

# Influencia de las fases $\varepsilon$ y $\tau'$ en las propiedades mecánicas del zinalco V

A. Sandoval-Jiménez

*Instituto Nacional de Investigaciones Nucleares, Departamento de Física  
Apartado postal 18-1027 Col. Escandón, 11801 México, D.F., Mexico*

J. Negrete

*Instituto de Metalurgia, Universidad Autónoma de San Luis Potosí  
San Luis Potosí, S.L.P., Mexico*

G. Torres-Villaseñor

*Instituto de Investigaciones en Materiales, Universidad Nacional Autónoma de México  
04510 México, D.F., Mexico*

Recibido el 10 de agosto de 1998; aceptado el 27 de marzo de 2000

La adición de cobre a las aleaciones Zn-Al induce la formación de compuestos intermetálicos, como son las fases  $\varepsilon$ , y  $\tau'$ . Los intermetálicos se forman en función de la composición y del tratamiento térmico aplicado al material. En este trabajo se presentan los resultados de los estudios realizados a la aleación zinalco V. Se aplicaron tres tratamientos térmicos distintos. Las fases de la aleación se identificaron por microscopía electrónica de barrido, microanálisis y difracción de rayos X. Por calorimetría diferencial de barrido se registran las temperaturas de transformación de las fases; los ensayos de tensión y medidas de dureza determinan la influencia de los intermetálicos en las propiedades mecánicas del material.

*Descriptores:* Aleaciones; compuestos intermetálicos; propiedades mecánicas

The addition of copper to Zn-Al alloys leads the formation of the intermetallic compounds including  $\varepsilon$ , y  $\tau'$ . This compounds are formed by different heat treatments. On this paper it's show results of studies that were realized on the zinalco V alloy. The zinalco V alloy was studied using scanning electron microscopy, X-ray diffraction, differential scanning calorimetry, hardness measurement and tension testing.

*Keywords:* Alloys; intermetallics compounds; mechanical properties

PACS: 81.05.Bx; 81.30.Mh; 64.75.+g

## 1. Introducción

Las aleaciones Zn-Al se han ganado ya un lugar en aplicaciones con interés tecnológico [1-6], es por esto que se han realizado estudios a nivel mundial con el objeto de mejorar propiedades, variando la concentración de ambos elementos (Zn o Al). Con la finalidad de mejorar y diversificar sus propiedades mecánicas, el eutectoide Zn-Al se ha usado como base para obtener aleaciones ternarias y cuaternarias [7, 8]. Entre los elementos que se han utilizado con Zn-Al están el Mg, Mn, Si, Li, Ti, Pb y Cu. Este último elemento mejora mucho la resistencia mecánica, y por tal ha sido usado como tercer aleante, dando origen a las aleaciones ZA que contienen 8, 12 y 27% en peso de aluminio con cerca de 2% de cobre [7] a las cuales además se les ha añadido Mg convirtiéndolas en cuaternarias. Estudios realizados en el IIM-UNAM han mostrado que modificando el eutéctico Zn-22%Al con 2% de cobre (zinalco), se obtienen resistencias mecánicas semejantes a las de un acero 1040 [9], conservando además las propiedades superplásticas del material [10, 11] gracias a la ausencia del Mg, el cual normalmente inhibe la transformación espínodal causante de los granos finos característicos de una aleación superplástica. Gracias a esta superplasticidad es posible conformar esta aleación a bajas temperaturas con el consiguiente

ahorro de energía. Las aleaciones Zn-Al-Cu con composición cercana al punto eutectoide, cuando no reciben un tratamiento térmico adecuado o se exponen a temperaturas superiores a la temperatura ambiente (50°C), sufren expansiones; esto se debe a fases metaestables [12] que al transformarse con el tiempo producen cambios de volumen. El Cu, al añadirse en cantidades mayores al 2% al eutectoide Zn-Al, forma compuestos intermetálicos como son las fases  $\varepsilon$  con fórmulas CuZn4 ó CuZn5 citadas indistintamente en la literatura y  $\tau'$  cuya fórmula es Al<sub>4</sub>Cu<sub>3</sub>Zn. En la región de concentraciones de 5% peso Cu, las reacciones sólido-sólido reportadas son [13]



quedando como fases estables debajo de 268°C las fases  $\alpha$ ,  $\eta$  y  $\tau'$ .

Con la finalidad de conocer la influencia de las fases  $\varepsilon$  y  $\tau'$  en sus propiedades mecánicas, se preparó una aleación eutectoide Zn-Al con un contenido de cobre  $\approx$  5% en peso. Los resultados se presentan en este trabajo. Se escogió esta composición, ya que existe un diagrama de fases [14] que puede servir de guía en los tratamientos térmicos y al

mismo tiempo comparar su veracidad. En este trabajo se determinan las fases intermetálicas que se forman debido a los tratamientos térmicos y la influencia de estos intermetálicos en las propiedades mecánicas del material. En la literatura no hay reportes que hablen sobre tratamientos térmicos y propiedades mecánicas de esta aleación en particular.

## 2. Procedimiento experimental

Los elementos se fundieron en crisol de grafito en horno de atmósfera libre; el producto de fundición se homogeneizó a 350°C por 168 horas y se enfrió en el horno, es decir, se sometió a un enfriamiento lento; el análisis químico se hizo por vía húmeda, con resultado 21.8Al 5.3Cu en% peso y resto Zn. Las preparaciones metalográficas se iniciaron de manera convencional, posteriormente las muestras se pulieron con pasta de diamante de 0.03  $\mu\text{m}$ , en seguida con alúmina de 0.03  $\mu\text{m}$  disuelta en acetona y finalmente se sometieron a limpieza por desbaste iónico en una cámara de ionización Jeol Fine Coat Ion Sputter JFC-100. La microscopía electrónica de barrido se hizo con un equipo Jeol JSM-T20. La composición química de las fases presentes en el material se determinó con microsonda acoplada a un microscopio Jeol JEM-1200EX a 40 KV. Para los ensayos de tensión se usó una máquina Instron Universal 1125 con capacidad de 10 toneladas a una velocidad de cabezal de 1 mm/min, hasta fractura del material; el área y la longitud de trabajo de las probetas fueron de 0.25  $\text{cm}^2$  y 3 cm, respectivamente. La dureza se midió en escala Rockwell B ( $R_B$ ) y la microdureza de las fases específicas con microdurómetro Vickers con carga de 100 gramos y 15 segundos de tiempo de aplicación. Los estudios de rayos X se realizaron con un difractómetro D-500 de Siemens con filtro de níquel y radiación Cu-K $\alpha$ . Las temperaturas de transiciones de fase se determinaron con un equipo Du Pont Thermal Analyst 2100 entre 20°C y 500°C con una rapidez de calentamiento de 20°C/min. Para la determinación de la densidad se utilizó un densitómetro Accu Pic 1330 de Micromeritics.

## 3. Resultados

### 3.1. Metalografías y análisis de fases

Las aleaciones homogeneizadas y enfriadas lentamente desde 4350°C presentan matriz perlítica fina y gruesa debido a una reacción de precipitación discontinua seguida de engrosamiento discontinuo. La perlita está formada por láminas de fases  $\alpha$  y  $\eta$  alternadas; la segunda fase que se observa (glóbulos grandes) es  $\epsilon$ , esta fase contiene en su interior precipitados cuadrangulares oscuros de una fase metaestable cuya composición obtenida por microanálisis ( $\text{Al}_2\text{CuZn}_2$ ) tiende a ser  $\tau'$  pobre en Al, que no terminó de formarse por estar dentro de una fase  $\epsilon$ , que aunque en su composición no contiene Al puede llegar a disolver hasta un 5% de Al [1]. Las zonas de fase  $\epsilon$  están delimitadas por una franja de precipitados con composición correcta de fase  $\tau'$  que las separa de la matriz perlítica, Fig. 1. La fase  $\tau'$  se identifica en los difrac-

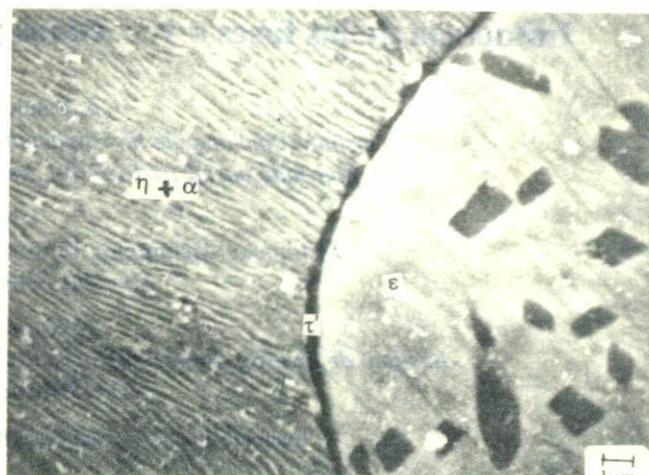


FIGURA 1. Zinalco V, enfriamiento lento; matriz de perlita fina formada por fases  $\alpha$  y  $\eta$ ; fase  $\epsilon$  en forma de glóbulos con precipitados cuadrangulares oscuros, rodeada de fase  $\tau'$  oscura.

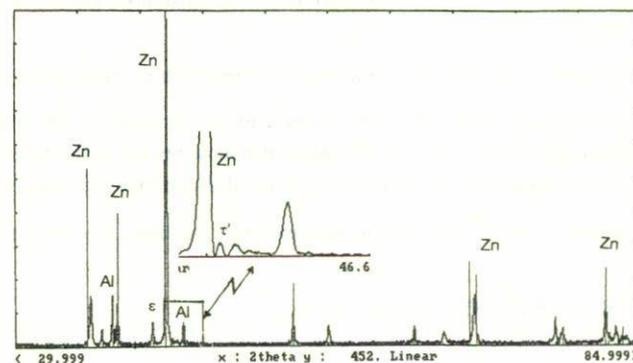


FIGURA 2. Zinalco V, difractograma de rayos X de la muestra de enfriamiento lento indicando fase  $\tau'$ .

togramas de rayos X por su reflexión que aparece en  $2\theta = 44.5^\circ$  y que es considerada como característica por otros autores [12, 15], Fig. 2. Como no observamos picos que pudieran corresponder a la fase metaestable formada dentro de la fase  $\epsilon$ , suponemos que su estructura es la de la fase  $\tau'$ .

En la aleación con enfriamiento al aire (Fig. 3), la matriz es perlita con precipitados en forma de agujas y zonas globulares, ambas con composición correspondiente a la fase  $\epsilon$ . Las zonas de la fase  $\epsilon$  presentan morfología diferente, pues su composición determinada es diferente, los glóbulos corresponden a  $\text{CuZn}_4$  y las agujas a  $\text{CuZn}_5$  [16].

La matriz de la aleación templada en agua está constituida por granos nanométricos ( $\sim 100$  nm) de fases  $\alpha$  y  $\eta$  con Cu en solución observables sólo a altas ampliaciones. La fase  $\epsilon$  se agrupa en zonas con intersticios constituidos por las fases que forman la matriz presentando apariencia de ramificaciones (Fig. 4). Las fronteras de fase  $\epsilon$  están en contacto directo con la matriz. Debido a la rapidez de enfriamiento en este tratamiento térmico no se logra formar fase  $\tau'$ , tal como fue determinado por rayos X (Fig. 5), la formación de esta

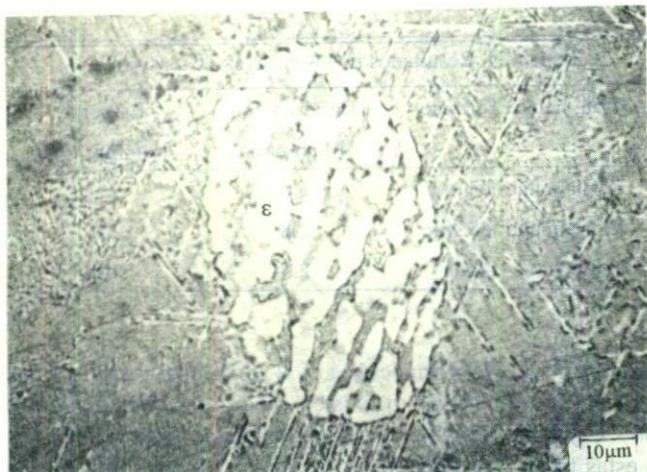


FIGURA 3. Zinalco V, enfriamiento en aire; matriz de perlita fina formada por fases  $\alpha$  y  $\eta$  con agujas de fase  $\epsilon$  (CuZn5); fase  $\epsilon$  (CuZn4) en forma de glóbulos discontinuos.



FIGURA 4. Zinalco V, templado en agua; matriz de grano fino de fases  $\alpha$  y  $\eta$ , con fase  $\epsilon$  en forma de granos alargados conteniendo perlita de  $\alpha$  y  $\eta$ .

fase requiere difusión para que se realice la reacción  $\alpha + \epsilon \rightarrow \tau' + \eta$ . En la aleación enfriada lentamente se observa algo de fase  $\tau'$ , con remanentes. Este resultado indica que para lograr las fases estables predichas por el diagrama de fases es necesario realizar un recocido a mayor temperatura para eliminar completamente la fase  $\epsilon$ . La clasificación de las fases se realizó en base a los resultados de los microanálisis que se indican en la Tabla I.

### 3.2. Calorimetría diferencial de barrido

Las transformaciones de fase de las aleaciones con distintos tratamientos térmicos, en calentamiento, se registran a temperaturas distintas. En la aleación homogeneizada a 350°C y enfriada lentamente, las fases determinadas por microanálisis son  $\alpha$ ,  $\eta$  y  $\epsilon$ , y por rayos X la fase  $\tau'$ . De acuerdo al diagrama

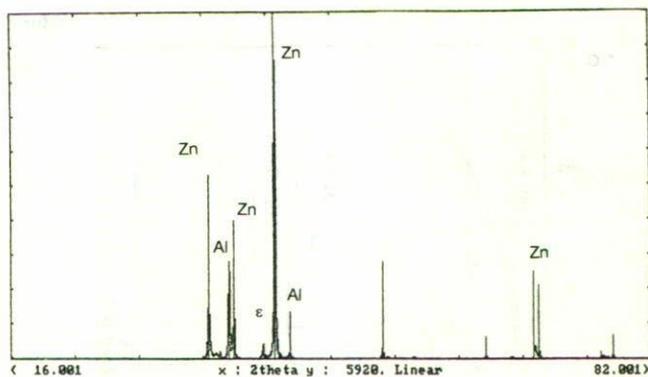


FIGURA 5. Zinalco V, difractogramas de rayos X de la muestra templada en agua, las fases presentes son  $\alpha$ ,  $\eta$  y  $\epsilon$ .

TABLA I. Resultados de los microanálisis en % peso.

Treatment	Zone of the sample	Al	Cu	Zn	Phases
Enfriamiento lento	Matriz	25.45	3.16	71.39	$\alpha + \eta$
	2ª Fase		15.05	84.99	$\epsilon$
	Ppdo.	24.18	23.33	52.41	$\tau'$
Enfriamiento en Aire	Matriz		3.90	96.10	$\eta$
	2ª Fase		19.48	80.52	$\epsilon$
	Ppdo. agujas		15.12	84.88	$\epsilon$
Templado en Agua	Matriz	39.09	3.26	57.66	$\alpha + \eta$
	2ª Fase		15.30	84.70	$\epsilon$
	Precipitado	40.25	2.95	56.80	$\alpha + \eta$

de fases propuesto por Murphy [14] (Fig. 6), las fases estables son  $\alpha$ ,  $\eta$  y  $\tau'$ , lo cual indica que no se lograron obtener solamente las fases estables con este tratamiento. Utilizando calorimetría diferencial de barrido se pudieron observar los cambios de fase que sufre la aleación con el tratamiento térmico durante el calentamiento. Los inicios de la primera transformación se registran a 209°C, Fig. 7a y terminan a los 325°C. De acuerdo al diagrama de fases de la Fig. 6 existen transformaciones a 268°C, 276 y 278°C para la composición en estudio (4.08%at. Cu). Estas transformaciones no pudieron verse en forma de picos separados en el termograma y deben estar contenidas en el pico registrado a 290°C en la Fig. 7a. El hecho de que se observe el inicio de la transformación a los 209°C posiblemente está relacionado con el cambio de la fase metaestable  $\epsilon$  a la fase estable  $\tau'$  dado por la reacción  $\alpha + \epsilon \rightarrow \tau' + \eta$ . Este resultado indica que a esta temperatura cercana a los 210°C la aleación se puede recocer por unos minutos y obtener las fases estables. Por arriba de la temperatura de 278°C se tiene la región de las fases  $\beta + \epsilon$ ; a los 357°C se registra otro cambio el cual debe ser la transformación de  $\eta$  retenida. A los 406°C se registra la tercera transformación que no puede ya observarse en el diagrama de la Ref. 14. Esta transformación se inicia a 381°C y podría

80Mur

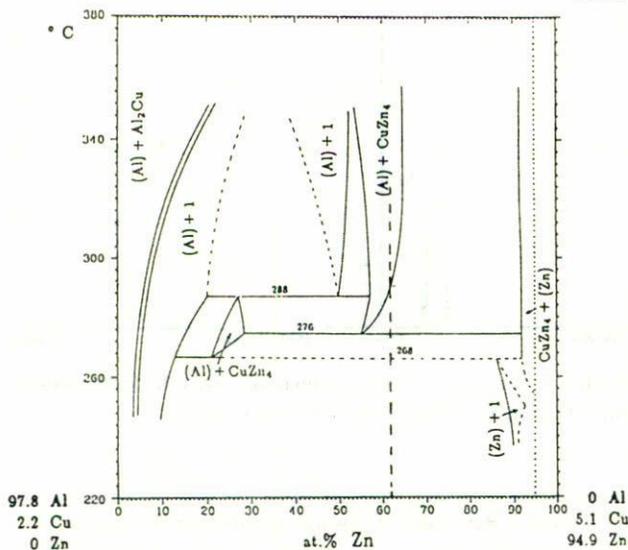


FIGURA 6. Diagrama de fases Al-Cu-Zn, sección vertical con 5% peso Cu. 1:  $Al_4Cu_3Zn$ ; 0.6/0.8 at.% conv.

TABLA II. Resultados de los ensayos de tensión.		
Tratamiento Térmico	Deformación	Esfuerzo
	Máxima%	Máximo Mpa
Enfriamiento lento	6.0	322
Enfriamiento en Aire	2.8	121
Templado en Agua	2.5	108

tratarse de la transformación a  $L + \epsilon$ , la cual termina a los 414°C, sin embargo, no existen diagramas ternarios entre 385°C y 460°C que nos permitan asegurar que el cambio es a estas fases. A temperaturas mayores se tiene solamente la región de fusión. De acuerdo a estos resultados, hay un pequeño efecto de histéresis en las temperaturas de los cambios de fase debido a la rapidez de calentamiento del experimento que es parecida a la que se usaría en un proceso de recocido a nivel industrial.

En la aleación templada en agua, (Fig. 7b), de acuerdo al análisis metalográfico y a los datos de microanálisis, las fases presentes son  $\alpha + \eta + \epsilon$ . En la figura se observa que cerca de los 200°C se inicia una transformación, ésta corresponde a la descomposición  $\epsilon \rightarrow \tau'$ , indicada en una reacción antes mencionada; a los 284°C se entra a la región  $\beta + \tau' + \epsilon$  y termina a los 366°C en las fases  $\beta + \epsilon$  con la transformación de  $\eta$  retenida. El pico señalado a 393°C indica la transformación a  $L + \epsilon$ ; el pico siguiente marca el inicio de la fusión.

3.3. Pruebas mecánicas

3.3.1. Ensayos de tensión

Las propiedades mecánicas de las aleaciones son consecuencia directa de los tratamientos térmicos; en materiales con la misma composición, tratamientos térmicos diferentes inducen la formación de distintas fases; la cantidad y distribución de las fases son los factores que determinan las propiedades mecánicas de los materiales.

En el caso particular de la aleación ternaria en estudio, la muestra con temple en agua presenta, a temperatura ambiente, deformación baja (2.5%) y un esfuerzo máximo a la tensión de 108 Mpa (Tabla II); la deformación de la muestra de enfriamiento lento es de 6% siendo ésta la más alta, el esfuerzo máximo a la tensión correspondiente es de 322 Mpa; la muestra enfriada al aire presenta valores intermedios. Las pruebas de tensión se llevaron hasta ruptura de la probeta; la fractura es del tipo frágil, registrándose ésta en la zona de interfase matriz-fase  $\epsilon$ .

La fractura se registra en las zonas de interfases debido a que las fases que constituyen las aleaciones presentan propiedades mecánicas muy distintas; en el caso de los intermetálicos, éstos tienen la característica de ser muy duros con respecto a la matriz, por lo que al someterlos a tensión, los esfuerzos se concentran en las interfases.

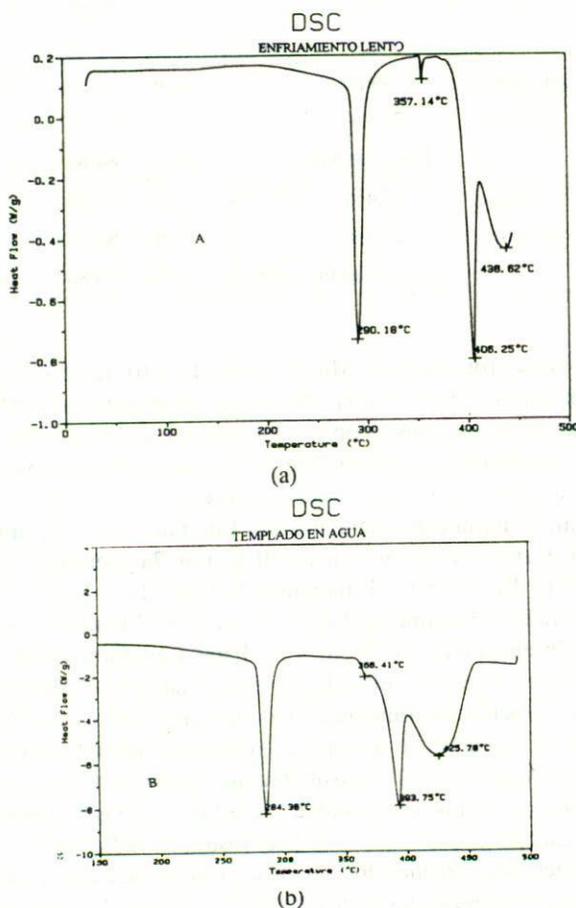


FIGURA 7. Transformaciones observadas por DSC en muestras con diferente tratamiento térmico, al calentarse desde temperatura ambiente hasta 480°C, con una velocidad de 20°C/min. a) Muestra enfriada lentamente desde 350°C; b) Muestra templada en agua desde 350°C.

TABLA III. Dureza Rockwell B.

Tratamiento térmico	Dureza $R_B$
Enfriamiento Lento	55.7
Enfriamiento en Aire	77.7
Templado en Agua	96.7

TABLA IV. Microdureza Vickers; Carga: 100 gr; Tiempo de aplicación: 15 segundos.

Tratamiento térmico	Matriz	2ª Fase
Enfriamiento Lento	107	177
Enfriamiento en Aire	160	234
Templado en Agua	163	239

### 3.3.2. Dureza

El valor más alto de dureza en la escala  $R_B$  corresponde a la aleación templada; este valor es 96.7  $R_B$ . Conforme aumenta el tiempo de enfriamiento, la dureza disminuye, esto se debe a la liberación de esfuerzos internos de los materiales, a la eliminación de defectos y a las transformaciones de fase. Los valores de dureza de las aleaciones son 77.7, y 55.7  $R_B$ , para los tratamientos térmicos de enfriamiento al aire, y enfriamiento lento, respectivamente, (Tabla III).

Con respecto a la microdureza Vickers, ésta se determinó en la zona de la matriz y en la segunda fase para las muestras con cada tratamiento térmico. La microdureza de la aleación enfriada lentamente es menor que la de los otros tratamientos térmicos, tanto en la matriz (107) como en la segunda fase (177); esto es por el mayor tamaño de grano y la ausencia de defectos en el material. La microdureza de la muestra templada en agua es 163 para la matriz y 239 para la segunda fase; de la muestra con enfriamiento al aire 160 para la matriz y 234 para la segunda fase, (Tabla IV).

### 3.4. Densidad

La densidad se determinó con la aleación homogeneizada; para ello se utilizaron varias muestras con diferentes masas. La densidad experimental del material con 5.3% peso de Cu es 5.1665  $\text{gr}\cdot\text{cm}^{-3}$ ; esta densidad es menor que la del zinalco con 2% peso de Cu el cual tiene una densidad de 5.4  $\text{gr}/\text{cm}^3$  [9]. La densidad teórica de la aleación calculada en base al% atómico y densidad de cada uno de los componentes es 5.4512  $\text{gr}/\text{cm}^3$ , que no difiere mucho de la densidad del zinalco, por lo cual el menor peso del Cu no explica esta disminución. La densidad experimental es menor debido a la formación de la fase  $\tau'$  la cual tiene lugares vacantes en su estructura cristalina por la expulsión del cobre de la fase  $\epsilon$  en la formación de la fase estable.

## 4. Discusión

La microestructura y las fases que presentan los materiales son el resultado de los tratamientos térmicos a que son sometidos.

La microestructura de la aleación enfriada lentamente es producto de una reacción de transformación eutectoide, la perlita es característica de este tipo de reacción del estado sólido; las fases que la constituyen,  $\alpha + \eta$ , son las de equilibrio. A la temperatura del tratamiento térmico (350°C) y por el tiempo de duración del mismo, las fases existentes son  $\alpha$  y  $\beta$ , que se transforman rápidamente en  $\alpha + \eta$  y además la  $\epsilon$ . Si la aleación se enfría lentamente los productos de la reacción del sólido son las fases  $\alpha$ ,  $\epsilon$ , y  $\tau'$ , en esta aleación la temperatura y el tiempo del tratamiento térmico son los adecuados para la formación de la fase  $\tau'$ , por lo tanto la reacción en estado sólido que se efectuó es  $\alpha + \epsilon \rightarrow \tau' + \eta$ .

En aleaciones con baja concentración de Cu la morfología globular aparece después de tiempos largos de envejecimiento [17], en la aleación con 5.3% peso de Cu a los 30 minutos de tratamiento térmico a 350°C esta morfología ya se hace presente, esto quiere decir que el Cu en mayor concentración induce la formación de la estructura globular de la fase  $\epsilon$  en menor tiempo.

La muestra templada presenta una segunda fase la cual es con composición CuZn4; la microestructura de la matriz está formada por granos finos de fases  $\alpha$  y  $\eta$ . Según el diagrama de fases también debe existir la fase  $\tau'$ ; no aparece porque el tratamiento térmico no fue el adecuado. Para que la reacción en estado sólido se realice se requiere un tiempo mayor.

El Cu disminuye el espaciamiento entre las laminillas, esto indica que se encuentra en solución en las fases que constituyen la matriz, y al solubilizarse en el Zn da lugar a la formación de la fase  $\epsilon$ . Esta fase adopta una forma esferoidal tratando de minimizar su energía, por lo que se encuentra en perfecto equilibrio; para romper este equilibrio se requiere liberar mucha energía de una manera lenta, en el temple el proceso de liberación de energía es muy rápido y no da el tiempo necesario para una aglomeración de la fase  $\epsilon$ . La disgregación también es notoria en la muestra con temple al aire; en esta muestra se observan agujas ricas en Zn sin orientación definida, las cuales podrían ser parte de las zonas esferoidales de la fase  $\epsilon$  que tratan de alcanzar el equilibrio a baja temperatura, al disminuir ésta de una manera más lenta que el temple, disminuyen su tamaño para conservar el equilibrio de la zona. El proceso difusional se detiene cuando la temperatura no es suficiente para proporcionar la fuerza de empuje necesaria.

Si el enfriamiento es más lento que el enfriamiento al aire, se forma perlita gruesa, las laminillas de perlita formadas por fases  $\alpha$  y  $\eta$ , son ricas en Al y en Zn, respectivamente, con Cu en solución variando la concentración según el tratamiento térmico; el Cu restante forma regiones de fase  $\epsilon$  con el Zn. Las reacciones que se registran son la descomposición eutectoide y reacciones celulares como son la precipitación discontinua y el engrosamiento discontinuo. No se observa descomposición espinodal como algunos autores reportan.

La ductilidad de la aleación se ve considerablemente disminuida y la dureza tiene un incremento significativo al templar. De acuerdo a estos resultados, la presencia de las fases  $\varepsilon$  y  $\tau'$  fragilizan en grado extremo a la aleación. Es posible que un tratamiento termomecánico, como es el laminar en caliente, disperse las fases intermetálicas  $\varepsilon$  y  $\tau'$  en precipitados muy finos y así se incremente la resistencia mecánica y aumente la ductilidad.

La disminución en la densidad del zincalco V con respecto al zincalco II es debido a que el Cu es segregado de la fase  $\varepsilon$  durante la reacción que da lugar a la aparición de la fase  $\tau'$ , quedando lugares vacantes en la estructura cristalina de esta última fase.

## 5. Conclusiones

Al adicionar Cu al eutectoide Zn-Al en concentración del 5.3% peso se forman fases intermetálicas como son la  $\varepsilon$  y  $\tau'$ . Los compuestos intermetálicos tienen la particularidad de ser más duros con respecto a la matriz, es por esta razón que al someter a la aleación a pruebas de tensión, los esfuerzos originan fracturas en las zonas de interfaces.

La rapidez de enfriamiento tiene una influencia muy grande, dependiendo de ésta son las fases que se forman y por lo tanto las propiedades mecánicas del material. En enfriamiento lento se forma fase  $\tau'$  por procesos de difusión; si se temple el material, la fase  $\varepsilon$  no se transforma en  $\tau'$ . La fase  $\varepsilon$ , depen-

diendo de la rapidez de enfriamiento, tiene fórmula CuZn4 ó CuZn5.

Los tratamientos térmicos son los factores principales que determinan si se alcanzan las fases de equilibrio o se obtienen fases metaestables. En particular, en la aleación objeto de este estudio, un tratamiento térmico con enfriamiento lento induce la formación de las fases estables  $\alpha$ ,  $\eta$  y  $\tau'$ , lo cual indica que las fases se forman por mecanismos difusionales; también se tiene la fase intermetálica metaestable  $\varepsilon$ . A mayor rapidez de enfriamiento, como son los casos de enfriamiento en aire y templado en agua, no se da el tiempo necesario para la transformación de las fases metaestables en fases estables por lo que no se obtiene la fase  $\tau'$ , la cual requiere un tiempo mayor para su formación, solamente se tienen las fases  $\alpha$ ,  $\eta$  y  $\varepsilon$ . Comparando las propiedades mecánicas se tiene la certeza que la combinación de las dos fases intermetálicas  $\varepsilon$  y  $\tau'$  son las principales causantes de las propiedades mecánicas del material; si se inhibe la formación de alguna de ellas, las propiedades mecánicas son distintas. En el material enfriado en horno la ductilidad es mayor que la de los materiales con los tratamientos térmicos de enfriamiento al aire y templados, por lo que se puede decir que la fase  $\varepsilon$  induce mayor fragilidad a la aleación Zn21.8Al5.3Cu.

Con la finalidad de ampliar los conocimientos de esta aleación con respecto a las propiedades mecánicas, se propone la realización de tratamientos termomecánicos en varias condiciones de tiempo y temperatura.

1. L.F. Mondolfo, *Aluminium Alloys, Structure and Properties*, (Butterworths, London, 1976) p. 399.
2. R. Ciach and J. Król, *Phase Trans.; The Inst. Metals*, (Cambridge, Great Britain, 1987) p. 196.
3. J. Lecomte-Beckers, L. Terziev, and T. Greday, *Phase Trans.; The Inst. Metals*, (Cambridge, Great Britain, 1987) p. 250.
4. J.F. Hubert and R.C. Kay, *Met. Eng. Quarterly* (1973) 327.
5. E. Gervais, R.J. Barnhurst, and C.A. Loong, *J. of Metals* (1985) 43.
6. G. Torres-Villaseñor, Y. Zhu, and C. Piña-Barba, *Proc. 3rd Int. Conf. On Zn-Al Alloys*, IIM-UNAM, March 29-30 (1994).
7. *Metals Handbook ASM*, Vol. 2, 9ª edición, (Am. Soc. for Metals, Metals Park Ohio, USA, 1985) p. 638.
8. Y.L. Wu *et al.*, *Mat. And Design* **18** (1997) 211.
9. G. Torres-Villaseñor, *Ciencia* **39** (1988) 103.
10. K. Nuttal, *J. Inst. Metals* **101** (1973) 329.
11. G. Torres-Villaseñor, *Scientific American* (Edición en Español) (1997) p. 248 y p. 280.
12. S. Murphy, *Met. Sci.* **9** (1975) 163.
13. T. Savaskan and S. Murphy, *Mat. Sci. and Tech.* **6** (1990) 695.
14. P. Villars, A. Prince, and H. Okamoto, *Handbook of Ternary Alloy Phase Diagrams*, Vol. 3, (ASM International, Materials Park Oh, USA, 1995).
15. Y.H. Zhu, H.C. Mau, *Mat. And Manufac. Proc.*, **12** (1997) 1149.
16. J. Negrete, Y.H. Zhu, and G. Torres-Villaseñor, *Mat. Trans. JIM*, **35** (1994) 332.
17. L. Terziev, J. Wegria, and T. Greday, *Cryst. Res. Technol.* **20** (1985) 562.