

## EFFECTO DE REFINAMIENTO DE GRANO CON Zr EN LAS PROPIEDADES TENSILES Y DE DUREZA EN EL SISTEMA Cu8Sn "AS-CAST" BAJO NORMA ASTM B208-140

*Moisés Vasquez*<sup>1\*</sup>, *Marco Paniagua*<sup>2,3</sup>, *Juan Marcelo Rojas*<sup>2</sup>

1: Estudiante Ingeniería de Materiales, Universidad de Antioquia. Medellín, Colombia

2: Profesor Departamento Ingeniería de Materiales, Universidad de Antioquia. Medellín, Colombia

3: Profesor Departamento Ingeniería de Producción, Universidad EAFIT. Medellín, Colombia

\* E-Mail: moises.vasquez@udea.edu.co

### RESUMEN

El refinamiento de grano realizado a través de la inoculación de aleaciones de Bronces fosforados "as-cast" ha sido estudiado durante varios años con el propósito de establecer una metodología efectiva que permita obtener aleaciones con estructura de granos refinados y sin la necesidad de aplicar tratamientos térmicos a las aleaciones producidas. En el presente proyecto se estudió el efecto refinador del zirconio en el tamaño de grano y en las propiedades mecánicas (tracción y dureza) de las aleaciones "as-cast" de bronce fosforado (Cu8Sn); para ello se produjeron dos aleaciones Cu8Sn-0%Zr, y Cu8Sn-0,16%Zr. Estas aleaciones se obtuvieron por medio de fundición y vaciado en molde de arena endurecida con resina fenólica. Una vez producidas las piezas de acuerdo a la norma ASTM B208-140[10], estas fueron cortadas y maquinadas para lograr probetas de tracción, con el propósito de realizar ensayos de tracción y dureza y realizar análisis fractográfico. Los resultados mostraron que se obtuvo una reducción del 55,35% en el tamaño medio de grano de la aleación y que la resistencia última a la tensión, el límite de cedencia, el módulo de elasticidad y el esfuerzo de rotura de la aleación Cu8Sn-0,16%Zr (%peso) fueron mayores que las de la aleación Cu8Sn-0%Zr. Los análisis fractográficos permitieron determinar que la fractura a nivel macroscópico de ambas aleaciones fue de copa y cono, a nivel microscópico se determinó que hubo dos modos de ocurrencia de la fractura: fractura por desprendimiento dendrítico y fractura por coalescencia de microcavidades. Ambos modos de fractura son propios de aleaciones dúctiles.

**Palabras clave:** Inoculación, estructura "as-cast", bronce, ensayos mecánicos, fractografía.

### EFFECT OF Zr GRAIN REFINMENT ON THE TENSILE AND HARDNESS PROPERTIES OF THE SYSTEM Cu8Sn "AS-CAST" UNDER STANDARD TEST ASTM B208-140

### ABSTRACT

The grain refinement carried out through the inoculation of alloys of phosphor bronze "as-cast" has been studied for several years with the purpose of establishing an effective methodology that allows obtaining alloys with refined grain structure and without the need to apply thermal treatments to the alloys produced. In the present project, the refining effect of zirconium on the grain size and mechanical properties (tensile and hardness) of phosphor bronze (as-cast) alloys

(Cu8Sn) was studied; two alloys Cu8Sn-0% Zr, and Cu8Sn-0.16% Zr were produced. These alloys were obtained by casting and casting in a mold of sand hardened with phenolic resin. Once the pieces were produced in accordance with ASTM B208-140 [10], they were cut and machined to achieve tensile specimens, with the purpose of performing tensile and hardness tests and performing fractographic analyzes. The results showed that a 55.35% reduction in the average grain size of the alloy was obtained and that the ultimate tensile strength, yield limit, modulus of elasticity and breaking stress of the Cu8Sn- alloy 0.16% Zr were greater than those of the Cu8Sn-0% Zr alloy. The fracture analysis allowed determining that the fracture at the macroscopic level of both alloys was cup and cone, at the microscopic level it was determined that there were two modes of fracture occurrence: dendritic detachment fracture and microcavities coalescence fracture. Both modes of fracture are typical of ductile alloys.

**Keywords:** Inoculation, as-cast structure, bronzes, mechanical tests, fractography.

## 1. INTRODUCCIÓN

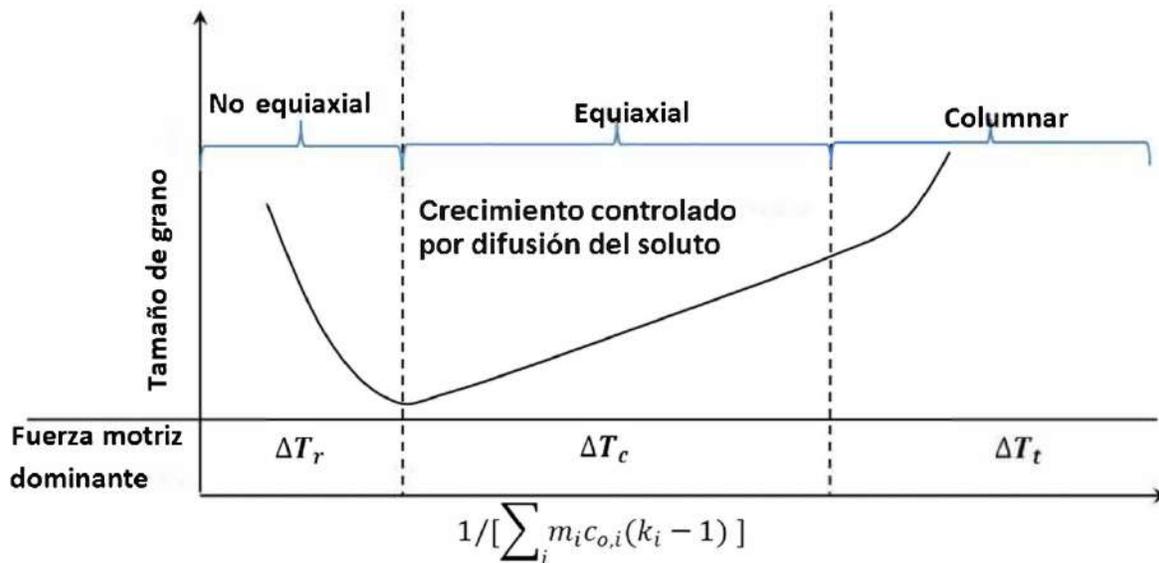
Los dos métodos más comunes para refinar metales fundidos son la nucleación dinámica y la inoculación. Este último, que se practica ampliamente en la industria, logra el refinamiento del grano a través de refinadores de grano aditivos en el metal fundido. Cuando se logra un subenfriamiento crítico, las partículas nucleantes potenciales inducirán el refinamiento del grano mediante una nucleación heterogénea mejorada. Estas partículas nucleantes pueden liberarse de los refinadores de grano o formarse in situ durante la solidificación [1–3].

Johnsson, fue probablemente el primero en interpretar sistemáticamente el efecto del soluto sobre el refinamiento del grano [4]. Además de las partículas nucleantes, los elementos de segregación también son críticos para lograr el refinamiento del grano. Solo solutos específicos pueden inducir un refinamiento notable del grano; otros pueden tener un efecto marginal [2]. La segregación de los solutos contribuye al refinamiento del grano de dos maneras. Uno es el sobreenfriamiento constitucional (CS), que proporciona una fuerza impulsora termodinámica adicional para la nueva nucleación en la zona CS [2,5]. El otro es el soluto segregado frente a la intercara sólido / líquido (S / L), que restringe el crecimiento de los granos formados previamente [2].

Los efectos del soluto en el refinamiento del grano se cuantifican usando el factor de restricción de crecimiento (Q),

$$Q = m_i c_{0,i} (K_i - 1) \quad (1)$$

Donde  $m_i$ ,  $c_{0,i}$  y  $K_i$  representan la pendiente de liquidus, la concentración inicial de cada elemento (se supone que son  $i$  elementos en total) y el coeficiente de partición, respectivamente [2,5]. La Figura 1 indica que, a baja concentración del soluto, la microestructura “*as-cast*” es controlada térmicamente por granos columnares. A medida que aumenta la concentración de soluto, el crecimiento columnar controlado térmicamente pasará a crecimiento equiaxial controlado por difusión. Incrementar aún más la concentración de soluto disminuye el radio de la punta de la dendrita. Cuando el radio de la punta de la dendrita finalmente disminuye a un valor crítico, el efecto capilar comienza a dominar gradualmente y luego aumenta la tasa de crecimiento, lo que puede perjudicar el crecimiento de los granos equiaxiales [2,6].



**Figura 1.** Gráfico esquemático que muestra cómo el subenfriamiento constitucional afecta el crecimiento del grano. Modificado a partir de [2].

En general, el refinamiento del grano de los bronce al estaño se puede conseguir mediante procesos de inoculación con zirconio durante la fundición [7]. Al igual que con las aleaciones de aluminio, el refinamiento del grano en las aleaciones de cobre también se puede lograr mediante enfriamientos rápidos, vibración mecánica o por efecto de restricción del crecimiento dendrítico. Además, muchas aleaciones comerciales de cobre tienen suficiente soluto (zinc, aluminio, hierro, estaño) para incrementar el subenfriamiento constitucional durante la solidificación [8].

Se ha reportado que con la adición de agentes de nucleación tales como el zirconio y el boro se ha disminuido satisfactoriamente el tamaño de grano en aleaciones 88Cu-10Sn-2Zn, 80Cu-10Sn-10Pb, 85Cu-5Sn-5Pb-5Zn y con tenores variables de zirconio de aproximadamente 0,02% a 0,04% [9]. Esta investigación reportó que la disminución del tamaño de grano incrementa la resistencia a la tracción, el límite de fluencia y disminuye el porcentaje de elongación. Estudios llevados a cabo recientemente mediante procesos de refinamiento de grano de aleaciones cobre-estaño, han revelado que con la adición de zirconio se ha logrado reducir hasta en un 90% el tamaño del grano de la aleación, con porcentajes de zirconio en un rango entre 0,04 y 0,4% [7], pero se desconoce el efecto de refinamiento sobre las propiedades mecánicas del material.

La finalidad de este proyecto fue estudiar la influencia de dos factores: primero el efecto del zirconio como inoculante sobre las propiedades mecánicas de la aleación Cu8Sn y segundo la influencia de la geometría del molde sobre la valoración adecuada de dichas propiedades.

## 2. METODOLOGÍA

### 2.1. Obtención de las aleaciones

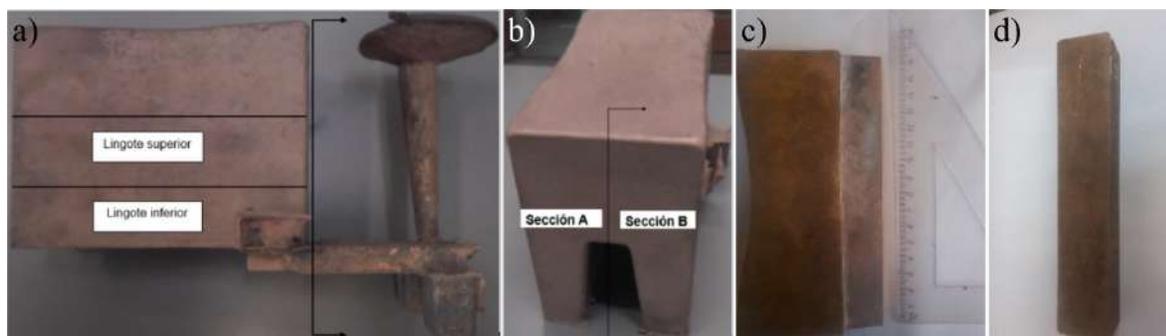
El procedimiento que se llevó a cabo para la obtención de los sistemas de aleación está fundamentado en el trabajo doctoral de Rojas Arango [7]. Las aleaciones producidas junto con su composición química (% en masa) se encuentran consignadas en la Tabla 1.

**Tabla 1.** Carga utilizada para producir los sistemas de aleación Cu8Sn-0%Zr y Cu8Sn-0,16Zr

Sistema de aleación	Cu (kg)	Sn (kg)	Cu50Zr (kg)	Cu15P (kg)
Cu8Sn	12,8182	1,1268	-	0,0155
Cu8Sn-0,16Zr	13,7067	1,1709	0,0465	0,0158

De cada aleación fabricada se obtuvo una pieza vaciada en molde de arena aglomerada con resina según la norma ASTM B208-140 [10]. Las dos piezas obtenidas fueron cortadas de igual manera para obtener las probetas requeridas para la realización de los ensayos de tracción; de cada pieza se maquinaron tres probetas: dos de la parte inferior denotadas como Cu8Sn-0%Zr (I), Cu8Sn-0,16%Zr (I), Cu8Sn-0%Zr y una de la parte superior denotada como Cu8Sn-0%Zr(S) y Cu8Sn-0,16%Zr (S). El procedimiento de corte se esquematiza a continuación en la Figura 2.

El proceso de corte y adecuación se realizó siguiendo estos pasos a) desmoldeo y limpieza del bloque fundido, b) corte de los canales de ataque y del bajante, c) corte simétrico de la pieza para obtener las dos quillas, d) obtención de los lingotes para maquinado, e) maquinado y obtención de las probetas de tracción.



**Figura 2.** Proceso de corte de Cu8Sn-0%Zr y Cu8Sn-0,16%Zr: a) corte de los ataques y bajante, b) corte por la mitad del bloque, c) quilla cortada del bloque completo, d) lingote cortado que será maquinado para obtener probeta.

## 2.2. Determinación del tamaño medio de grano

La caracterización macroestructural se realizó de la siguiente manera: Los lingotes que han sido previamente cortados del bloque fundido, se adecuaron y prepararon tal como se indica en la Tabla 2, de acuerdo a las técnicas y principios metalográficos [11]. La imagen de la macroestructura se utilizó para realizar las mediciones de las intercepciones de los límites de grano, con la ayuda del software ImageJ®, utilizando el método de intercepto circular establecido en la norma ASTM E112 [12].

**Tabla 2.** Procedimientos metalográficos para análisis macroestructural.

Tipo de Análisis	Pulido	Ataque químico	Procedimiento
Macroestructura	Lijas: 100; 240; 320; 400; 600;	(1) Alcohol 500 ml FeCl <sub>3</sub> 25 g con HCl 15 ml	Ataque por inmersión o con algodón impregnado en reactivo hasta revelar estructura, lavado con agua corriente durante 5 minutos

### 2.3. Ensayo de tracción

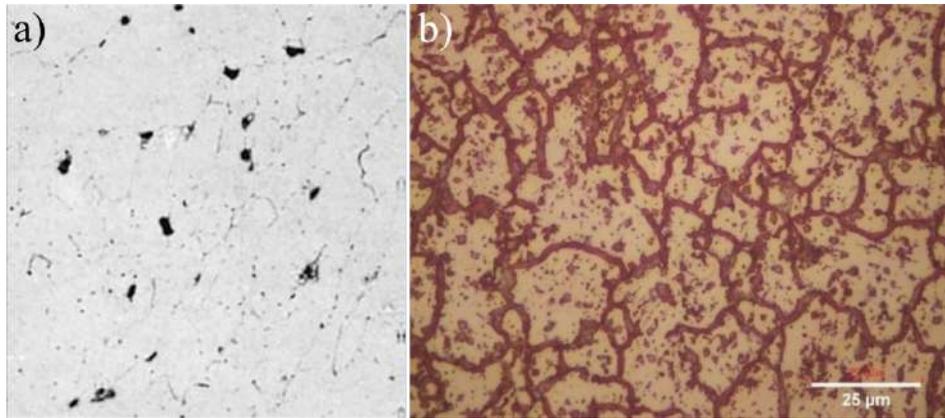
Los ensayos de tracción de las probetas obtenidas para cada aleación fueron realizados en una máquina universal de ensayos marca Instron® 5984, equipada con un extensómetro de dos pulgadas y con una celda de carga con una capacidad de 150KN; la velocidad de aplicación de la carga fue de 5mm/s, de acuerdo a la norma ASTM E8 [13].

## 3. RESULTADOS

### 3.1. Composición química

Los resultados de composición química de los sistemas de aleación Cu<sub>8</sub>Sn-0%Zr y Cu<sub>8</sub>Sn-0,16%Zr, que fueron realizados con un espectrómetro Bruker Q8 Magellan, se muestran a continuación en la Tabla 3. Los resultados obtenidos se relacionan directamente con la composición química del estaño, fósforo y cobre. Estos resultados confirmaron que los procedimientos utilizados para la obtención de las aleaciones en los rangos de composición nominales esperados fueron los adecuados.

El análisis de composición por espectrometría de emisión óptica para la aleación Cu<sub>8</sub>Sn-0,16%Zr no permitió estimar la cantidad de Zr presente en dicha muestra. Dicho resultado se dio debido a la presencia del oxígeno en la materia prima utilizada en la carga para la elaboración de las aleaciones (cobre laminado en caliente). Una imagen de la superficie atacada de una probeta de Cu, utilizado como carga para la preparación de las aleaciones se observa en la Figura 3. En ella se observan las partículas de óxido de Cu en los límites de grano y dentro de los granos; este oxígeno presente es bastante perjudicial para la inoculación ya que el zirconio reacciona primero con el oxígeno para formar un óxido de zirconio, agotando el contenido de Zirconio requerido para la formación del carburo de zirconio, necesario para la nucleación de los granos.



**Figura 3.** Micrografía de Cu puro, a) pulido y b) atacado con cloruro férrico.

**Tabla 3.** Composición química (%peso) de los sistemas de aleación Cu8Sn-0%Zr y Cu8Sn-0,16%Zr.

Aleación	Cu	Sn	Pb	Zn	P	Fe	S	Si	Zr
Cu8Sn-0%Zr(S)	91,99	7,906	0,0053	0,0037	0,0096	0,0093	0,0033	0,043	-
Cu8Sn-0,16%Zr(I)	91,72	8,19	0,016	0,0039	0,017	0,0063	0,0039	0,0065	-

### 3.2. Tamaño medio de grano

En la Figura 4 se observa la macroestructura en estado “*as-cast*” de las aleaciones Cu8Sn-0%Zr y Cu8Sn-0,16%Zr, que se utilizó para la medición del tamaño medio de grano. La imagen se dividió en tres secciones y la medición fue realizada con el software Image J®, utilizando el método de intercepto circular. En la Tabla 4 se pueden ver los resultados obtenidos después de la medición.



**Figura 3.** Macroestructuras de granos en orientación longitudinal de los lingotes. a) Cu8Sn-0%Zr(S) y b) Cu8Sn-0,16%Zr(I)-A.

**Tabla 4.** *Tamaño medio de grano para Cu8Sn-0%Zr y Cu8Sn-0,16%Zr.*

Aleación	Tamaño de grano Zona 1 (mm)	Tamaño de grano Zona 2 (mm)	Tamaño de grano Zona 3 (mm)	Promedio	Desviación estándar
Cu8Sn-0%Zr	5,24	5,44	3,78	4,82	0,91
Cu8Sn0,16%Zr	1,48	2,11	2,87	2,15	0,69

Al comparar los resultados obtenidos, se pudo determinar que la reducción en el tamaño de grano fue del 55,35%. Este resultado aunque bueno, es incipiente ya que los tamaños de grano obtenidos fueron en el rango de 2-5 mm y lo esperado era en el rango de 100-200 $\mu$ m [7]. Este refinamiento incipiente fue debido al poco efecto que tuvo el Zr con el fundido, pues la mayor parte de Zr sufrió oxidación debido a la presencia del oxígeno en el Cu. Anteriormente se hizo referencia a que el refinamiento de grano en los metales produce un mejoramiento en las propiedades mecánicas, físicas y electroquímicas; reducción en la necesidad de post-tratamiento termomecánico (trabajo y recocido) [1]. El refinamiento del grano tiene efectos beneficiosos sobre el acabado superficial y las propiedades de moldeo, [14,15]. El refinamiento de grano también tiene influencias positivas en el refinamiento microestructural y la moldeabilidad, también mejora las propiedades mecánicas (como la ductilidad y la resistencia) de los materiales metálicos colados y/o forjados [2,3].

### 3.3. Ensayo de tracción

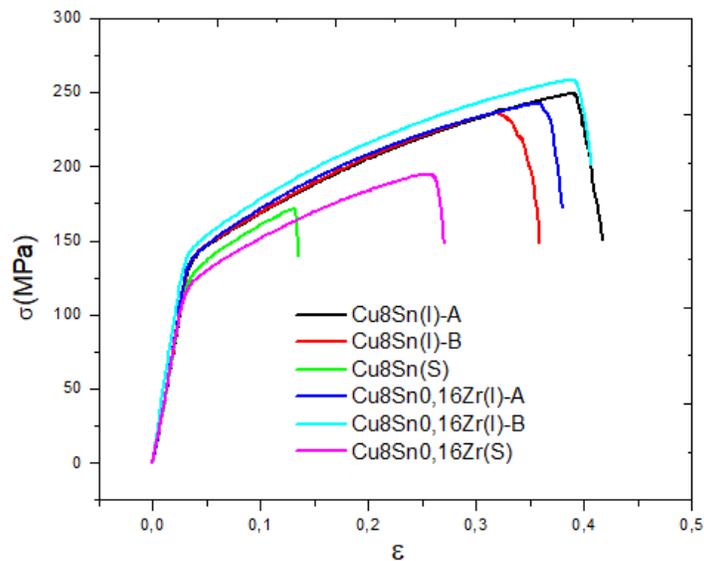
La comparación de los valores obtenidos de la resistencia última que se obtuvieron del ensayo de tracción (ver Tabla 5) muestra un aumento del 5,53% para la aleación Cu8Sn-0,16%Zr. Este aumento en la resistencia última a la tensión está de acuerdo con los resultados reportados por Edwards y Couture [9]. Este resultado está relacionado con la aparición de un tamaño de grano más fino en la aleación Cu8Sn-0,16%Zr, lo cual juega un papel determinante en cuanto al comportamiento mecánico a nivel macro de las aleaciones.

En la Figura 5 se pueden observar las curvas esfuerzo-deformación de las probetas ensayadas en tracción. Esta muestra que tanto la resistencia última y la deformación del sistema Cu8Sn-0,16%Zr son mucho mayores que las del sistema Cu8Sn-0%Zr.

De igual forma, de la Tabla 5 se puede observar que los valores de resistencia última, esfuerzo de rotura y alargamiento de rotura obtenidos de las probetas que fueron cortadas de la sección inferior de la pieza, presentan un valor mayor de estas propiedades, que las probetas cortadas de la sección superior, tanto para la aleación Cu8Sn-0%Zr, como para la aleación Cu8Sn-0,16%Zr. Estos resultados obtenidos se deben a que las probetas cortadas de la sección inferior son las primeras en solidificar, ya que, por el diseño del llenado de la pieza, el metal fundido inicia el llenado desde la sección inferior, hasta la superior de manera gradual; este diseño fue realizado con el objetivo de que el flujo fuera laminar, según la modelación llevada a cabo por Ramírez [16]. En este sentido las probetas de la sección superior cuyos valores de resistencia última, esfuerzo de rotura y alargamiento son menores, corresponden a la parte de la pieza que solidifica posteriormente y que está próxima a la sección del rechupe, producto de la extracción de calor que se genera durante la solidificación del metal fundido. Por tanto, es coherente que estos valores de estas propiedades vayan disminuyendo desde la sección inferior a la superior.

**Tabla 5.** Resistencia máxima a la tensión, esfuerzo de rotura y alargamiento de rotura del sistema de aleación Cu8Sn.

Aleación	Resistencia última (MPa)	Límite de cedencia (0,2%) (MPa)	Esfuerzo de rotura (MPa)	Alargamiento (%)
Cu8Sn-0Zr(I)-A	249,11	122,0	148,06	38,10
Cu8Sn8-0Zr(I)-B	236,10	117,0	148,28	40,56
Cu8Sn8-0Zr(S)	171,43	108,12	139,74	26,97
Promedio	218,88	115,71	145,36	35,21
Desviación	41,61	7,03	4,87	7,24
Cu8Sn0,16Zr(I)-A	245,70	122,0	171,94	38,10
Cu8Sn0,16Zr(I)-B	262,40	126,3	198,43	40,56
Cu8Sn0,16Zr(S)	194,83	102,1	148,09	26,97
Promedio	234,31	116,8	172,82	35,21
Desviación	35,20	12,91	25,18	7,24



**Figura 4.** Curva Esfuerzo-Deformación de los sistemas de aleación con y sin inoculante.

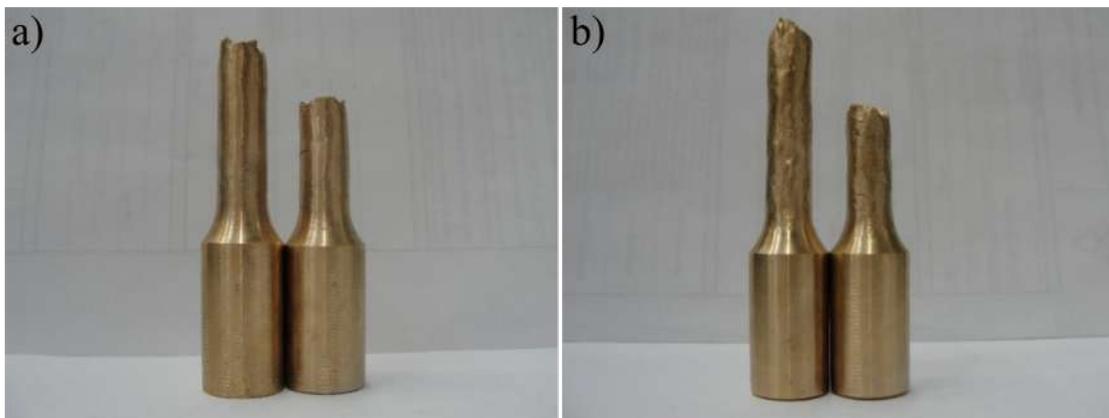
En cuanto a rigidez se refiere, los valores de módulo elástico dan cuenta que la aleación Cu8Sn-0,16%Zr (87,8 GPa) presenta un valor de modulo ligeramente más alto que la aleación Cu8Sn-0%Zr (85,0 GPa), resultado que al igual que el de resistencia máxima es mucho mayor que el de las piezas de Cu8Sn-0%Zr. Este valor obtenido indica que en las piezas inoculadas se aumenta la rigidez de las aleaciones, pero no de una manera tal que las fragilice, al contrario, eleva la rigidez a un punto en que el material sigue siendo dúctil, pero con una mayor capacidad para soportar mayores esfuerzos, lo que en consecuencia acarrea una ampliación en la ventana de aplicaciones para este tipo de materiales.

Los resultados de los ensayos de tracción mostraron que las aleaciones Cu8Sn-0%Zr y Cu8Sn-0,16%Zr, no presentan un límite de cedencia claro o bien definido. En la Tabla 5 se presentan los valores del límite de cedencia al 0,2% de deformación siguiendo los parámetros de la norma ASTM E8 [13]. Estos valores nuevamente están en concordancia con el estudio de Edwards y Couture [9]; al igual que los valores de resistencia máxima a la tensión, éstos son más representativos para las probetas de la sección inferior en ambas aleaciones. Esta tendencia mostrada en las piezas inferiores da cuenta del beneficio de ser las primeras secciones en solidificar y permiten establecer un patrón de proceso que permite concluir que estas probetas presentan mejor comportamiento mecánico al compararse con las de la sección superior.

La Tabla 5 muestra los valores promedios de las propiedades mecánicas para las aleaciones Cu8Sn-0%Zr y Cu8Sn-0,16%Zr. Las probetas de la sección inferior presentaron un comportamiento a tracción con valores más cercanos entre sí, que las de la sección superior. Por tanto, estos son los valores más representativos que se obtuvieron de los ensayos realizados, lo cual es de gran importancia, pues establece el camino a seguir con futuros proyectos de este tipo donde de manera concreta se determina que, para el modelo de piezas producido, los lingotes de las secciones inferiores son los que arrojan valores más representativos en cuanto al análisis de las propiedades mecánicas.

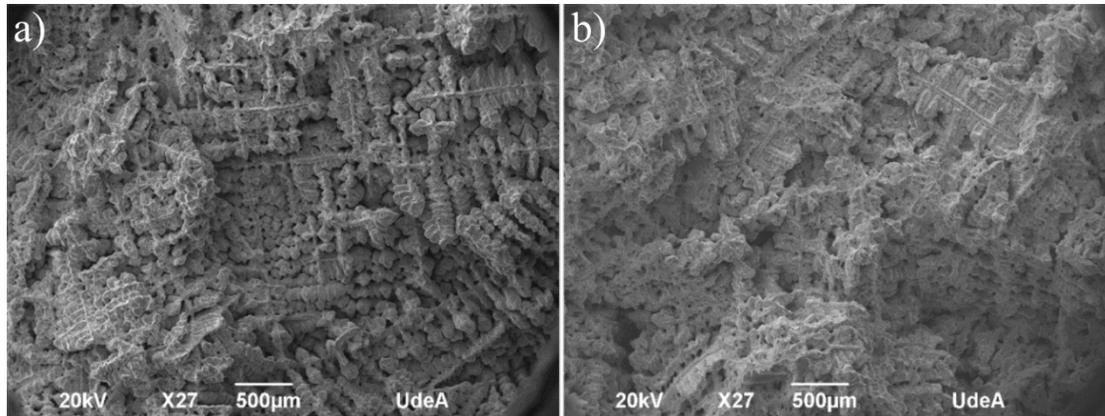
### 3.4. Fractografía

En la Figura 6 se muestran las probetas empleadas en la realización del ensayo de tensión, las cuales presentan una fractura en forma de copa y cono, propia de materiales dúctiles.



**Figura 6.** Fractura de copa y cono a) Cu8Sn-0%Zr y b) Cu8Sn-0,16%Zr.

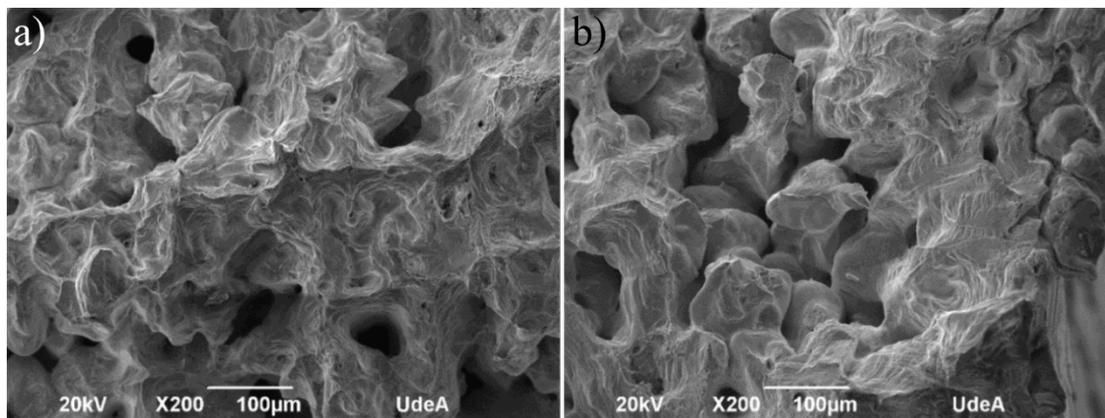
En la Figura 7 se muestran imágenes SEM del aspecto de fractura de las probetas empleadas en la realización del ensayo de tensión de las aleaciones Cu8Sn-0%Zr y Cu8Sn-0,16%Zr. En estas imágenes se aprecia la estructura de tipo columnar dendrítica, la cual comprueba la poca efectividad del inoculante en la restricción al crecimiento dendrítico en la aleación Cu8Sn-0,16Zr, por la presencia del oxígeno en la materia prima empleada en la fabricación de las aleaciones.



**Figura 7.** Micrografía SEM de las superficies de fractura. a)  $Cu_8Sn-0\%Zr$  y b)  $Cu_8Sn-0,16\%Zr$ .

Cuando se deforma plásticamente un grano de metal, las dislocaciones se deslizan a lo largo de ciertos planos cristalográficos, denominados planos de deslizamiento. La continuación de este proceso conduce a la rotura del cristal según esos mismos planos. Este modo de separación, denominado originalmente "decohesión en planos de deslizamiento" es el mecanismo atómico responsable de la fractura dúctil de metales y aleaciones [17].

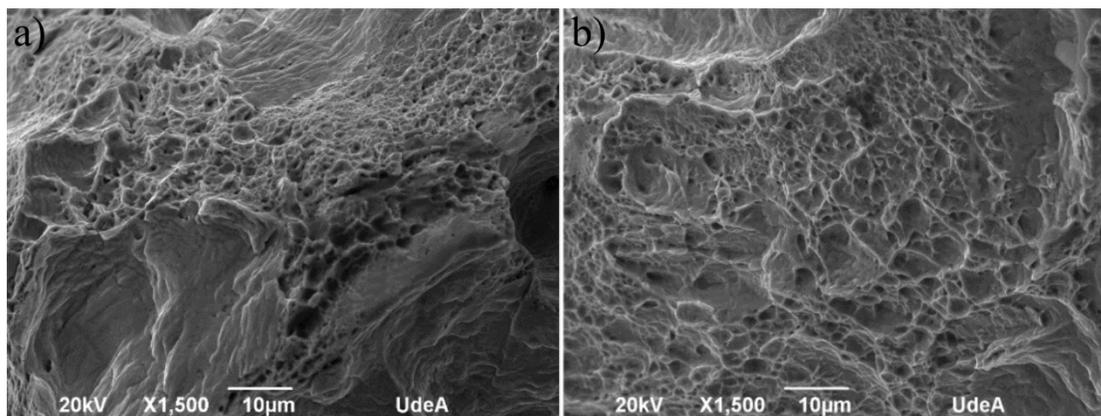
En la Figura 8 se comparan las superficies de fractura de las dos aleaciones  $Cu_8Sn-0\%Zr$  y  $Cu_8Sn-0,16\%Zr$ , donde ambas presentan desprendimiento interdendrítico producto de que las dislocaciones se deslizan a través de los planos preferenciales durante la aplicación del ensayo de tracción. Si el deslizamiento tiene lugar sobre algunos pocos planos de una familia cristalográfica la superficie de fractura es una faceta plana con algunos pequeños escalones.



**Figura 8.** Micrografías SEM de a)  $Cu_8Sn-0\%Zr$  y b)  $Cu_8Sn-0,16\%Zr$ .

También Se observaron zonas de fractura correspondiente a la coalescencia de microcavidades en ambos sistemas de aleación como se aprecia en las imágenes SEM de la Figura 9, siendo la aleación  $Cu_8Sn-0,16\%Zr$  la que presenta mayor área de coalescencia de microcavidades. Estas se forman como producto de la deformación plástica debido a la aplicación de tensiones en el material. Estas microcavidades se inician por decohesión y fluencia del material alrededor de inclusiones, partículas de segunda fase o cualquier discontinuidad que produzca una concentración de tensiones y aumento del flujo plástico. Las paredes o ligamentos que las separan se rompen, resultando una superficie de fractura caracterizada por depresiones semiesféricas o semielípticas, Este tipo de

superficie de fractura presentado, es propio de materiales que obedecen a un modo de fractura dúctil [18].



**Figura 9.** Micrografía SEM de coalescencia de micro cavidades a)  $\text{Cu8Sn-0\%Zr}$  y b)  $\text{Cu8Sn-0,16\%Zr}$ .

Es importante mencionar que las superficies analizadas con SEM mostraron que la coalescencia de microcavidades se dio en los extremos de la superficie, mientras que el desprendimiento interdendrítico se produjo en la zona céntrica de la superficie de fractura, evidencia esto que los estados de tensión son diferentes en los extremos, así como en la zona céntrica de la probeta, lo que en consecuencia muestra el cambio de morfología que se produce de una zona a otra.

#### 4. CONCLUSIONES

La adición del zirconio a la aleación  $\text{Cu8Sn}$  permitió obtener un efecto de refinamiento de grano, lo cual se corroboró por el aumento en las propiedades mecánicas.

La aleación  $\text{Cu8Sn-0,16\%Zr}$  presentó una respuesta mecánica más alta que la de la aleación  $\text{Cu8Sn-0\%Zr}$ , debido al refinamiento de grano correspondiente al 55,35% en la reducción del tamaño de grano.

Los ensayos de tracción realizados permitieron determinar que tanto la resistencia máxima a la tensión, el límite de cedencia, el módulo elástico, el esfuerzo de rotura, el alargamiento de rotura (medida de ductilidad) y el endurecimiento por deformación presentaron valores más representativos en las probetas ensayadas de la sección inferior del modelo producido.

Los análisis fractográficos realizados permitieron determinar que las aleaciones  $\text{Cu8Sn}$  y  $\text{Cu8Sn-0,16\%Zr}$  presentaron a nivel macroscópico fractura de copa y cono, a nivel microscópico se identificaron dos modos de fractura, fractura por desprendimiento dendrítico y fractura por coalescencia de micro cavidades, ambos modos son propios de las aleaciones dúctiles.

#### 5. REFERENCIAS

- [1] W. Reif and G. Weber, “Grain refining copper alloys, UK patent GB2179673A.” pp. 1–13, 1985.
- [2] Z. Liu, “Review of Grain Refinement of Cast Metals Through Inoculation: Theories and Developments,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 48, no. 10, pp. 4755–4776, 2017.

- [3] J. A. Patchett and G. J. Abbaschian, "Grain refinement of copper by the addition of iron and by electromagnetic stirring," *Metallurgical and Materials Transactions A B*, vol. 16, no. 3, pp. 505–511, 1985.
- [4] M. Johnsson, L. Backerud, and G. K. Sigworth, "Study of the mechanism of grain refinement of aluminum after additions of Ti- and B-containing master alloys," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 24, no. 2, pp. 481–491, 1993.
- [5] M. J. Balart, J. B. Patel, F. Gao, and Z. Fan, "Grain Refinement of Deoxidized Copper," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 47, no. 10, pp. 4988–5011, 2016.
- [6] M. Johnsson, "Grain refinement of aluminium studied by use of a thermal analytical technique," *Thermochimica Acta*, vol. 256, no. 1, pp. 107–121, 1995.
- [7] J. M. Rojas Arango, "REFINO DE GRÃO DAS LIGAS DO SISTEMA COBRE-ESTANHO," Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2016.
- [8] J. . Davis, *ASM specially handbook: Copper and copper alloys*. Materials Park, OH: ASTM International, 2001.
- [9] A. Couture and J. O. Edwards, *GRAIN REFINEMENT OF SAND CAST BRONZES AND ITS INFLUENCE ON THEIR PROPERTIES.*, vol. 81. 1974.
- [10] ASTM B208-14: "Standard Practice for Preparing Tension Test Specimens for Copper Alloy Sand, Permanent Mold, Centrifugal, and Continuous Castings", 2014.
- [11] G. F. Vander Voort, *Metallography: Principles and Practice*. ASM International, 1999.
- [12] ASTM E112-13: "Standard test methods for determining average grain size", 2013.
- [13] ASTM E8/E8M - 16a: "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials", 2016.
- [14] T. E. Quested, "Literature review. Understanding mechanisms of grain refinement of aluminium alloys by inoculation," vol. 20, no. November, pp. 1357–1370, 2004.
- [15] M. A. Easton, M. Qian, A. Prasad, and D. H. Stjohn, "Recent advances in grain refinement of light metals and alloys," *Current Opinion in Solid State & Materials Science.*, vol. 20, no. 1, pp. 13–24, 2016.
- [16] D. A. Ramirez Hernandez, "OPTIMIZACIÓN DE LAS CONDICIONES DE FABRICACIÓN DE PROBETAS DE TRACCIÓN DE BRONCES AL ESTAÑO FUNDIDOS E INOCULADOS CON ZIRCONIO," Universidad de Antioquia, 2018.
- [17] M. Ipohorski and R. J. Acuña, "Fractografía, Aplicación al análisis de fallas," *Com. Nac. Energía Atómica. República Argentina*, 1988.
- [18] M. Möser, "Chapter 15 Fractography with the SEM (Failure Analysis)," *Electron Microscopy in Solid State Physics*, 2007.