Suplemento de la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales 2009; **S1** (2): 637-645

CINÉTICA DE ENGROSAMIENTO DE PRECIPITADOS COHERENTES EN ALEACIONES BASE HIERRO

H. J. Dorantes-Rosales[1], N. Cayetano-Castro[1], J. de J. Cruz-Rivera[2], V. M. López-Hirata[1], J. L. González Velázquez[1] y J. Moreno-Palmerín[1]

- ✓ Este artículo forma parte del "Volumen Suplemento" **S1** de *la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales* (*RLMM*). Los suplementos de la RLMM son números especiales de la revista dedicados a publicar memorias de congresos.
- ✓ Este suplemento constituye las memorias del congreso "*X Iberoamericano de Metalurgia y Materiales (X IBEROMET)*" celebrado en Cartagena, Colombia, del 13 al 17 de Octubre de 2008.
- ✓ La selección y arbitraje de los trabajos que aparecen en este suplemento fue responsabilidad del Comité Organizador del *X IBEROMET*, quien nombró una comisión *ad-hoc* para este fin (véase editorial de este suplemento).
- ✓ La *RLMM* no sometió estos artículos al proceso regular de arbitraje que utiliza la revista para los números regulares de la misma.
- ✓ Se recomendó el uso de las "Instrucciones para Autores" establecidas por la *RLMM* para la elaboración de los artículos. No obstante, la revisión principal del formato de los artículos que aparecen en este suplemento fue responsabilidad del Comité Organizador del *X IBEROMET*.

Suplemento de la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales 2009; **S1** (2): 637-645

CINÉTICA DE ENGROSAMIENTO DE PRECIPITADOS COHERENTES EN ALEACIONES BASE HIERRO

H. J. Dorantes-Rosales[1], N. Cayetano-Castro[1], J. de J. Cruz-Rivera[2], V. M. López-Hirata[1], J. L. González Velázquez[1] y J. Moreno-Palmerín[1]

Instituto Politécnico Nacional, ESIQIE-DIM, Apartado postal 118-430, Admon. GAM, México, D. F. 07051. Tel. y Fax 001-55-57296000, ext. 55270.
Facultad de Ingeniería-Instituto de Metalurgia UASLP, Sierra Leona 550, SLP, 78210, México.

E-mail:

Trabajos presentados en el X CONGRESO IBEROAMERICANO DE METALURGIA Y MATERIALES IBEROMET
Cartagena de Indias (Colombia), 13 al 17 de Octubre de 2008

Selección de trabajos a cargo de los organizadores del evento

Publicado On-Line el 29-Jul-2009
Disponible en: *www.polimeros.labb.usb.ve/RLMM/home.html*

Resumen

La cinética de engrosamiento y el cambio morfológico de precipitados coherentes β´ (Fe, Ni)Al en una matriz ferrítica se estudió en las aleaciones Fe-10%Ni-15%Al y Fe-10%Ni-15%Al-1%X (X =Cr, Cu). Las aleaciones homogeneizadas fueron envejecidas a 750, 850 y 950ºC por diferentes tiempos. Los resultados de difracción de rayos X mostraron la formación de una solución sólida sobresaturada (α_{sss}) y la precipitación de la fase β´ posterior al homogeneizado y envejecido, respectivamente. Las adiciones de 1%Cu o de 1%Cr no formaron fases intermetálicas. El radio promedio al cubo de los precipitados incrementa linealmente con el tiempo de envejecido, mientras que la densidad de precipitados disminuye, como lo predicen las leyes temporales de la teoría propuesta por Lifshitz, Slyosov y Wagner para el engrosamiento controlado por difusión. La adición de Cu o Cr al sistema ternario Fe-10%Ni-15%Al promueve un incremento en dureza y una mayor resistencia al engrosamiento, manteniendo su dureza por tiempos de envejecido prolongados. Este efecto fue mayor con la adición de Cu. Adicionalmente, el cambio morfológico de los precipitados fue: esféricos→cuboidales→paralepipedos→placas. Las energías de activación **(Q)**, para el engrosamiento fueron de 194.2**,** 212.8 y 247.8 kJ mol^{-1} para las aleaciones Fe-10%Ni-15%Al, Fe-10%Ni-15%Al-1%Cr y Fe-10%Ni-15%Al-1%Cu, respectivamente.

Palabras Clave: *Engrosamiento, Precipitados coherentes, Aleaciones base Fe.*

Abstract

The coarsening kinetics and the morphology evolution of the coherent β´ (Fe, Ni)Al precipitates embedded in a ferritic matrix were studied in Fe-10%Ni-15%Al and Fe-10%Ni-15%Al-1%X (X =Cr, Cu) alloys. Solution treated samples were aged at 750, 850 and 920°C for different times. XRD results showed the formation of the supersaturated solid solution (α_{sss}) and β´ phase after the homogenized and aged treatments, respectively. The Cu or Cr addition does not form intermetallic compounds. 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 Cu or Cr addition in the Fe-10%Ni-15%Al alloy promoted an increase in hardness, maintaining its hardness for long aging times. This addition improves the mechanical properties for all temperatures of aging. Additionally, the morphological evolution of the precipitates was as follows: spheres → cuboids → parallelepipeds → plates. The activation energies (Q) for coarsening process was determined to be about 194.23, 212.82 and 247.94 kJ mol^{-1} for Fe-10%Ni-15%Al, Fe-10%Ni-15%Al-1%Cr and Fe-10%Ni-15%Al-1%Cu alloys, respectively.

Key Words: *Coarsening, Coherent precipitates Fe base alloy*

1. INTRODUCCIÓN

Las propiedades mecánicas tecnológicamente más importantes de las aleaciones endurecibles por precipitación están íntimamente relacionadas con la morfología, distribución espacial, fracción volumétrica y tamaño de las partículas de segunda fase embebidas en la matriz. Los tratamientos térmicos son un método efectivo e importante para

controlar la microestructura y mejorar las propiedades mecánicas de las aleaciones reforzadas por precipitación. Generalmente, los precipitados que provocan el mayor endurecimiento en las aleaciones están finamente dispersos y son coherentes con la matriz [1-4]. Un ejemplo del endurecimiento por precipitación son las superaleaciones base Ni que basan sus excelentes propiedades mecánicas a altas temperaturas en la presencia de precipitados coherentes γ' (Ni_3Al), los cuales son coplanares con la matriz de Ni [5-7]. En estas aleaciones, las propiedades están íntimamente relacionadas a la cinética de engrosamiento de dichos precipitados, así como a su distribución, tamaño, espaciamiento y fracción volumétrica [8-9]. Por su parte, las aleaciones del sistema Fe-Ni-Al pueden ser endurecidas por la presencia de precipitados ordenados del tipo B2 (CsCl) correspondientes a la fase β', los cuales también son coherentes y coplanares con la matriz. Estos precipitados proporcionan a las aleaciones base Fe excelentes propiedades de resistencia mecánica y a la oxidación, a temperaturas cercanas a los 1000°C, lo que las hace fuertes candidatas para aplicaciones estructurales en ingeniería por su alto punto de fusión (T_f=1638°C). Además, poseen una densidad (5.7 g/cm^3) menor que las superaleaciones base Ni (~8 g/cm^3) [10-12]. Los aceros 17-7 PH, PH 13-8 Mo y Nitralloy-N son ejemplos de aceros comerciales endurecidos por la precipitación de la fase β' (NiAl) y son utilizadas en diferentes dispositivos tales como, componentes de reactores nucleares, partes de engranes del tren de aterrizaje de aviones, entre otras [13]. Sin embargo, alrededor de 600ºC, estos aceros no poseen suficiente resistencia a la termofluencia para aplicaciones estructurales [14]. Este comportamiento ha sido atribuido a la temperatura de transformación de α (bcc) a γ (fcc) es relativamente baja, lo que impide su uso a elevadas temperaturas [13]. La degradación de las propiedades mecánicas en aleaciones endurecibles por precipitación (Fe-Ni-Al, Ni-Al, etc.) está relacionada con la cinética de engrosamiento de precipitados. La teoría clásica para el engrosamiento de partículas desarrollada por Lifshitz y Slyozov [15], e independientemente por Wagner [16], teoría conocida como LSW, predice que el radio promedio de las partículas al cubo se incrementa linealmente con el tiempo. Individualmente, las partículas contenidas en la matriz cambian gradualmente su tamaño, forma y distribución para disminuir su estado de energía [17]. Por lo tanto, el presente trabajo tiene como objetivo principal determinar la evolución morfológica, tamaño y distribución de precipitadosβ' (NiAl) en una matriz ferrítica bajo diferentes temperaturas y tiempos de envejecido. La adición de 1% de Cr o Cu al sistema Fe-Ni-Al pretende modificar la cinética de engrosamiento de precipitados, y por lo tanto, mejorar sus propiedades mecánicas a altas temperaturas.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Las aleaciones Fe-10%Ni-15%Al y Fe-10%Ni-15%Al-X (X= 1%Cr o 1%Cu) en % atómico, se prepararon a partir de la fusión de elementos de alta pureza (Fe=99.88%,Ni=99.95%, Al=99.9%, Cu=99.99% y Cr =99.95%) empleando un mini horno de arco eléctrico bajo una atmósfera inerte de gas argón. Muestras de dimensiones de 3cm de longitud 1 cm de diámetro fueron encapsuladas en tubos de cuarzo bajo una atmósfera de gas argón y solubilizadas a 1200ºC durante 24 horas. Posteriormente, las muestras fueron envejecidas a 750ºC, 850ºC y 950ºC por tiempos de 0.25 horas hasta 1500 horas. Las muestras se caracterizaron por Difracción de Rayos X (DRX) en un difractómetro D8 focus empleando una K_α de Cu, microscopía electrónica de barrido (MEB) en un microscopio JEOL-6300 empleando electrones secundarios y microscopia electrónica de transmisión (MET) en un microscopio JEOL 2000FXII. Las muestras caracterizadas por MET se prepararon a partir de placas de 3mm de diámetro y 200 μm de espesor, las cuales fueron pulidas electrolíticamente mediante la técnica de doble chorro con un aparato Fishione, empleando un reactivo con 75% metanol y 25% ácido nítrico a una temperatura de –60 °C en baño con alcohol y CO_2 sólido.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

La figura 1 muestra la microestructura de la aleación Fe-10%Ni-15%Al después de un tratamiento térmico de solubilizado a 1100°C durante 24 horas y enfriada al aire. Dicha figura muestra una microestructura ferrítica policristalina de grano equiaxial con una tamaño promedio de

400μm. Asimismo, se puede observar que la fase α es homogénea libre de precipitación. Los cambios en el contraste son debido a la diferencia en la orientación cristalina entre los granos.

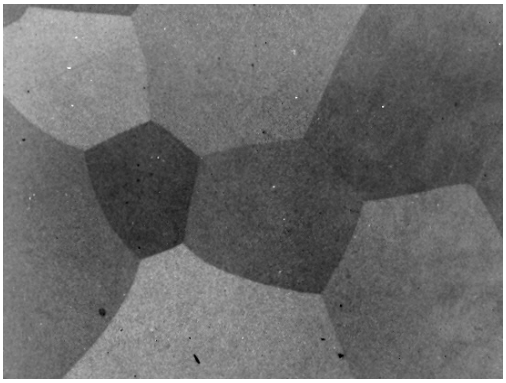


Figura 1. Micrografía de la aleación Fe-10%Ni-15%Al posterior al tratamiento térmico de homogeneizado.

En la figura 2 se muestran los resultados de difracción de rayos X de una muestra solubilizada y una envejecida a 850ºC por 5 horas. En el 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*). Después de envejecer la muestra por 5 horas a 850°C, los picos de la fase matriz están presentes, así como, la presencia de los picos característicos de la fase β´. Cabe señalar que los picos de difracción correspondientes a los planos (110), (200), (211) y (220) de la fase β´ se traslapan con los de la matriz α. Por lo tanto, se puede establecer que la descomposición de fases se lleva a cabo de la siguiente manera; $\alpha_{sss} \rightarrow \alpha + \beta'$

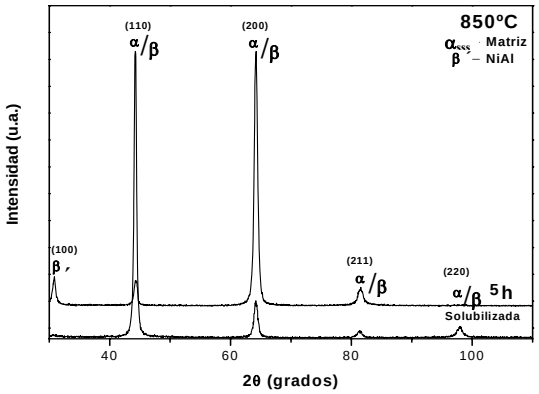


Figura 2.Patrón de difracción de rayos X de la aleación Fe-10%Ni-15%Al, solubilizada a **1200ºC** y envejecida a 850ºC por 5 horas.

3.1 Evolución de Precipitados

Los parámetros reticulares de α-Fe (0.28665) y NiAl (0.28864) son muy similares, lo cual permite que precipitados coherentes NiAl precipiten dentro de una matriz α-Fe, con un desajuste reticular de δ=0.7%, siendo la morfología esférica [14]. Las figuras 3-5 presentan la evolución de los precipitados β´ en las aleaciones Fe-10%Ni-15%Al, Fe-10%Ni-15%Al-1%Cr y Fe-10%Ni-15%Al-1%Cu envejecidas a 750, 850 y 950°C por diferentes tiempos, respectivamente. Este análisis hace evidente el efecto de la temperatura y tiempo de envejecido para cada aleación en forma lineal y diagonal. 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 (T) y el tiempo de envejecido (t), los precipitados crecen en tamaño y disminuyen en cantidad.

En las micrografías de la figuras 3 se puede observar que en los primeros tiempos de tratamiento a 750ºC, la distribución de las partículas en la matriz es aleatoria y uniforme, con una morfología casi esférica para la aleación Fe-10%Ni-15%Al. Después de 200 horas de envejecido, la forma de los precipitados es cúbica con las esquinas redondeadas sin orientación preferencial, sin embargo, algunos precipitados comienzan alinearse entre si, predominando la distribución al azar. Después de 500 horas de envejecido, la forma de los precipitados es cúbica y la alineación preferencial entre los precipitados se hace más evidente. A 850°C, se observa que la mayoría de los precipitados tienen forma cuboidal y presentan un alineamiento preferencial.

Durante los tratamientos a 950°C, se observa claramente la formación de grupos de precipitados, los cuales aumentan su distancia con el tiempo de envejecido. Adicionalmente, se puede observar que el alineamiento de precipitados, así como, los grupos de precipitados tienden a coalescer para formar paralelepípedos alargados (señalado por →) y placas (señalado por *→), respectivamente. Los resultados indican que ocurre una secuencia de cambios de forma durante los tratamientos de envejecido de la siguiente forma: esférico→cúbico→ paralelepípedos → placas. Finalmente, la fracción de área transformada (f_a) de

las partículas precipitadas β´ en la matriz fue aproximadamente del 28, 27 y 26% a 750, 850 y 950°C, respectivamente.

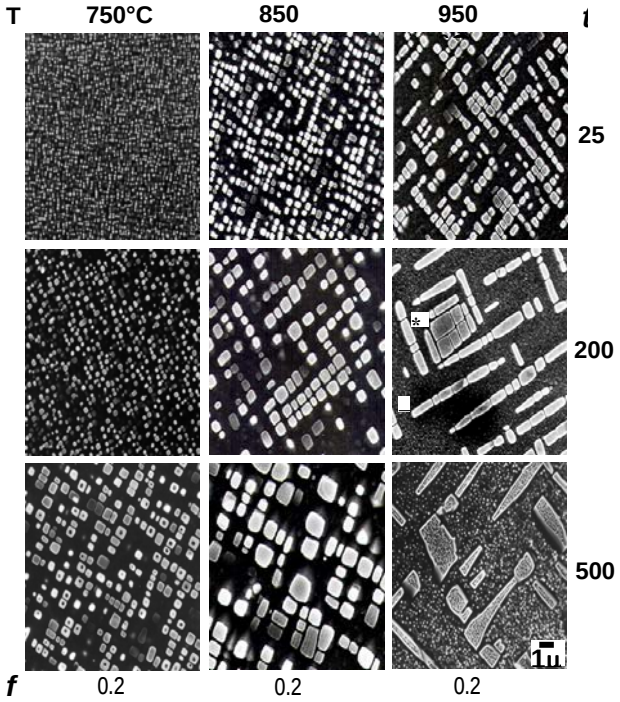


Figura 3. Evolución de los precipitados β´ en la aleación Fe-10%Ni-15%Al envejecida a 750, 850 y 950°C por diferentes tiempos.

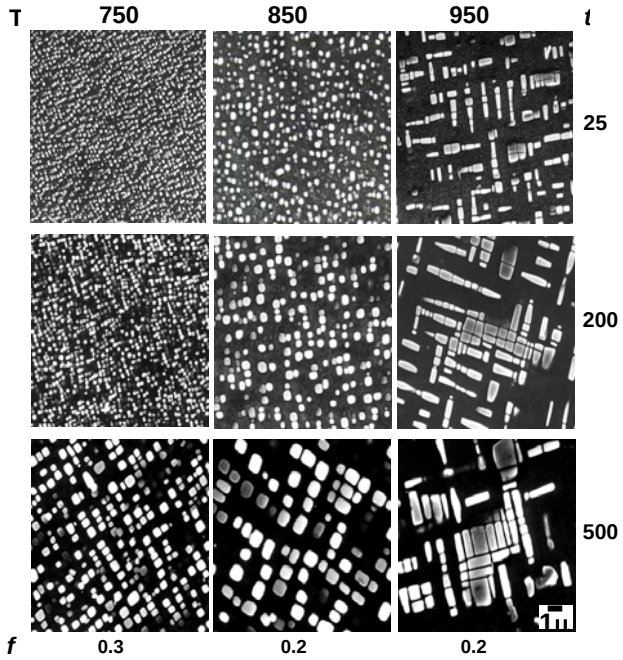


Figura 4. Evolución de los precipitados β´ en la aleación Fe-10%Ni-15%Al-1%Cr envejecida a 750, 850 y 950°C por diferentes tiempos.

Las micrografías de la figura 4 muestran los cambios microestructurales de Fe-10%Ni-15%Al-1%Cr En los primeros tiempos de envejecido a 750ºC, se observa que la morfología de las partículas precipitadas es semiesférica y está distribuida de manera aleatoria en toda la superficie de la matriz. Para tiempos posteriores, la morfología de las partículas se vuelve cúbica con caras redondeadas y muestran un parcial alineamiento preferencial y un incremento en el tamaño de las partículas. Para 850°C, el alineamiento de los precipitados inicia después de 500 h de envejecido. Mientras que a 950°C, la aleación presenta una morfología cúbica con un alineamiento preferencial formando grupos de partículas. Finalmente, a 200 horas de envejecido se muestran dos tipos de partículas unas alargadas y otras en forma de placas alineadas de manera preferencial con respecto a sus caras planas.

La figura 5 muestra la evolución de los precipitados de la aleación Fe-10%Ni-15%Al-1%Cu. De la misma manera, en los tiempos iniciales a 750ºC, los precipitados están aleatoriamente distribuidos en la matriz. Para 200 horas de envejecido, las partículas comienzan alinearse entre sí, formando aparentemente grupos. A 850°C para 25 horas de envejecido, las partículas aparecen aleatoriamente distribuidas en la matriz con una morfología semiesférica. Posteriormente, a 75 y 200 horas de envejecido la mayoría de las partículas adquiere una morfología cúbica con caras planas y esquinas redondeadas, puede notarse que existe un alineamiento preferencial con respecto a dichas caras. Finalmente a 950°C, los precipitados adquieren una morfología alargada en forma de agujas las cuales presentan un alineamiento preferencial. Estas agujas alargadas incrementan rápidamente su tamaño sin perder su alineamiento durante los tratamientos térmicos subsecuentes.

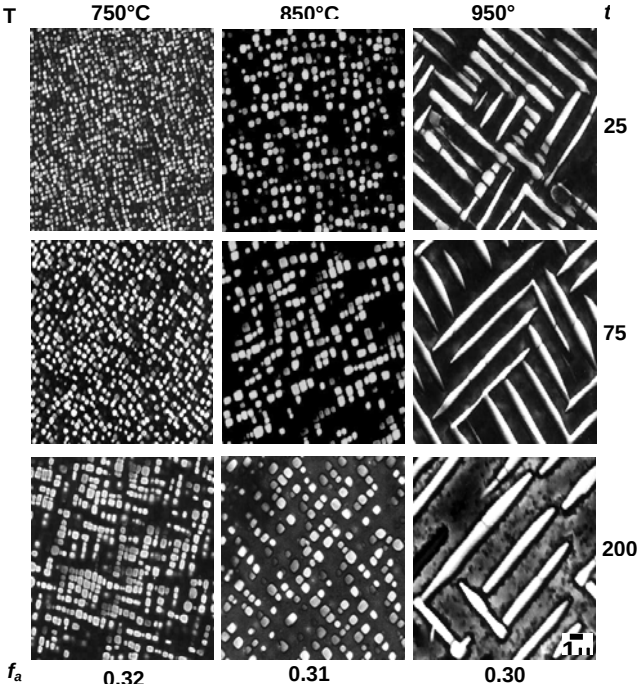


Figura 5. Evolución de los precipitados β´ en la aleación Fe-10%Ni-15%Al-1%Cu envejecida a 750, 850 y 950°C por diferentes tiempos.

3.2 Cinética de Engrosamiento de los Precipitados β´.

La evolución del tamaño de precipitados se determinó a partir de micrografías digitalizadas de las figuras 3-5. A partir de estas mediciones se obtuvo un radio equivalente promedio, $\bar{r}$, y se graficó con respecto al tiempo de envejecido (ver Figura 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 para cada una de las aleaciones a 750, 850 y 950°C, también se muestran en la figura 6. El valor de m obtenido es relativamente cercano a lo predicho por la teoría de engrosamiento LSW (ley temporal de $t^{1/3}$), lo cual indica que el proceso de engrosamiento está controlado por el mecanismo de difusión [18]. Es decir, el radio promedio de partícula, $\bar{r}$, aumenta con el tiempo de envejecido, *t*, de acuerdo a la siguiente relación:

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

donde $\bar{r}(0)$ es el radio de partícula promedio a un tiempo cero y K es la constante cinética la cual está en función de la temperatura.

Las figuras 7 muestran la variación de $\bar{r}^3$ 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 y ternarios [19] de aleación

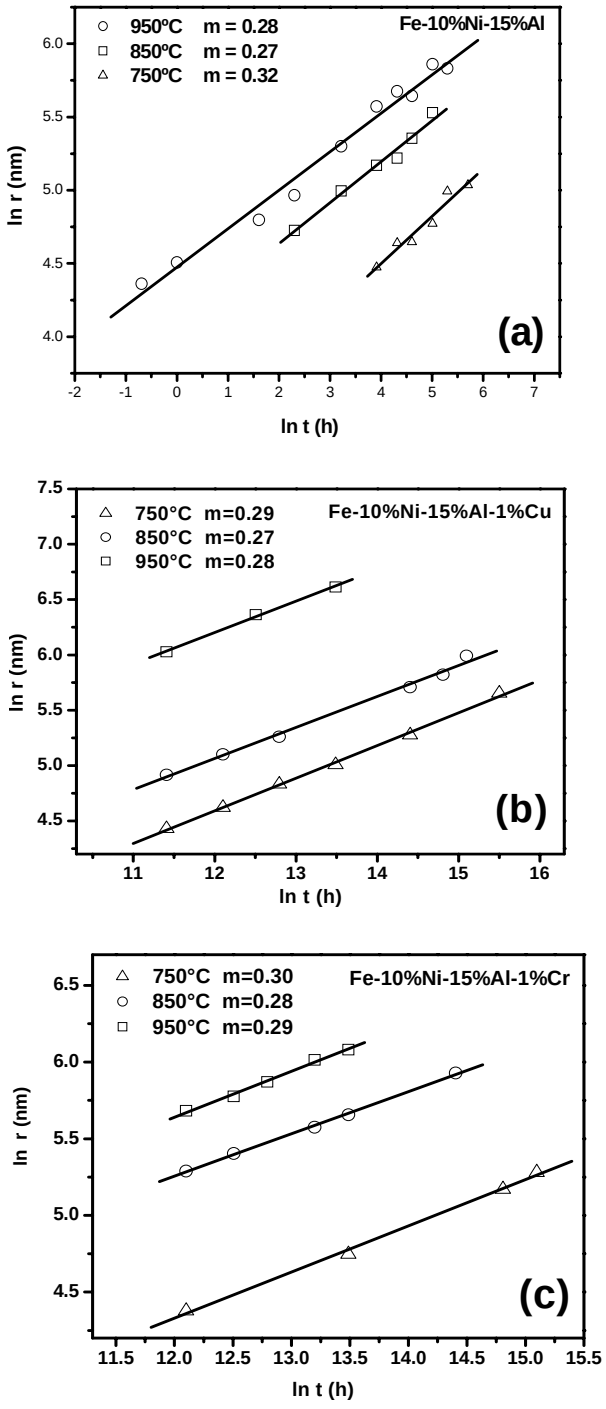
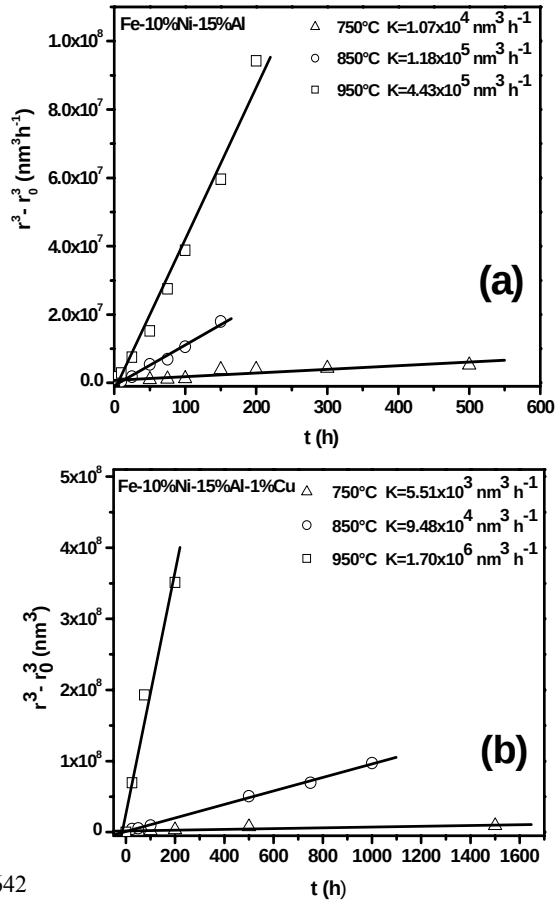


Figura 6.Variación del radio promedio vs tiempo de envejecido para la aleación (a) Fe-10%Ni-15%Al , (b) Fe-10%Ni-15%Al-1%Cu y (c) Fe-10%Ni-15%Al-1%Cr.

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 cual promueve un proceso de engrosamiento más acelerado, atribuido a su mayor difusividad atómica. De la pendiente, se determinó la constante cinética de engrosamiento (K) para las tres aleaciones de 750, 850 y 950 ºC. Las constantes cinéticas para aleaciones Fe-11%Ni-7%Al-10%Cr y Fe-16%Ni-9%Al-10%Cr fue estimada del orden de $2x10^6$ nm^3/h y $3x10^4$ nm^3/h, a 900 y 750ºC, respectivamente [20]. Estos valores son comparables a los mostrados en la figura 7.

La energía de activación, ***Q***, para el engrosamiento de las aleaciones, se obtuvo a partir de una gráfica tipo Arrhenius. Las energías de activación fueron de 194.2 kJ mol^{-1} para la aleación Fe-10%Ni-15%Al**,** 212.8 $kJmol^{-1}$ para Fe-10%Ni-15%Al-1%Cr y 247.8 kJ mol^{-1} para Fe-10%Ni-15%Al-1%Cu. Estos valores de energía de activación son relativamente cercanos al determinado para un proceso de interdifusión en Fe-Al con una Q=245.8 kJ mol^{-1} en un intervalo de temperaturas de 920 a 1210°C [21].



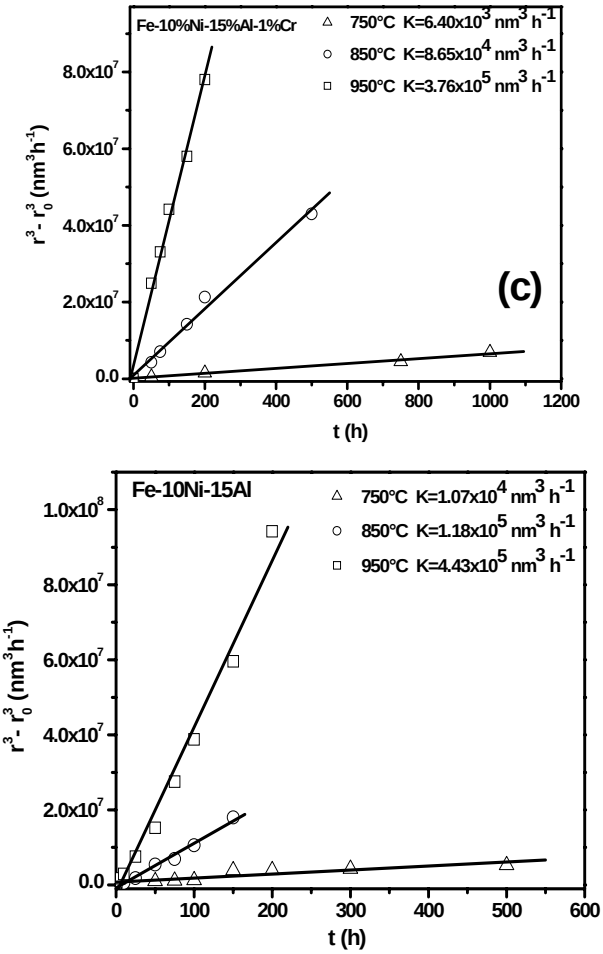


Figura 7. Cinéticas de engrosamiento de precipitados β´ de la aleación (a) Fe-10%Ni-15%Al , (b) Fe-10%Ni-15%Al-1%Cu y (c) Fe-10%Ni-15%Al-1%Cr.

Adicionalmente, la figura 8 muestra la densidad de partículas contra la inversa del tiempo para las temperaturas de 750, 850 y 950 ºC para las aleaciones Fe-10%Ni-15%Al, Fe-10%Ni-15%Al-1%Cr y Fe-10%Ni-15%Al-1%Cu, respectivamente. Las gráficas indican como disminuye el número de partículas por área conforme el tiempo de envejecido incrementa. Es decir, el número de partículas a 750°C es mayor que a 850 y 950°C. Por lo que, la relación entre la densidad de las partículas con respecto al tiempo siguen un comportamiento lineal de acuerdo a la siguiente ecuación predicha por la teoría LSW.[59]:

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

3.3 Dureza

Es bien conocido que para lograr mejorar las propiedades mecánicas en una aleación es necesaria la presencia de una segunda fase coherente y finamente distribuida embebida en una matriz [3, 4]. Las aleaciones ferríticas pueden ser usadas en sistemas de conversión de energía debido a que presentan una mejor conductividad térmica y una menor expansión térmica que las superaleaciones base Ni [14, 20]. Sin embargo, estas aleaciones poseen una pobre resistencia a la termofluencia cuando es sometida a temperaturas de alrededor de 600ºC [20].

Las aleaciones ferríticas base Fe-Ni-Al modificadas con adiciones cuaternarias (p. e. Cr o Cu) podrían ser potencialmente candidatas para aumentar su resistencia mecánica a temperaturas cercanas a los 1000ºC, por la presencia de la precipitación homogénea y finamente distribuida de la fase β' embebidas en una matriz ferrítca, α. En la figura 8 se muestra el comportamiento de la microdureza con el tiempo y temperatura de envejecido para los tres sistemas de aleación. En general, se observó que la microdureza aumenta gradualmente con el tiempo de envejecido hasta alcanzar un valor máximo. Posteriormente, se observa una disminución de la misma. Este comportamiento aparentemente está asociado con los procesos de nucleación, crecimiento y engrosamiento de los precipitados coherentes con la matriz, formación de grupos de precipitados, su coalescencia y la pérdida de la coherencia. Adicionalmente, dichas figuras muestran que a todas las temperaturas de envejecido, la adición de un elemento cuaternario a la aleación base, incrementa la microdureza y aumenta la resistencia al engrosamiento, manteniendo la dureza por tiempos más prolongados que la aleación base. El efecto de elementos ternarios ó cuaternarios es reducir los procesos cinéticos o de otra forma, que la difusividad atómica sea más difícil. Siendo éste efecto mayor al agregar Cu.

El efecto endurecedor por la adición de Cu o Cr a la aleación base, se asocia con un endurecimiento por solución sólida, ya que dichas adiciones no formaron fases intermetálicas. Es conocido que el Cr tiene una gran solubilidad en Fe [20], mientras que, el Cu puede estar particionado ya sea en la matriz, precipitado o en la interfase matriz-partícula y alterar la energía interfacial [14].

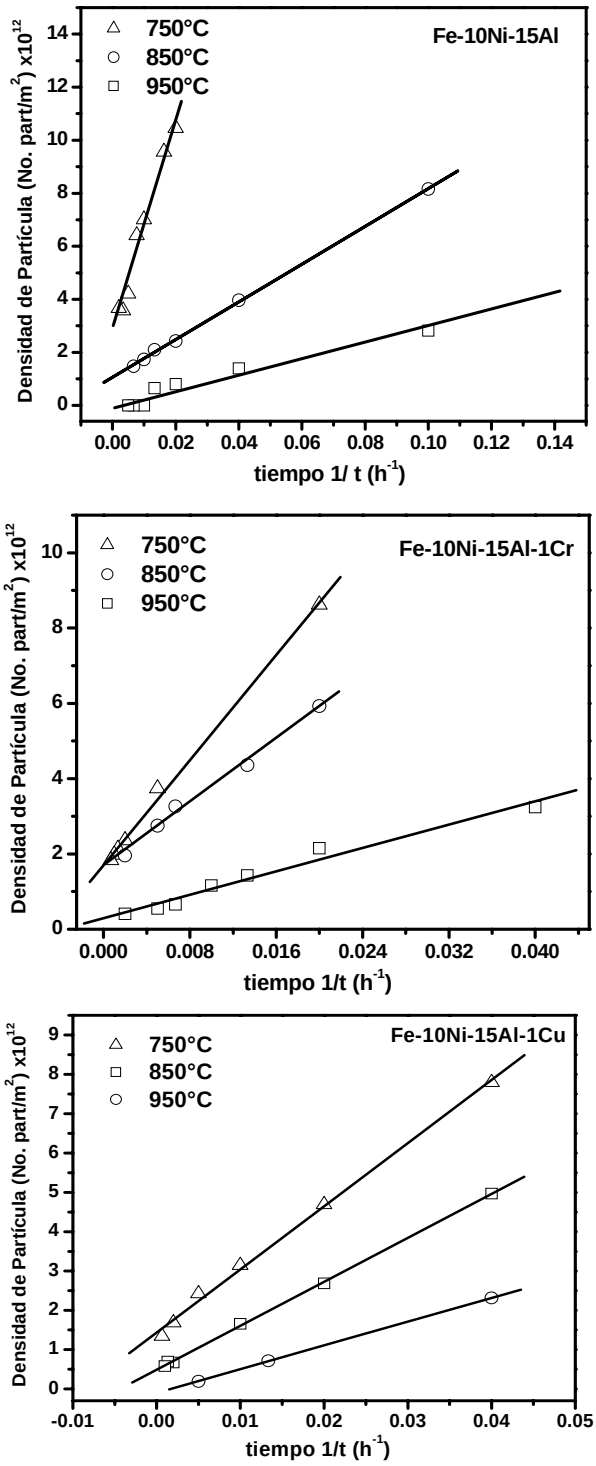


Figura 8. Densidad de partícula en función del inverso del tiempo para la aleación (a) Fe-10%Ni-15%Al , (b) Fe-10%Ni-15%Al-1%Cu y (c) Fe-10%Ni-15%Al-1%Cr.

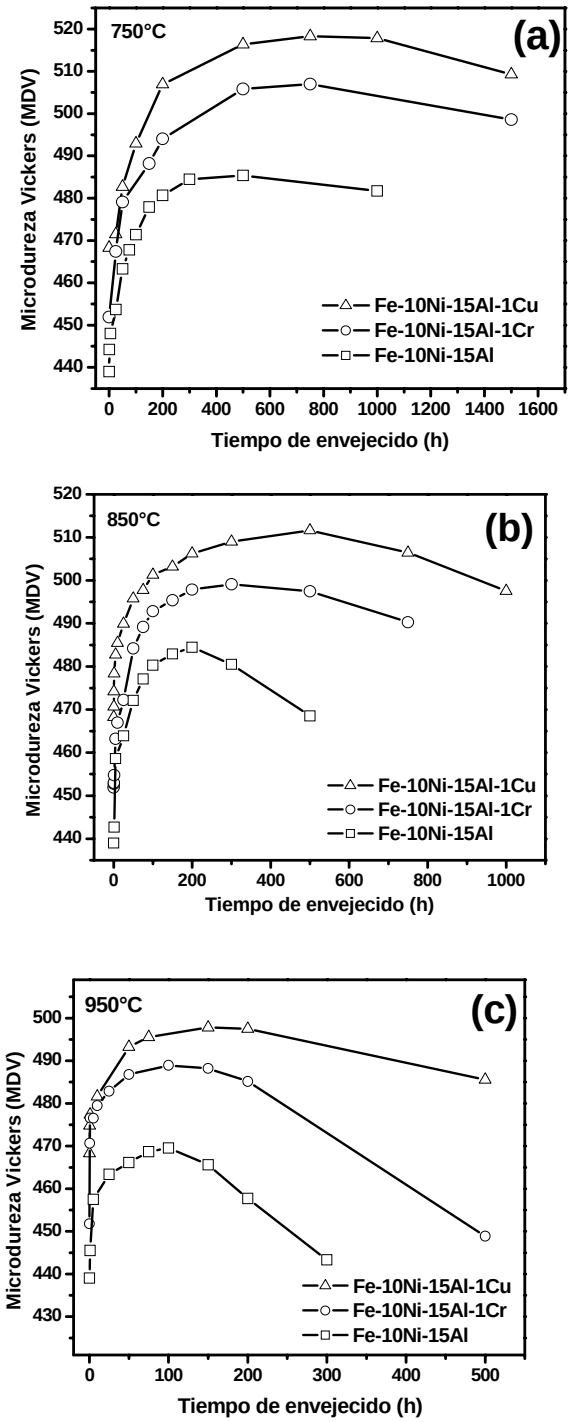


Figura 9. Curvas de envejecido que muestran el comportamiento mecánico de las tres aleaciones a: (a) 750, (b) 850 y (c) 950°C de envejecido.

4. CONCLUSIONES

Al realizar un estudio sobre el proceso de engrosamiento de los precipitados β´ (Fe,Ni)Al embebidos en una matriz de Fe durante tratamientos envejecimiento isotérmico a 750, 850 y 920 °C en la aleación ternaria Fe-10%Ni-15%Al con adiciones de 1%Cu ò 1%Cr, se llegó a las siguientes conclusiones:

El engrosamiento de los precipitados β´ en las aleaciones Fe-10%Ni-15%Al, Fe-10%Ni-15%Al-1%Cr y Fe-10%Ni-15%Al-1%Cu envejecidas a 750, 850 y 950°C esta controlado por el mecanismo de difusión. Es decir, el radio promedio al cubo de los precipitados se incrementa linealmente con el tiempo de envejecido, mientras que la densidad de precipitados disminuye como lo predicen las leyes temporales de la teoría LSW.

La adición de Cu o Cr al sistema ternario Fe-10%Ni-15%Al promueven un incremento en dureza y una mayor resistencia al engrosamiento, manteniendo su dureza por tiempos de envejecido más prolongados, a todas las temperaturas de envejecido. La mayor dureza fue observada con la adición de Cu.

La constante de engrosamiento K muestra un aumento con la temperatura de envejecido. El efecto de los elementos cuaternarios (Cr y Cu) fue disminuir la cinética de crecimiento, lo cual se evidencia con el aumento en la energía de activación, las cuales fueron: 194.2, 212.8 y 247.8 kJ mol^{-1} para Fe-10%Ni-15%Al, Fe-10%Ni-15%Al-1%Cr y Fe-10%Ni-15%Al-1%Cu, respectivamente.

La distribución espacial entre partículas en las etapas iniciales de envejecido es aleatoria y esta muy cercana a la predicha por la teoría LSW. Posteriormente, los precipitados se alinean preferencialmente en las direcciones cristalográficas <001> de la matriz.

En general, el cambio morfológico de los precipitados β´ durante el proceso de engrosamiento para los tres sistemas de aleación fue: esféricas → cuboidales → paralepipedos →placas.

La reacción de descomposición observada durante la transformación para los tres sistemas de aleación fue la siguiente: $\alpha_{sss} \rightarrow \alpha + \beta'$, es decir, la adiciones de Cu y Cr no forman fases intermetálicas y permanecen en solución sólida ya sea en la matriz y/o en los precipitados.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen el apoyo recibido por parte del IPN-SIP-COFAA-PIFI, IPN-GAID y al Fondo Sectorial para la Educación SEP-CONACYT 43874

6. REFERENCIAS

[1] Doi M, *Progress in Mater Sci*, 1996, **40**: 79-180.

[2] Wang KG, Guo Z, Sha W, Glicksman ME, Rajan K, *Acta Mater* 2005, **53**: 3395-3402.

[3] Doi M, Miyazaki T, Wakatsuki T, *Mat Sci and Eng A* 1985, **74**: 139-145.

[4] Doi M, *Mater. Trans.* 1992, **33** (7): 637-649.

[5] Prikhodko SV, Ardell AJ, *Acta Mater* 2003, **51**: 5001-5012.

[6] Lund AC, Voorhees PW, *Philosophical Magazine* 2003, **83** (14): 1719-1733.

[7] Ma YY, Ardell AJ, Scripta Mater 2005, **52**: 1335-1340.

[8] Moshtaghin RS, Asgari S, *Materials and Design* 2003, **24**: 325-330.

[9] Moshtaghin RS, Asgari S, *Journal of Alloys and Compounds* 2004, **368**: 144-151.

[10] Rudy M, Sauthoff G, *Mat Sci and Eng A* 1986, **81**: 525-530.

[11] Diego N, Plazaola F, Jiménez JA, Serna J, Del Rio J, *Acta Mater* 2005, **53** 162-172.

[12] Jian C, Gleson B, *Scripta Mater* 2006, **55**: 759-762.

[13] Guo Z, Sha W, Vaumousse D, *Acta Mater* 2003, **51**: 101-116.

[14] Stallybrass C, Schneider A, Sauthoff G, *Intermetallics* 2005, **13**: 1263-1268.

[15] Lifshitz IM, Slyozov VV, *J Phys Chem Solids* 1961, **19**: 35-50.

[16] C. Wagner, *Z Electrochem* 1961, **65**: 581- 591.

[17] Lund AC, P. W. Voorhees PW, *Acta Mater* 2002, **50**: 2085-2098.

[18] Baldan A, *J of Mater Sci* 2002, **37**: 2171-2202.

[19] P.W. Voorhees, *Annu Rev Mater Sci* 1992, **22**: 197-215.

[20] Stallybrass C, G. Sauthoff YG, *Mater Sci and Eng* A 2004, **387-389**: 985-990.

[21] htpp:/inaba.nims.go.jp/diff/DIF_Oikawa/DIF3/MF/Al.html.