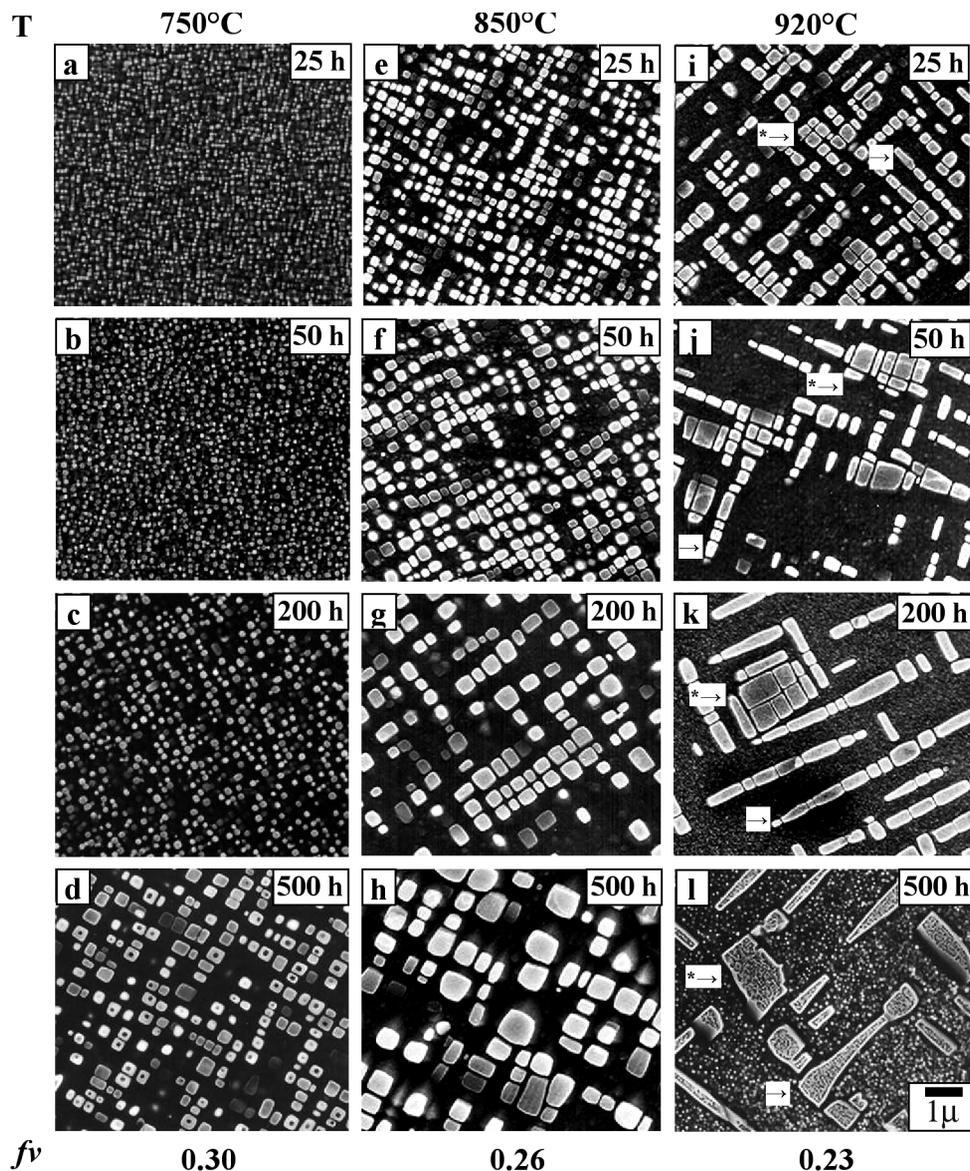


Figura 3. Micrografías de MEB de la aleación Fe-10 % Ni-15 % Al envejecidas a 750 °C por (a) 25, (b) 50, (c) 200 y (d) 500 h, a 850 °C por (e) 25, (f) 50, (g) 200 y (h) 500 h, y a 920 °C por (i) 25, (j) 50, (k) 200 y (l) 500 h.

Figure 3. SEM micrographs of the Fe-10 % Ni-15 % Al alloy aged at 750 °C for (a) 25, (b) 50, (c) 200 and (d) 500 h; at 850 °C for (e) 25, (f) 50, (g) 200 and (h) 500 h, and at 920 °C for (i) 25, (j) 50, (k) 200 and (l) 500 h.

Adicionalmente, ambos patrones de difracción tienen el eje de zona [001]. Entonces, la relación de orientación entre α y β' es la siguiente:

$$\begin{aligned} & \text{--- } (200)_{\beta'} // (200)_{\alpha\text{-Fe}} \\ & \text{--- } [001]_{\beta'} // [001]_{\alpha\text{-Fe}} \end{aligned}$$

Por lo tanto, estas relaciones y coincidencias en el PDAS hacen evidente que existe coherencia entre los planos de la matriz α y de los precipitados de la fase β' .

3.2. Cinética de engrosamiento de los precipitados β'

La distribución de tamaño de las partículas se determinó experimentalmente a partir de las imágenes digitalizadas de MEB. En las imágenes digitalizadas se midió el área de los diferentes precipitados mediante un analizador de imágenes para obtener un radio equivalente para cada precipitado. El número de precipitados medidos en cada tiempo de envejecido fue de, al

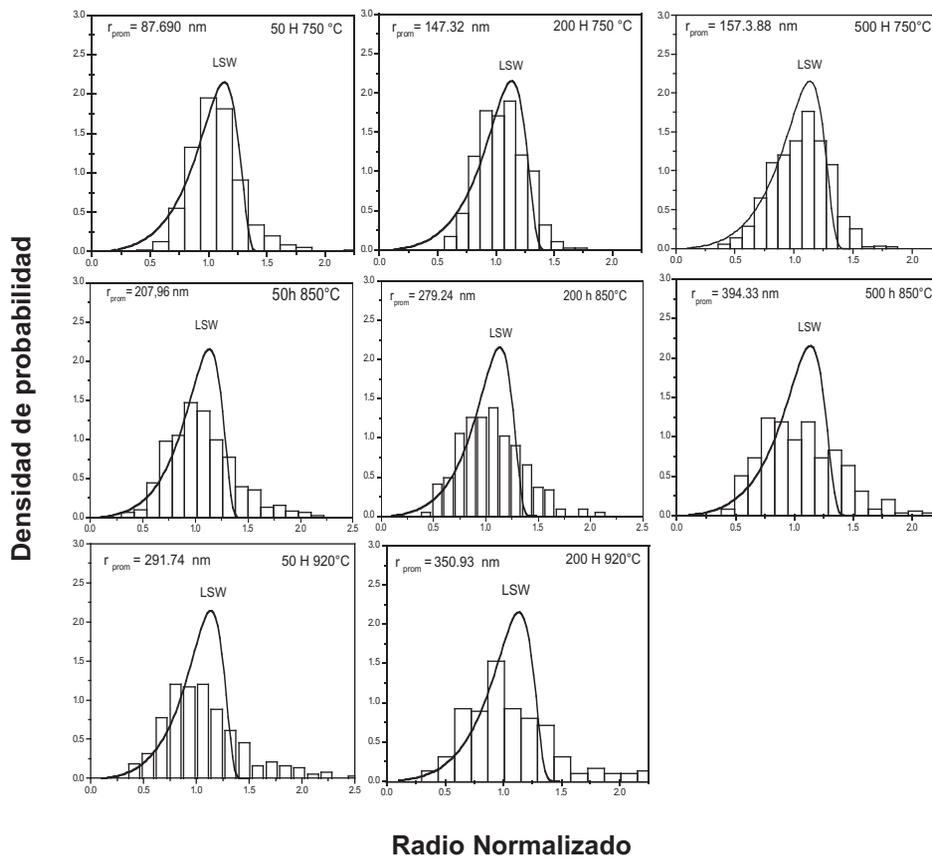


Figura 5. Distribución de tamaño de partícula de la aleación Fe-10%Ni-15%Al envejecida a 750°C por (a) 50, (b) 200 y (c) 500 h, a 850°C por (d) 50, (f) 200 y (g) 500 h, y a 920°C por (i) 50 y (j) 200 h. (—) Distribución teórica predicha por la teoría LSW.

Figure 5. Particle size distributions in the Fe-10%Ni-15%Al alloy aged at 750°C for (a) 50, (b) 200 and (c) 500 h, at 850°C for (d) 50, (f) 200 and (g) 500 h, and at 920°C for (i) 50 and (j) 200 h. (—) The theoretical distribution as predicted by the LSW theory.

las interacciones elásticas en sistemas polidispersos^[28]. Por lo tanto, evidentemente, estos eventos están asociados con la formación periódica de grupos y la posible coalescencia de precipitados.

A partir de los datos de tamaño promedio de partícula se obtiene la grafica de tamaño promedio, \bar{r} , en función de el tiempo de envejecido, t (Fig. 6). Dicha figura muestra una dependencia lineal del tamaño de partícula con respecto al tiempo para las diferentes temperaturas. Las pendientes (m) de las rectas fueron de 0,32, 0,27 y 0,28 para 750, 850 y 920 °C, respectivamente. El valor de m obtenido está cerca de lo predicho por la teoría de engrosamiento LSW (ley temporal de $t^{1/3}$), lo cual indica que el proceso de engrosamiento esta controlado por el mecanismo de difusión^[13]. Es decir, el radio promedio de partícula, \bar{r} , aumenta con el tiempo de envejecido, t , de acuerdo a la siguiente relación:

$$\bar{r}^3(t) - \bar{r}^3(0) = K t \quad (3)$$

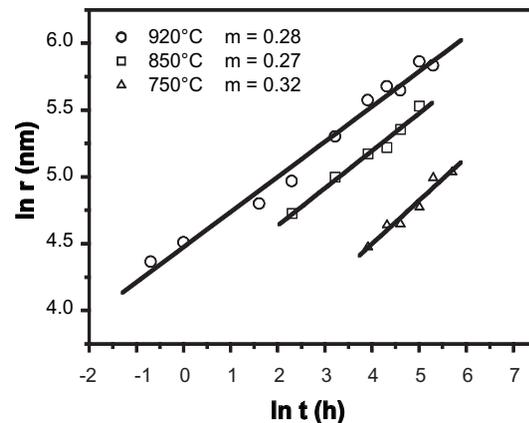


Figura 6. Crecimiento del radio promedio de partícula de la aleación Fe-10%Ni-15%Al envejecida a 750, 850 y 920°C.

Figure 6. Growth of mean radius of particle in the Fe-10%Ni-15%Al alloy aged at 750, 850 and 920°C.

donde, es el radio de partícula promedio a un tiempo cero y K es la constante cinética, la cual está en función de la temperatura.

La figura 7 muestra la variación de en función del tiempo. Se observa que hay una buena correlación lineal entre estos parámetros como lo predice la teoría de engrosamiento en sistemas binarios^[8 y 15] y ternarios^[8] de aleación. La cinética de engrosamiento resultó ser más rápida a mayor temperatura, debido a que la temperatura seleccionada se encuentra más cerca de la línea de solvus, lo que promueve un proceso de engrosamiento sumamente acelerado, atribuido a su mayor difusividad atómica. De la pendiente, se determinó la constante de la cinética de engrosamiento (K) de $6,3 \times 10^3$, $9,8 \times 10^4$ y $1,2 \times 10^5$ nm³/h, para las temperaturas de 750, 850 y 920 °C, respectivamente.

La energía de activación, Q , para el engrosamiento de la aleación se obtuvo a partir de la grafica de $\ln K$ contra T^{-1} , como se muestra en la figura 8. Una grafica del tipo Arrhenius permitió determinar la energía de activación, Q , con un valor de 220 kJ mol⁻¹, que resulta cercano con el determinado para la interdifusión Fe-Al, en el que $Q = 245.8$ kJ mol⁻¹ para un intervalo de temperatura de 920 a 1.210 °C^[29]. Este hecho confirma que el proceso de engrosamiento de los precipitados β' es controlado por el mecanismo de difusión.

La figura 9 muestra la densidad de partícula contra la inversa del tiempo para las temperaturas de 750, 850 y 920 °C. La gráfica indica que el número de partículas por área disminuye conforme el tiempo de envejecido se incrementa. Es decir, a 750 °C, la cantidad de partículas es mayor que a 920 °C. Por lo

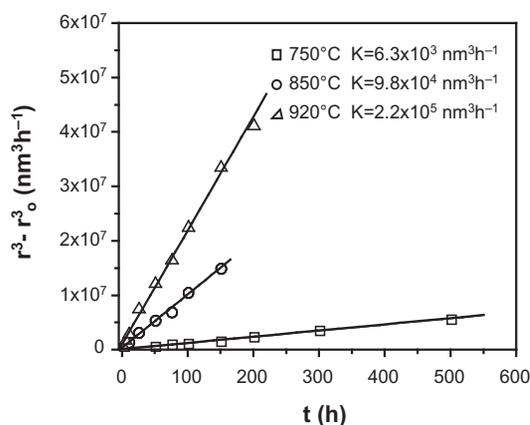


Figura 7. Variación del radio promedio al cubo durante el proceso de envejecido a 750, 850 y 920 °C.

Figure 7. Variation of the cube of the mean particle radius during the aging process at 750, 850 and 920 °C.

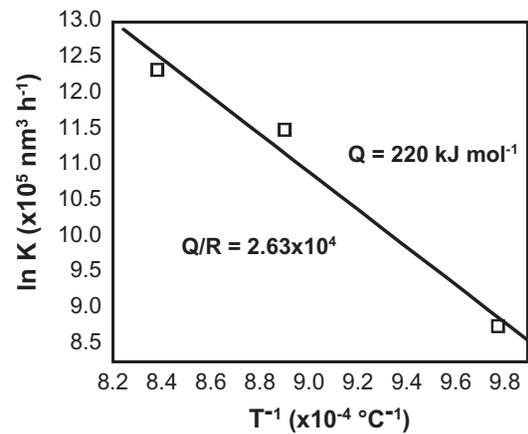


Figura 8. Variación de la constante cinética para el engrosamiento, K , en función de T^{-1} a 750, 850 y 920 °C.

Figure 8. The variation of the rate constant for coarsening, k , as a function of the T^{-1} at 750, 850 y 920 °C.

que, la relación entre la densidad de las partículas ($N(t)$) con respecto al tiempo (t) siguen un comportamiento lineal de acuerdo a la ecuación (4) predichas por la teoría LSW [30]:

$$N(t) = K_N^{LSW} t^{-1} \quad (4)$$

4. CONCLUSIONES

A partir del análisis de los resultados obtenidos del engrosamiento de los precipitados, β' (NiAl),

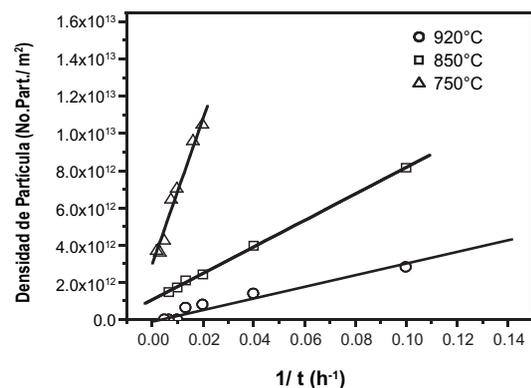
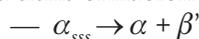


Figura 9. Variación de la densidad de partícula en función de t^{-1} .

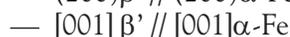
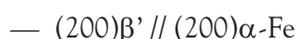
Figure 9. Variation of the particle density as a function of the t^{-1} .

formados durante el envejecimiento isotérmico a 750, 850 y 920 °C en una aleación ternaria Fe-10 % Ni-15 % Al, se concluye que:

— La reacción de descomposición observada durante la transformación fue la siguiente:



— Las partículas precipitadas son coherentes con la matriz y la estructura cristalina para ambas fases es cúbica, centrada en el cuerpo (cc) con la siguiente relación de orientación:



— La cinética de engrosamiento de las partículas β' está controlada por el mecanismo de difusión para las tres temperaturas y el proceso de engrosamiento sigue la ley temporal $t^{1/3}$ predicha por la teoría LSW.

— En las últimas etapas de envejecido, la distribución de tamaños de precipitados es menor en amplitud y más ancha que la predicha por la teoría de engrosamiento LSW, atribuido a la formación periódica de grupos de precipitados y su coalescencia.

— La cinética de engrosamiento es más rápida a temperaturas más altas debido al incremento en difusividad atómica.

— La energía de activación, Q, para el engrosamiento de la aleación fue de 220 kJ mol⁻¹.

Agradecimientos

Los autores agradecen el apoyo recibido por COFAA-SIP-IPN, SNI-CONACYT y Fondo Sectorial para la Educación-CONACYT, SEP – 2003- C02 – 43874.

REFERENCIAS

- [1] M. DOI, *Prog. Mater. Sci.* 40 (1996) 79-180.
- [2] A. ARTIGAS, D. CELENTANO Y A. MONSALVE, *Rev. Metal. Madrid* 41 (2005) 340-350.
- [3] V. AVAITHYANATHAN Y L.Q. CHEN, *Acta Mater.* 50 (2002) 4.061-4.073.
- [4] M. DOI, *Mater. Trans.* 33 (1992) 637-6499.
- [5] P.W. VOORHEES, *Annu. Rev. Mater. Sci.* 22 (1992) 197-215.
- [6] A. BALDAN, *J. Mater. Sci.* 37 (2002) 2.171-2.202.
- [7] A. D. BRAILSFORD Y P. WYNBLATT, *Acta Mater.* 27 (1979) 489-497.
- [8] C.J. KUEHMANN Y P.W. VOORHEES, *Metall. Mater. Trans. A* 27 (1996) 937-943.
- [9] W. SUN, *Acta Mater.* 53 (2005) 3.329-3334.
- [10] I. M. LIFSHITZ Y V. V. SLYOZOV, *J. Phys. Chem. Solids*, 19 (1961) 35-50.
- [11] C. WAGNER, *Z. Electrochem.* 65 (1961) 581-591.
- [12] D.M. KIM Y A.J. ARDELL, *Acta Mater.* 55 (2003) 4.073-4.082.
- [13] A.J. ARDELL Y V. OZOLINS, *Nature Materials* 4 (2005) 309-315.
- [14] A.J. ARDELL, *J. Eur. Ceram. Soc.* 19 (1999) 2.217-2.231.
- [15] A.C. LUND Y P.W. VOORHEES, *Acta Mater.* 50 (2002) 2.085-2.098.
- [16] V.A. SNYDER, J. ALKEMPER Y P. W. VOORHEES, *Acta Mater.* 49 (2001) 699-709.
- [17] D.M. KIM, A.J. ARDELL, *Scripta Mater.* 43 (2000) 381-384.
- [18] Y. MA Y A.J. ARDELL, *Scripta. Mater.* 52 (2005) 1.335-1.340.
- [19] J. NASER, J.E. SMITH JR. Y A.K. KURUVILLA, *J. Mater. Sci.* 33 (1998) 5.573-5.580.
- [20] A. BALDAN, *J. Mater. Sci.* 37 (2002) 2.379-2.405.
- [21] C. STALLYBRASS, A. SCHNEIDER Y G. SAUTHOFF, *Intermetallics* 13 (2005) 1.263-1.268.
- [22] A. GARCIA-ESCORIAL, B. TORRES, M. LIEBLICH Y J. IBÁÑEZ, *Rev. Metal. Madrid* 37 (2001) 225-229.
- [23] M. RUDY Y G. SAUTHOFF, *Mat. Sci. Eng.* 81 (1986) 525-530.
- [24] H. BEI Y E.P. GEORGE, *Acta Mater.* 53 (2005) 69-77.
- [25] Z. GUO, W. SHA Y D. VAUMOUSSE, *Acta Mater.* 51 (2003) 101-116.
- [26] V. M. LÓPEZ H, Ph. D. Thesis, Tohoku University, Japón, 1992.
- [27] L. RATKE Y P.W. VOORHEES, *Growth and Coarsening*, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York, 2002, p. 145.
- [28] A. C. LUND Y P.W. VOORHEES, *Acta Mater.* 50 (2002) 2.585-2.298.
- [29] http://inaba.nims.go.jp/diff/DIF_Oikawa/DIF3/MF/Al.html.
- [30] G. KOSTORZ, *Phase Transformations in Materials*, Wiley-VCH, Federal Republic of Germany, 2001, p. 371.