



**DESARROLLO DE ALEACIONES  
NANOESTRUCTURADAS DE ALUMINIO CON  
PROPIEDADES MECÁNICAS SUPERIORES  
MEDIANTE DEFORMACIÓN PLÁSTICA SEVERA**

<http://www.revista.unam.mx/vol.16/num9/art73/>

*Jorge Mauricio Cubero Sesín (Profesor e investigador de la  
Escuela de Ciencia e Ingeniería de los Materiales,  
Instituto Tecnológico de Costa Rica)*

## DESARROLLO DE ALEACIONES NANOESTRUCTURADAS DE ALUMINIO CON PROPIEDADES MECÁNICAS SUPERIORES MEDIANTE DEFORMACIÓN PLÁSTICA SEVERA

### Resumen

La producción de metales nanoestructurados por **deformación plástica severa** (SPD, por sus siglas en inglés) ha ganado mucho interés en años recientes dada su capacidad para producir microestructuras refinadas utilizando una metodología *top-down*, que resulta en materiales libres de porosidad e impurezas. El aluminio es una buena aplicación para SPD dada su facilidad de procesar una amplia gama de aleaciones con estas técnicas. En este estudio, aleaciones de Al con diferentes contenidos de Fe fueron procesadas por **torsión a alta presión** (en adelante HPT, por sus siglas en inglés), la técnica más popular de SPD.

El tamaño de grano en la matriz de Al se redujo a ~130 nm y las fases secundarias fueron parcialmente disueltas y fragmentadas en partículas de tamaño muy por debajo de 1  $\mu\text{m}$ . La alta resistencia obtenida resulta del efecto tanto de la matriz de grano ultrafino así como de las partículas uniformemente dispersas. Un endurecimiento adicional se obtuvo mediante envejecimiento artificial a 200 °C, debido a la precipitación de nanopartículas semicoherentes de  $\text{Al}_6\text{Fe}$  y  $\text{Al}_3\text{Fe}$  en la condición de envejecimiento óptimo.

El tamaño de grano en la matriz de Al se redujo a ~130 nm y las fases secundarias fueron parcialmente disueltas y fragmentadas en partículas de tamaño muy por debajo de 1  $\mu\text{m}$ . La alta resistencia obtenida resulta del efecto tanto de la matriz de grano ultrafino así como de las partículas uniformemente dispersas. Un endurecimiento adicional se obtuvo mediante envejecimiento artificial a 200 °C, debido a la precipitación de nanopartículas semicoherentes de  $\text{Al}_6\text{Fe}$  y  $\text{Al}_3\text{Fe}$  en la condición de envejecimiento óptimo.

**Palabras clave:** nanoestructura, aleaciones de aluminio, refinamiento de grano, torsión a alta presión, alta resistencia, endurecimiento por precipitación.

Una serie de propiedades se optimizan con la reducción del tamaño de grano, por lo tanto el mejoramiento continuo del desempeño de los materiales se busca a través de técnicas que produzcan refinamiento de sus estructuras de grano.

## DEVELOPMENT OF NANOSTRUCTURED ALUMINUM ALLOYS BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION WITH WELL-ENHANCED MECHANICAL PROPERTIES

### Abstract

*The production of bulk nanostructured metals by severe plastic deformation (SPD) has gained much interest in recent years because of the capability to produce very fine microstructures using a top-down approach, which results in materials that are free from porosity and impurities. Aluminum is a good application of SPD because it is easy to process a wide range of alloys. In this study, Al alloys containing different contents of Fe were processed by High-Pressure Torsion (HPT), which is the most popular technique of SPD. The grain size of the Al matrix was refined down to ~130 nm and the secondary phases were partially dissolved and fragmented into particles with a size well below 1  $\mu\text{m}$ . Hence, the Al-2 wt%Fe alloy is significantly strengthened from the as-cast condition with reasonable ductility, which results in superior mechanical properties when compared to high strength commercial Al alloys. The high strength results from the effect of the ultrafine-grained Al matrix as well as finely dispersed particles. Additional strengthening was achieved when artificial aging was carried out at 200 °C due to precipitation nano-sized coherent and semi-coherent  $\text{Al}_6\text{Fe}$  and  $\text{Al}_3\text{Fe}$  particles in the peak-aged condition.*

**Keywords:** nanostructure, aluminum alloys, grain refinement, high-pressure torsion, high strength, age-hardening.

# DESARROLLO DE ALEACIONES NANOESTRUCTURADAS DE ALUMINIO CON PROPIEDADES MECÁNICAS SUPERIORES MEDIANTE DEFORMACIÓN PLÁSTICA SEVERA<sup>1</sup>

## Introducción

El tamaño de grano es un factor clave de la microestructura de los materiales policristalinos (como los metales y cerámicos) que afecta a casi todos los aspectos de su comportamiento físico, mecánico y su respuesta química y bioquímica al medio en el que se encuentra. Los granos o cristales son regiones donde la orientación de los átomos es uniforme y están separadas por fronteras, así como las células dividen un tejido. En metalurgia, la relación de Hall-Petch establece que el **esfuerzo de fluencia** (resistencia mecánica) es inversamente proporcional al tamaño de grano (BELL y CAHN, 1953). Es decir, a menor tamaño, mayor resistencia a la deformación tendrá un material. Por ende, el control del tamaño de grano durante el procesamiento de los materiales es una de las formas más eficientes para diseñarlos con propiedades específicas.

Una serie de propiedades se optimizan con la reducción del tamaño de grano, por lo tanto el mejoramiento continuo del desempeño de los materiales se busca a través de técnicas que produzcan refinamiento de sus estructuras de grano (ESTRIN y VINOGRADOV, 2013).

La producción de materiales nanoestructurados por deformación plástica severa (*severe plastic deformation* o SPD, por sus siglas en inglés) es un campo que se ha desarrollado enormemente en años recientes (ESTRIN y VINOGRADOV, 2013; VALIEV *et al.*, 2000; VALIEV *et al.*, 2006; VALIEV y LANGDON, 2006; ZHILYAEV y LANGDON, 2008).

Esto ha ocurrido debido a la capacidad de producir piezas de dimensiones macroscópicas, pero con una estructura de grano de tamaño ultrafino o nanoestructurado, uniformemente distribuida a través del volumen del material. La condición para que un método de deformación plástica se considere como SPD requiere de varias características: (1) que se realice bajo una alta presión, (2) que las dimensiones de la pieza no cambien significativa-

### Deformación plástica severa

La plasticidad severa es la propiedad mecánica de un material anelástico, natural, artificial, biológico o de otro tipo, de deformarse severamente de forma permanente e irreversible cuando se encuentra sometido a tensiones por encima de su rango elástico, es decir, por encima de su límite elástico.

### Esfuerzo de fluencia

La fluencia o cedencia es la deformación irrecuperable de la probeta, a partir de la cual sólo se recuperará la parte de su deformación correspondiente a la deformación elástica, quedando una deformación irreversible.

### Estructuras lamelares

Estructuras en forma de escamas.

### Fases eutécticas

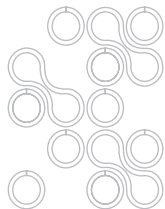
Fase eutéctica es la fase correspondiente a una mezcla de dos componentes con punto de fusión (solidificación) o punto de vaporización (licuefacción) mínimo, inferior al correspondiente a cada uno de los compuestos en estado puro. Esto ocurre en mezclas que poseen alta estabilidad en estado líquido, cuyos componentes son insolubles en estado sólido.

### Torsión a alta presión

Procesamiento de torsión de muestras sólidas realizado a altas presiones.

### Termofluencia

La termofluencia es la deformación de tipo plástico que puede sufrir un material cuando se somete a temperatura elevada, y durante largos periodos, aun cuando la tensión o esfuerzo aplicado sea menor que su coeficiente de resistencia a la fluencia. La termofluencia es causada por el movimiento de las dislocaciones, las cuales ascienden en la temperatura cristalina a causa de la difusión.



[1] Contribución para el III Congreso de Nanotecnología. San José, Costa Rica, agosto 2014.

mente y (3) que se produzca una reducción significativa del tamaño de grano (ESTRIN y VINOGRADOV, 2013).

Se ha desarrollado una amplia variedad de procesos de SPD, particularmente la técnica de torsión a alta presión (en adelante HPT, por sus siglas en inglés: *high-pressure torsion*) la cual ha generado interés en investigadores en años recientes gracias a su capacidad de introducir gran cantidad de deformación en aleaciones y materiales compuestos y, además, ha sido una de las más utilizadas debido a su enorme capacidad de refinamiento de grano y su relativa simplicidad (VALIEV *et al.*, 2006; ZHILYAEV y LANGDON, 2008).

La evolución de la microestructura y de las propiedades mecánicas se acelera cuando el material se procesa bajo torsión a alta presión, lo cual inhibe la falla o fractura y permite reducir el tamaño de grano a muy por debajo de los tamaños obtenidos mediante la deformación convencional. Su aplicación facilita el refinamiento de microestructuras a nivel submicrométrico o nanométrico, y además tiene la capacidad de fragmentar, dispersar e inclusive disolver fases secundarias.

Las aleaciones de aluminio-hierro (Al-Fe) poseen gran potencial debido a que exhiben una alta tasa de resistencia-peso así como otras propiedades interesantes, tales como alta resistencia a la **termofluencia** y buena conductividad eléctrica y térmica (TOTTEN y MACKENZIE, 2003). La baja solubilidad del Fe en la matriz de Al resulta en la formación de **fases eutécticas** de tipo intermetálico por debajo de una concentración de ~1.8% de Fe (en peso) durante la solidificación. Una fase secundaria de  $Al_3Fe$  se forma en el aluminio a porcentajes mayores de Fe (BELOV, AKSENOV, ESKIN, 2002). Sin embargo, no se ha alcanzado un uso generalizado de hierro como un elemento de aleación dado que las fases secundarias no pueden ser manipuladas fácilmente mediante tratamientos de disolución y envejecimiento que generen precipitados finos. Adicionalmente, las fases intermetálicas son duras y quebradizas, lo que las hace difíciles de controlar por medio de técnicas convencionales de deformación, tales como el laminado y extrusión (BELOV *et al.*, 2002). En este estudio la técnica de HPT se utilizó para controlar la microestructura en una aleación eutéctica de Al-Fe mediante refinamiento del tamaño de grano, dispersión de fases intermetálicas y sobresaturación del Fe en la matriz de Al. Finalmente, se exploró el comportamiento de la aleación con tratamientos térmicos de envejecimiento posteriores a la deformación por HPT para evaluar la mejora y estabilidad de la microdureza y la conductividad eléctrica.

## Materiales y estrategia experimental

Aleaciones binarias de Al-Fe con contenidos de Fe de 2% y 4% en peso fueron procesadas por HPT en su estado posterior a la fundición. Las muestras fueron preparadas a partir de lingotes mediante corte por electroerosionado por hilo en forma de discos con un diámetro de 10 mm o de anillos con diámetro exterior de 20 mm e interior de 14 mm, ambos con espesores de  $0.9 \pm 0.1$  mm. En el proceso de HPT una muestra delgada ~ 1 mm de espesor se coloca entre dos yunques fijados a un equipo

### Mediciones de microdureza Vickers

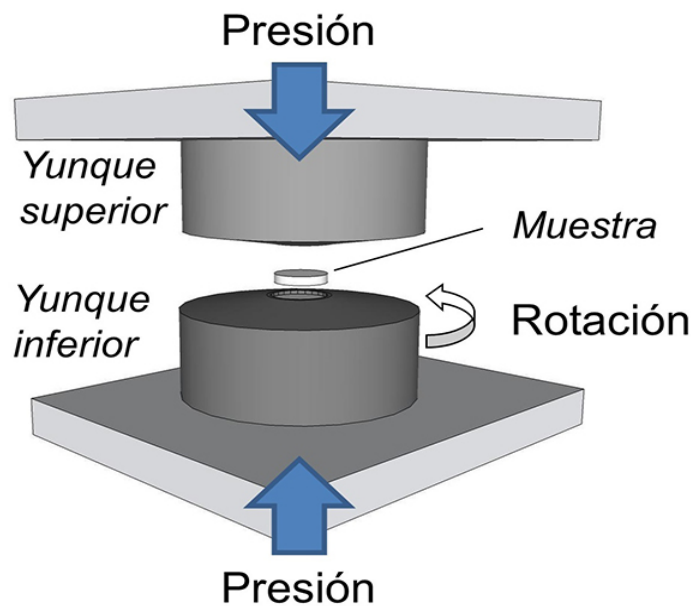
El ensayo de mediciones de dureza Vickers, llamado el ensayo universal, es un método para medir la dureza de los materiales. Sus cargas van de 5 a 125 kilopondios (de cinco en cinco). Su penetrador es una pirámide de diamante con un ángulo base de  $136^\circ$ . Microdureza Vickers es cuando se realiza a nivel de microestructuras sólidas; en este caso varían los valores de cargas.

tipo prensa hidráulica, la cual es capaz no sólo de aplicar altas presiones sino también de rotar el dado inferior. Dado que la muestra queda confinada al espacio entre yunques, la deformación ocurre de forma continua controlando el número de rotaciones del yunque inferior. La Figura 1 presenta un diagrama esquemático del proceso de HPT. La deformación equivalente  $\varepsilon$  que se introduce en la muestra por el procesamiento HPT está dada por la siguiente relación (VALIEV *et al.*, 2006):

$$(1) \quad \varepsilon = \frac{2\pi r N}{\sqrt{3}t}$$

donde  $r$  es la distancia medida desde el centro del disco (o anillo),  $N$  es el número de vueltas de torsión y  $t$  es el grosor de la muestra. Éstas fueron procesadas por HPT a temperatura ambiente a una presión de  $P=6$  GPa para producir un espesor final de  $t=0.7 \pm 0.1$  mm. Las rotaciones del yunque inferior con respecto al yunque superior se realizaron a una velocidad de  $\omega=1$  rpm hasta un máximo de  $N=75$  rotaciones. Los tratamientos térmicos subsecuentes se realizaron después de la deformación por HPT en atmósfera convencional a una temperatura de  $T=200$  °C y temple en agua helada. **Mediciones de microdureza Vickers** se llevaron a cabo a diferentes intervalos de envejecimiento. Adicionalmente se realizaron pruebas de tensión a temperatura ambiente, las cuales utilizaron especímenes miniatura extraídos de los discos procesados por HPT, con dimensiones en la galga de 1.5 mm de longitud y de  $0.7 \times 0.6$  mm<sup>2</sup> de sección transversal.

Figura 1. Esquemático del proceso de torsión a alta presión HPT (adaptado de LEE *et al.*, 2014).





Posteriormente, se cortaron discos con un diámetro de 3 mm de las muestras procesadas por HPT y preparadas mediante electropulido de doble *jet* para su caracterización por **microscopía electrónica de transmisión** (MET). Las observaciones y análisis químicos de los especímenes delgados obtenidos de las mismas se realizaron en la Universidad de Lehigh utilizando un instrumento con corrector de aberración esférica JEM-ARM200CF. Este equipo es capaz de obtener resolución atómica tanto en el modo de transmisión como en el de transmisión y barrido.

Asimismo, se llevó a cabo un análisis por **difracción de rayos-X** (DRX) en especímenes similares a los de microscopía utilizando polvos de  $\text{LaB}_6$  como estándar de corrección. La disolución del Fe en la matriz de aluminio se estimó mediante el corrimiento de los picos fundamentales del Al a valores mayores del ángulo de difracción  $2\theta$  de acuerdo con la relación establecida para la constante reticular del Al y la solución sólida establecida (TONEJC y BONEFACIC, 1969; JONES, 1983). Finalmente, la resistividad eléctrica se obtuvo por medio del método de los cuatro puntos aplicando una corriente de  $\pm 300$  mA y midiendo la resistencia a través de especímenes en forma de semianillos con una longitud de 17.8 mm y una sección transversal de  $0.3 \times 0.3 \text{ mm}^2$  que se extrajeron de los anillos procesados por HPT. Por definición, la resistividad eléctrica,  $\rho$ , es el inverso de la conductividad y se puede calcular a partir de la siguiente ecuación:

$$(2) \quad \rho = \frac{RA}{L}$$

Donde  $R$  es la resistencia en Ohm,  $A$  el área transversal y  $L$  la longitud del conductor, respectivamente.

## Resultados y análisis

### La microestructura de fundición

#### Microscopía electrónica de transmisión

Es el estudio estructural que utiliza un haz de electrones en lugar de un haz de luz para formar una imagen por transmisión. Tiene una gran profundidad de campo, la cual permite que se enfoque a la vez toda de la muestra. Se requiere que la muestra a analizar sea extremadamente delgada.

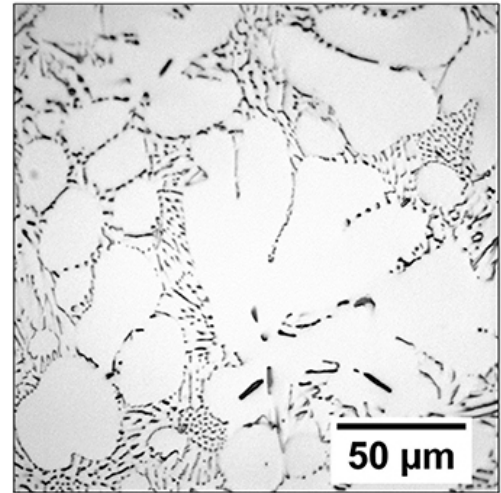
#### Difracción de rayos-X

La difracción de rayos-X o **crystalografía de rayos X** es una técnica experimental para el estudio y análisis de materiales, basada en el fenómeno de difracción de los rayos X por sólidos en estado cristalino.

La Figura 2 muestra una micrografía óptica de la aleación de Al-2%Fe después de fundición. La microestructura está compuesta de una fase primaria de Al rodeada por dos redes eutécticas distintas de las fases  $\text{Al} + \text{Al}_3\text{Fe}$  y  $\text{Al} + \text{Al}_6\text{Fe}$ , de  $\sim 200$  nm de grosor. El eutéctico es un tipo de fase en forma de estructura lamelar que se produce a una concentración de 1.8% Fe aproximadamente. El tipo de fases eutécticas está determinado por la tasa efectiva de enfriamiento en el proceso de fundición (BELOV *et al.*, 2002). El análisis de DRX confirmó la presencia de ambas fases en dicho estado. La microestructura con un contenido de 2% Fe proporciona la mejor combinación de propiedades de resistencia y elongación a la fractura en comparación con la aleación que contiene 4% Fe. Esto es debido a que a 2% Fe las fases secundarias son primor-

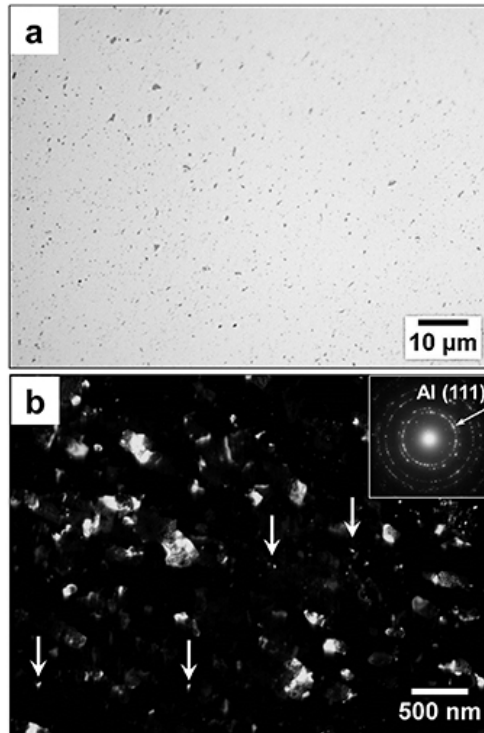
**Figura 2.** Micrografía óptica de microestructura de muestra de Al-2% Fe.

dialmente eutécticas y por ende no existen inclusiones intermetálicas de mayor tamaño (CUBERO-SESIN, HORITA, 2012; CUBERO-SESIN, HORITA, 2013). Las estructuras de tipo eutéctico fueron fragmentadas, dispersadas y parcialmente disueltas en la matriz de Al después del procesamiento por HPT, lo cual fue confirmado por el análisis de DRX (CUBERO-SESIN, HORITA, 2013).



### *La microestructura después del procesamiento por HPT*

La Figura 3(a) expone una micrografía óptica de la muestra de Al-2%Fe después del procesamiento HPT por N=10 vueltas. El refinamiento de grano en la matriz de Al está por debajo de la resolución del microscopio óptico, y lo que se puede observar de la micrografía es una dispersión homogénea de partículas con tamaños menores a 1  $\mu\text{m}$ . La Figura 3(b) ofrece una imagen de MET de campo oscuro obtenida al seleccionar la difracción de parte del primer anillo de difracción de Al (111), como indica la flecha en el patrón de difracción de electrones de área seleccionada (SAED, por sus siglas en inglés), inserto de la Figura 3(b). El tamaño de grano promedio fue de  $\sim 130$  nm después de procesamiento HPT. Se puede apreciar una distribución completamente aleatoria en la orientación de los granos en el patrón de difracción, donde los haces difractados se distribuyen en forma de anillos.



**Figura 3.** (a) Micrografía óptica de muestra después de procesamiento por HPT N=10 rotaciones (b) Micrografía de MET de campo oscuro mostrando la reflexión de haces difractados de Al (111) seleccionados como se indica por flecha en patrón de difracción en el inserto.

En la Figura 3(b) se puede observar, indicada por flechas, una dispersión aún más fina de partículas intermetálicas, debido a que su difracción se sobrepone con las reflexiones fundamentales de Al. Su presencia se confirma por la existencia de puntos no pertenecientes a las difracciones fundamentales en el patrón SAED. Sin embargo, al utilizar MET de campo oscuro es difícil distinguir estas partículas de los granos de Al después del procesamiento HPT, pues el tamaño de éstas es del mismo orden de magnitud de la matriz, muy por debajo de los 100 nm.

En la Figura 4 se ve una imagen de MET de alta resolución de una muestra con procesamiento HPT por N=75 rotaciones, cuyo análisis confirmó la presencia de fases intermetálicas con tamaños de  $\sim 20$  nm y semicoherentes con la matriz de Al. La Figura 4(a) es un

En la Figura 4 se ve una imagen de MET de alta resolución de una muestra con procesamiento HPT por N=75 rotaciones, cuyo análisis confirmó la presencia de fases intermetálicas con tamaños de  $\sim 20$  nm y semicoherentes con la matriz de Al. La Figura 4(a) es un

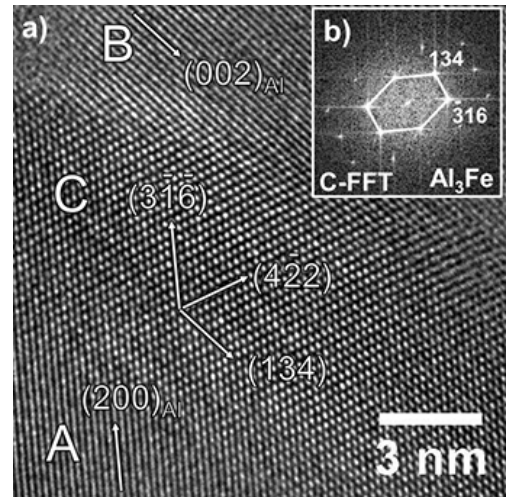


ejemplo de una interfase de ese tipo, que presenta una región a lo largo de la frontera de dos granos de Al, marcados como A y B. Un difractograma de la región, señalada como C, se obtuvo mediante transformada rápida de Fourier, como se observa en la Figura 4(b), e indica que la estructura cristalina corresponde a la del  $\text{Al}_3\text{Fe}$  monoclinico (BELOV, AKSENOV, ESKIN, 2002).

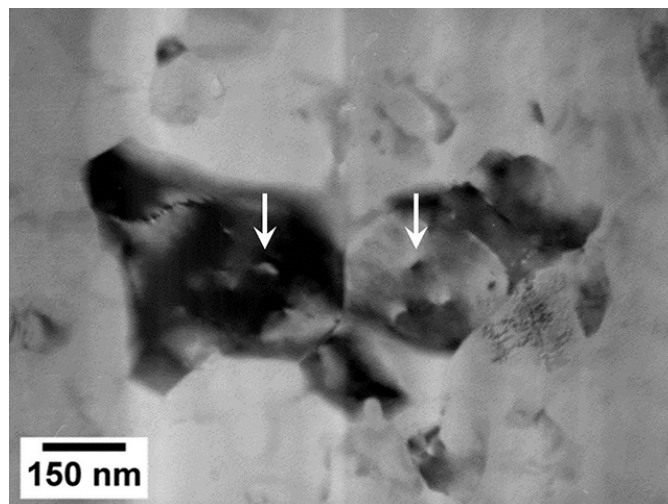
### La microestructura después de envejecimiento

En la Figura 5 se encuentra una imagen de campo claro de MET de una muestra con procesamiento HPT por N=20 rotaciones, envejecida por  $t=0.25$  h a  $T=200$  °C hasta alcanzar el pico de dureza. La estructura de grano ultrafino se mantuvo incluso después del envejecimiento. Los precipitados de tamaño nanométrico son visibles entre los granos de Al, indicados con flechas. La Figura 6 muestra una imagen de mayor magnificación de uno de los precipitados y se presenta una figura reticular de una partícula de  $\sim 5$  nm de diámetro. La fase cristalina de este precipitado se determinó mediante análisis del patrón de difracción como  $\text{Al}_6\text{Fe}$  ortorrómbico (BELOV *et al.*, 2002). Los planos cristalográficos (020) de la partícula son coherentes con los planos (002) de la matriz.

**Figura 4.** (a) Imagen de MET de alta resolución de muestra de Al-2% Fe después de procesamiento HPT por N=75 rotaciones y (b) difractograma obtenido de región C.



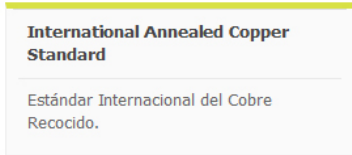
**Figura 5.** Micrografía de MET de muestra de Al-2% Fe después de procesamiento HPT por N=75 rotaciones y envejecida a  $T=200$  °C (envejecimiento óptimo).



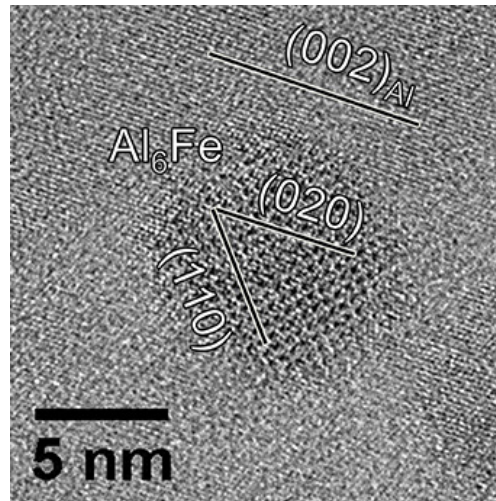
### Propiedades mecánicas y comportamiento térmico

La Figura 7 exhibe los valores de microdureza Vickers graficados en función de la deformación equivalente después del procesamiento por HPT y de envejecimiento. La dureza

se incrementa significativamente del nivel de fundición de ~40 HV a un nivel de saturación de ~185 HV, en el que ésta no aumenta más con mayor deformación. De manera monótona, la dureza sube con el tratamiento térmico a un nivel de ~200 HV en el pico de envejecimiento.



Experimentos de dureza por tiempos prolongados revelaron que ésta empieza a disminuir del nivel pico de envejecimiento después de 12 horas. La Figura 8 tiene curvas de ingeniería de esfuerzo-deformación obtenidas como resultado de las pruebas de tracción en muestras procesadas por N=20 rotaciones. Una alta resistencia con buena ductilidad, consistente con los resultados de microdureza, se obtiene por medio del procesamiento HPT.

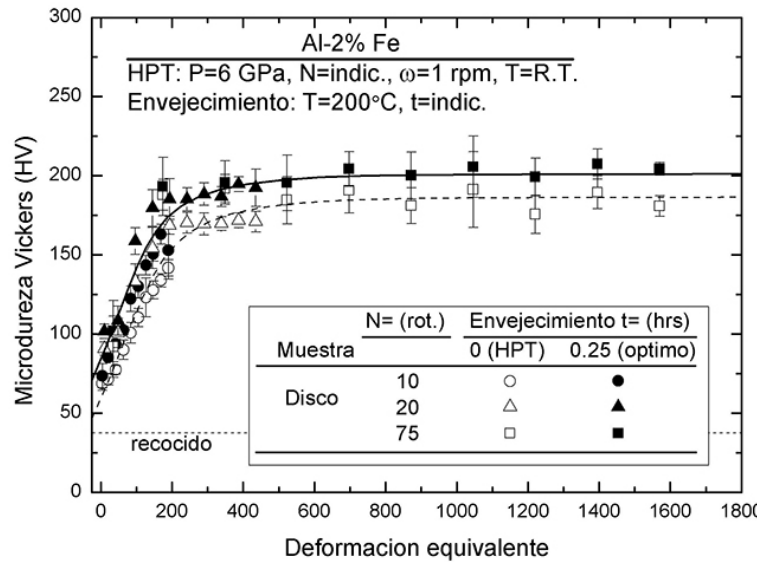


**Figura 6.** Imagen de MET de alta resolución de muestra de Al-2% Fe después de procesamiento HPT por N=20 rotaciones y envejecida a T=200 °C (envejecimiento óptimo) correspondiente a un precipitado de Al<sub>6</sub>Fe.

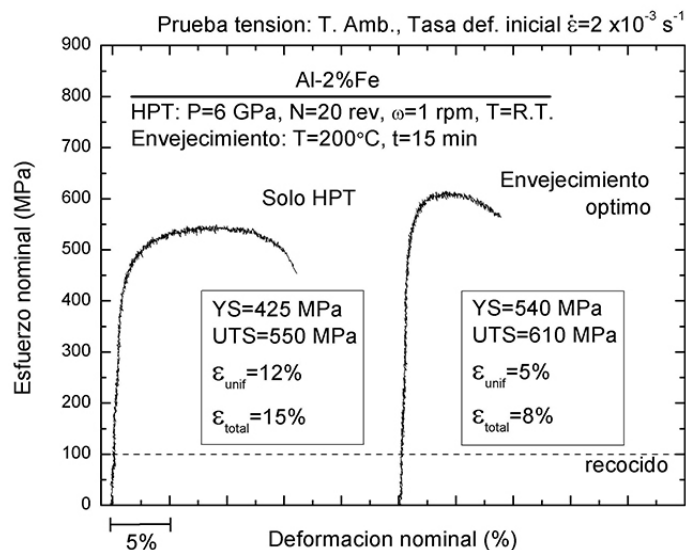
La resistencia se incrementa con el tratamiento de envejecimiento a expensas de un poco de elongación y sus resultados a la fluencia de ingeniería (0.2% YS), resistencia última a la tensión (UTS) y la elongación uniforme y total a fractura, también se incluyen en esta figura.

La solubilidad del Fe, determinada por el análisis de patrones de DRX mediante la medición de la constante de red, a partir de los picos fundamentales de Al, fue estimada, para varias muestras, posterior al procesamiento HPT y al envejecimiento. La disolución de este elemento fue de ~0.5% y ~1% en peso después del procesamiento HPT por N=20 y N=75 rotaciones, respectivamente. Su contenido en la matriz se reduce con el tiempo de envejecimiento a ~0.35% en el comienzo de la disminución de la dureza, lo cual ocurre después de 24 horas de envejecimiento. La descomposición completa de la solución sólida sucede después de 96 horas, donde la dureza alcanza un nivel de ~100 HV y el tamaño de grano aumenta a ~0.5 µm. Estos resultados se corroboraron por medio de mediciones de la resistividad eléctrica. La conductividad eléctrica en IACS% (**International Annealed Copper Standard**), obtenida a partir de la resistividad, disminuye con respecto a la deformación por HPT y se satura a ~40%. Sin embargo, se recupera considerablemente después de envejecimiento por 0.5 horas a ~55% y ~52% en las muestras procesadas por N=10 y N=75 rotaciones, respectivamente.

**Figura 7.** Microdureza Vickers en función de la deformación equivalente después de procesamiento HPT y de envejecimiento a la condición de dureza óptima.



**Figura 8.** Resultados de pruebas de tracción a especímenes extraídos de muestras procesadas por HPT N=20 rotaciones y después de envejecimiento a la condición de dureza óptima, respectivamente.



Los resultados de este reporte demuestran que las propiedades mecánicas del Al pueden ser mejoradas significativamente con el uso del Fe como elemento de aleación y una ruta de procesamiento del material de: fundición, deformación severa por HPT y envejecimiento. Las partículas intermetálicas en fases eutécticas fueron disueltas preferencialmente y dispersadas en la matriz de Al por deformación. La alta resistencia se obtiene como resultado de la combinación del refinamiento de la estructura en la matriz y de estas partículas. Adicionalmente, el fenómeno de endurecimiento por tratamiento térmico se obtuvo en un sistema tradicionalmente insoluble gracias a la formación de

una solución sólida sobresaturada de Fe en Al mediante un procesamiento en estado sólido de HPT. Las observaciones y el análisis por microscopía electrónica mostraron que la precipitación de partículas semicoherentes de  $Al_3Fe$  y  $Al_6Fe$  ocurrió en la estructura de grano ultrafino y en las fronteras de grano, lo cual posibilita el fenómeno de endurecimiento. Asimismo, se obtuvo una excelente recuperación de la conductividad eléctrica en intervalos cortos de tiempo. La combinación de propiedades mecánicas y eléctricas resultantes, con un tratamiento térmico adecuado, demuestra un potencial no sólo para aplicaciones estructurales de este material, sino también para aplicaciones eléctricas.

## Conclusiones

1. Es posible mejorar significativamente las propiedades mecánicas de aleaciones de Al-Fe debido al refinamiento de grano y dispersión de partículas intermetálicas mediante procesamiento HPT.
2. El tamaño de grano en la matriz de Al se redujo a  $\sim 130$  nm y los compuestos intermetálicos ricos en Fe en partículas de tamaño muy por debajo de  $1 \mu m$ .
3. La aleación de Al-2 wt%Fe se endurece significativamente con una ductilidad razonable por el procesamiento HPT con respecto a la condición de fundición, lo cual resulta en propiedades mecánicas superiores cuando se compara con aleaciones comerciales de Al.
4. Se obtuvo un endurecimiento adicional mediante envejecimiento artificial a  $200^\circ C$ , ya que se produjeron nanopartículas semicoherentes de  $Al_6Fe$  y  $Al_3Fe$  en la condición de envejecimiento óptimo.
5. El endurecimiento por envejecimiento se consiguió en un sistema tradicionalmente insoluble a través de la solución sólida sobresaturada de Fe en la matriz de Al.
6. El análisis de las imágenes adquiridas por microscopía electrónica de transmisión de alta resolución mostró que la formación de precipitados semicoherentes dentro de granos de tamaño ultrafino y en fronteras de grano son responsables del endurecimiento adicional con el tratamiento térmico de envejecimiento. 🌟

## Bibliografía

- [1] BELL, R. L. y R. W. Cahn, “The nucleation problem in deformation twinning”, *Acta Metall.*, 1953, Vol. 1, p. 752.
- [2] BELOV, N., A. A. Aksenov, D. Eskin, *Iron in Aluminum Alloys: Impurity and Alloying Element*, London: Taylor & Francis, 2002, pp. 1-7.
- [3] CUBERO-SESIN, J. M., Z. Horita, “Mechanical Properties and Microstructures of Al-Fe Alloys Processed by High-Pressure Torsion”, *Metall. Mater. Trans. A*, 2012, Vol. 43, p. 5182.
- [4] —————, “Strengthening of Al through addition of Fe and by processing with high-pressure torsion”, *J. Mater. Sci.*, 2013, Vol. 48, p. 4713.
- [5] ESTRIN, Y. y A. Vinogradov, “Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science”, *Acta Mater*, 2013, Vol. 61, p. 782.
- [6] JONES, H., “On the prediction of lattice parameter vs. concentration for solid solutions extended by rapid quenching from the melt”, *Scripta Metall.*, 1983, Vol. 17, p. 97.
- [7] LEE, S., H. Matsunaga, X. Sauvage, Z. Horita, “Strengthening of Cu–Ni–Si alloy using high- pressure torsion and aging”, *Mater. Char.*, 2014, Vol. 90, p. 62.
- [8] VALIEV, R. Z., R. K. Islamgaliev y I.V. Alexandrov, “Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation”, *Prog. Mater. Sci.*, 2000, Vol. 45, p. 103.
- [9] VALIEV, R. Z. *et al.*, “Producing Bulk Ultrafine-Grained Materials by Severe Plastic Deformation”, *JOM*, 2006, Vol. 58, p. 33.
- [10] VALIEV, R. Z. y T. G. Langdon, “Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement”, *Prog. Mater. Sci.*, 2006, Vol. 51, p. 881.
- [11] TONEJC, A. y A. Bonefacic, “Enhanced Solubility of Iron in Aluminum Obtained by Rapid Quenching Technique”, *J. Appl. Phys.*, 1969, Vol. 40, p. 419.
- [12] TOTTEN, G. E. y D. S. MacKenzie eds., *Handbook of Aluminum*, Vol. 1, New York: Marcel Dekker, Inc., 2003.
- [13]ZHILYAEV, A. P. y T. G. Langdon, “Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications”, *Prog. Mater. Sci.*, 2008, vol. 53, p. 893.