

Compuestos de matriz metálica rica en Zn, con alto contenido de Al y componentes estructurales de compuestos intermetálicos de Cu – Zn y Cu – Al particulados

J.A. Aragón^a, J.R. Miranda^b, I. Hilerio^a, D. Muñoz^a, R. Hernández^a, V. Cortés^a y A. Altamirano^a

^aÁrea de Ciencia de los Materiales, Depto. de Materiales, Universidad Autónoma Metropolitana, Unidad Azcapotzalco,

^bDepto. de Electrónica, Universidad Autónoma Metropolitana, Unidad Azcapotzalco,

Av. San Pablo N° 180, Col. Reynosa Tamaulipas, 02200 México, D.F.,

e-mail: alja@correo.azc.uam.mx, jrmt@correo.azc.uam.mx

Recibido el 21 de septiembre de 2006; aceptado el 16 de marzo de 2007

El objetivo principal de este trabajo es establecer si es factible elaborar, a partir de polvos, materiales que tengan la composición de la aleación eutectoide Zn – 22 %p Al, con diferentes contenidos de Cu y cuyas características estructurales permitan definirlos más apropiadamente como materiales compuestos de matriz metálica y componentes estructurales particulados. Los objetivos secundarios son: determinar por comparación si dichos materiales son más resistentes que sus aleaciones homólogas, elaboradas por colada convencional y homogeneizadas; establecer los grados de reforzamiento alcanzados, el tiempo de sinterizado y contenido de Cu mínimos, utilizados en este trabajo, para los cuales se forman los componentes estructurales, y el tiempo necesario para la formación de la liga eutectoide como la matriz. Se comenzó con la elaboración de briquetas, por compactación simple y una carga de 16 toneladas; las cantidades de Cu usadas fueron el 0.25, 0.5, 0.75, 1.0, 3, 5 y 7 % del peso de cada muestra. Se procedió con su sinterizado durante tres distintos tiempos - 15, 75 y 210 minutos - en una atmósfera de Ar a los 357°C. Fueron también manufacturadas por colada las aleaciones homólogas y se homogeneizaron después durante 100 horas a los 360°C. La caracterización se efectuó con las técnicas metalográficas, de microanálisis con EDS, difracción de rayos X, pruebas de microdureza Vickers y de dureza Rockwell B. Como resultado se logró obtener materiales compuestos con componentes estructurales de intermetálicos CuZn₅, CuZn₂ o CuAl₂ particulados, desde los primeros 15 minutos de proceso y para todos los contenidos de Cu. Los mecanismos microscópicos asociados con la formación de estas partículas, permiten deducir que las matrices metálicas no tendrán totalmente la estructura tipo perlita, sin importar el tiempo de su sinterizado. Las resistencias a la deformación plástica de los materiales resultan mayores que las de sus aleaciones homólogas. Las resistencias máximas se obtienen en los materiales con 0.5 y 3 % p Cu. Los grados de reforzamiento máximos se logran con un contenido de Cu del 0.25 %, y entre el 3 y 5 % en peso, con magnitudes respectivas de 556 y 280 en unidades de porcentaje.

Descriptor: Materiales compuestos de matriz metálica de Zn – Al - Cu; componentes estructurales de CuZn₅; CuZn₂ y CuAl₂; metalurgia de polvos.

The primary target of this work is to establish if it is feasible to elaborate, from powders, materials that have the composition of the Zn – 22 %wt Al eutectoid alloy, with different contents of Cu and whose structural characteristics allow defining them more appropriately like composite materials of metallic matrix and particulate structural components. The secondary targets are: determining by comparison if these materials are more resistant than their homologous alloys, processed by conventional casting and later homogenized; to establish the degrees of relative reinforcing, the minimum Cu content and minimal sintering time, used in this work, for which the structural components are formed, and the possible time for the formation of alloy with eutectoid composition as the matrix. It was begun with the briquette processing, by simple compaction and a load of 16 tons; the quantities of Cu used were 0.25, 0.5, 0.75, 1.0, 3, 5 and 7 % of the weight of each sample. It was come with his sintering during three different times - 15, 75 and 210 minutes - in an atmosphere of argon at 357°C. Also, the homologous alloys were manufactured by casting and homogenized later during 100 hours at 360°C. The characterization took place with the metallographic, microanalysis by EDS and X ray diffraction techniques, and tests of micro-hardness Vickers and hardness Rockwell B. It was managed to manufacture composite materials with structural components of CuZn₅, CuZn₂ or CuAl₂ intermetallic compounds, since the first 15 minutes of process and for all cooper contents used. The micro-mechanisms associated with the formation of these particles, allow deducing that the metallic matrices will not have totally the perlitic structure, not concerning the time of their sintering. The resistances to plastic deformation are greater than those from their homologous alloys. The maximum resistances are obtained in the materials with 0.5 and 3 %wt Cu. The maximum degrees of reinforcing are reached with a 0, 25 %wt cooper content, and between 3 and 5 % in weight, with respective magnitudes of 556 and 280 in percentage units.

Keywords: Zn - Al - Cu metallic matrix composite materials; CuZn₅; CuZn₂ and CuAl₂ structural components; powders metallurgy.

PACS: 81.20.Ev; 81.20.Jz; 81; 61.20.Lc

1. Introducción

Las aleaciones binarias ricas en zinc, con alto contenido de aluminio y modificadas o no con pequeñas cantidades de elementos de aleación, se han investigado más en los últimos años [1-3]. Algunas de estas ligas presentan propiedades in-

teresantes, por ejemplo: las aleaciones ZA tienen propiedades similares a las de ciertos bronce que se emplean para elaborar bujes con adecuada resistencia al desgaste. Además, estas ligas pueden elaborarse adecuadamente por varios procesos distintos [4].

La liga de composición eutectoide Zn - 22 %p Al ha sido una de las ligas más empleadas como la base de aleaciones más complejas. El interés inicial en esta aleación es la conducta superplástica que presenta cuando su microestructura es de grano fino y equidimensional y la liga se deforma a velocidades de deformación muy lentas [5,6].

El cobre ha sido por mucho el elemento de aleación común en la liga eutectoide, y varios trabajos se han realizado en torno a las aleaciones de este tipo, con contenidos de cobre fijos o variables [7-9].

Algunas investigaciones recientes han versado sobre el diseño, desarrollo y caracterización de materiales compuestos, cuya matriz metálica ha sido la liga eutectoide o una aleación basada en ésta y con componentes estructurales diversos [10-12].

La aleación de composición eutectoide Zn - 22 %p Al tiene una estructura de "gusanillos" alternados de fases α y η a temperatura ambiente, cuando es elaborada por colada convencional y homogeneizada durante 50 horas a los 350°C [13]. Los "gusanillos" de fase α son realmente una solución sólida abundante de Al; y los de fase η , una solución sólida rica en Zn.

La adición de pequeñas cantidades de Cu a la liga eutectoide no le causa cambios microestructurales importantes, porque este elemento entra en solución sólida en las fases de equilibrio [14]. Pero, cuando se le añaden cantidades de Cu mayores y se rebasa el límite de solubilidad de este elemento en las fases α y η , comienza la aparición de un integrante rico en Zn y Cu, algunos autores afirman que se trata del intermetálico de fórmula CuZn_4 , pero otros informan que se trata del CuZn_5 . La cantidad de este intermetálico se incrementa y aglomera, formando un constituyente más grande o largo, con el aumento de la cantidad de Cu [15]. Una particularidad de estas estructuras, sobre todo con bajos contenidos de Cu, es que existe cierta continuidad entre los gusanillos de fase η , rica en Zn, con las partículas del intermetálico [16].

Por otro lado, el corte isotérmico en la temperatura ambiente de 20 °C del sistema ternario Zn - Al - Cu [17], informa que las aleaciones en torno a la composición eutectoide Zn - 22 %p Al, y modificadas con hasta el 7 %p Cu están constituidas por las fases (Al), (Zn) y CuZn_4 : las dos primeras fases son las fases terminales α y η que presenta el diagrama de equilibrio del sistema binario Al - Zn [18].

En este artículo se expone el trabajo realizado para establecer si es factible elaborar materiales cuyas características estructurales o de resistencia permitan considerarlos como materiales compuestos de matriz metálica rica en Zn, con alto contenido de Al y componentes estructurales que sean intermetálicos, empleando polvos metálicos de Zn, Al y Cu de pureza grado reactivo y la técnica pulvimetalúrgica. Además, establecer el grado de reforzamiento relativo alcanzado en dichos materiales, el tiempo de sinterizado y contenido de Cu mínimos, utilizados en este trabajo, para el cual se forman los componentes estructurales, así como el tiempo necesario para la formación de la liga eutectoide con estructura tipo perlita como la matriz.

2. Desarrollo experimental

Se prepararon primero varias muestras de polvos de Zn, Al y Cu de 20 g cada una. Los polvos usados tenían pureza grado reactivo y tamaños de partículas menores a la abertura de la malla N° 325. La cantidad de polvo de Cu fue el 0.25, 0.5, 0.75, 1.0, 3, 5 y 7 % del peso total de cada probeta. Las cantidades de Zn y Al fueron, respectivamente, el 78 y 22 % en peso del peso restante de las muestras - es decir, los 20 gramos iniciales menos los gramos correspondientes a las cantidades de polvos de Cu -. Para pesar las muestras de polvos se empleó una balanza analítica Metler Toledo, AB204 - S, que tiene una precisión de 0.0001g.

Las muestras de polvos fueron mezcladas en una bolsa cerrada a velocidad constante durante aproximadamente cinco minutos y se compactaron después a una velocidad constante de 2.17 mm/min., con carga creciente y hasta alcanzar las 16 toneladas. La compactación fue simple. Los herramientas empleados tienen formas y dimensiones según la norma ASTM B - 312, y la prensa usada para esta operación es de marca Forney, cuyo manómetro es de arrastre de la aguja indicadora de la carga aplicada: antes de la compactación de cada muestra, las paredes internas de la camisa de compactación eran impregnadas de cera, se vaciaban los polvos en la cámara de la misma y se agregaba posteriormente una cantidad constante de 0.5 ml de acetona, para reducir la fricción entre las partículas de los polvos, entre éstas y las paredes internas de la camisa durante la compactación y, en una etapa posterior, entre el compacto en verde y las paredes de la camisa durante su expulsión; una vez aplicada la carga total de 16 toneladas, se detenía la prensa y se esperaba un tiempo de dos minutos, durante los cuales existía una relajación de la carga aplicada, y se recargaba de nuevo hasta las 16 toneladas. La expulsión de las briquetas se realizó en la misma prensa y a velocidad constante.

Los materiales compuestos fueron elaborados al sinterizar las briquetas en un horno Thermolyne, modelo 46100, de alta temperatura y programable en segmentos. Se empleó un flujo constante de argón de 2.5 pies³/ hora para evitar la oxidación de las muestras. El programa del horno constó de un primer segmento de calentamiento desde la temperatura ambiente y hasta los 357°C, con una duración de 10 minutos; de un segundo segmento, que fue una meseta a esta temperatura durante un cierto tiempo, y, finalmente, de un último segmento de enfriamiento desde los 357°C y hasta la temperatura aproximada de 50°C. Los tiempos de sinterizado fueron de 15, 75 y 210 minutos.

Se elaboraron también aleaciones por colada convencional para fines de comparación, con las mismas proporciones de Zn, Al y Cu que las muestras sinterizadas. Las ligas con la estructura de colada fueron primero homogeneizadas durante 50 horas a los 360 °C para eliminarles dicha estructura. Pero, después de corroborar, por medio de los valores de dureza Rockwell B, que sus estructuras no eran homogéneas, se homogeneizaron 50 horas más.

TABLA I. Componentes observados en las microestructuras de las muestras, al variar el contenido de Cu y el tiempo de sinterizado.

Tiempo de Sinterizado (en minutos)	Contenido de Cobre (% en peso)						
	0.25	0.5	0.75	1.0	3.0	5.0	7.0
15	ZC, ZG, Clc, ClIn	ZC, ZG, P, Clc, ClIn	ZC, ZG, P, Clc, ClIn, (Cu en Zn)	ZC, ZG, Clc, ClIn, (Cu en Zn)	ZC, ZG, Clc, ClIn, (Cu en Zn)	No se elaboró muestra	ZC, ZG, Clc, ClIn, (Cu en Zn)
	ZC, ZG, P, Clc, ClIn	ZC, ZG, P, Clc, ClIn	ZC, ZG, P, Clc, ClIn	ZC, ZG, P, Clc, ClIn, (Cu en Zn)	ZC, ZG, P, Clc, ClIn, (Cu en Zn)	No se elaboró muestra	ZC, ZG, Clc, ClIn, (Cu en Zn)
210	ZC, ZG, P, Clc, ClIn	ZC, ZG, P, Clc, ClIn	ZC, ZG, P, Clc, ClIn	ZC, ZG, P, Clc, ClIn	ZC, ZG, P, Clc, ClIn	ZC, P, Clc, ClIn	ZC, P, Clc, ClIn

ZC ≡ Zona Clara; ZG ≡ Zona Gris; Clc ≡ Compuesto Intermetálico Claro; ClIn ≡ Compuesto Intermetálico Negro; P ≡ Perlita

TABLA II. Resultados de los microanálisis con EDS en los integrantes con apariencia y/o dureza de intermetálicos y bordes de partículas Clc.

Partículas o regiones	Composición (%at)	Formula
Clc	Al – 14.0 Cu – 21.5 Zn – 64.5	~Cu Zn ₄
	Al – 2.05 Cu – 32.34 Zn – 65.61	~CuZn ₂
	*Al – 97.80 Zn – 2.17 Cu – 0.03	
ClIn	Al – 66.5 Cu – 33.0 Zn – 0.5	~CuAl ₂
	Al – 76.11 Cu – 3.534 Zn – 20.35	

* Inicialmente se identificaron como ClIn, pero su composición promedio descarta que sea un intermetálico

Todas las muestras fueron posteriormente desbastadas con papeles abrasivos de distintas granulometrías. Se pulieron después con un paño de microcloth y alúmina en polvo de 0.05 micrones en tamaño. Se empleó alcohol como lubricante para evitar el calentamiento, manchado y oxidación de las muestras.

Las microestructuras fueron reveladas sumergiendo las muestras durante dos segundos en una sustancia de 99.5ml de alcohol y 0.5 ml de ácido nítrico. Las imágenes de las microestructuras fueron primero coloreadas artificialmente con la técnica Nomarski para observarlas con mayor contraste,

después se analizaron y sus zonas representativas fueron fotografiadas a distintas magnificaciones. Para esto se empleó un microscopio óptico Olympus PMG3. Se evaluó la microdureza Vickers promedio, con una carga de prueba de 10 g, de los distintos componentes de las muestras sinterizadas y la dureza Rockwell B de todas las probetas.

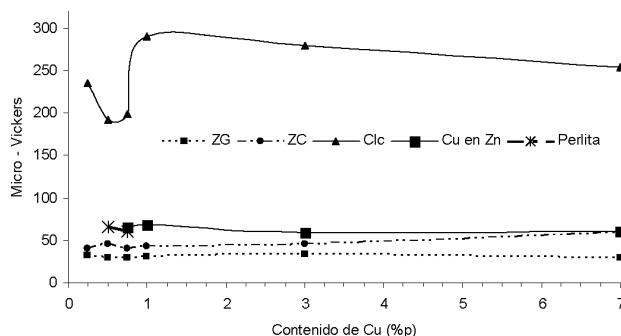


FIGURA 1. La microdureza Vickers de los constituyentes estructurales de probetas sinterizadas 15 minutos, en función del contenido de Cu. En la tabla I está el significado de las siglas asociadas a los componentes. La carga de prueba fue de 10 g.

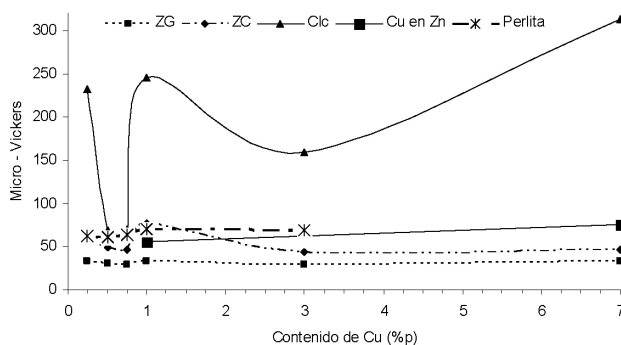


FIGURA 2. La microdureza Vickers de los integrantes en las estructuras de las muestras sinterizadas 75 minutos, como una función de su contenido de Cu. En la tabla I está el significado de las siglas asociadas a los componentes. La carga de prueba fue de 10 g.

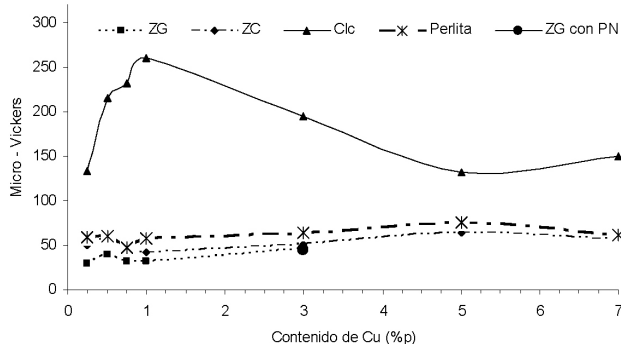


FIGURA 3. La microdureza Vickers de los componentes como una función del contenido de Cu en las muestras procesadas 210 minutos. En la tabla I está el significado de las siglas asociadas a los componentes. La carga de prueba fue de 10 g.

Se realizó el microanálisis con EDS en los constituyentes con altas microdurezas, que eran evidentemente distintos a las fases estables ricas en zinc y aluminio en las microestructuras de las muestras sinterizadas. Se usó para esto un microscopio electrónico de barrido LEO 440 (Leica – Zeiss), equipado con un detector de rayos X de estado sólido Oxford.

Finalmente, se obtuvieron los difractogramas de rayos X de las muestras con 0.25, 3.0 y 7.0 %p Cu y sinterizadas 3.5 horas, en un equipo de difracción de rayos X marca GBC, modelo MMA con las condiciones de operación siguientes: voltaje de 35 KV y 28.4 mA, radiación de Co de 1.78892 Å; 0.02°, 1.2° / min. y 0.008° por paso. Para identificar los picos en los difractogramas obtenidos, se empleó la información contenida en las tarjetas de la JCPDS: 01 – 236 y 01 – 1244, para el Zn; 39 – 0400, para el CuZn₂; 35 – 115, para el CuZn₅, y la 02 – 1309 para el Cu Al₂.

3. Resultados y discusión

En la Tabla I se presentan los tipos de componentes que formaban las microestructuras, al variar el contenido de Cu y el tiempo de sinterizado de las muestras. Las siglas en la tabla están basadas en la forma, tonalidad, tipo y/o microdureza de los constituyentes. La tonalidad de las ZC, ZG y la P – zonas claras, grises y la perlita – fue causada por la acción del reactivo empleado para revelar las estructuras. La tonalidad de los Clc y CIn – componentes intermetálicos claros y negros, respectivamente, – es atribuida a sus composiciones y durezas porque se observaron bajo el microscopio con el mismo aspecto durante todo el pulido y después del ataque químico. Las zonas (Cu en Zn) –cobre en zinc – tenían forma de islas con Cu rodeado por Zn y se observaron similarmente antes y después de revelar las estructuras.

El reactivo empleado en este trabajo imparte tonalidad gris oscuro a las regiones ricas en Al y tonalidad clara a las zonas abundantes de Zn. Las ZC y ZG son en realidad, y respectivamente, las soluciones sólidas terminales o extremas en equilibrio η y α , según el diagrama de equilibrio del sistema

de aleaciones binario Al – Zn [19]. Estas mismas fases, alternadas y en forma de “gusanillos”, integraron la perlita fina o gruesa que fue observada en varias de las probetas.

Los integrantes Clc y CIn se identificaron inicialmente como compuestos intermetálicos porque fueron altas sus durezas, en relación a las presentadas por las ZC, ZG, P y (Cu en Zn), como se puede constatar en las Figs. 1, 2 y 3: las microdurezas de las CIn no se presentan en las figuras mencionadas porque solamente se pudo evaluar este atributo en 3 partículas de este tipo (resultando una microdureza Vickers promedio de 750 unidades). Su color negro impidió visualizar los contornos de las huellas de las mediciones; asimismo, no se evaluó la microdureza de las ZG en las probetas con 5 y 7 %p Cu, porque tenían dimensiones pequeñas; los valores para los Clc que conforman las curvas en las figuras, son un promedio de las microdurezas de todos los intermetálicos claros encontrados en cada muestra, según su contenido de Cu: se midieron microdurezas entre las 120 y 190 unidades Vickers para un cierto número de partículas y entre las 220 y 420 unidades Vickers para otras. A este respecto, Sandoval [20] reporta que el intermetálico CuZn₄ tiene una dureza Vickers promedio de 170 unidades. Entonces, era posible que los Clc con las durezas dentro del intervalo con límites de dureza más bajos, eran de CuZn₄, y las más duras, otro tipo de intermetálico.

Posteriormente, el microanálisis con EDS informó que las CIn son de una aleación ternaria rica en aluminio o de una composición cercana a la fase CuAl₂; las Clc tuvieron composiciones cercanas a las fases CuZn₂ o CuZn₅, como se observa en los datos presentados en la Tabla II.

La información contenida en los difractogramas conseguidos corroboró que los intermetálicos detectados con los microanálisis de EDS constituían realmente los materiales elaborados. El material con el 0.25 %p Cu tenía bajas cantidades de los intermetálicos CuZn₅, CuZn₂ y CuAl₂. Conforme incrementó el contenido de Cu, aumentaron sensiblemente las cantidades del CuZn₅, CuZn₂ y, al parecer, no cambió la cantidad del tercer tipo de intermetálico.

Los difractogramas de las muestras con 0.25, 3.0 y 7.0 %p Cu y sinterizadas 3.5 horas están en la Fig. 4. Se colocaron flechas y trazos extras en la figura para destacar la ubicación y los cambios que experimentaron varios picos, que son característicos de los intermetálicos formados, al incrementar el contenido de cobre.

Las ZC, ZG y los compuestos intermetálicos se observaron en la estructura de todas las muestras. La P visualizada fue de tres tipos: perlita inicial – algunos glóbulos sobre partículas –, fina y gruesa: los valores de microdureza presentados en las Figs. 1, 2 y 3 para este componente son un promedio de las microdurezas de los 3 tipos de P observados en cada muestra. Este componente estuvo en las muestras que tenían cantidades de Cu no mayores al 0.75 % en peso y que fueron sinterizadas durante 15 minutos, y se presentó en las muestras con mayores contenidos de Cu al incrementar el tiempo de sinterizado. En cambio, las islas (Cu en Zn) estuvieron en las probetas con proporciones de Cu no menores

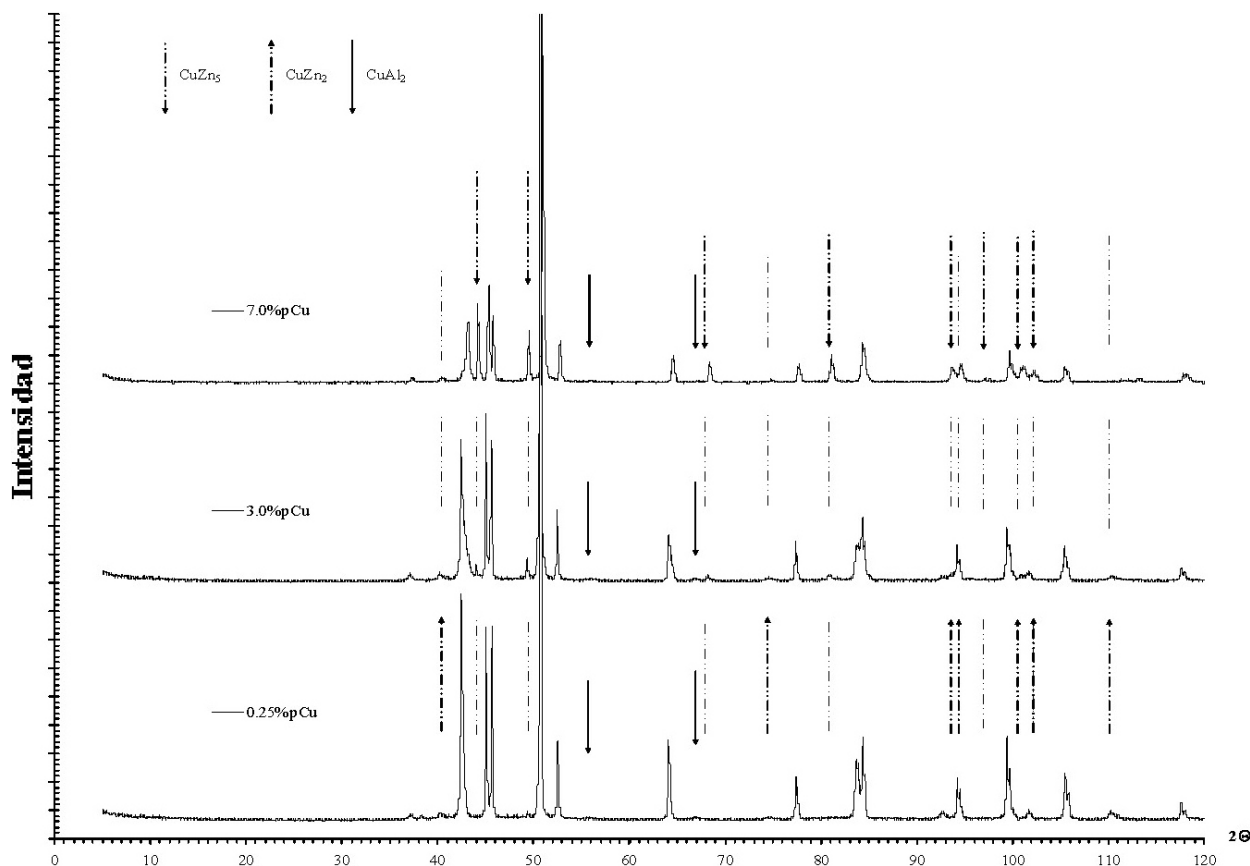


FIGURA 4. Difractogramas de algunos materiales elaborados. El tiempo de su sinterizado fue de 3.5 horas.

al 0.75 % en peso y sinterizadas un tiempo mínimo de 15 minutos, y con el incremento del tiempo de proceso, se presentaron en las probetas con cantidades de Cu cada vez mayores hasta que desaparecieron totalmente.

La mayoría de los Clc se observó con un borde de tonalidad oscura que los aislaba del resto de los componentes estructurales, no importando el tiempo de sinterizado de las probetas, como se muestra para una partícula de esta clase en la figura 5a. En cambio, no se observó un contorno en cualquier Cln, como se muestra en ambas micrografías de la Fig. 5. Los Clc y la mayoría de los Cln tuvieron una forma irregular, unos cuantos de estos últimos eran aproximadamente rectangulares.

El incremento del tiempo de sinterizado causó además, como era de esperarse, un cambio de la cantidad de todos los constituyentes microestructurales: disminuyó la proporción de las ZC y ZG, incremento la cantidad de perlita; se produjo de manera gradual la desaparición de las partículas (Cu en Zn), vía la reducción del tamaño de su centro de Cu y la conversión de éstas islas en partículas Clc; incrementó la fracción relativa de las Clc, siendo sustancial este cambio en proporción con el aumento del contenido de Cu por arriba del

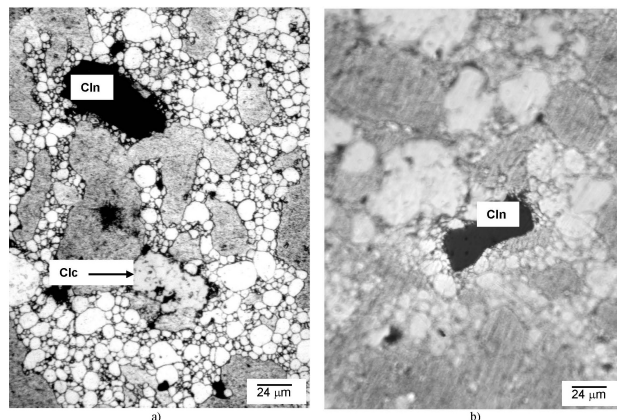


FIGURA 5. Micrografías que muestran las características de los Clc y Cln. a) Probeta con el 0.75 %p Cu y sinterizada 210 minutos y b) Muestra con el 7.0 %p Cu y procesada durante 75 minutos – se enfocó para resaltar solamente la partícula Cln -.

1 % en peso, pero creció menos sensiblemente la cantidad de los Cln.

El aumento de la cantidad de Cu en las muestras causó también el incremento del número de partículas de los

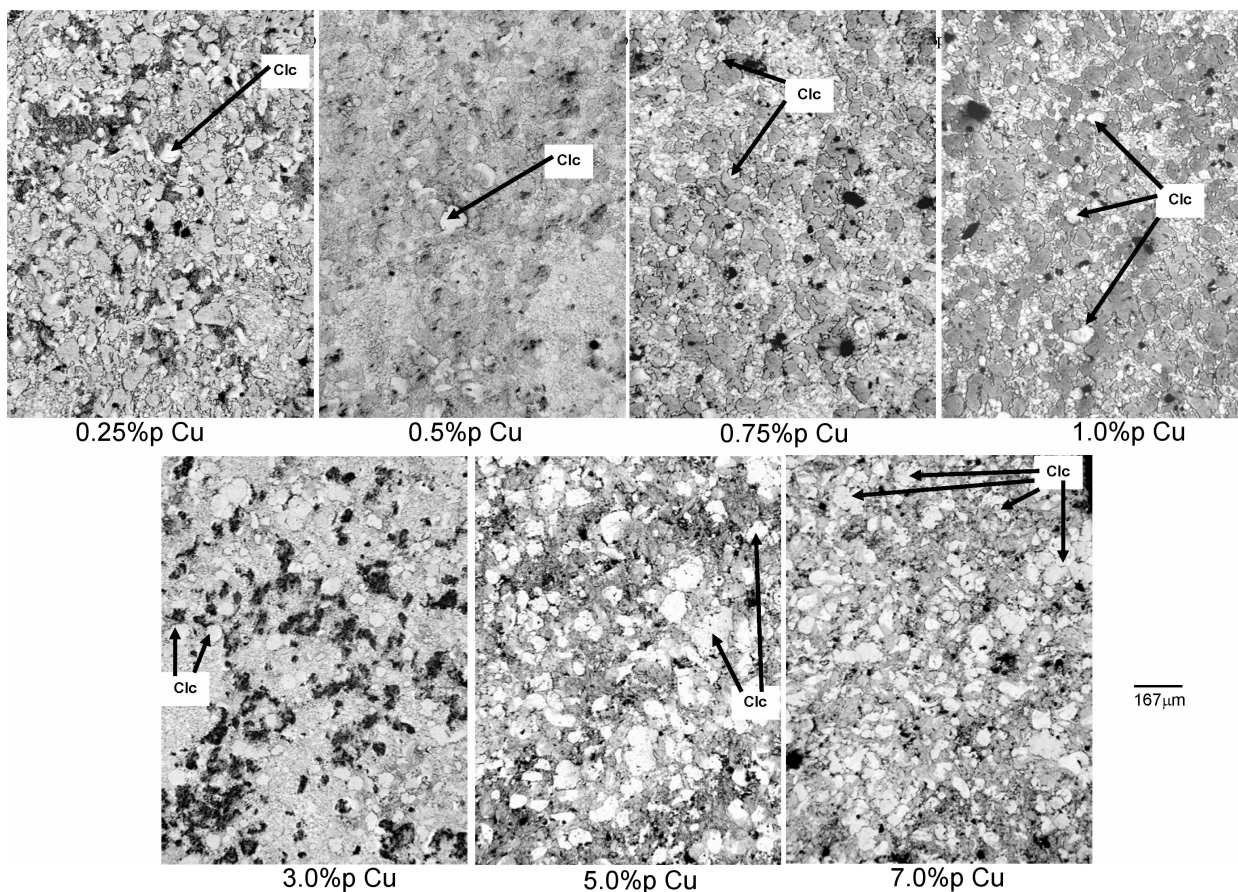


FIGURA 6. Serie de micrografías de regiones representativas de las microestructuras de probetas con los distintos porcentajes de Cu y sinterizadas el tiempo máximo empleado, 210 minutos.

C1c y C1n, siendo más significativo el cambio en el caso de los C1c.

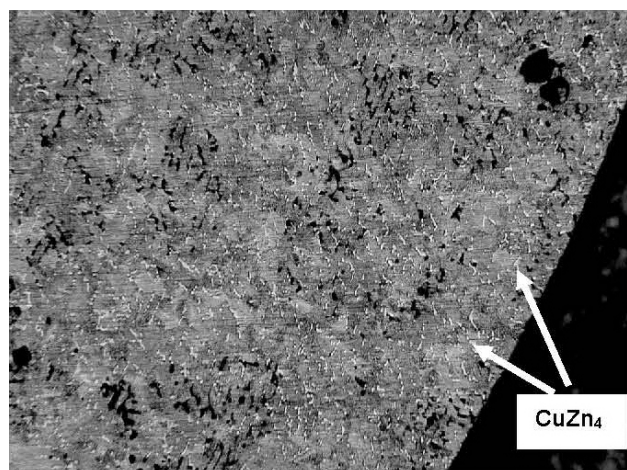
En la Fig. 6 se presenta una serie de micrografías de regiones representativas de las microestructuras de probetas con los distintos porcentajes de Cu y sinterizadas el tiempo máximo de 210 minutos. En estas fotografías es evidente la diferencia de los rasgos microestructurales y el incremento de la cantidad de las C1c con el contenido de Cu en las muestras. La descripción general cualitativa de las estructuras sería: partículas de intermetálicos de tres distintas clases CuZn_5 , CuZn_2 y CuAl_2 (véase la Tabla II) - con una aleación ternaria rica en aluminio, que constituye los bordes oscuros de las partículas de intermetálicos ricos en Zn - que están inmersas en una matriz de regiones de fases η y α , en forma de islas o constituyendo los "gusanillos" de una subestructura tipo perlita y distribuidas de manera aleatoria. Es importante resaltar que a diferencia de lo encontrado aquí, Sandoval reporta que en el Zinalco V [21] los bordes de las partículas CuZn_4 son de fase τ' .

El análisis detallado de las microestructuras de todas las muestras permite inferir que las partículas de intermetálicos ricos en Zn y su borde de una aleación abundante de Al, se formaron porque el Zn se solubiliza rápidamente con el Cu - se sabe que la solubilidad del Zn en el Cu en el equilibrio es aproximadamente de hasta un 36% en peso a temperatura

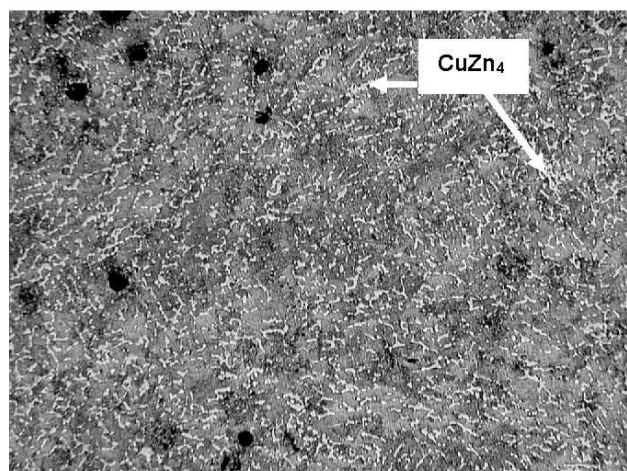
ambiente -. Pero este fenómeno se retarda cuando incrementa el contenido de Cu en las muestras. Por eso se observaron las zonas (Cu en Zn). Las cuales se convirtieron en los intermetálicos ricos en Zn con el incremento del tiempo de sinterizado. Entonces, este Zn, que se combina con el Cu, ya no puede formar parte de la fase η , que se asocia con una proporción de fase rica en Al, como para formar la subestructura tipo perlita, quedando sobretodo el Al en los bordes de dichas partículas. Por tanto, se concluye que la matriz de estos materiales nunca tendrá la subestructura tipo perlita, no importando el tiempo de su sinterizado.

En la Fig. 7 se presentan las fotografías representativas de las estructuras de tres de las siete aleaciones que fueron elaboradas por colada convencional, para fines solamente comparativos, y homogeneizadas 100 horas a los 360°C . La comparación de estas imágenes con las presentadas en la Fig. 6 hacen evidente las diferencias estructurales producidas por el proceso pulvimetalúrgico: los materiales producidos por esta técnica tienen constituyentes aislados y de magnitudes considerablemente mayores. El aislamiento de los constituyentes permite entonces definir más apropiadamente a estas sustancias como materiales compuestos con componentes estructurales de intermetálicos en forma de partículas.

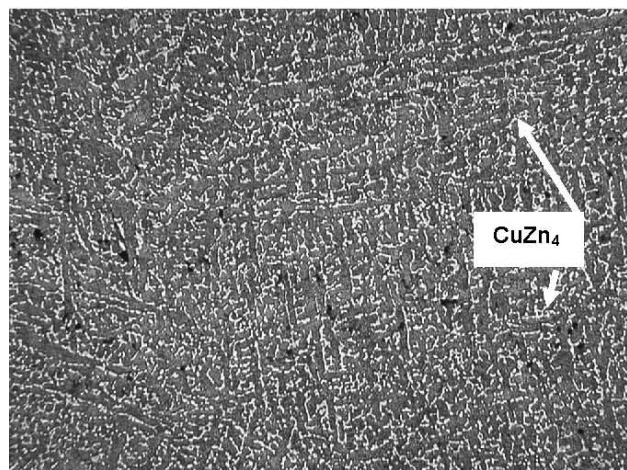
Estos materiales compuestos presentaron mayor resistencia a la deformación plástica, evaluada con la prueba de du-



3%p Cu



5%p Cu



7%p Cu

167 μm

FIGURA 7. Las estructuras de tres de las siete aleaciones elaboradas por colada convencional y homogeneizadas un total de 100 horas a los 360°C.

reza, en comparación con sus respectivas aleaciones homólogas, producidas por la colada convencional. En la Fig. 8 se muestran las gráficas de dureza Rockwell B de las muestras elaboradas por polvos y sinterizadas los distintos tiempos, y

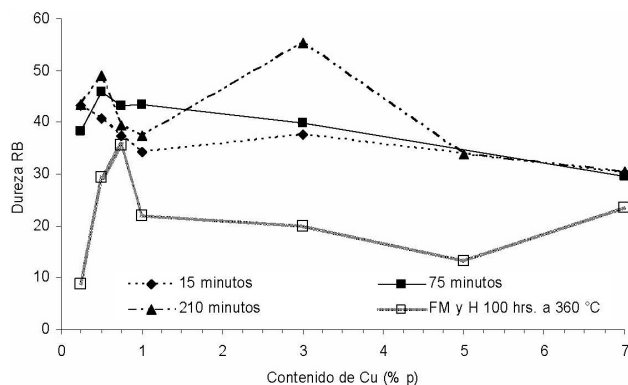


FIGURA 8. Dureza Rockwell B (RB) de las muestras elaboradas por polvos y sinterizadas los distintos tiempos, y de las aleaciones fundidas, moldeadas y homogeneizadas (FM y H) durante 100 horas a los 360°C en función del contenido de cobre.

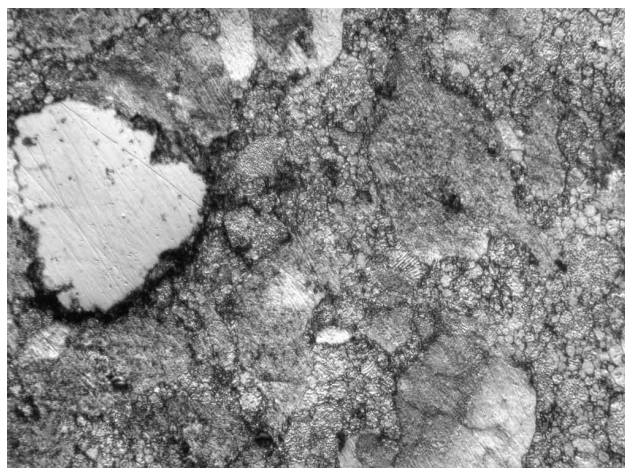
de las aleaciones fundidas, moldeadas y homogeneizadas en función del contenido de cobre.

Las durezas más altas que se obtuvieron en los materiales compuestos podrían atribuirse principalmente al gran número de fronteras presentes y a que sus constituyentes están más unidos que los integrantes en las aleaciones producidas por la colada convencional.

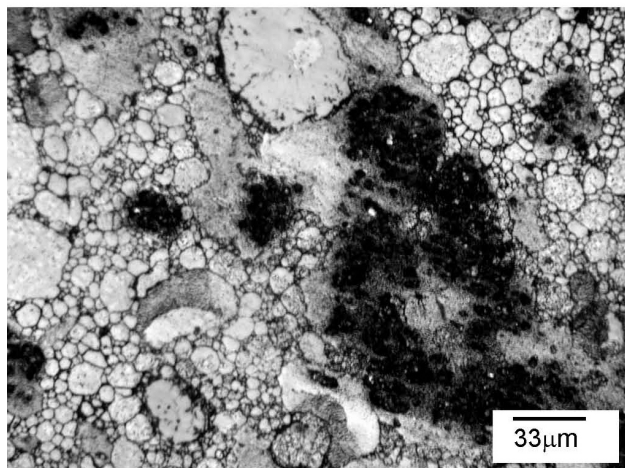
Los materiales compuestos elaborados prometen entonces ser más eficientes en aplicaciones de soporte y desgaste, por causa del mayor tamaño de sus componentes estructurales duros y la mayor resistencia a su deformación global, que sus aleaciones homólogas elaboradas por colada convencional, que son reconocidas como sustitutos de ciertos bronce en aplicaciones similares [22].

Es evidente además en la Fig. 8 que los materiales compuestos con 0.5 y 3.0 %p Cu son las más resistentes que pueden producirse por el proceso pulvimetalúrgico. Sus durezas máximas se asocian con una formación casi total de la aleación de composición eutéctica, cuya estructura de equilibrio es de tipo perlita, en la matriz del material compuesto con 0.5 %p Cu, y a la presencia de rasgos microestructurales únicos en la sustancia con el 3.0 %p Cu - en la Fig. 9 se presentan detalles de las estructuras de los materiales obtenidos después de un sinterizado de 210 minutos -. En el material con el 3 %p Cu, un número considerable de ZG tenían insertadas un gran número de partículas diminutas, cuyas composiciones no se presentan en la Tabla II porque se considera que es más conveniente establecerlas en un trabajo futuro, que considere el sinterizado de este material durante tiempos mayores hasta que se tenga la certeza de que su dureza Rockwell B se mantiene estable.

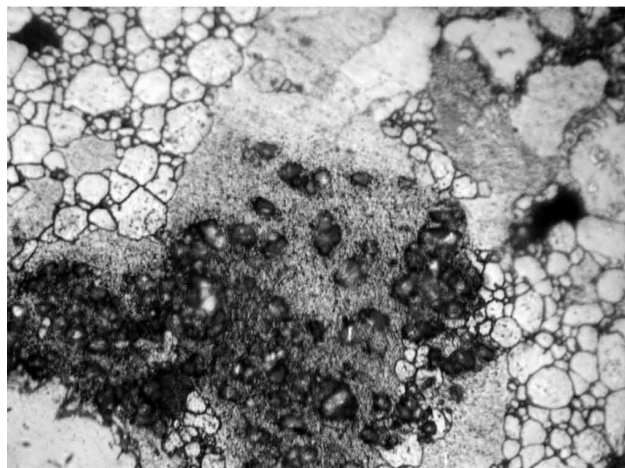
Finalmente, en la Fig. 10 se presentan las curvas del grado de reforzamiento relativo que se logra en los materiales elaborados, como una función del contenido de Cu y para los tiempos de sinterizado empleados: los valores del grado de reforzamiento se calcularon como la razón de las durezas Rockwell B de los materiales elaborados desde polvos, con respecto a las durezas de las aleaciones homólogas producidas por colada convencional. Se infiere de esta figura que el



0.5%p Cu



3%p Cu



3%p Cu

FIGURA 9. Regiones representativas de las estructuras de los materiales compuestos que presentaron máxima resistencia a la deformación plástica.

grado de reforzamiento relativo es máximo en el material compuesto con 0.25 %p Cu, aproximadamente de 550 %, y en aquel con un contenido de Cu entre el 3 y 5 % en peso, de poco más o menos de 280 unidades de porcentaje.

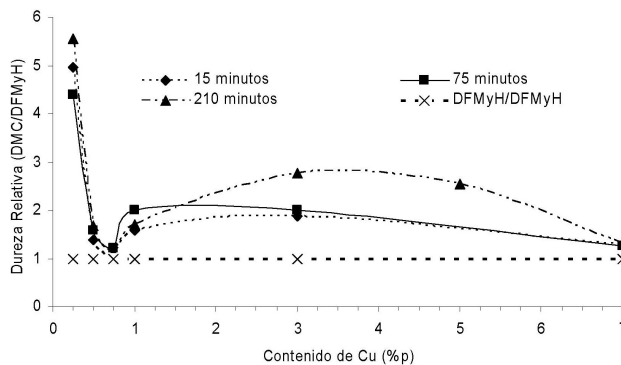


FIGURA 10. El grado de reforzamiento relativo, calculado como la razón de durezas DMC/DFMyH, en función del contenido de Cu y para los tiempos de sinterizado empleados: DMC ≡ dureza del material compuesto; DFMyH ≡ dureza de la aleación fundida, moldeada y homogeneizada.

No obstante que los materiales con Cu entre el 3 % y 5 % en peso presentan un grado de reforzamiento relativo menor que el material con el contenido de 0.25 %p Cu, se considera que los primeros prometen ser más eficientes en aplicaciones de soporte y desgaste, a causa de que sus componentes estructurales están en mayor cantidad que en este último. Investigar lo anterior será el objetivo de un trabajo futuro.

4. Conclusiones

Empleando la técnica pulvimetalúrgica y polvos de Zn, Al y Cu de pureza grado reactivo, en las proporciones de Zn y Al similares a las de la composición de la liga eutectoide Zn – 22 %pAl, se logra elaborar materiales cuyas estructuras se ajustan muy bien a la definición de materiales compuestos particulados. Su formación se produce desde el mínimo tiempo de sinterizado y el mínimo contenido de Cu considerados en este trabajo: 15 minutos y 0.25 %p Cu. Los mecanismos microscópicos asociados con la formación de los componentes estructurales de intermetálicos CuZn₅ y CuZn₂, evitan que se forme la estructura de gusanillos alternados de la fase α y η, característica de la aleación eutectoide Zn – 22 %p Al producida por colada y homogeneizada, lo cual se acentúa más al incrementar el contenido de Cu. En consecuencia, las matrices metálicas de estos materiales compuestos no tendrán totalmente este tipo de estructura, no importando el tiempo de su sinterizado. Además, las resistencias a la deformación plástica de estos materiales, evaluadas por medio de la dureza Rockwell B, resultan mayores a las de sus aleaciones homólogas, elaboradas por colada y homogeneizadas por 100 hrs. a los 360°C. Las resistencias máximas se tienen en los materiales compuestos con 0.5 y 3 %p Cu. El máximo grado de reforzamiento relativo se logra al elaborar los materiales compuestos con 0.25 %p Cu y entre el 3 % Cu y 5 %p Cu, siendo aproximada y respectivamente de magnitudes de 556 y 280 en unidades de porcentaje.

Agradecimientos

Se agradece a la M. en C. Dulce V. Melo su apoyo en la preparación de las muestras de polvos y en la compactación de las mismas; al jefe y personal diverso del área de Construcción del Depto. de Materiales de la UAM - Azcapotzalco, el préstamo y apoyo en el uso de la prensa Forney; a la I.Q. Eva R. García - ayudante de profesor en el área de Química de

Materiales en la UAM – Azcapotzalco -, la realización de los análisis por EDS, y a la Dra. Marisela Mauver, profesora – investigadora de la misma área, la autorización y disponibilidad extrema para la realización de dichos análisis. Finalmente, al Dr. A. García Borquez del Depto. de Ciencia de Materiales de la ESFM – IPN, su contribución en la obtención e interpretación de los resultados de la difracción de los rayos X.

-
1. B.J. Li y C.G. Chao, *Metall and Mater Trans. A* **30** (1999) 917.
 2. A. Sandoval, J. Negrete y G. Torres, *Rev. Mex. Fís.* **46** (2000) 361.
 3. Y.H. Zhu, *Mater. Trans.* **45** (11) (2004) 3083.
 4. E.J. Kubel, *Advanced Materials & Process, Metal Progres.* **7** (1987) 51.
 5. W.A. Backofen y I.R. Turner, *Transactions of the ASM.* **57** (1964) 980.
 6. K. Nutall, *J. Inst. Metals.* **100** (1972) 114.
 7. J.A. Aragón, *Comportamiento ante el Impacto de Aleaciones Zn - Al - Cu. Tesis de Maestría, Depto. de Ciencia de Materiales, ESFM, IPN, México* (1989).
 8. Y.H. Zhu, G. Torres y C. Piña, *J. Mater. Sci. Lett.* **29** (1994) 1549.
 9. J.A. Aragón y A. Villegas, *Información Tecnológica, la Serena - Chile* **6** (2006) (en prensa).
 10. E. Martínez, J. Negrete y G. Villaseñor, *Mater & Des.* **24** (2003) 281.
 11. J.A. Aragón y J.R. Miranda, *Rev. Mex. Fís.* **51** (2005) 356.
 12. Yu Sirong, He Zhenming y Chen Kai, *J. Mater. Sci. Lett.* **15** (1996) 1863.
 13. J.J. Negrete, *Propiedades Mecánicas de Aleaciones Zn-Al en la Región Rica en Zn. Tesis de Maestría, Depto. de Ciencia de Materiales, ESFM, IPN, México* (1980).
 14. A. Mendoza, E. Orozco y J. Montemayor, *J. Mater. Sci. Lett.* **11** (1992) 1285.
 15. J.A. Aragón, *Comportamiento ante el Impacto de Aleaciones Zn - Al - Cu. Tesis de Maestría, Depto. de Ciencia de Materiales, ESFM, IPN, México* (1989).
 16. J.A. Aragón, J.R. Miranda y A.S. de Ita, *Información Tecnológica, La Serena - Chile* **13** (2002) 97.
 17. P. Villars, A. Prince y H. Okamoto, *Handbook of Ternary Alloy Phase Diagrams, Vol.3, ASM International, Materials Park Ohio, USA* (1995) 3416.
 18. A.A. Presnyakv y Y.A. Gotban, *Russ. J. Phys. Chem.* **35** (1961) 623.
 19. A.A. Presnyakv y Y.A. Gotban, *Russ. J. Phys. Chem.* **35** (1961) 623.
 20. A. Sandoval, J. Negrete y G. Torres, *Rev. Mex. Fís.* **46** (2000) 361.
 21. A. Sandoval, J. Negrete y G. Torres, *Rev. Mex. Fís.* **46** (2000) 361.
 22. E.J. Kubel, *Advanced Materials & Process, Metal Progres.* **7** (1987) 51.