Evolución de la fase α en una serie de aleaciones Zn-Al-Cu de acuerdo a su tamaño y propiedades mecánicas generadas por el aumento de Cu y el proceso de envejecido

José David Villegas-Cárdenas^{a,✉}, Víctor López-Hirata^b, Maribel Saucedo-Muñoz^b,
Alejandra Camarillo Villegas^a, Miguel Morales Rodríguez^c

^aUniversidad Politécnica del Valle de México, Avenida Mexiquense s/n, esq. Universidad Politécnica,
Col. Villa Esmeralda, Tultitlán. C.P. 54910, Estado de México

^bInstituto Politécnico Nacional (ESIQIE), Apartado Postal 118-556, México, D.F. 07051

^cUniversidad Politécnica de Sinaloa, Carretera Municipal Libre Mazatlán Higuera Km 3, 82199 Mazatlán, Sin., México

✉ Autor para correspondencia: jdvc76@yahoo.com.mx

Enviado: 22 Octubre 2017; Aceptado: 10 Junio 2018; Publicado on-Line: 3 Septiembre 2018

RESUMEN: La fase α de la aleación ternaria Al-Cu-Zn en estado de equilibrio tiene una forma y tamaño específico, que van de acuerdo a sus propiedades mecánicas, por lo tanto, es posible de acuerdo al área y perímetro de la fase α obtener la dureza de la aleación con un error que va de 2% mínimo al 9% máximo de acuerdo se acerque o se aleje del estado de equilibrio. Para esto se analizaron y caracterizaron siete muestras pertenecientes al sistema Al-Cu-Zn, las cuales tuvieron un incremento de forma gradual de Cu y Al. Cada una de estas muestras se sometió a diferentes tratamientos térmicos, con la finalidad de estar cerca y lejos del estado de equilibrio. Las muestras se caracterizaron por medio de DRX, MEB, MO y aparatos de medición de dureza, para poder observar los cambios de la fase en las muestras se desarrolló una simulación en 3-D con el programa Thermo-Calc[®], así como, para observar el punto eutéctico que se forma. Por lo tanto, el objetivo de este trabajo fue observar el cambio metalográfico de este tipo de aleaciones y desarrollar una ecuación sencilla, que permita obtener las propiedades mecánicas por medio de una simple metalografía.

PALABRAS CLAVE: Aleación ternaria; Endurecimiento por envejecido; Energía libre de Gibbs; Estado de equilibrio; Módulo de Young; Tratamiento térmico

Citar como/Citation: Villegas-Cárdenas, J.D.; López-Hirata, V.; Saucedo-Muñoz, M.; Camarillo Villegas, A.; Morales Rodríguez, M. (2018). “Evolución de la fase α en una serie de aleaciones Zn-Al-Cu de acuerdo a su tamaño y propiedades mecánicas generadas por el aumento de Cu y el proceso de envejecido”. *Rev. Metal.* 54(3): e126. <https://doi.org/10.3989/revmetalm.126>

ABSTRACT: *Development of the α phase in a series of Al-Cu-Zn alloys according to their size and mechanical properties generated by increased Al-Cu and aging treatment.* The α phase of the ternary Al-Cu-Zn alloy in equilibrium state have a specific shape and size, according to their mechanical properties, therefore is possible of according to area and perimeter of the α phase to obtain the hardness of this alloy with an error between 2% to 9% as the ternary alloy approach an equilibrium state. For this we are analyzed and characterized 7 samples belonging to the system Al-Cu-Zn, which had an increase of Cu and Al. Each of these samples had heat treatment with finality to be close and far of equilibrium state. The samples are characterized by DRX, SEM, OM and nanohardness, in order to see the phase change in the samples, we developed a modelling in 3-D in ThermoCalc[®] to know the eutectic point. Therefore, the objective of this work was to see the metallographic change and with this to obtain a simple equation to obtain the mechanical properties by a single metallographic.

KEYWORDS: Age-hardening; Equilibrium state; Gibbs free energy; Heat treatment; Ternary alloy; Young's modulus

ORCID: José D. Villegas-Cárdenas (<https://orcid.org/0000-0002-5318-4849>); Víctor M. López-Hirata (<https://orcid.org/0000-0002-7781-3419>); Maribel L. Saucedo-Muñoz (<https://orcid.org/0000-0001-8610-0579>); Alejandra Camarillo Villegas (<https://orcid.org/0000-0001-5531-3993>); Miguel Morales Rodríguez (<https://orcid.org/0000-0003-1600-4914>)

Copyright: © 2018 CSIC. Este es un artículo de acceso abierto distribuido bajo los términos de la licencia de uso y distribución Creative Commons Reconocimiento 4.0 Internacional (CC BY 4.0).

1. INTRODUCCIÓN

Las aleaciones Al-Cu-Zn cuando tienen altos contenidos de Zn y Al y poco Cu son de gran importancia debido a que han sido las aleaciones sustitutas ideales de los bronce (Savaşkan y Murphy, 1990) y cuando se tiene en mayor cantidad el Cu frente a los otros dos elementos se obtiene una aleación con efecto de memoria (Otsuka y Ren, 2005). Las fases que se encuentran en este sistema ternario se presentan en la Fig. 1, en estado de equilibrio de 20 °C hasta 250 °C de acuerdo con Börnstein (2005).

Los puntos que se encuentran en la línea mostrada en la Fig. 1, son las aleaciones que se utilizaron en este trabajo y corresponden las fases η , α y τ' .

La transformación de las fases de las aleaciones Al-Cu-Zn por medio del porcentaje químico o por diferentes tratamientos térmicos, determina importantes cambios en sus propiedades mecánicas (Flores Ramos *et al.*, 2014). Incluso son aleaciones útiles en aplicaciones aeroespaciales (Di Cocco *et al.*, 2014).

La fase η tiene una estructura hexagonal y es rica en Zn. La fase α es cubica centrada en las caras y es rica en Al. La fase τ' corresponde a $\text{Al}_4\text{Cu}_3\text{Zn}$ (Murphy, 1980; Savaşkan *et al.*, 2002). Las fases anteriores existen cuando la aleación llega al equilibrio, antes de esto, se pueden encontrar fases como ε (CuZn). Esta fase de acuerdo a ciertas investigaciones, se encuentra antes de llegar a al equilibrio

y da paso a la transformación de las cuatro fases ($\varepsilon + \alpha \leftrightarrow \tau' + \eta$) (Murphy, 1975). Antes de llegar a τ' existe un intermetálico τ ($\text{Al}_3\text{Cu}_5\text{Zn}_2$) en donde sus ángulos de difracción son muy semejantes a los de τ' (Koster y Moeller, 1941). Cada una de las fases antes mencionadas producirán un efecto en las propiedades mecánicas de la aleación, este cambio dependerá de la cantidad de cada una las fases en la muestra, así como la interrelación de ahí la importancia del análisis metalográfico (Savaşkan y Hekimoğlu, 2014; Sabih *et al.*, 2017). La importancia de conocer las fases por las razones anteriores son evidentes de ahí que la simulación de los sistemas termodinámicos sea tan importante (Song-Mao y Schmid-Fetzer, 2015), por este motivo, en este trabajo se desarrolla una simulación tridimensional del cambio de fases que existe en esta aleación ternaria desde temperatura ambiente hasta 300 °C. Por otra parte es muy importante tener un conocimiento exacto de los cambios que van teniendo las aleaciones conforme cambia la temperatura, de esto dependerá la forma en que se realicen los tratamientos térmicos y a su vez los cambios en sus propiedades mecánicas, sobre todo en las aleaciones en donde se tiene en mayor abundancia al Al (Chandra *et al.*, 2017).

De trabajos anteriores (Villegas, 2012; Villegas-Cárdenas *et al.*, 2014) se ha demostrado que las propiedades mecánicas de las aleaciones que están sobre esta línea (presentada en la Fig. 1) tienen

FIGURA 1. Diagrama de equilibrio ternario Al-Cu-Zn y muestras utilizadas.

propiedades mecánicas que van cambiando de forma lineal conforme se aumenta la cantidad de Cu y Al de tal manera que es posible pronosticar la dureza de una aleación, siempre cuando se cuente con la ecuación de dureza de cada línea de acuerdo con el tratamiento térmico.

Sin embargo, el objetivo de este trabajo es determinar las propiedades mecánicas de las aleaciones pertenecientes, a la zona compuesta por las fases η , α y τ' , tomando en cuenta únicamente el tamaño, perímetro y porcentaje de superficie de contacto de la fase α con otras fases, así como su módulo de Young, que presenta la fase α conforme se aumenta la cantidad de Al y Cu. Lo anterior es importante debido a que es posible, solo con un estudio metalográfico, poder determinar las propiedades mecánicas de estas aleaciones con un error menor a 9%, en el peor de los casos. Lo anterior es trascendental porque esto permitirá obtener propiedades mecánicas de estructuras sin necesidad de que sean sometidas a ensayos mecánicos. Así se pueden revisar in situ el daño de una estructura sin necesidad de costosos aparatos o de pruebas mecánicas que afecten la integridad de la estructura.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

Se fabricaron siete aleaciones con los elementos Al, Cu y Zn en las que se va aumentando los valores Al y Cu y disminuyendo el Zn. Las aleaciones se obtuvieron por fundición convencional. La Tabla 1 muestra los porcentajes atómico y en peso de cada una de las aleaciones. Posteriormente todas las muestras se homogeneizaron durante 180 h a 350 °C. La muestra S7 fue la única que no se caracterizó después del proceso de homogeneizado debido a que esta muestra se utilizó de blanco para poder observar si los resultados concordaban con los pronosticados.

Después todas las muestras se sometieron nuevamente a un calentamiento a 350 °C durante 24 h y enfriadas rápidamente a 0 °C. La muestra S6 se envejeció durante tiempos de 0,25; 1 y 24 h a 350 °C para que llegase al mismo estado antes

del templado. La muestra de prueba S7 se le realizó un envejecido a 50 °C durante 4 y 75 h respectivamente, con la finalidad de que esta muestra pueda llegar más rápido a un estado similar al equilibrio.

Cada una de las muestras se caracterizaron mediante difracción de rayos X (DRX), Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), Dureza y se midió el módulo de Young mediante un nanodurómetro a 10 mN.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Análisis en el microscopio electrónico de barrido

Después del homogeneizado se analizaron las muestras de S1 a S6 en DRX y se obtuvieron las fases las cuales se presentan en la Tabla 2.

En todas las muestras se puede observar la presencia de las fases α , τ' y η . Estas muestras fueron analizadas en el microscopio electrónico de barrido en modo de retrodispersados. La Fig. 2 presenta un análisis de la presencia de los elementos de Al, Cu y Zn en la muestra S3 homogeneizada con una indentación desarrollada por el nanodurómetro.

TABLA 2. Fases presentes después del proceso de homogeneizado

Muestra	Fases después del proceso de homogeneizado
S1	η , α , ϵ , τ'
S2	η , α , ϵ , τ'
S3	η , α , ϵ , τ'
S4	η , α , θ , τ'
S6	η , α , θ , τ'
S7	η , α , θ , τ'

TABLA 1. Porcentaje en peso y atómico de cada una de las aleaciones que se utilizaron

Muestra	Cu		Zn		Al	
	%	%at.	%	%at.	%	%at.
S1	5,00	3,54	63,18	43,44	31,82	53,02
S2	10,00	6,87	55,31	36,96	34,70	56,17
S3	15,00	10,03	47,43	30,82	37,57	59,15
S4	20,00	13,01	39,56	25,02	40,44	61,97
S5	25,00	15,84	31,69	19,52	43,31	64,64
S6	30,00	18,53	23,82	14,30	46,19	67,17
S7	22,46	14,43	35,70	22,29	41,84	63,28

FIGURA 2. Mapeo de la muestra S3 después del proceso de homogeneizado.

Por medio de la Fig. 2 es posible identificar cada una de las fases y se puede observar que la fase θ en este caso tiene una tonalidad gris obscura, mientras que la fase τ' tiene una tonalidad gris más clara que la de θ . La fase η es blanca pero dentro de esta también pueden coexistir la fase ε la cual tiene casi la misma tonalidad, por último, la fase α es de color negro.

La Fig. 3 es la metalografía de la muestra S2 tomada en el MEB por retrodispersados (lado izquierdo) y por medio de un programa se analizaron las áreas de cada una de las fases (lado derecho), las cuales se encuentran a distintos colores. Como se puede distinguir en la Fig. 3 del lado derecho existen cuatro tipos de colores que son el amarillo que representa la matriz, el verde que representa la fase τ' , el rojo que representa la fase α y el morado la fase η . Hay que aclarar que de acuerdo a la Tabla 1 deben existir 4 fases y por lo tanto en este análisis faltaría la fase ε , la respuesta a esto se debe a que la zona blanca está compuesta por las fases ε y η y debido a que la tonalidad que presenta en la metalografía es muy tenue no es posible distinguir estas dos fases, por lo cual se tomó este tipo de tono (blanco) como si fuera únicamente una fase (η) aunque existen dos (η y ε).

También se puede observar que la fase α se aglomera en cúmulos en los cuales se tienen precipitados de la fase η y siempre están rodeados únicamente por la matriz, la cual a su vez es una combinación de las fases α y η . Este cúmulo se tomó como si fuera el área de la fase α y se midió el área y el perímetro del mismo.

Se debe comprender que esta estructura es de tipo eutéctico de ahí que la matriz sea una combinación de laminillas de la fase η y α .

La Fig. 4 presenta una modelación en Termo-cal en tercera dimensión en donde se aprecia claramente el punto eutéctico. Se aprecia además la ubicación de las muestras utilizadas en la cual la muestra S3 está más cerca del vértice del paraboloide que se genera por el punto eutéctico.

De la Fig. 4 se puede ver que existe un cambio de las fases en cuales se tiene $\alpha' + \alpha + \tau$, se transforman a $\alpha + \eta + \tau'$, entre los 250 a 300 °C y depende

FIGURA 3. Metalografía de la muestra S2 vista por el MEB en modo retrodispersados (lado izquierdo) y el análisis de área (lado derecho).

FIGURA 4. Modelación en 3-D de los diagramas de equilibrio de entre 250 °C a 300 °C, en las cuales se puede observar la zona eutéctica y la ubicación de cada una de las muestras en la misma.

del porcentaje de cada elemento, estas últimas son las fases que se mantienen hasta la temperatura ambiente. Las muestras que están más cerca al punto más alto de temperatura son las muestras S3 y S2. Al realizar el análisis de área de fase de cada una de las muestras los resultados obtenidos se muestran en la Tabla 3, en el cual se presenta primero el porcentaje de cada una de las fases de forma experimental y se realiza el comparativo con el porcentaje teórico de acuerdo con el diagrama ternario de la Fig. 1.

En la Tabla 3 se puede observar que no existe la presencia de la fase ε para las muestras S1 a S3 ni de la fase θ para las muestras S4 a S6, en el primer caso esto se debe, como ya se había mencionado antes a que la fase η y ε presentan tonalidades indistinguibles en el análisis del MEB por retrodispersados por esta razón se toma a la zona blanca como si fuera únicamente la fase que es η . Sin embargo, el porcentaje que debe existir de la fase η de acuerdo a la teoría no difiere mucho del experimental lo que indica que el porcentaje de la fase ε está en una pequeña proporción.

Por esta razón y debido a que no llegan totalmente al equilibrio existen pequeñas diferencias entre los porcentajes de fases teóricos y los experimentales. En cuanto a las muestras S4 a S6 si es posible distinguir la fase θ , pero para tener una uniformidad en

TABLA 3. Porcentaje de cada fase obtenido de las metalografías y las teóricas obtenidas con el diagrama de equilibrio ternario

Muestra	Fases experimentales (%)			Fases Teóricas (%)		
	τ'	α	η	τ'	α	η
S1	8,85	48,85	42,30	8,85	48,81	42,34
S2	17,18	47,84	34,99	16,98	48,01	35,01
S3	25,08	46,86	28,06	24,97	46,94	28,09
S4	32,53	45,95	21,52	32,23	46,23	21,54
S5	39,60	45,08	15,32	39,48	45,19	15,33
S6	46,33	44,25	9,43	46,23	44,34	9,43

el análisis se tomó a esta fase como si solo existiera la τ' . Pero también en estos casos la diferencia es pequeña entre el porcentaje experimental y teórico, lo cual indica que las muestras están cerca de llegar al equilibrio.

Para poder analizar con exactitud a cada una de estas muestras se puede observar que la única fase que se presenta en todas las muestras y que además es posible ubicarla y aislarla de las otras fases fácilmente es la fase α , de ahí la decisión de seleccionar a esta fase como la base para realizar un comparativo que existe en el tamaño de su área, perímetro y porcentaje de contacto con otras fases y la relación de estas con el módulo de Young de la fase α y dureza de la muestra.

El primer análisis de caracterización de la fase α fue la obtención del módulo de Young por medio del nanodurómetro, en el cual se aplicó una fuerza de 10 mN para las muestras S1 a S6 en estado homogéneo y lo que se obtuvo se puede observar en la Fig. 5 es el comportamiento del módulo de Young para cada una de las muestras.

Se debe recordar que para las muestras de S1 a S3 en estado homogéneo la medición de la fase α fue un cúmulo de esta, la cual está mezclada en menor proporción con la fase η en comparación con la matriz. El módulo de Young para estas tres primeras muestras tiende a ir en aumento. Pero cuando se llega a

FIGURA 5. Gráfica del comportamiento del módulo de Young vs % at. de Cu de cada una de las muestras.

la muestra S4 los cúmulos desaparecen y se observa una fase α de tamaño más pequeño y rodeado ya no solo por la matriz sino por otras fases como son τ y η , lo cual provoca que disminuya a casi la mitad su módulo de Young.

Para la muestra S5 se obtiene el mayor valor del módulo de Young con lo cual se puede inducir que esto se debe al aumento de la fase η que rodea a la fase α y a la poca contribución que aporta la fase θ , esto se puede comprobar porque al pasar a la muestra S6 disminuye la fase η y aumenta la fase θ , lo cual provoca una disminución del módulo de Young. Lo anterior indica que cuando la fase α está rodeada por fases de menor dureza como son la fase η y la matriz el módulo de Young de esta fase aumenta, e incluso la macrodureza es la mayor de todas las muestras con 90,3 RB como se observa en la Tabla 3.

En el análisis de la fase α se tomó en cuenta el tamaño, el perímetro y el porcentaje de contacto que existe con otras fases, la Tabla 4 presenta el resumen de estos valores:

A la izquierda de la Tabla 4 se presenta la dureza de las muestras, y se aprecia que la dureza de las mismas se va incrementando, pero este crecimiento en apariencia no tiene una relación directa con el tamaño de la fase ni con su perímetro, lo cual no es cierto y si existe esta relación, pero se tiene que observar en tres dimensiones. La Fig. 6 es la representación en tres dimensiones. De la recta que se observa en la Fig. 6 se obtiene la Ec. (1) por medio de una regresión multilíneal:

$$HB = 93,25624 + 0,04782(A_{\alpha}) - 0,44591(l_{\alpha}) \quad (1)$$

siendo A_{α} es el área promedio de alfa en micras cuadradas; l_{α} es el perímetro de la fase alfa en micras.

El error promedio de esta ecuación de acuerdo a los resultados de dureza mostrados en la Tabla 4 es de tan solo 2,29 % con un máximo de 3,99% y un mínimo de 0,66%.

Sin embargo, la Ec. (1) solo tiene un error así de bajo, cuando las muestras están en el estado de equilibrio cerca del mismo y conforme se alejan, se incrementa el error de la ecuación, pero no más de un 9% en los casos más extremos, lo cual es un buen ajuste.

TABLA 4. Resumen de las muestras en el análisis de la fase alfa considerando área, perímetro y porcentaje de contacto con otras fases

Muestra	Área de fase alfa (μm^2)	Perímetro de fase alfa (μm)	% de fase que la rodea				Dureza (RB)
			Matriz	Tao	Eta	Teta	
S1	457,79	113,28	100,00	0,00	0,00	0,00	63,11
S2	691,63	131,75	100,00	0,00	0,00	0,00	69,70
S3	998,70	144,21	81,87	17,57	0,56	0,00	76,20
S4	115,31	27,23	18,72	73,68	5,77	1,83	83,17
S5	39,37	17,76	9,11	0,99	81,58	8,30	90,30
S6	46,48	19,21	0,66	9,09	74,38	15,53	87,20

Para poder comprobar lo anterior a varias muestras se les realizó distintos tratamientos térmicos, con la finalidad de alejarse del equilibrio. Las muestras S1, S6 y S7 fueron templadas desde 350 °C a 0 °C. Posteriormente las muestras S6 y S7 fueron

FIGURA 6. Representa el ajuste lineal de las muestras en tres dimensiones, de acuerdo a su área, perímetro y dureza.

sometidas a un proceso de envejecido, en la cual, S6 estuvo a una temperatura de 350 °C; 0,25, 1 y 24 h, la muestra S7 a 50 °C durante 4 y 75 h.

Los Difractogramas presentados en la Fig. 7, permite observar las distintas fases que tiene cada una de las muestras sometidas a envejecido. La Fig. 7a presenta a la muestra S1 después del proceso de homogeneizado y templado. Se puede observar que existe un incremento de la fase α y ϵ , en el templado y una disminución de la fase η .

En la Fig. 7b se presentan los cambios que sufre la muestra S6 conforme a los diferentes tratamientos térmicos, en el templado se presenta un cambio importante y es la presencia de la fase β , la cual va disminuyendo conforme se continua el proceso de envejecido desapareciendo casi por completo después de 24 h. La intensidad de la fase α disminuye y aumenta en el transcurso del tratamiento de templado a los diferentes tiempos de envejecido, de tal forma que conforme se aumenta el tiempo de envejecido se llega al estado de equilibrio siendo el estado de homogeneizado el que se encuentra más cerca del mismo.

En la Fig. 7c se presenta la muestra S7 que se llevó a una temperatura distinta envejecido, (en los casos anteriores el tratamiento de envejecido fue a 380 °C), la cual fue a 50 °C presenta también la fase β la cual disminuye su presencia conforme se avanza

FIGURA 7. Difractogramas de las muestras S1, S6 y S7 con sus diferentes tratamientos térmicos.

TABLA 5. Dureza y comportamiento del área y perímetro de la fase α

Muestra	Área de fase (μm^2)	Perímetro (μm)	Teórico (RB)	Dureza (RB)	Error (%)
S1 Templada	96,92	34,25	82,62	89,92	8,12
S6 0,25 hora	2,05	5,13	91,07	98,00	7,07
S6 1 hora	268,11	22,33	96,12	100,10	3,98
S6 24 horas	53,96	20,38	86,75	94,60	8,30
S7 Templada	9,39	9,68	89,39	95,78	6,67
S7 4 horas	4,91	6,75	90,48	88,28	2,43
S7 72 horas	5,19	7,23	90,28	88,78	1,66

en el tiempo de envejecido, sin embargo, después de 75 h en la muestra S6, la fase β sigue existiendo. La fase η se incrementa mientras que la fase α parece mantenerse constante y se puede observar como a 4 y 75 h el cambio en el tamaño de la fase α es insignificante al igual que la dureza que se presenta, como se puede observar en la Tabla 4.

La Tabla 5 presenta el tamaño promedio de la fase α así como el perímetro y el porcentaje de contacto con otras fases, de las muestras S1, S6 y S7 a diferentes tratamientos térmicos. Con la ecuación (1) se pronostica la dureza de acuerdo al área y el perímetro que presentan estas muestras en la fase α y el error que tiene este cálculo con respecto al experimental. Se observa que el mayor error se encuentra cuando las muestras están más alejadas del estado de equilibrio. Sin embargo el error máximo observado es de 8,12% lo cual no es tan malo para poder hacer un cálculo de las propiedades mecánicas de una aleación sin ser sometida a ninguna prueba mecánica.

4. CONCLUSIONES

De acuerdo con los resultados obtenidos se puede concluir lo siguiente:

- El pronóstico de dureza que se realiza con la ecuación (1) en base al área y perímetro de la fase α es muy exacto alrededor (alrededor del 2%), cuando la muestra está cerca del estado de equilibrio. Por otra parte aun cuando la aleación está lejos del estado de equilibrio el error promedio es menor al 10% lo cual puede servir para tener una idea de las propiedades mecánicas que presenta un material.
- La dureza de las muestras cambia conforme al tamaño y perímetro de la fase α . Este tamaño y perímetro de la fase α se pueden controlar con disminuir o aumentar el porcentaje Cu y Al, o con los tratamientos térmicos. Por ende, es posible obtener las mismas propiedades mecánicas en diferentes muestras, aunque las diferencias entre los porcentajes químicos sean altas, siempre y cuando los tratamientos térmicos utilizados proporcionen la misma área y perímetro de la fase α o viceversa.

- Se puede observar en el diagrama de la Fig. 4 la existencia de un cambio de fases $\alpha' + \beta + \tau'$ a las fases $\alpha + \eta + \tau$. En el corte donde pasan las muestras existe un paraboloides y la muestra S3 es la más cercana al pico de este paraboloides y de acuerdo a la Tabla 4, en la muestra S3 se tiene el mayor incremento de área y perímetro de la fase α , incluso las muestras a la derecha de la muestra S3 presentan áreas y perímetros grandes comparados con las muestras a la izquierda de la muestra S3, esto indica que si existe una clara diferencia del comportamiento de las aleaciones antes y después de pasar por el pico mostrado en la Fig. 4.
- Con el módulo de Young se puede comprobar la importancia que tienen las fases que rodean la fase α y se puede concluir que cuando la fase α está rodeada por la fase η el módulo de Young y la macrodureza de la muestra aumenta.

AGRADECIMIENTOS

Agradecemos a todas las autoridades de la UPVM por el apoyo en este trabajo y principalmente a Lic. J. Hernández Barbeyto y al jefe de seguridad C.R. Solares Jiménez, por su apoyo incondicional y desinteresado, mostrando en todo momento disposición en ayudar a este proyecto.

REFERENCIAS

- Börnstein, L. (2005). *Ternary Alloy System: Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data*. Vol. 11, Editors: G. Effenberg, S. Ilyenko, Springer, New York, USA, pp. 183–205.
- Chandra, B.T., Sanjeevamurthy, Shivashankar, H.S. (2017). Effect of heat treatment on hardness of Al7075-Albrite particulate composites. *Mater. Today-Proc.* 4 (10), 10786–10791. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.08.028>.
- Di Cocco, V., Iacoviello, F., Natali, S., Volpe, V. (2014). Fatigue crack behavior on a Cu-Zn-Al-SMA. *Frattura ed Integrità Strutturale* 8 (30), 454–461. <https://doi.org/10.3221/IGF-ESIS.30.55>.
- Flores Ramos, A., Dorantes Rosales, H.J., López Hirata, V.M., Hernandez Santiago, F., González Velázquez, J.L., Torres Castillo, A., Rivas López, D.I. (2014). Transformaciones de fase en aleaciones Zn-22%Al-2%Cu y Zn-22%Al-2%-X(X=1,2 y 3%Ag) envejecidas isotérmicamente. *Rev. Metal.* 50 (4), e026. <https://doi.org/10.3989/revmetalm.026>.

- Koster, W., Moeller, K. (1941). The constitution and volume changes of Zn-Cu aluminium alloys. *Z. Metallkd.* 33, 278–283.
- Murphy, S. (1975). The structure of the τ' phase in the system Al-Cu-Zn. *Met. Sci.* 9 (1), 163–168. <https://doi.org/10.1179/030634575790444414>.
- Murphy, S. (1980). Solid-phase reactions in the low-copper part of the Al-Cu-Zn system. *Z. Metallkd.* 71 (2), 96–102.
- Otsuka, K., Ren, X. (2005). Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys. *Prog. Mater. Sci.* 50 (5), 511–678. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2004.10.001>.
- Sabih, A., Radziszewski, P., Mullany, I. (2017). Investigating grinding media differences in microstructure, hardness, abrasion and fracture toughness. *Miner. Eng.* 103–104, 43–53. <https://doi.org/10.1016/j.mineng.2016.08.014>.
- Savaşkan, T., Murphy, S. (1990). Decomposition of Zn-Al alloys on quench aging. *Mater. Sci. Tech.* 6 (8), 695–704. <https://doi.org/10.1179/mst.1990.6.8.695>.
- Savaşkan T., Hekimoğlu, A.P. (2014). Microstructure and Mechanical properties of Zn-15Al based ternary and quaternary alloys. *Mat. Sci. Eng. A-Struct.* 603, 52–57. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.02.047>.
- Savaşkan, T., Pürçek, G., Murphy, S. (2002). Sliding wear of cast zinc-based alloy bearings under static and dynamic loading conditions. *Wear* 252 (9–10), 693–703. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(01\)00876-6](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(01)00876-6).
- Song-Mao, L., Schmid-Fetzer, R. (2015). Thermodynamic assessment of the Al-Cu-Zn system, part II: Cu-Zn binary system. *Calphad* 51, 252–260. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2015.10.004>.
- Villegas, C.J.D. (2012). Efecto de la composición química y microestructuras sobre las propiedades mecánicas en aleaciones Zn-Al-Cu, Tesis de Doctorado. Escuela Superior de Ingeniería Química e Industrias Extractivas ESIQIE, México.
- Villegas-Cárdenas, J.D., Saucedo-Muñoz, M.L., López Hirata, V.M., Dorantes Rosales, H.J. (2014). Predicción de la dureza de aleaciones Al-Cu-Zn en estado de colada y templado. *Rev. Metal.* 50 (2), e015. <https://doi.org/10.3989/revmetalm.015>.