

# EVALUACIÓN DE LA ESTRUCTURA DE SOLIDIFICACIÓN EN FUNCIÓN DEL SOBRECALENTAMIENTO Y EL CONTENIDO DE COBRE EN LINGOTES DE ALEACIONES HIPOEUTÉCTICAS ALUMINIO-COBRE

NATALIA BARRIENTOS<sup>1</sup>, ANA MARÍA PÉREZ CEBALLOS<sup>2</sup>, MARCELO ROJAS<sup>2</sup>

<sup>1</sup> *Ingeniera de Materiales, Trabajo de grado para optar al título de Ingeniera de Materiales, Universidad de Antioquia, Medellín-Colombia*

<sup>2</sup> *Docente, Grupo GIPIMME, Universidad de Antioquia, Medellín-Colombia*  
[ampc@udea.edu.co](mailto:ampc@udea.edu.co) Teléfono (54-4-2198546)

## RESUMEN

El Aluminio es utilizado principalmente en forma de aleaciones para mejorar sus propiedades mecánicas; particularmente, las aleaciones Aluminio – Cobre pueden ser tratadas térmicamente y presentan endurecimiento por precipitación y solución sólida, sin embargo, son aleaciones con baja resistencia a la corrosión.

En este trabajo se evalúan estructuras de solidificación en aleaciones de Aluminio con 0, 2,5 y 5% de Cobre, donde cada composición es vaciada con sobrecalentamientos de 20°C, 80°C y 150°C. Se define el efecto de la temperatura de sobrecalentamiento y el contenido de cobre sobre la estructura y la dureza de cada uno de los sistemas de aleaciones. Las Macrográficas revelan que la zona columnar se ve favorecida no solo con el incremento de la temperatura de sobrecalentamiento, sino también con el incremento del porcentaje de cobre. El análisis metalográfico permitió realizar la medición de la dimensión característica de la zona columnar, así como la longitud del grano columnar, los resultados muestran que para los valores de sobrecalentamientos extremos se logra un incremento de la zona y del grano columnar.

**PALABRAS CLAVES:** *Solidificación, Aleaciones Aluminio-Cobre, Sobrecalentamiento*

## ABSTRACT

Aluminum is used primarily in the form of alloys to improve their mechanical properties, particularly, aluminum - copper alloys can be heat treated and present both precipitation hardening as solid solution hardening, however, these alloys could be exhibit low corrosion resistance.

The main goal of this work was evaluated the solidification structures in aluminum alloys with 0, 2.5 and 5% copper, each composition was poured with an overheating of 20 ° C, 80 ° C and 150 ° C. Was defined both of the effect of the overheating temperature as the copper content on the structure and hardness of each alloy systems. The macrographic analysis reveals that the columnar zone is favored not only with increasing the temperature of overheating, but also with the increase in the percentage of copper. Metallographic analysis was used for the measurement of the characteristic dimension of the columnar zone and the columnar grain length, the results

show that with extreme values of overheating is achieved an increase in the area and the columnar grain.

**KEY WORDS:** *Solidification, Aluminum-Copper alloys, Overheating*

## 1. INTRODUCCIÓN

El aluminio es el elemento metálico más abundante, y el tercer componente de la corteza terrestre. Debido a sus propiedades físicas y químicas, el aluminio como metal puro y las aleaciones de aluminio tienen una amplia variedad de usos: en construcción, transporte, envasado de alimentos, latas de bebidas, utensilios de cocina, material quirúrgico, etc. El aluminio se utiliza principalmente en forma de aleaciones de aluminio puro combinado con otros elementos, con el fin de mejorar las propiedades mecánicas del metal, aumentando en especial la resistencia mecánica y la resistencia a la corrosión. La adición de cobre al aluminio constituye una de las principales aleaciones de este elemento toda vez que el cobre incrementa las propiedades mecánicas en general y este tipo de aleaciones son tratables térmicamente, sin embargo, la adición de cobre disminuye la resistencia a la corrosión [1].

Los lingotes y en general, las piezas conformadas desde el estado líquido presentan una estructura de solidificación que está determinada por diferentes factores tales como la naturaleza del metal o aleación y los fenómenos de transferencia de calor y de masa que tienen lugar durante el cambio de fase líquido-sólido. Las variables operativas del proceso de colada son determinantes en los fenómenos de transporte y por lo tanto las estructuras de solidificación están directamente relacionadas con las mismas [2].

En este trabajo se evaluó el comportamiento de aleaciones Al-Cu hipoeutécticas con porcentajes de 2,5% Cu y 5,0% Cu. En la literatura se cuenta con una amplia información sobre estudios de solidificación en este tipo de aleaciones, sin embargo, la mayoría de estos estudios han sido realizados usando solidificación direccional [3,4]. Se utilizaron moldes de arena, generando de esta forma una situación de solidificación no direccional, más acorde con las condiciones normales de solidificación en aplicaciones de ingeniería. Se usaron condiciones variables respecto a las temperaturas de sobrecalentamiento, lo cual permite evaluar el efecto de la temperatura de vaciado sobre la estructura y sanidad de las piezas para una composición química determinada.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### 2.1 Obtención de lingotes

Para la obtención de los lingotes se realizaron varias fusiones en un horno de crisol de acuerdo al diseño experimental presentado en la tabla 1.

Número de colada	Aleación	Parámetros de colada	
		Sobrecalentamiento	Tipo de Molde
1	Al - 0% Cu	20°C	Molde de Arena
2		80°C	
3		150°C	
4	Al - 2,5% Cu	20°C	
5		80°C	
6		150°C	
7	Al - 5,0% Cu	20°C	
8		80°C	
9		150°C	

**Tabla 1.** Diseño experimental

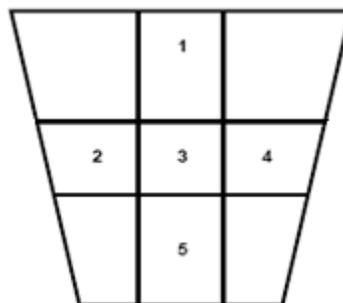
## 2.2 Caracterización de los lingotes

### 2.2.1 Composición química

El análisis de la composición química de las diversas muestras obtenidas fue realizado por espectrometría de emisión óptica (OES). Adicionalmente, se realizó un análisis de espectrometría de energía dispersiva de rayos X (EDS) en la zona central de los lingotes obtenidos de la aleación Al - 5%Cu para determinar la segregación de elementos de aleación en dicha zona.

### 2.2.2 Análisis Metalográfico

Las macrografías se obtuvieron sobre la superficie de una de las mitades de los lingotes, dicha superficie fue pulida, utilizando una serie de lijas de grano 100, 150, 220 y 400; posteriormente las muestras fueron atacadas con Keller. El tiempo de ataque varió entre 3 y 7 segundos. Para el análisis micrográfico, los lingotes fueron divididos en 5 zonas como se muestra en la figura 1, el objetivo de este ensayo fue evaluar la microestructura y su relación con las variables de obtención de los lingotes. Las muestras fueron llevadas a pulido espejo y atacadas con una solución de Keller diluida.



**Figura 1** Esquema del corte de los lingotes para el análisis micrográfico.

### 2.2.3 Medición del espaciamiento interdendrítico primario

Se realizó una medición del espaciamiento interdendrítico primario ( $\lambda_1$ ) en la sección transversal de las muestras, es decir en el sentido perpendicular a la transferencia de calor. La medición se realizó por medio de un software para análisis de imágenes llamado *ImageJ*, utilizando el método del triángulo [4]. Este método consiste en unir tres centros de dendritas vecinas y cada lado del triángulo corresponderá a un valor de  $\lambda_1$ , estos tres valores se promedian y el resultado corresponde a la medida del espaciamiento interdendrítico primario.

## 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### 3.1 Composición química

El análisis para el sistema Al-0%Cu, muestra que se obtiene un aluminio casi puro, con porcentajes de cobre que no superan el 0.8%. Los valores de cobre para los sobrecalentamientos de 28°C y 83°C son mayores, pero similares entre sí, que los porcentajes de Cu obtenidos en el sobrecalentamiento de 145°C, esto se debe, probablemente, a que los lingotes se obtuvieron en días distintos.

Para el caso de la aleación Al-2.5% Cu, aunque los porcentajes de cobre se mantienen en un rango permisible, este sistema es el que mayor desviación presenta respecto a la composición química deseada, este factor se puede atribuir a varias causas, una de ellas es que durante la fundición de este sistema de aleaciones el cobre no fundió totalmente y quedo cobre remanente en el fondo del crisol. Este fenómeno fue observado principalmente cuando se usaron menores temperaturas de vaciado, esto puede explicarse si se tiene en cuenta que las coladas fueron vaciadas en forma sucesiva desde el mayor sobrecalentamiento hasta el menor. Se observa una mejor homogenización de la aleación al aumentar la temperatura de sobrecalentamiento. El sistema Al-5.0% Cu es el que presenta en forma general resultados más satisfactorios debido a que muestra composiciones de cobre muy cercanas al 5%. La disolución del Cu en cada lingote es muy homogénea, puesto que no se observan, en ninguno de los tres sistemas de aleaciones, diferencias considerables por cada zona analizada. En la tabla 2 se muestra la composición química de todas las zonas estudiadas.

Los EDS muestran la segregación de cobre presentada en la zona 3 de los lingotes de las aleaciones Al-5% Cu. Los resultados muestran los elementos presentes en los límites interdendríticos, como era de esperarse, el cobre segregado entre los brazos de las dendritas está rodeado casi en su totalidad por una matriz de aluminio y el contenido de cobre en estas zonas es mucho mayor que el encontrado en el interior del grano y su porcentaje es aproximadamente el correspondiente a la composición eutéctica de las aleaciones Al-Cu, esto puede explicarse porque la segregación del cobre ocurre desde la zona central y es bien sabido que el contenido de soluto puede incrementarse en la región interdendrítica inclusive hasta valores que pueden llegar hasta la composición eutéctica [3].

Los análisis de composición química también permiten determinar los elementos como Fe, Ni y Cr aportados por la lanza de acero inoxidable durante la desgasificación, puede verse que estos se encuentran dispersos sobre la matriz de las aleaciones, y presentan valores poco representativos dentro del lingote; lo anterior se puede verificar en los resultados arrojados en el mapeo

elemental, el cual muestra gráficamente de manera más representativa la distribución de elementos principales en la muestra.

Aleación Al-0.0%Cu

Ts	Composición química																								
	Zona 1					Zona 2					Zona 3					Zona 4					Zona 5				
	Al	Fe	Cu	Cr	Ni	Al	Fe	Cu	Cr	Ni	Al	Fe	Cu	Cr	Ni	Al	Fe	Cu	Cr	Ni	Al	Fe	Cu	Cr	Ni
28	96.396	0,654	0,618	0,008	0,041	96,237	0,692	0,639	0,006	0,041	96,189	0,712	0,653	0,006	0,044	96,133	0,677	0,693	0,005	0,044	96,132	0,698	0,669	0,012	0,047
83	96,326	0,621	0,677	0,034	0,040	96,314	0,629	0,672	0,032	0,040	96,108	0,647	0,739	0,031	0,042	96,287	0,665	0,661	0,035	0,039	96,175	0,607	0,742	0,033	0,041
145	99,613	0,272	0,008	0,012	0,023	99,570	0,334	0,000	0,007	0,025	99,568	0,307	0,000	0,010	0,024	99,565	0,338	0,000	0,007	0,025	99,594	0,302	0,001	0,010	0,024

Composición química de la aleación Al-0.0%Cu

Aleación Al - 2.5%Cu

Ts	Composición química																								
	Zona 1					Zona 2					Zona 3					Zona 4					Zona 5				
	Al	Fe	Cu	Cr	Ni	Al	Fe	Cu	Cr	Ni	Al	Fe	Cu	Cr	Ni	Al	Fe	Cu	Cr	Ni	Al	Fe	Cu	Cr	Ni
22	96,110	0,424	3,266	0,062	0,053	96,939	0,458	3,409	0,057	0,058	96,052	0,440	3,295	0,065	0,056	95,974	0,450	3,360	0,064	0,058	95,834	0,479	3,460	0,059	0,059
82	97,432	0,364	2,032	0,046	0,043	97,230	0,410	2,191	0,044	0,046	97,143	0,435	2,248	0,045	0,047	97,443	0,375	1,995	0,052	0,044	97,426	0,412	1,992	0,046	0,042
152	96,768	0,500	2,524	0,066	0,052	96,829	0,530	2,447	0,064	0,050	96,839	0,590	2,564	0,056	0,047	96,782	0,528	2,467	0,070	0,053	96,822	0,570	2,569	0,066	0,054

Composición química de la aleación Al-2.5%Cu

Aleación Al-5.0%Cu

Ts	Composición química																								
	Zona 1					Zona 2					Zona 3					Zona 4					Zona 5				
	Al	Fe	Cu	Cr	Ni	Al	Fe	Cu	Cr	Ni	Al	Fe	Cu	Cr	Ni	Al	Fe	Cu	Cr	Ni	Al	Fe	Cu	Cr	Ni
27	94,346	0,571	4,784	0,086	0,071	94,395	0,541	4,775	0,085	0,072	94,209	0,580	4,936	0,080	0,069	94,336	0,550	4,826	0,084	0,072	94,268	0,563	4,870	0,086	0,075
86	94,040	0,521	5,112	0,084	0,066	94,272	0,497	4,944	0,074	0,064	93,925	0,545	5,169	0,085	0,059	94,108	0,515	5,077	0,076	0,067	93,975	0,526	5,037	0,077	0,067
153	95,030	0,351	4,447	0,022	0,041	95,005	0,359	4,471	0,021	0,041	93,905	0,426	5,377	0,037	0,047	94,776	0,373	4,668	0,022	0,044	94,460	0,454	4,752	0,026	0,045

Composición química de la aleación Al 5.0.0%Cu

**Tabla 2.** Composición química por OES de todas las muestras estudiadas

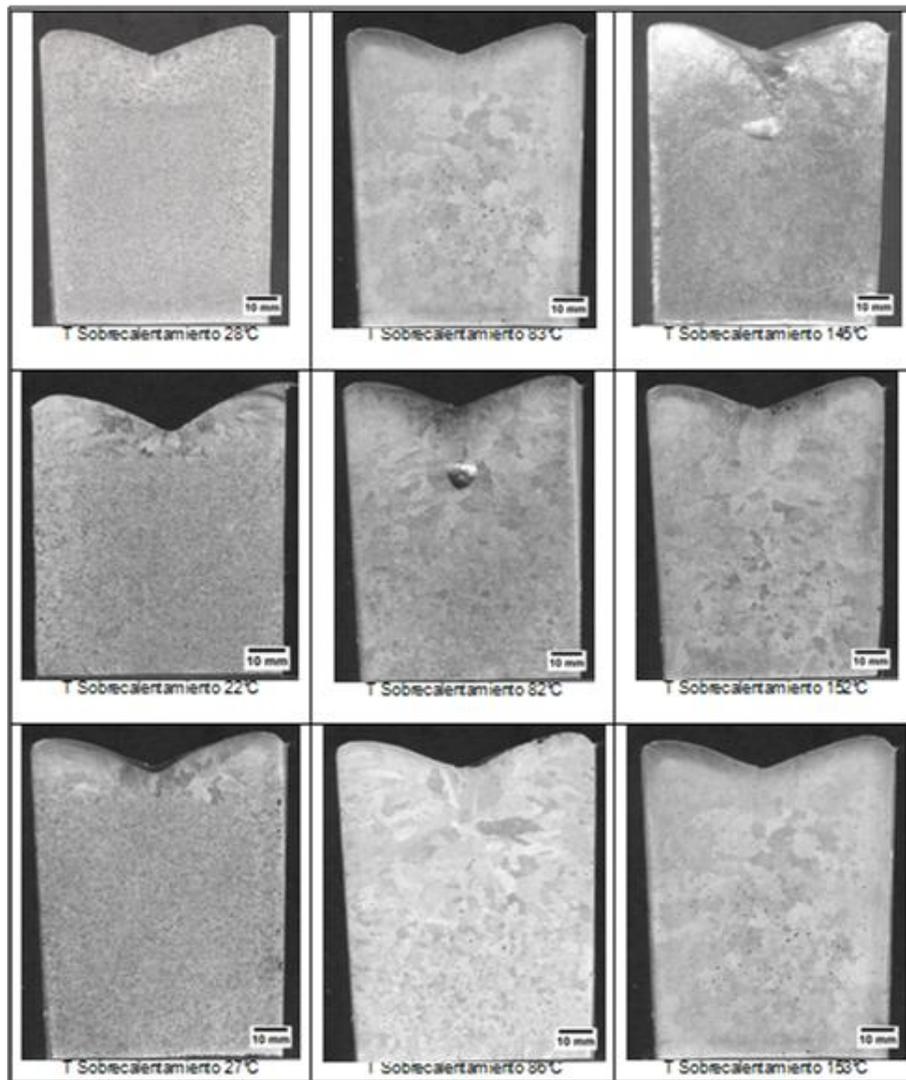
En la tabla 3 se presenta un resumen de los resultados obtenidos en el análisis puntual de composición química para los principales elementos de aleación obtenidos por EDS. No se observan diferencias considerables en la distribución de los elementos de aleación tanto en el centro del grano como en los bordes en función de la temperatura de vaciado.

Sobrecalentamiento (°C)	Interior de la dendrita		Borde de la dendrita	
	%Cu	%Al	%Cu	%Al
27	2.76	97.24	35.39	32.98
83	1.83	96.21	33.59	49.86
153	2.13	97.87	39.11	43.91

**Tabla 3.** Composición química por EDS de la zona 3

### 3.2 Análisis Metalográfico

Como puede verse en las macrografías mostrada en la figura 2 las zonas columnar y equiaxial puede ser claramente diferenciadas. Los resultados del análisis macrográfico permiten observar la variación de la estructura de las aleaciones en función de la temperatura de sobrecalentamiento y el porcentaje de cobre, a grandes rasgos se puede ver que la temperatura es un factor determinante en el tamaño de las zonas. El incremento de la temperatura de vaciado trae consigo el incremento de la zona columnar en todos los sistemas de aleación estudiados, este resultado está en concordancia con los experimentos realizados por Chalmers en 1963 [5]. En la tabla 4 se muestra la medida de cada una de las zonas.



**Figura 2.** Macrografías de los lingotes, superficies pulidas y atacadas con Keller concentrado. De arriba hacia abajo se encuentran, en la línea superior las muestras Al-0%Cu, en la línea central las muestras Al-2.5%Cu y en la línea inferior las muestras Al-5%Cu.

ALEACIÓN	Ts (°C)	TAMAÑO LINGOTE (mm)	TAMAÑO DE LA ZONA COLUMNAR (mm)	TAMAÑO DE LA ZONA EQUIAXIAL (mm)
Al - 0% Cu	28	98	7	33
	83	98,5	10	19
	145	96,5	25	13
Al - 2,5% Cu	22	86,5	10	36
	82	99	52	28
	152	98,5	47	25
Al - 5.0% Cu	27	98,5	19	41
	86	97	46	36
	153	95	51	22

**Tabla 4.** Medida de la zona equiaxial y columnar de los lingotes

Adicionalmente, se observa que para una temperatura de vaciado específica el tamaño de la zona columnar aumenta en función del contenido de cobre. Ha sido demostrado, para diversos sistemas de aleación, que un aumento en el contenido de aleantes disminuye el tamaño de la zona columnar [2]. Es decir, aparentemente y de acuerdo a los resultados obtenidos en el desarrollo de este trabajo, la temperatura de vaciado tiene un efecto predominante sobre el tamaño de la zona columnar, para las condiciones de trabajo desarrolladas, es decir, para lingotes de 53 mm de diámetro y 130 mm de altura, vaciados en moldes de arena. Esto puede explicarse si se tiene en cuenta que los moldes de arena tienen una baja conductividad térmica y por lo tanto la tasa de extracción de calor es baja reduciéndose de esta forma la tasa de solidificación lo que da lugar al crecimiento de la zona columnar [2].

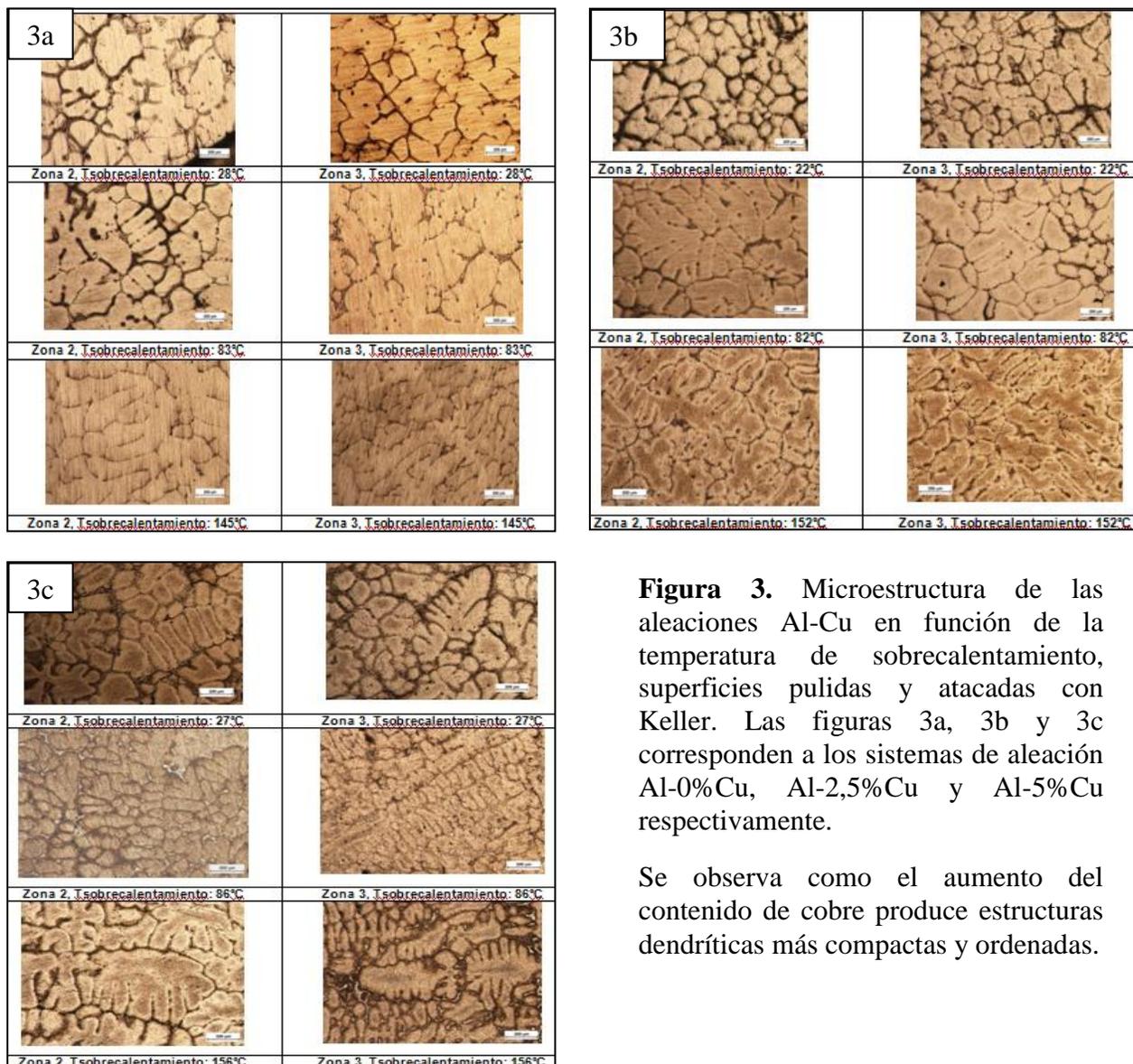
Al analizar de manera conjunta el diagrama de fases Al-Cu, en la zona de composición sujeta a estudio (0-5%Cu) y el diagrama que hace una correlación cualitativa entre diagramas de fases y tipos de solidificación en lingotes metálicos [3], puede observarse que en la zona de estudio el tipo de solidificación predominante es del tipo exógena, la cual da lugar a granos columnares que componen interfaces planas, celulares o dendríticas.

El tamaño de la zona equiaxial disminuye a medida que aumenta la temperatura de vaciado para un contenido de cobre determinado, esto puede explicarse si se tiene en cuenta que algunos cristales formados en la zona chill son barridos desde las paredes del molde por corrientes de convección hacia el interior del lingote. Si la temperatura de vaciado del líquido es baja estos cristales no serán completamente refundidos y servirán como cristales-semillas en la parte central del lingote aumentando la formación de granos equiaxiales lo que conlleva un crecimiento de dicha zona cuando el metal es sometido a menores sobrecalentamientos [3].

Fijando la temperatura de vaciado, se observa un aumento de la zona equiaxial al aumentar el porcentaje de cobre. Del diagrama de fases Al-Cu puede verse que la aleación Al-5%Cu tiene un intervalo de solidificación de 105°C y la aleación Al-2.5%Cu tiene un intervalo de solidificación de 50°C. Un aumento en el intervalo de solidificación genera una condición propicia para el crecimiento de granos equiaxiales [3].

En fundición, la estructura de las aleaciones depende de la combinación de diversas variables, durante el proceso de solidificación se presenta la continua competencia por la prevalencia de una sobre la otra, para el caso de esta investigación donde los lingotes son pequeños y según los aportes bibliográficos realizados por Müller [6] se puede concluir que en este caso, las estructuras de las distintas aleaciones se ven afectadas principalmente por la temperatura de sobrecalentamiento, más que por la composición química, ya que en ellas se ve beneficiada la formación de la estructura columnar más que la equiaxial.

El análisis de la microestructura en función del contenido de cobre permite establecer que un aumento en el contenido de cobre produce estructuras dendríticas más compactas y ordenadas, para un sobrecalentamiento dado, como puede verse en la figura 3. El cobre favorece la formación de dendritas, por lo tanto, es más fácil identificar los cambios del tamaño de grano debido a la solidificación en estructuras de aleaciones Al-Cu que en estructuras de aluminio casi puro.



**Figura 3.** Microestructura de las aleaciones Al-Cu en función de la temperatura de sobrecalentamiento, superficies pulidas y atacadas con Keller. Las figuras 3a, 3b y 3c corresponden a los sistemas de aleación Al-0%Cu, Al-2,5%Cu y Al-5%Cu respectivamente.

Se observa como el aumento del contenido de cobre produce estructuras dendríticas más compactas y ordenadas.

Estos resultados están en concordancia con la literatura toda vez que un menor sobrecalentamiento implica un gradiente menor de temperatura en el líquido que es enfriado, por tanto la nucleación de granos sólidos se inicia en todas partes del lingote, lográndose así un grano final más fino. Con mayor nivel de soluto de Cu la diferencia entre  $T_0$  y  $T_i$ , es mayor y una región más amplia queda con sobreenfriamiento constitucional, esto incrementa la zona de nucleación simultánea produciendo así un refinamiento del grano [3]. Para una composición química determinada y un sobrecalentamiento específico no se observan diferencias considerables en la forma ni el tamaño de los granos de una zona a otra.

La influencia del espaciamiento interdendrítico, tanto primario ( $\lambda_1$ ) como secundario ( $\lambda_2$ ) sobre las propiedades mecánicas de un material puede ser incluso más importante que su efecto sobre el tamaño de grano del mismo [1].

En la tabla 5 se presentan los resultados obtenidos para la medición del espaciamiento interdendrítico primario. No se observa una variación considerable en el valor del espaciamiento interdendrítico primario para los sistemas de aleación estudiados tanto en función del contenido de cobre como en relación con la temperatura de sobrecalentamiento usada durante la obtención de los lingotes. Sin embargo, el valor del espaciamiento interdendrítico primario puede ser relacionado con la longitud de las zonas columnar y equiaxial obtenidas del análisis micrográfico para determinar las dimensiones características de las zonas así como para determinar el valor de la dimensión lineal característica de un grano columnar o equiaxial [4].

Aleación	Tsobrecalentamiento (°C)	$\lambda_1$ ( $\mu\text{m}$ )
Al-0%Cu	28	446.068 $\pm$ 122.34
	83	514.488 $\pm$ 140.64
	145	469.988 $\pm$ 135.26
Al-2.5%Cu	22	436.004 $\pm$ 143.35
	82	429.412 $\pm$ 141.41
	152	442.404 $\pm$ 140.00
Al-5.0%Cu	27	431.632 $\pm$ 135.99
	86	458.634 $\pm$ 152.78
	153	469.358 $\pm$ 163.48

**Tabla 5.** Medida del espaciamiento interdendrítico primario

De esta manera, las mediciones de las zonas columnar y equiaxial brindan resultados más sólidos, toda vez que a partir de las mediciones metalográficas de la macroestructura de la aleación, sólo es posible conocer el volumen de un grano cristalino o el volumen promedio de un número de

granos, pero no determinar experimentalmente el volumen del líquido que forma el grano antes del cambio de fase, se adoptará el criterio de relacionar dicho volumen con longitudes características de cada macroestructura, suponiendo que los granos cristalinos se forman a partir de un volumen de líquido dado por el volumen de la zona con una estructura característica, vale decir ya sea la zona columnar ó la zona equiaxial. Así se ha relacionado la cantidad R con longitudes características de la macroestructura en la probeta completa, por ejemplo para probetas cilíndricas de diámetro D y zona columnar Lc, la dimensión característica de la zona columnar (Rc) estará dada por  $Rc = D^2/4 \times Lc$ . Las dimensiones lineales características para un grano columnar (Gc) están dadas por a, b, c donde a y b pueden ser expresadas por el espaciamiento dendrítico primario  $\lambda$  y  $c = Lc$ , de manera tal que  $a \cdot b \cdot c = \lambda^2 \cdot Lc$ . Si los granos equiaxiales tienen simetría radial se puede adoptar el criterio de que los cristales pueden ser aproximados por esferas de diámetro promedio d, de tal forma que la dimensión lineal característica del grano equiaxial es  $r = d/2$  y la aproximación del producto de los ejes principales  $a \cdot b \cdot c = r^3$  es válida. En este caso la dimensión característica Re puede ser aproximada por  $Re = D^2/4 \times Le$  donde Le es la longitud de la zona equiaxial y D es el diámetro de la probeta [4].

En la tabla 6 se presentan los resultados obtenidos para la medición de la longitud característica de las zonas columnar y equiaxial a partir de las consideraciones enunciadas anteriormente. Para un contenido de cobre dado, tanto la dimensión característica de la zona columnar como la dimensión lineal de un grano columnar aumentan con la temperatura de vaciado, este resultado está en concordancia con los resultados obtenidos en el análisis macrográfico. Si bien es cierto que el resultado obtenido para la dimensión característica de la zona equiaxial está en concordancia con las observaciones de las macrografías, este resultado no fue posible verificarlo toda vez que no pudieron hacerse mediciones del tamaño de grano equiaxial, por lo tanto no se conoce si su morfología es predominantemente esférica, suposición esencial para el cálculo de las dimensiones características de la zona equiaxial.

<b>ALEACIÓN</b>	<b>Ts</b>	<b>D<sub>probeta</sub></b>	<b><math>\lambda</math></b>	<b>Lc</b>	<b>Le</b>	<b>Rc</b>	<b>Gc</b>
Al-0%Cu	28	75	0,446	7	33	9843,7	1,393
	83	75	0,514	10	19	14062,5	2,647
	145	75	0,470	25	13	35156,2	5,522
Al-2,5%Cu	22	75	0,436	10	36	14062,5	1,901
	82	75	0,429	52	28	73125,0	9,589
	152	75	0,442	47	25	66093,7	9,199
Al-5.0%Cu	27	75	0,432	19	41	26718,7	3,540
	86	75	0,459	46	36	64687,5	9,676
	153	75	0,469	51	22	71718,7	11,235

**Tabla 6.** Medida de la longitud característica de la zona columnar y equiaxial, todas las medidas en mm<sup>3</sup>

El comportamiento de la zona columnar no presenta una dependencia significativa del contenido de cobre para los valores extremos de sobrecalentamiento (20 y 150°C) toda vez que el

incremento de los valores característicos de la zona columnar se realiza de forma suave cuando el contenido de cobre aumenta. Para el valor de sobrecalentamiento de 80°C se observa una dependencia más significativa de las dimensiones características de la zona columnar en función del contenido de cobre. Sin embargo, el alcance de este estudio no permite tener resultados suficientes para realizar un análisis que describa las causas de este comportamiento.

#### **4. CONCLUSIONES**

En general, la composición química de los lingotes es aproximadamente constante en todo el lingote, es decir, la variación de composición en el lingote por zonas no presenta una diferencia significativa. El análisis de composición química puntual mostró que hay una segregación de cobre en los límites entre dendritas, en estas zonas el contenido de cobre está muy cercano a la composición eutéctica del sistema aluminio-cobre.

El análisis de la macroestructura así como los cálculos realizados a partir de la medición del espaciamiento interdendrítico primario mostró que un aumento de la temperatura de vaciado conlleva un aumento de las dimensiones características de la zona columnar. En fundición, la estructura de las aleaciones depende de la combinación de diversas variables, durante el proceso de solidificación se presenta la continua competencia por la prevalencia de una sobre la otra, para el caso de esta investigación donde los lingotes son pequeños se puede concluir que, en este caso, las estructuras de las distintas aleaciones se ve afectada principalmente por la temperatura de sobrecalentamiento, más que por la composición química, ya que en ellas se ve beneficiada la formación de la estructura columnar más que la equiaxial.

Para un sobrecalentamiento dado, el análisis de la microestructura en función del contenido de cobre permite establecer que un aumento en el contenido de cobre produce estructuras dendríticas más compactas y ordenadas. El cobre favorece la formación de dendritas, por lo tanto, es más fácil identificar los cambios del tamaño de grano debido a la solidificación en estructuras de aleaciones Al-Cu que en estructuras de aluminio casi puro.

#### **5. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS**

[1] Valencia Asdrúbal, “Transformaciones de fase en metalurgia”, Medellín, Editorial Universidad de Antioquia, 1998.

[2] Vicente Eduardo y colaboradores, “Solidificación: guía de trabajos prácticos”, Buenos Aires, Instituto de Tecnología Sabato, UNSAM-CNEA. 1997.

[3] Quarezma Jose M, Santos Carlos A, Garcia Amauri, “Correlation between unsteady-state solidification conditions, dendrite spacings, and mechanical properties of Al-Cu alloys”, Metallurgical and Materials Transactions A, V 31, 2000.

[4] Gueijman S.F, Ares A.E, Schvezov C.E. “Análisis dimensional de la transición de estructura columnar a equiaxial en aleaciones aluminio – cobre y plomo – estaño”, Anales AFA, V16, 2004.

[5] Chalmers B, “Principles of solidification”, Ed. John Wiley and sons, 1964.

[6] Müller Arno, “Solidificação e análise térmica dos metais”, Ed Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2002.