

**FABRICACIÓN DE UN DURALUMINIO PARA SU POTENCIAL APLICACIÓN  
COMO SOPORTE DE GUÍA EN CIRUGÍA ORTOPÉDICA**

**JORGE EDUARDO CÓMBITA PUERTO  
LAURA LORENA DALLOS MARTÍNEZ**

**UNIVERSIDAD INDUSTRIAL DE SANTANDER  
FACULTAD DE INGENIERÍAS FÍSICO-QUÍMICAS  
ESCUELA DE INGENIERÍA METALÚRGICA Y CIENCIA DE MATERIALES  
BUCARAMANGA**

**2012**

**FABRICACIÓN DE UN DURALUMINIO PARA SU POTENCIAL APLICACIÓN  
COMO SOPORTE DE GUÍA EN CIRUGÍA ORTOPÉDICA**

**JORGE EDUARDO CÓMBITA PUERTO      2061577**  
**LAURA LORENA DALLOS MARTÍNEZ      2070537**

**Trabajo de grado presentado como requisito de grado para optar al título de  
Ingeniero Metalúrgico**

**DIRECTORA**

**Ph.D SANDRA JUDITH GARCÍA VERGARA**

**CODIRECTOR**

**Esf. ARNALDO ALONSO BAQUERO**

**UNIVERSIDAD INDUSTRIAL DE SANTANDER  
FACULTAD DE INGENIERÍAS FÍSICO QUÍMICAS  
ESCUELA DE INGENIERÍA METALÚRGICA Y CIENCIA DE MATERIALES  
BUCARAMANGA**

**2012**

## *DEDICATORIA*

A mi madre, porque en cada instante de mi vida he sentido su amor, por apoyarme, aconsejarme y ser paciente, porque sin duda sin ella esto no hubiera podido ser posible, por ser ese motor en mi vida que no deja que renuncie a mis sueños y por ser la razón por la cual hoy soy quien soy. Esto es para ella.

A mi padre, por siempre velar por nuestro bienestar, por ser la persona que con su ejemplo me enseñó que el valor del esfuerzo y la perseverancia son más fuertes que cualquier obstáculo, porque gracias a su apoyo he logrado conquistar este triunfo.

A mi hermano, por apoyarme y compartir tantos momentos, por ser ese amigo en el que siempre encuentro palabras sinceras, porque me enseñó que la vida no es para complicársela. A él con quien me veo en un futuro haciendo grandes cosas.

A mi hermana, porque por ella quiero hacer grandes cosas para poder brindarle todo mi apoyo y lograr verla cumplir todos sus sueños.

Dedico este triunfo a toda mi familia, porque es un orgullo hacer parte de ellos, muchas gracias por apoyarme.

A todos mis amigos, porque siempre encontré en ellos un abrazo, una palabra de aliento, porque sin ellos esta experiencia no hubiera representado lo mismo.

Lorena Dallos Martínez

## *DEDICATORIA*

A Dios por prestarme la vida y guiar mi camino en pro al cumplimiento de mis metas y sueños.

A mi Padre por su gran apoyo e interés en todo mi desarrollo personal y profesional, sin importar nada más, por sus grandes aportes en la parte laboral y su interés para conmigo en enseñarme toda su sabiduría y experiencia.

A mi Madre por su amor y preocupación en todo momento, porque a ella debo lo que soy, lo que tengo y lo que llegare a ser.

A mi hermano mayor Oscar, que siempre han estado brindando su mejor consejo.

A mi hermano y amigo Miguel por su invaluable respaldo y cariño que me han acompañado siempre, al lado de su esposa Paola e hijos a los cuales amo, esto es para ellos.

Dedico este triunfo a mi novia Johana por su gran apoyo en mi formación académica y personal, por sus sabios y valiosos consejos que me ayudaron a ser una mejor persona.

A mi familia y amigos por apoyarme y creer en mí, por ese lugar que ocupo en cada uno de ustedes y recibirme siempre con los brazos abiertos.

Jorge Cómbita Puerto

## *AGRADECIMIENTOS*

A nuestra profesora y directora Sandra García, por su orientación y enseñanzas, durante este proceso de continuo aprendizaje.

A los docentes de la escuela, en especial a los profesores Jaime González y Arnaldo Alonso por sus enseñanzas y colaboración en el desarrollo del proyecto.

A Mario Alfonso Navarrete-Técnico -UIS-, por su colaboración y apoyo a lo largo de este proceso de formación profesional y en el desarrollo de este proyecto.

A Domingo Carreño, Fermín Gómez y Ambrosio Carrillo-Técnicos -UIS-, por su colaboración y apoyo desinteresado durante toda la carrera.

A nuestros amigos por compartir esta experiencia y acompañarnos en este logro.

A todas aquellas personas y demás amigos que estuvieron con nosotros brindándonos su compañía y afecto.

## CONTENIDO

<b>INTRODUCCIÓN</b> .....	<b>19</b>
<b>1. OBJETIVOS</b> .....	<b>20</b>
<b>1.1. OBJETIVO GENERAL</b> .....	<b>20</b>
<b>1.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS</b> .....	<b>20</b>
<b>2. MARCO TEÓRICO</b> .....	<b>21</b>
<b>2.1. DURALUMINIO</b> .....	<b>21</b>
2.1.1 GENERALIDADES DE LAS ALEACIONES ALUMINIO-COBRE .....	22
2.1.2. DURALUMINIO POR COLADA .....	24
<b>2.2 GENERALIDADES DEL PROCESO DE FUNDICIÓN</b> .....	<b>25</b>
2.2.1 FUNDENTES .....	25
2.2.1.1 FUNDENTES DE PROTECCIÓN .....	25
2.2.1.2 FUNDENTES DESGASIFICADORES Y LIMPIADORES .....	26
<b>2.3 TRATAMIENTOS TÉRMICOS</b> .....	<b>27</b>
2.3.1 SOLUBILIZACIÓN .....	27
2.3.2 HIPERTEMPLE .....	28
2.3.3 ENVEJECIMIENTO .....	28
<b>2.4 EVALUACIÓN MECÁNICA DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO</b> .....	<b>29</b>
2.4.1 ENSAYO DE DUREZA .....	29
2.4.2 ENSAYO DE TRACCIÓN .....	30
2.4.3 PROCESO DE LAMINACIÓN .....	30
<b>3. DESARROLLO EXPERIMENTAL</b> .....	<b>31</b>
3.1.1. FABRICACIÓN DE LA ALEACIÓN POR EL PROCESO DE FUNDICIÓN .....	31
3.1.2. FASE PREVIA A LA FUNDICIÓN .....	32

3.1.2.1.	CALENTAMIENTO DEL HORNO .....	32
3.1.2.2.	FABRICACIÓN DE LOS MOLDES .....	32
3.1.2.3.	PREPARACIÓN DE MATERIALES .....	32
3.1.3.	PROCESO DE FUNDICIÓN .....	35
3.1.3.1.	FUNDICIÓN DE MATERIALES .....	35
3.1.3.2.	MONITOREO DE TEMPERATURA.....	35
3.1.4.	PROCESO DE COLADA.....	35
3.1.4.1.	DESGASIFICACIÓN.....	35
3.1.4.2.	RETIRO DE ESCORIA .....	36
3.1.4.3.	COLADA EN EL MOLDE.....	36
3.1.5.	VARIABLES DE LOS PROCESOS DE FUNDICIÓN .....	36
3.1.5.1.	ESPECIFICACIONES DE LA FUNDICIÓN FINAL .....	36
<b>3.2.</b>	<b>ANÁLISIS QUÍMICO .....</b>	<b>37</b>
<b>3.3.</b>	<b>ADECUACIÓN DE PROPIEDADES POR MEDIO DE UN TRATAMIENTO TÉRMICO .....</b>	<b>37</b>
3.3.1.	SOLUBILIZACIÓN DE LA ALEACIÓN .....	38
3.3.2.	TEMPLE DE LA ALEACIÓN .....	38
3.3.3.	ENVEJECIDO DE LA ALEACIÓN.....	38
<b>3.4.</b>	<b>EVALUACIÓN POR MEDIO DE PRUEBAS MECÁNICAS.....</b>	<b>38</b>
3.4.1.	ENSAYO DE DUREZA.....	38
3.4.2.	PRUEBA DE TRACCIÓN.....	38
3.4.3.	PRUEBA DE LAMINACIÓN .....	39
<b>4.</b>	<b>RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS.....</b>	<b>41</b>
<b>4.1.</b>	<b>PRIMERA FUNDICIÓN .....</b>	<b>41</b>
4.1.1.	ANÁLISIS QUÍMICO .....	41
4.1.2.	ANÁLISIS METALOGRAFICO .....	42
<b>4.2.</b>	<b>SEGUNDA FUNDICIÓN .....</b>	<b>43</b>
4.2.1.	ANÁLISIS QUÍMICO .....	43

4.2.2. ANÁLISIS METALOGRAFICO .....	45
<b>4.3. TERCERA FUNDICIÓN.....</b>	<b>46</b>
4.3.1. ANÁLISIS QUÍMICO .....	46
4.3.2. ANÁLISIS METALOGRAFICO .....	48
4.3.3. ENSAYO DE DUREZA.....	51
4.3.4. ENSAYO DE TRACCIÓN.....	52
4.3.5. PRUEBA DE LAMINACIÓN .....	60
<b>5. CONCLUSIONES .....</b>	<b>64</b>
<b>6. RECOMENDACIONES .....</b>	<b>66</b>
<b>BIBLIOGRAFÍA .....</b>	<b>67</b>
<b>ANEXOS.....</b>	<b>70</b>

## LISTA DE TABLAS

<b>Tabla 1.</b> Variables en los diferentes procesos de fundición.....	36
<b>Tabla 2.</b> Análisis químico - Primera fundición.....	42
<b>Tabla 3.</b> Análisis químico - Segunda fundición.....	44
<b>Tabla 4.</b> Etapas de la solidificación de una aleación Al -2,6% en peso de Cu .....	45
<b>Tabla 5.</b> Análisis químico – Tercera fundición. ....	47
<b>Tabla 6.</b> Etapas de la solidificación de una aleación Al – 4,6% en peso de Cu.....	48
<b>Tabla 7.</b> Datos de ensayo de dureza Brinell.....	52
<b>Tabla 8.</b> Resultados del ensayo de tracción aplicado a probetas de la aleación Al-4,6% en peso de Cu sin ciclo de tratamiento térmico. ....	53
<b>Tabla 9.</b> Resultados del ensayo de tracción aplicado a probetas de la aleación Al-4,6% en peso de Cu luego del ciclo de tratamiento térmico. ....	53
<b>Tabla 10.</b> %R <sub>A</sub> Y %ΔL probetas sin ciclo de tratamiento térmico. ....	59
<b>Tabla 11.</b> %R <sub>A</sub> Y %ΔL probetas con ciclo de tratamiento térmico. ....	59
<b>Tabla 12.</b> Prueba de laminación – Probetas sin ciclo de tratamiento térmico. ....	62
<b>Tabla 13.</b> Prueba de laminación – Probetas con ciclo de tratamiento térmico. ....	63

## LISTA DE FIGURAS

<b>Figura 1.</b> Diagrama de equilibrio de fases Al - Cu.....	23
<b>Figura 2.</b> Solidificación endógena pastosa (Duraluminio). .....	25
<b>Figura 3.</b> Desgasificación con gases inertes (Argón o Nitrógeno).....	27
<b>Figura 4.</b> Efecto de los tratamientos térmicos en la microestructura de un duraluminio. ....	29
<b>Figura 5.</b> Diagrama de proceso general.....	31
<b>Figura 6.</b> Diagrama de proceso de fundición del Duraluminio.....	31
<b>Figura 7.</b> Dimensiones de la probeta para ensayo de tracción. ....	39
<b>Figura 8.</b> Dimensiones de la probeta para ensayo de laminación.....	39
<b>Figura 9.</b> Micrografías ópticas de la primera fundición. (a) Probeta con 4,3% en peso de Cu. (b) Probeta con 4,7% en peso de Cu. 200 X. Las probetas fueron atacadas con una mezcla de ácidos. ....	43
<b>Figura 10.</b> Micrografías ópticas de la segunda fundición. (a) Micrografía a 200X (b) Micrografía a 500 X. Las probetas fueron atacadas con una mezcla de ácidos. ...	46
<b>Figura 11.</b> Micrografías electrónicas de la segunda fundición. (a) Micrografía a 95 $\mu\text{m}$ . (b) Micrografía con precipitados tipo 1 a 70 $\mu\text{m}$ . (c) Micrografía con precipitados tipo 2 a 40 $\mu\text{m}$ . ....	46
<b>Figura 12.</b> Micrografías ópticas de la tercera fundición. (a) Micrografía a 200 X. (b) Micrografía a 1000 X. Las probetas fueron atacadas con una mezcla de ácidos. .	49
<b>Figura 13.</b> Micrografías ópticas de la tercera fundición solubilizada. (a) Micrografía a 200X. (b) Micrografía a 1000 X. Las probetas fueron atacadas con una mezcla de ácidos. ....	49
<b>Figura 14.</b> Diagrama de fases Al - Cu fuera del equilibrio.....	50
<b>Figura 15.</b> Micrografías ópticas de la tercera fundición con envejecimiento. (a) Micrografía a 200X. (b) Micrografía a 1000 X. Las probetas fueron atacadas con una mezcla de ácidos. ....	51

<b>Figura 16.</b> Curva esfuerzo – deformación unitaria de la aleación antes y después del ciclo de tratamiento térmico. ....	55
<b>Figura 17.</b> Probeta de tracción – Sin ciclo de tratamiento térmico. ....	60
<b>Figura 18.</b> Probeta de tracción – Con ciclo de tratamiento térmico. ....	60
<b>Figura 19.</b> Probetas de laminación - Sin ciclo de tratamiento térmico. ....	61
<b>Figura 20.</b> Probetas de laminación - Con ciclo de tratamiento térmico. ....	61

## LISTA DE ANEXOS

<b>Anexo A.</b> Cálculo dimensional de probetas para ensayos mecánicos.....	70
<b>Anexo B.</b> Materiales y equipos.....	73

## RESUMEN

**TÍTULO:** FABRICACIÓN DE UN DURALUMINIO PARA SU POTENCIAL APLICACIÓN COMO SOPORTE DE GUÍA EN CIRUGÍA ORTOPÉDICA.\*

**AUTORES:** CÓMBITA PUERTO, Jorge Eduardo y DALLOS MARTÍNEZ, Laura Lorena. \*\*

**PALABRAS CLAVES:** Duraluminio, proceso de fundición, soporte guía de cirugía ortopédica, tratamiento térmico, pruebas mecánicas, líquido remanente.

Con el fin de suplir necesidades mediante el aporte de nuevos materiales, el duraluminio cobra importancia para el uso en soportes guía de cirugía ortopédica, con propiedades magníficas como su resistencia y dureza, similares a las del acero pero con la ligereza del aluminio, con un bajo costo en comparación con aleaciones de titanio que también podrían suplir estas necesidades. Sin embargo, conseguir las propiedades adecuadas para tal uso es una tarea que implica control en cuanto a composición química y tratamientos térmicos.

Se estudió la fabricación de un duraluminio de forma sencilla, con porcentajes adecuados de cada aleante que permitieran obtener una microestructura propia de una aleación con una alta resistencia mecánica y con características adecuadas para un posterior recubrimiento por anodizado. Lo anterior comprendió la realización de varios procesos de fundición a partir de materia prima pura y el debido control de temperatura, utilización de fundentes de protección y de desgasificación, y el mecanismo de carga de los materiales. Una vez obtenida la composición deseada, se prosiguió con la aplicación de un ciclo de tratamiento térmico (solubilización, hipertemple y envejecido). Finalmente las probetas fueron sometidas a ensayos de dureza, tracción y laminación, para evaluar la eficiencia del tratamiento térmico y el proceso de fundición realizado.

Aunque se logró conseguir el contenido de cobre deseado, los resultados de los análisis metalográficos y mecánicos no fueron los esperados, debido al difícil control de la solidificación de la aleación que produjo líquido remanente afectando sus propiedades.

El tratamiento térmico no fue el más apropiado, ya que para este tipo de aleaciones el rango del tiempo de ejecución en la etapa de envejecido es muy amplio. Se requiere un estudio más profundo evaluando diferentes tiempos y temperaturas en la realización del tratamiento térmico, con el fin de incrementar las propiedades mecánicas.

---

\* Proyecto de Grado

\*\* Facultad de ingenierías Físicoquímicas. Escuela de ingeniería metalúrgica y ciencia de materiales. Directora Ph.D GARCÍA VERGARA, Sandra Judith. Codirector Esf. ALONSO BAQUERO, Arnaldo.

## ABSTRACT

**TITLE:** MAKING A DURALUMIN FOR THEIR POTENTIAL APPLICATION IN ORTHOPEDIC SURGERY SUPPORT GUIDE.

**AUTHORS:** CÓMBITA PUERTO, Jorge Eduardo y DALLOS MARTÍNEZ, Laura Lorena. \*\*

**KEY WORDS:** Duralumin, smelting, orthopedic support guide, heat treatment, mechanical testing, the remaining liquid.

In order to provide new materials to supply human needs, the duralumin is very important alternative as media guide for orthopedic surgery. The alloy exhibits amazing properties such as, strength and toughness, similar to steel, as well as low cost compared to titanium alloys. However, getting the right properties for such use is a task that involves control of chemical composition and heat treatment.

In the current work an easy way of manufacture duralumin was studied, with appropriate control of the percentages of each alloying element, in order to obtain a microstructure with very high mechanical properties and also, suitable for a subsequent coating by anodizing. For this analysis, several melting processes were conducted, using pure raw material with proper temperature control. Fluxes of protection and degassing were employed. The first casted alloy showed a copper content between 0.5 - 0.8 wt%, the second a content of 2.6 wt % and third and final alloy, a content 4.6 wt%. A heat treatment cycle was applied to the Al-4.6 wt %Cu alloy. The cycle included solubilization, hipper quenching and ageing. Finally, the samples were tested for hardness, tensile strength and rolling, with the purpose of evaluating the efficiency of heat treatment and the melting process carried out.

Although it was possible to achieve the desired copper content, the results of the metallographic and mechanical analysis were not as expected, because of the difficulty of controlling the solidification of the alloy remaining liquid produced. The heat treatment was not the most appropriate due to the fact that for these alloys, the range of ageing temperatures and times is very broad, which, requires a more thorough study evaluating different times and temperatures in the completion of treatment heat to obtain an increase in the mechanical properties.

---

\* Research Project

\*\* Physical – Chemical Engineering College. Metallurgical Engineering and Materials Science Department. Advisors: Ph.D GARCÍA VERGARA, Sandra Judith and Esf. ALONSO BAQUERO, Arnaldo.

## INTRODUCCIÓN

Con la continua evolución en el sector médico, se hace necesario la utilización e implementación de procesos y materiales más eficientes, con el fin de obtener resultados más satisfactorios en cualquier tipo de pacientes, analizando materiales existentes para a partir de ellos crear nuevas aleaciones con mejores propiedades y menores costos.

En esta continua búsqueda se encontró necesario un material adecuado para ser usado como soporte guía en cirugía ortopédica, un material que fuera lo suficientemente resistente a diversos ambientes y condiciones, pero que a su vez contará con una ligereza para la comodidad del paciente. Es decir, un material con la resistencia mecánica de un acero y con la ligereza del aluminio, aquí es cuando entra en acción el duraluminio, una aleación de aluminio – cobre, que con el porcentaje adecuado de cobre (3% – 5% en peso) y pequeñas trazas de otros elementos logra una combinación ideal de resistencia y ligereza, además que su fabricación no implica un alto coste, lo cual hoy en día juega un papel muy importante, pues no es rentable tener materiales excelentes en cuanto a propiedades pero que impliquen costos elevados que no justifican su uso.

Con base en lo expuesto anteriormente es importante proveer un método adecuado y sencillo en cuanto a la fabricación del duraluminio, principal propósito de este proyecto, para establecer las variables del proceso de fundición, de manera que sea eficaz al buscar la composición adecuada y con las propiedades deseadas para su potencial uso. Además, realizar un tratamiento térmico a esta aleación de manera que se proporcionen mejores propiedades mecánicas.

## **1. OBJETIVOS**

### **1.1. OBJETIVO GENERAL**

Fabricar un duraluminio con un contenido de cobre en el rango de 4,3-4,8 wt% y un bajo contenido de otros aleantes para su potencial aplicación como soporte de guía en cirugía ortopédica.

### **1.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS**

- Establecer las condiciones necesarias para la fundición de un duraluminio, teniendo en cuenta el proceso de moldeo y colada.
- Fundir un lingote de aleación de duraluminio con una composición inicial y a partir de ella ajustar el contenido de cobre a los niveles requeridos para su aplicación.
- Realizar un endurecimiento por medio de un tratamiento térmico de envejecido al duraluminio final, con el fin de homogenizar su microestructura para obtener las propiedades deseadas.
- Determinar la resistencia a la tracción, dureza y su capacidad de conformado por medio de un ensayo de laminación del duraluminio final.

## 2. MARCO TEÓRICO

### 2.1. DURALUMINIO

El aluminio es un metal liviano, pesa sólo un tercio del peso del acero, además la corrosión del aluminio se presenta en forma de una delgada capa transparente, que ayuda a proteger de la corrosión de las capas internas, y que no afecta al aspecto del metal. Sin embargo el aluminio puro tiene la desventaja de que es muy blando y tiene una baja resistencia a la tracción; en base a ello, en 1906 el metalúrgico alemán Alfred Wilm obtuvo el aluminio más fuerte, haciendo una aleación con un poco de cobre, y con una pequeñísima cantidad de magnesio. Wilm, vendió los derechos de patente a la empresa metalúrgica Durener, compañía que dio por nombre a la famosa aleación: "Duraluminio". [1]

Los ingenieros pronto se dieron cuenta de la gran utilidad del duraluminio en la aeronáutica. En la primera guerra mundial, los alemanes utilizaron duraluminio en la construcción de sus zepelines. Tras la caída de un zepelín que se había estrellado, los ingleses lo analizaron, y se enteraron del secreto de este metal, a partir de entonces el uso del aluminio se extendió por todo el mundo, y se hizo tan generalizado y normal, como lo es en nuestros días.[1]

El duraluminio es un conjunto de forja de aluminio con pequeñas cantidades de cobre (Cu 3-5% en peso), magnesio (Mg 0,5 - 2% en peso), manganeso (Mn 0,25 - 1% en peso) y Zinc (Zn 3,5 - 5% en peso) y en algunas ocasiones pequeños porcentajes de silicio. Pertenece a la familia de las aleaciones aluminio-cobre de la serie 2XXX. Presenta una elevada resistencia mecánica a temperatura ambiente, sin embargo, su resistencia a la corrosión, soldabilidad y aptitud para el anodizado son bajas. [2]

En la actualidad, se utilizan aleaciones de aluminio que a pesos equivalentes, son más resistentes que el acero. En las aplicaciones donde es más importante la

ligereza y resistencia a la corrosión de la estructura, que la dureza del material, la industria tiende a sustituir el acero, por el aluminio. [1]

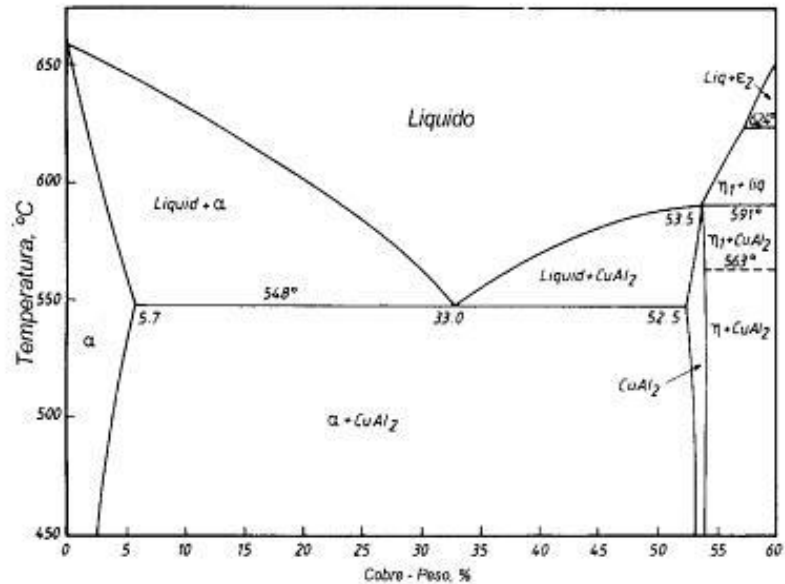
El aluminio tiene una baja resistencia mecánica. Por ejemplo, el límite elástico de un aluminio recocido puede alcanzar un valor de 10 MPa. Por tanto, uno de los objetivos a la hora de diseñar aleaciones es mejorar su resistencia mecánica aleándolo con diferentes metales como en este caso con cobre, que además de producir una aleación con una resistencia y dureza aumentada es tratable térmicamente. Como el caso de la aleación 2024 que contiene: 4.5% en peso de Cu, 1.5% en peso de Mg, y 0.6% en peso de Mn, y se endurece por precipitación de  $\text{Al}_2\text{CuMg}$ , alcanzando resistencias de hasta 442 MPa al ser tratada por solución y envejecida artificialmente. [1]

### **2.1.1 GENERALIDADES DE LAS ALEACIONES ALUMINIO-COBRE**

La adición de cobre al aluminio aumenta la colabilidad, disminuye la resistencia a la corrosión y permite aumentar la resistencia mecánica y la dureza de la aleación con tratamientos térmicos de solubilización, temple y recocido. [3]

Como se puede observar en la Figura 1, las aleaciones binarias de Al- Cu forman un eutéctico a  $547^\circ\text{C}$  y a una composición del 33% en peso de cobre. En el punto eutéctico se tiene en equilibrio una solución sólida de aluminio en fase  $\alpha$  y un intermetálico  $\text{CuAl}_2$  ( $\theta$ ) con una estructura cristalina tetragonal centrada. Por ejemplo, al analizar una microestructura de una aleación con un 10% en peso de cobre, se observa una microestructura formada por dendritas de fase  $\alpha$  y el eutéctico ( $\alpha + \text{CuAl}_2$ ) en el interior de los espacios interdendríticos, en concordancia con el diagrama de equilibrio de fases. [3]

**Figura 1.** Diagrama de equilibrio de fases Al - Cu



**Fuente:** APARICIO, MANERO, RODRÍGUEZ, ARANDES, PLANELL, Aleaciones ligeras, Barcelona: Ediciones UPC, 2001. p. 23-32. [3]

En el diagrama de equilibrio también se puede ver que a la temperatura del eutético la solubilidad del cobre es máxima (5.7% en peso) y que a medida que desciende la temperatura del eutético la solubilidad va disminuyendo hasta valores del 0.45% en peso a 300°C y del 0.1 – 0.2% en peso a 250°C. Esta diferencia de solubilidad es la que permite que estas aleaciones sean susceptibles de ser tratadas térmicamente. [3]

En general, las aleaciones más utilizadas industrialmente son las que presentan una concentración en cobre entre 4 y 6% en peso, ya que son las que responden más favorablemente a los tratamientos de endurecimiento. Siendo este rango de composición el adecuado para el duraluminio a realizar, a modo de ejemplo abordaremos el caso de la aleación Al con 4,5 % en peso de Cu, de modo que a 520°C se tiene rápidamente la fase  $\alpha$  de equilibrio a esa temperatura; a este tratamiento térmico se le llama solubilización. Enseguida por temple es posible retener la fase  $\alpha$  sobresaturada en cobre, a temperatura ambiente, en forma

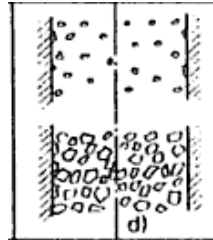
metaestable, en este estado el material es dúctil y puede ser una ventaja a la hora de ser mecanizado por arranque de viruta y conformado plásticamente. Ya mecanizada la pieza a fabricar, el material puede ser endurecido a través de un tratamiento térmico de “envejecido”. Durante este tratamiento se forman finas partículas de una segunda fase en la matriz  $\alpha$ ; cuando estas partículas son las adecuadas, el material endurece sin alcanzar una excesiva fragilidad. La transformación se dará a través de muchos puntos, por lo que la segunda fase aparecerá como muchas partículas finas, siendo este proceso complicado, pues se presentarán varios precipitados intermedios antes de llegar al precipitado de equilibrio final que es  $\theta$ . De hecho las mejores propiedades mecánicas en relación entre la dureza y ductilidad, se logran con uno de los precipitados intermedios, y por esto hay que detener el tratamiento cuando este precipitado aparece, porque si se continua el tratamiento térmico, habrá un sobre envejecimiento que disminuye la dureza significativamente. Esta fase intermedia corresponde a la formación de una fina fase de  $\theta''$  metaestable. Los precipitados que aparecen en estas aleaciones  $\theta''$  son muy finos como para poder observarlos por microscopia óptica, para esto se requiere microscopia electrónica de transmisión. [3]

### **2.1.2. DURALUMINIO POR COLADA**

El duraluminio de colada solidifica de forma endógena pastosa (Figura 2), es decir con formación de cristales en el interior del metal líquido, más no desde las paredes del molde, ya que el enfriamiento de esta aleación se produce de forma rápida lo cual es característico de este tipo de solidificación. El crecimiento de los cristales se da por dendritas equiaxiales dispersas en el líquido, estas dendritas inicialmente crecen independiente entre sí, formando una continuación uniforme de dendritas, llegando a coexistir la fase sólida y líquida, a partir de este punto la aleación es propensa a macro segregaciones y porosidad gaseosa a lo largo del metal solidificado, este hecho se debe a la gran capacidad que tiene la fundición en absorber hidrógeno de la atmósfera o vapor de agua que pueda existir en el

horno. Generalmente, para evitar esta porosidad se utiliza fundentes limpiadores.  
[11]

**Figura 2.** Solidificación endógena pastosa (Duraluminio).



**Fuente:** W.HUFNAGE, Manual del Aluminio, Volumen I, Segunda Edición, Barcelona: Editorial Reverté S.A, 1992, páginas 389 y 390. [11]

## **2.2 GENERALIDADES DEL PROCESO DE FUNDICIÓN**

### **2.2.1 FUNDENTES**

En las aleaciones ligeras los fundentes más utilizados se clasifican en las siguientes categorías: fundentes de protección, desgasificadores o limpiadores, modificadores, afinadores y de acción combinada. En el desarrollo de este trabajo se utilizaron fundentes de protección y fundentes desgasificadores.

#### **2.2.1.1 FUNDENTES DE PROTECCIÓN**

Estos fundentes se emplean para proteger al metal líquido contra la absorción de los gases durante la fusión y para evitar una oxidación exagerada del baño. Por economía y facilidad suelen utilizarse una mezcla de cloruro de potasio y cloruro de sodio en la fundición de aleaciones como el Duraluminio. Primordialmente lo que se debe tener en cuenta en este caso es que un fundente eficaz disminuye la viscosidad, no es soluble en el aluminio, disminuye la densidad del aluminio, la tensión de vapor debe ser lo mas baja posible a la temperatura que se esté trabajando, el ataque a las paredes del horno y al material por parte del fundente debe ser mínimo y por supuesto debe tener una clara acción escorificante sobre las impurezas no metálicas. Estos fundentes actúan empleando la espuma que

cubre la superficie del baño, separando las gotas de aluminio del material oxidado, aligerando así su flujo continuo. [11]

#### **2.2.1.2 FUNDENTES DESGASIFICADORES Y LIMPIADORES**

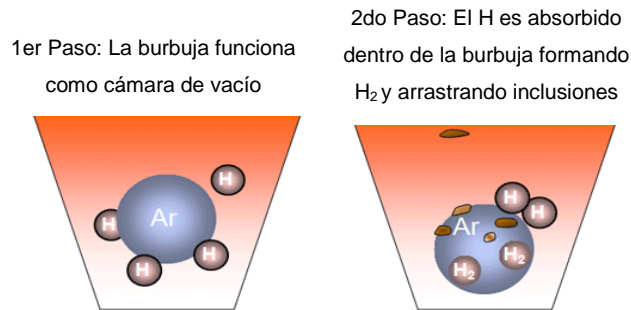
El aluminio y sus aleaciones son muy susceptibles a absorber hidrógeno durante la fusión y la colada, debido a que la solubilidad del hidrógeno en el aluminio se incrementa exponencialmente al aumentar la temperatura. Una gran cantidad de hidrógeno es captado por el metal durante la etapa de fusión, el mismo que es expulsado durante la solidificación formando burbujas, un porcentaje de estas burbujas salen a la atmósfera, pero la cantidad remanente permanece en el aluminio causando porosidades en la pieza sólida. La formación de estas porosidades es promovida por la presencia de inclusiones en el metal que actúan como nucleantes para las burbujas durante la solidificación, de ahí que el objetivo de la desgasificación sea tanto reducir el nivel del hidrógeno en el metal líquido, como el de reducir el número de inclusiones. [12]

Las mezclas modernas de este tipo de fundentes tienen como producto base el hexacloroetano, este se adiciona en proporciones que varían entre el 0.2% y 0.5% del peso de la carga metálica, es introducido en forma de pastillas por medio de una campana perforada que se mantiene en el interior del metal líquido hasta el final de la reacción. [5]

Sin embargo la desgasificación con hexacloroetano, tiende a ser sustituida debido a su alta emisión de contaminantes que atacan la capa de ozono, esto ha impulsado el desarrollo de nuevos métodos de desgasificación, tales como el uso de gases inertes, uno de estos procesos consiste en la inyección de un flujo de gas de arrastre (argón o nitrógeno) en el aluminio fundido, dicha inyección debe llevarse a cabo antes de iniciar la colada del metal fundido, difundiendo el hidrógeno en las burbujas del gas de arrastre, esto debido a las diferencias de

presión parcial de hidrógeno entre el gas de arrastre y el aluminio líquido (Figura 3). [12]

**Figura 3.** Desgasificación con gases inertes (Argón o Nitrógeno)



**Fuente:** DESGASIFICACIÓN DE ALUMINIO, [en línea]  
<<http://www.cryoinfra.com>>, citada el 30 de julio de 2012. [12]

## 2.3 TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Las propiedades mecánicas del duraluminio pueden modificarse a partir de la aplicación de ciclos de tratamiento térmico. Normalmente se utiliza un ciclo que consiste de tres etapas, como son solubilización, hipertemple y envejecimiento, esta combinación es más conocida como bonificado. [13]

### 2.3.1 SOLUBILIZACIÓN

La solubilización se consigue calentando la aleación aluminio-cobre hasta una temperatura que en el diagrama de equilibrio de este sistema binario (Figura 1) indique existencia de una sola fase. Esta temperatura es bastante limitada y depende del porcentaje en cobre, suele estar comprendida entre los 490°C y los 530°C. Una temperatura deficiente, menor, implica la falta de homogeneización, lo cual se traduce en la imposibilidad de conseguir elevadas propiedades mecánicas en el posterior envejecimiento. Una temperatura excesiva, origina fusión incipiente en los límites de grano, la aleación se quema, reduciendo considerablemente la ductilidad. El tiempo de permanencia a estas temperaturas depende de las dimensiones de la pieza tratada, como dato orientativo se puede considerar que la

chapa de espesor inferior a 0,5 mm necesita un mínimo de 5 minutos y una barra de 25 mm de diámetro necesita una permanencia de media hora. [13]

### **2.3.2 HIPERTEMPLE**

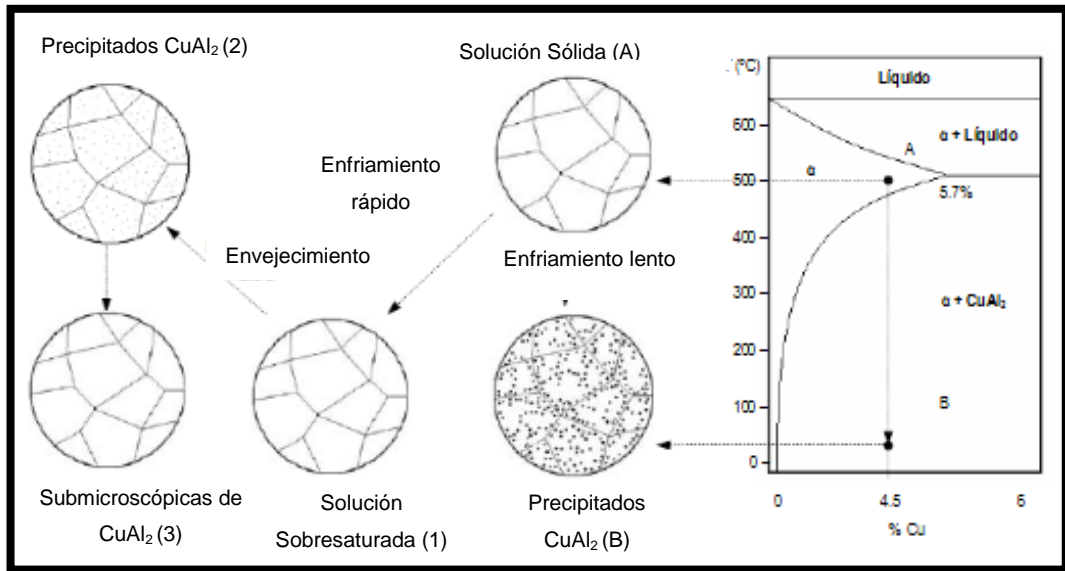
El hipertemple o congelación a temperatura ambiente de la microestructura conseguida por solubilización a elevada temperatura, se realiza enfriando las piezas a la salida del horno. Este enfriamiento se suele realizar introduciendo las piezas homogeneizadas en agua a temperatura ambiente. [13]

Si la solución sólida  $\alpha$  obtenida de la solubilización (punto A del diagrama de equilibrio; microestructura A (Figura 4)), se enfría por debajo de la línea de solvus, efectuando el temple ya mencionado (microestructura 1 (Figura 4)), se obtiene una solución sólida sobresaturada que conserva todo el cobre inicial. Al enfriar rápidamente no se ha dado tiempo a que la difusión atómica tenga lugar y se obtiene una microestructura formada únicamente por granos de fase  $\alpha$ . [14]

### **2.3.3 ENVEJECIMIENTO**

A temperatura ambiente hay sistemas que tienden espontáneamente a la situación de equilibrio, es decir, que existe suficiente movilidad atómica para que el sistema vaya expulsando poco a poco el exceso de cobre mediante la formación de pequeños precipitados de  $\text{CuAl}_2$ , esto se conoce como envejecimiento natural (microestructura 2 (Figura 4)). Sin embargo, existen otros sistemas en que es necesario forzar esta reacción de precipitación mediante tratamientos térmicos a temperaturas más elevadas, estos sistemas se someten a un recocido a temperaturas por debajo de la curva de transformación para inducir la precipitación, esto se conoce como envejecimiento artificial. Tanto en el envejecimiento natural como el artificial, se obtiene una microestructura formada por granos de fase  $\alpha$  con una fina dispersión de precipitados  $\theta$  (preferiblemente  $\theta''$ ). [14]

**Figura 4.** Efecto de los tratamientos térmicos en la microestructura de un duraluminio.



**Fuente:** PRINCIPIOS DEL ENVEJECIMIENTO DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO, [en línea] <<http://es.scribd.com/doc/71998492/15/Principios-del-envejecimiento-de-las-aleaciones-de-aluminio>>, citada el 31 de julio de 2012.

## 2.4 EVALUACIÓN MECÁNICA DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO

En la mayoría de los casos, las propiedades mecánicas sirven como base para dictaminar sobre un material concreto, con vistas a un fin de aplicación. En el desarrollo de este trabajo se hicieron uso de ensayo de tracción, dureza y laminación.

### 2.4.1 ENSAYO DE DUREZA

Con este ensayo se mide la resistencia de la superficie de un material a la penetración por un objeto duro. Para materiales de aluminio es común el ensayo de dureza Brinell, los valores de la dureza Brinell se extienden en el aluminio desde  $\text{HB} = 15$  para el aluminio puro hasta  $\text{HB} = 160$  para  $\text{Al}_7\text{ZnMgCu}$  endurecida térmicamente, en este ensayo se mide la penetración de un objeto en el material a estudiar, el indentador o penetrador usado es una bola de acero templado de

diferentes diámetros, se suele utilizar una bola de acero de 10 a 12 milímetros de diámetro, con una fuerza de 3.000 kilogramos. [8]

#### **2.4.2 ENSAYO DE TRACCIÓN**

El ensayo de tracción estática es el que mejor determina las propiedades mecánicas de resistencia y deformabilidad de los metales. Permite obtener bajo un estado simple de tensión, el límite de elasticidad, la carga máxima y la consiguiente resistencia estática, en base a cuyos valores se fijan los de las tensiones admisibles. Cuando la probeta se encuentra bajo un esfuerzo estático de tracción simple a medida que aumenta la carga normal aplicada uniforme, se estudia ésta en relación con las deformaciones que produce. [6]

#### **2.4.3 PROCESO DE LAMINACIÓN**

El laminado es un proceso de deformación volumétrica en el que se reduce el espesor inicial del material trabajado mediante las fuerzas de compresión que ejercen dos rodillos sobre el material de trabajo. Los rodillos giran en sentidos opuestos para que fluya el material entre ellos, ejerciendo fuerzas de compresión al pasar y de cizallamiento originadas por el rozamiento que se produce entre los rodillos y el metal. [9]

En el desarrollo de este trabajo, la importancia de este proceso radica en la observación de la capacidad que tiene el duraluminio para ser modificado para su potencial uso como soporte guía en cirugía ortopédica.

### 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

La Figura 5 presenta un resumen de las etapas que se llevaron a cabo durante la ejecución del presente trabajo.

**Figura 5.** Diagrama de proceso general.

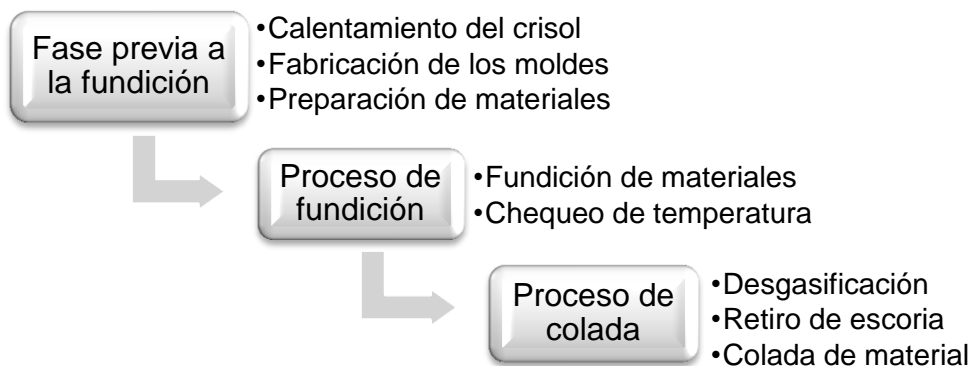


**Fuente:** Autores.

#### 3.1.1. FABRICACIÓN DE LA ALEACIÓN POR EL PROCESO DE FUNDICIÓN

La Figura 6 presenta de forma esquemáticamente del proceso que se llevó a cabo durante la fundición del duraluminio.

**Figura 6.** Diagrama de proceso de fundición del Duraluminio.



**Fuente:** Autores.

### 3.1.2. FASE PREVIA A LA FUNDICIÓN

#### 3.1.2.1. CALENTAMIENTO DEL HORNO

Se calentó el crisol durante dos días, el calentamiento se hizo lentamente usando gas, llevándolo a una temperatura de 500°C.

#### 3.1.2.2. FABRICACIÓN DE LOS MOLDES

Con tres días de anticipación se realizaron los moldes en arena de dos lingoteras: una para fundir la primera aleación con una composición estimada de 4.3% en peso de cobre y otra con una composición estimada de 4.7% peso de cobre. Los moldes son hechos previamente con el fin de eliminar humedad.

#### 3.1.2.3. PREPARACIÓN DE MATERIALES

1. Corte y pesada del aluminio y el cobre: Se calcularon las respectivas cantidades necesarias para fabricar el duraluminio. Además el cobre tuvo que ser laminado con el fin de tener una mayor área de exposición para su difusión. Luego de pesados se les realiza un calentamiento encima del horno no por mucho tiempo. A continuación se presentan los cálculos, teniendo en cuenta los siguientes datos: Capacidad del molde de lingotera de 2260 g, densidad del cobre (Cu) de 8960 Kg/m<sup>3</sup>, densidad del aluminio (Al) de 2698,4 Kg/m<sup>3</sup> y Capacidad del crisol: de 20 Kg de cobre (Cu).

Calculando el volumen de la lingotera para determinar el tiempo de colada:

$$t_c = 1.25\sqrt{2P} \quad (1)$$

Donde:

$t_c$ : Tiempo de colada.  $P$ : Peso de la lingotera en Kilogramos.

Volumen de un trapecio:

$$V_T = [A_{B_{ma}} + A_{B_{me}} + (\sqrt{A_{B_{ma}}} * \sqrt{A_{B_{me}}})] \frac{h}{3} \quad (2)$$

Donde:

$V_T$ : Volumen de un Trapecio.  $A_{B_{ma}}$ : Área de la Base Mayor.

$A_{B_{me}}$ : Área de la Base Menor.  $h$ : Altura del Trapecio.

$$V_T = [4.5 \times 10^{-3} + 2.2 \times 10^{-3} + (\sqrt{4.5 \times 10^{-3}} * \sqrt{2.2 \times 10^{-3}})] \frac{0.037}{3} \quad (3)$$

$$V_T = 1.17 \times 10^{-4} m^3$$

Volumen de la Placa:

$$V_p = l \times l \times l \quad (4)$$

Donde:

$V_p$ : Volumen de una Placa.  $l$ : Lado de la placa.

$$V_p = 0.01 \times 0.42 \times 0.06$$

$$V_p = 2.52 \times 10^{-4} m^{-4}$$

Volumen del Lingote:

$$V_L = V_p + 5V_T \quad (5)$$

$$V_L = 2.52 \times 10^{-4} + (5 \times 1.17 \times 10^{-4})$$

$$V_L = 8.37 \times 10^{-4} m^3$$

Masa de Lingote:

$$m_L = \rho_D V_L \quad (6)$$

Donde:

$m_L$ : Masa del lingote.  $\rho_D$ : Densidad del duraluminio

$$m_L = 2800 \times 8.37 \times 10^{-4}$$

$$m_L = 2.34 \text{ Kg}$$

Entonces, el tiempo de colada:

$$t_c = 1.25 \sqrt{2 \times 2.34}$$

$$t_c = 2.7 \text{ s}$$

Calculando la capacidad del crisol en términos de aluminio (ya que es una aleación aluminio – cobre):

$$20 \text{ Kg Cu} \times \frac{2698 \text{ Kg/m}^3}{8960 \text{ Kg/m}^3} = 6,022 \text{ Kg de Al.}$$

Capacidad del crisol: 6,022 Kg de aluminio (Al).

Teniendo en cuenta la capacidad del crisol se decidió fundir 5 Kg de aleación. Entonces, calculando para 5 Kg de aleación la cantidad de cobre necesario:

Aleación Al-Cu (4,3% Cu):

$$5000 \text{ g} \times \frac{4,3\%}{100\%} = 215 \text{ g Cu}$$

Peso de cobre para la primera fundición: 215 g.

Peso de aluminio para la fundición: 4785 g.

Apartir de la primera fundición se fundió la segunda aleación Al-Cu (4,7% en peso de Cu). Cantidad de aleación consumida en la primera colada: 2260 g, lo cual es equivalente a la capacidad del molde. Cantidad de aleación resultante en el crisol: 2740 g.

Calculando la cantidad de cobre disuelta en la aleación resultante:

$$2740 \text{ g} \times \frac{4,3\%}{100\%} = 118,2 \text{ g}$$

Peso de cobre resultante de la primera colada: 118,2 g.

Calculando el cobre necesario para crear una aleación Al- 4,7% en peso de Cu:

$$2740 \text{ g} \times \frac{4,7\%}{100\%} = 128,78 \text{ g}$$

Calculando la cantidad de cobre adicional:

$$128,78g - 118,2g = 10,58 g$$

Peso de cobre que se deben agregar para la segunda fundición: 10,58 g.

2. Se pesaron 225 g de fundente de protección, en este caso una mezcla de cloruro de sodio (NaCl) y cloruro de potasio (KCl). El fundente se calentó a 250°C en una estufa por 30 min aproximadamente.

3. Se preparó una mezcla de unto (polvo de grafito, polvo de caolinita, silicato de sodio y agua), para cubrir con este todos los implementos metálicos a utilizar (cuchara de fundición, agitador, etc), esto con el fin que no se disuelva hierro en la aleación.

### **3.1.3. PROCESO DE FUNDICIÓN**

#### **3.1.3.1. FUNDICIÓN DE MATERIALES**

Se introdujeron al horno el aluminio y luego el cobre, teniendo en cuenta que el cobre debe difundirse en el aluminio y este tiene un punto de fusión mayor. El punto de fusión del cobre es 1084°C y del aluminio es 660°C. Luego se introdujo el fundente.

#### **3.1.3.2. MONITOREO DE TEMPERATURA**

La temperatura del horno se monitoreo usando un pirómetro, teniendo en cuenta que el duraluminio funde a 660°C.

### **3.1.4. PROCESO DE COLADA**

#### **3.1.4.1. DESGASIFICACIÓN**

Se retiró el crisol del horno y se realizó una desgasificación mediante una lanza de acero inoxidable inyectando nitrógeno de una bala de este mismo.

### 3.1.4.2. RETIRO DE ESCORIA

Con el uso de un escoriador se retiró la escoria que se encontraba flotando en la aleación, depositándola en un recipiente aparte. Este paso se realizó rápidamente.

### 3.1.4.3. COLADA EN EL MOLDE

Por último se procedió a vaciar la aleación fundida en el molde previamente hecho y calentado con llama de gas, esta labor se realizó desde el centro del molde de manera que lo último en llenarse fue el centro. Como ya se especificó se realizaron dos aleaciones con diferente composición (una de 4,3% en peso Cu y otra con 4,7% en peso de Cu), para la segunda aleación se adicionó el cobre necesario y se procedió de la misma forma.

### 3.1.5. VARIABLES DE LOS PROCESOS DE FUNDICIÓN

La Tabla 1 resume las variables tenidas en cuenta durante los procesos de fundición del duraluminio, ya que fue necesario realizar tres fundiciones con el fin de ajustar la composición de la aleación.

**Tabla 1.** Variables en los diferentes procesos de fundición.

Variables	Primera fundición	Segunda fundición	Fundición final
Temperatura de fundición	850°C	700°C	680°C
Desgasificación	Nitrógeno	Nitrógeno y pastillas de hexacloroetano en diferentes tiempos	Nitrógeno y pastillas de hexacloroetano mezclados
Fundente	250 g de NaCl mezclado con KCl	500 g de NaCl mezclado con KCl	600 g de NaCl con KCl
Calentamiento de materiales	Sobre el horno	En una estufa a 200°C	En una estufa a 200°C

#### 3.1.5.1. ESPECIFICACIONES DE LA FUNDICIÓN FINAL

La última fundición desarrollada fue una aleación madre, es decir, se fabricó a partir de una aleación aluminio-cobre pre-existente. A partir de la segunda

fundición realizada, la cual arrojó una composición aproximada de 2,6% en peso de cobre, se calculó y agregó el cobre necesario para adquirir la composición deseada para el duraluminio de 3 - 5 % en peso de cobre, a continuación se muestran los cálculos realizados:

- Se tienen 5000 g de aleación con 2,6% peso de Cu.

$$5000g \times \frac{2,6\%}{100\%} = 130 \text{ g de Cu}$$

- Para que la aleación quede con 4,5 % peso de Cu es necesario agregar:

$$130g \times \frac{1,9\%}{2,6\%} = 95 \text{ g de Cu}$$

### **3.2. ANÁLISIS QUÍMICO**

La composición química de las aleaciones fundidas se realizó por espectrofotometría de emisión óptica, para la primera fundición usando un equipo Marca SHIMADZU, del Laboratorio de Caracterización de Materiales de la Universidad Nacional de Medellín y para la última fundición usando un equipo Q4 – Tasman, del Laboratorio de GIMAT, sede Guatigüara de la Universidad Industrial de Santander. Así mismo en el caso de la segunda fundición la composición química fue determinada usando espectrofotometría de energía dispersiva de rayos (EDX), dispositivo acoplado a un microscopio electrónico de barrido (SEM), Marca Zeiss Ivo 55, del Centro de Corrosión y Protección de la Universidad de Manchester.

### **3.3. ADECUACIÓN DE PROPIEDADES POR MEDIO DE UN TRATAMIENTO TÉRMICO**

Ciclos de tratamiento térmico se aplicaron a la aleación desarrollada en el tercer y último proceso de fundición.

### **3.3.1. SOLUBILIZACIÓN DE LA ALEACIÓN**

Se realizó mediante la introducción de probetas de la aleación fundida en el horno Heraeus Achtung del Laboratorio de Pirometalurgia de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica durante 60 min a 530°C.

### **3.3.2. TEMPLE DE LA ALEACIÓN**

Luego de tener las probetas solubilizadas fueron templadas en agua a 20°C con agitación media.

### **3.3.3. ENVEJECIDO DE LA ALEACIÓN**

Una vez templadas las probetas se introdujeron en el horno Heraeus Achtung por 60 min a 170°C y se dejaron enfriar al aire.

## **3.4. EVALUACIÓN POR MEDIO DE PRUEBAS MECÁNICAS**

### **3.4.1. ENSAYO DE DUREZA**

Esta prueba se realizó a probetas con unas dimensiones de 2 X 2 X 2cm tanto de las probetas sin ciclo térmico, las probetas con ciclo de solubilización y las probetas con ciclo de envejecimiento. A cada una le fueron hechas dos indentaciones, las cuales se promediaron para obtener la dureza final de cada muestra. Se usó un equipo King Tester Corp., con escala Brinell, usando un patrón de verificación Placa Sun Tec No.033830, una carga de 500 Kgf., y un indentador de bola de 10 mm de diámetro.

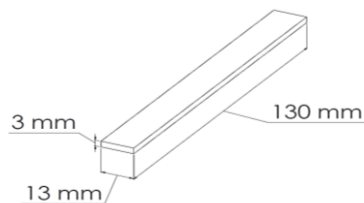
### **3.4.2. PRUEBA DE TRACCIÓN**

Para esta prueba fue necesario mecanizar las probetas según las especificaciones de la máquina de ensayos universal "TIMIUS OLSEN" del laboratorio de GIMAT de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica. Se calculó el área transversal según el esfuerzo máximo del equipo teniendo en cuenta un factor de seguridad (Anexo A). La mecanización fue realizada en un centro de mecanizado fresadora CNC. Se ensayaron tres probetas de cada tipo (sin ciclo térmico y en estado de bonificado).

El ensayo se realizó aplicando carga hasta valores máximos comprendidos entre 4000 y 6000N, con una velocidad de deformación de 1mm por minuto.

Las probetas ensayadas en tracción tenían las dimensiones mostradas en la Figura 7, estas fueron determinadas según los cálculos que se presentan en el Anexo A.

**Figura 7.** Dimensiones de la probeta para ensayo de tracción.

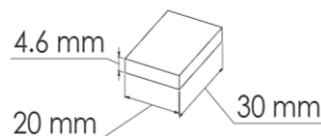


**Fuente:** Autores.

### 3.4.3. PRUEBA DE LAMINACIÓN

Para el desarrollo de esta prueba fue necesario mecanizar las probetas, para lo cual fue necesario calcular el área transversal según especificaciones del laminador combinado de doble cabezal "TATUM" de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica. La mecanización fue realizada en un centro de mecanizado fresadora CNC. La prueba se realizó con una carga comprendida entre 2300 - 2500 lb y una potencia promedio de 0,3 hp. Las dimensiones de las probetas se presentan en la Figura 8, estas fueron determinadas según los cálculos que se presentan en el Anexo A.

**Figura 8.** Dimensiones de la probeta para ensayo de laminación.



**Fuente:** Autores.

Fueron pasadas tres probetas de cada tipo (sin ciclo de tratamiento térmico y bonificadas), con el fin de obtener una que muestre el espesor en el que se presentan las primeras grietas, y la propagación de estas en disminuciones de espesor de a un centímetro, las pasadas realizadas fueron de 30°.

## **4. RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS**

### **4.1. PRIMERA FUNDICIÓN**

#### **4.1.1. ANÁLISIS QUÍMICO**

Los resultados del análisis químico por espectrofotometría de emisión óptica realizado a las muestras de la primera fundición, se aprecian en la Tabla 2. Para cada composición calculada se tomaron dos muestras (de cada extremo del lingote) con el fin de observar la composición a lo largo del lingote fundido.

Los resultados muestran que el porcentaje de cobre está entre 0,55 y 0,85 % en peso. Valores muy inferiores a los esperados, aunque se mantiene la diferencia establecida entre las probetas en las que se esperaba 4,3% en peso de Cu y las de 4,7% en peso de Cu. Además se observa que los porcentajes de hierro son altos, inclusive más que los de cobre y los porcentajes de silicio son muy similares a los del cobre.

Este bajo porcentaje de peso en cobre, podría atribuirse al bajo control realizado en cuanto a la temperatura de colada, ya que el punto de fusión del duraluminio es de 660°C, y en esta fundición la temperatura de colada fue de 850°C. De esta forma se presentó un sobrecalentamiento de la aleación, que produjo una pérdida de cobre, debido a que parte del cobre agregado fue en forma de viruta, teniendo una superficie de exposición demasiado grande que resultó en la pérdida del cobre. La aleación obtenida además de presentar una baja composición en cobre, también presentó una alta porosidad, esto debido posiblemente a la pobre desgasificación realizada, ya que sólo se utilizó desgasificación con nitrógeno, lo que indicó la necesidad de usar pastillas de hexacloroetano en las siguientes fundiciones.

Los altos porcentajes en peso de otros elementos como el hierro, fue causado por la lanza empleada en la inyección del nitrógeno en la etapa de desgasificación, ya que esta se encontraba directamente en contacto con el líquido fundido sin un unto correspondiente.

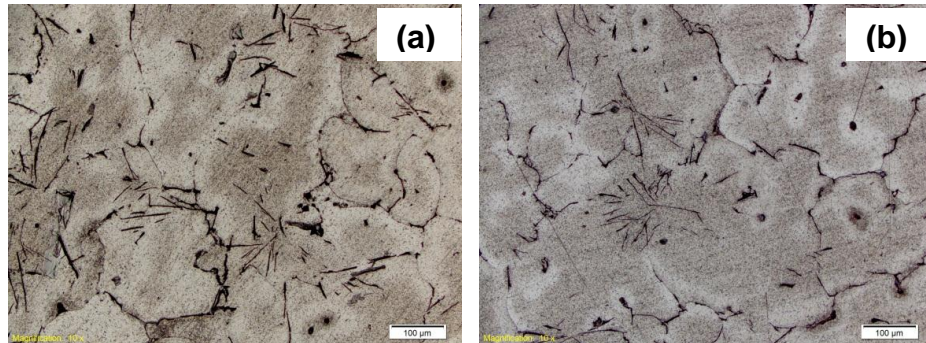
**Tabla 2.** Análisis químico - Primera fundición.

<b>Elemento</b>	<b>Aleación Al-Cu al 4,3%- Extremo 1 [% en peso]</b>	<b>Aleación Al-Cu al 4,3%- Extremo 2 [% en peso]</b>	<b>Aleación Al-Cu al 4,8%- Extremo 1 [% en peso]</b>	<b>Aleación Al-Cu al 4,8%- Extremo 2 [% en peso]</b>
Aluminio	97,17	97,38	96,80	97,11
Cobre	0,54	0,58	0,85	0,78
Silicio	0,50	0,52	0,59	0,57
Hierro	1,23	0,96	1,21	0,99
Manganeso	0,06	0,06	0,06	0,06
Magnesio	0,02	0,02	0,00	0,00
Cromo	0,13	0,13	0,13	0,13
Níquel	0,03	0,04	0,04	0,04
Zinc	0,24	0,24	0,23	0,23
Titanio	0,03	0,03	0,03	0,03
Vanadio	0,01	0,01	0,01	0,01
Plomo	0,01	0,02	0,03	0,02
Estaño	0,02	0,02	0,02	0,02

#### **4.1.2. ANÁLISIS METALGRÁFICO**

Las micrografías ópticas de las muestras de la primera fundición, tanto para las muestras con un 4,3% en peso de Cu calculado y las muestras con un 4,7% en peso de Cu calculado, se muestran en la Figura 9. Se observa una matriz que según el diagrama de fases Al – Cu (Figura 1) corresponde a la fase  $\alpha$  que para esta fundición obtuvo un bajo contenido de cobre. Los precipitados de color oscuro, presumiblemente, son impurezas relacionadas con el alto porcentaje encontrado de otros elementos como el hierro y el silicio. Los precipitados más claros, presentes en baja cantidad, podrían corresponder a la fase  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ).

**Figura 9.** Micrografías ópticas de la primera fundición. (a) Probeta con 4,3% en peso de Cu. (b) Probeta con 4,7% en peso de Cu. 200 X. Las probetas fueron atacadas con una mezcla de ácidos.



**Fuente:** Autores.

## **4.2. SEGUNDA FUNDICIÓN**

### **4.2.1. ANÁLISIS QUÍMICO**

En el caso particular de esta segunda fundición, la composición química fue determinada usando espectroscopia de energía dispersa de Rayos X (EDX). En la Tabla 3 se tiene la composición química de la matriz de la aleación, obteniendo un porcentaje 2,6% en peso de cobre, éste corresponde al cobre disuelto en la matriz  $\alpha$ , el cual coincide con análisis realizados a diferentes puntos de la matriz. Este porcentaje aumento con referencia de la primera fundición, lo que indica un mejor control del proceso en cuanto a temperatura. También se tiene la composición de los precipitados, la cual se realizó en diversos puntos de los precipitados encontrados en la aleación, arrojando dos tipos de precipitados, mostrados en la tabla 3, los de tipo 1 con un porcentaje en peso de cobre de 45% y los de tipo 2 con un porcentaje en peso de cobre de 26%. Como se observa en la figura 1, el contenido de cobre en la fase intermetálica ( $\text{CuAl}_2$ ) es de 53%, por esta razón en los precipitados de tipo 1 con un porcentaje en peso de cobre de 45% se presume que hay presencia de esta fase intermetálica, ya que no se observa una cantidad apreciable de algún otro elemento además del aluminio, que sugiera otro tipo de compuesto.

Para los precipitados de tipo 2, con un porcentaje en peso de cobre de 26% se observa además un porcentaje en peso de hierro de 11%, lo que nos indica que hay presencia de otro tipo de compuestos en esta estructura, ya que en estudios recientes demuestran que con un contenido mayor de 0,5% de hierro en peso, se forman partículas del tipo  $Al_7Cu_2Fe$ , debido a la casi nula solubilidad del hierro en el aluminio en el estado sólido; tales compuestos intermetálicos no afectan las propiedades mecánicas. [21]

**Tabla 3.** Análisis químico - Segunda fundición.

<b>Elemento</b>	<b>% en peso en la matriz</b>	<b>% en peso en los precipitados tipo 1</b>	<b>% en peso en los precipitados tipo 2</b>
Aluminio	90,15	42,36	54,21
Cobre	2,61	45,68	26,70
Carbono	4,57	7,31	7,09
Silicio	0,25	0,49	0,38
Hierro	0,16	0,00	11,31
Oxígeno	1,34	4,16	0,00
Plata	0,93	0,00	0,00

El enfriamiento de una aleación con 2.6% en peso de cobre de acuerdo con el diagrama de equilibrio de fases, podría resumirse según lo presentado en la Tabla 4. Se observa que a las diferentes temperaturas las fases presentan cambios importantes, teniendo la solidificación total de la fase  $\alpha$  a una temperatura de 612°C, y el inicio de la precipitación de la fase  $\theta$  a 438°C, obteniendo un 96% de fase  $\alpha$  y un 4% de fase  $\theta$ , para una solidificación con enfriamiento en equilibrio de una aleación de Al – 2,6% en peso de Cu.

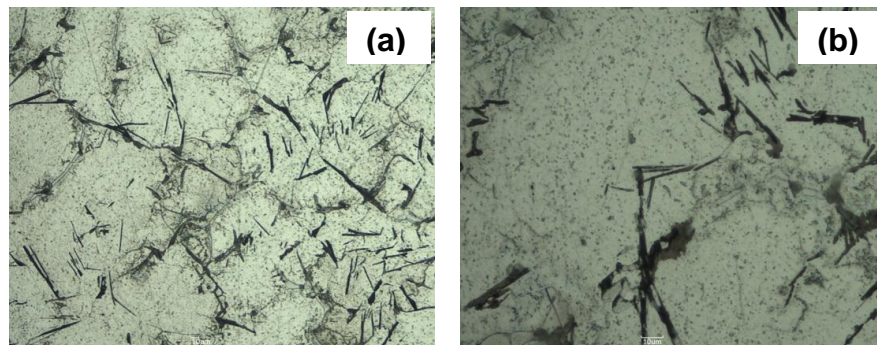
**Tabla 4.** Etapas de la solidificación de una aleación Al -2,6% en peso de Cu.

Temperatura [°C]	Fases	Composición [% en peso de Cu]	Cantidad [%]
675	Líquido	L = 2,60	100,00
625	$\alpha$ + Líquido	$\alpha$ = 2,00 L = 13,00	$\alpha$ = 94,50 L = 5,50
612	$\alpha$	$\alpha$ = 2,60	$\alpha$ =100,00 Solidificación total
438	$\alpha$	$\alpha$ = 2,60	$\alpha$ =100,00 Comienza precipitación de $\theta$
350	$\alpha$ y $\theta$	$\alpha$ = 1,00 $\theta$ = 52,50	$\alpha$ = 96,90 $\theta$ = 3,10
0	$\alpha$ y $\theta$	$\alpha$ = 0,50 $\theta$ = 54,00	$\alpha$ = 96,00 $\theta$ = 4,00

#### 4.2.2. ANÁLISIS METALGRÁFICO

Las micrografías ópticas de las muestras de la segunda fundición, se pueden contemplar en la figura 10, observando una estructura Widmanstätten típica de las aleaciones Al-Cu. [20]. Se aprecia una matriz que según el diagrama de fases Al – Cu (figura 1) corresponde a la fase  $\alpha$ , de color claro, y precipitados en los límites de grano de color gris oscuro, correspondiente a partículas de  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ) y de tipo  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ , justificado por el alto porcentaje en peso de hierro encontrado en el análisis químico de los precipitados tipo 2 en la tabla 3. [21]. Además se observan impurezas de color negro, que se presume corresponden a impurezas no metálicas que se generan durante la fusión por oxidación de los materiales de carga de herramientas sucias, de erosión de refractarios y fundentes químicos usados en el proceso de fundición. [22]

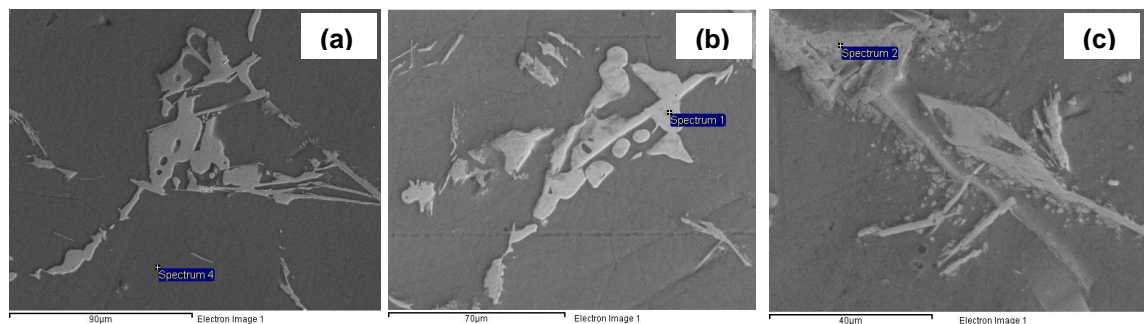
**Figura 10.** Micrografías ópticas de la segunda fundición. (a) Micrografía a 200X (b) Micrografía a 500 X. Las probetas fueron atacadas con una mezcla de ácidos.



**Fuente:** Autores.

En la Figura 11 se observan las micrografías electrónicas correspondientes a la segunda fundición, en la micrografía (a) se desarrolló el análisis químico de la matriz de color oscuro, la cual según el diagrama de la figura 1, corresponde a la fase  $\alpha$ . En la micrografía (b) y (c) se realizó el análisis químico de los precipitados de color claro tipo 1 y 2 respectivamente, estos explicados con anterioridad.

**Figura 11.** Micrografías electrónicas de la segunda fundición. (a) Micrografía a 95  $\mu\text{m}$ . (b) Micrografía con precipitados tipo 1 a 70  $\mu\text{m}$ . (c) Micrografía con precipitados tipo 2 a 40  $\mu\text{m}$ .



**Fuente:** Directora de proyecto.

### 4.3. TERCERA FUNDICIÓN

#### 4.3.1. ANÁLISIS QUÍMICO

Los resultados del análisis químico por espectrofotometría de emisión óptica realizado a las muestras de la tercera fundición se aprecian en la Tabla 5. Para

esta fundición se tomo una única composición calculada de 4,5% en peso de Cu, los análisis fueron realizados a diferentes partes del lingote fundido, con el fin de analizar la influencia en la composición del metal colado. Los resultados muestran un contenido de cobre en porcentaje en peso entre 4,5% y 4,7%, siendo este el esperado, además se observa una composición uniforme a lo largo del lingote. El análisis químico arroja un alto porcentaje en peso de hierro, el cual puede atribuirse a los implementos utilizados en el proceso de fundición.

**Tabla 5.** Análisis químico – Tercera fundición.

<b>Elemento</b>	<b>Aleación Al-Cu Extremo 1 [% en peso]</b>	<b>Aleación Al-Cu Extremo 2 [% en peso]</b>	<b>Aleación Al-Cu Centro [% en peso]</b>
Aluminio	92,94	93,10	92,89
Cobre	4,66	4,54	4,69
Silicio	0,38	0,37	0,39
Hierro	1,73	1,70	1,75
Manganeso	0,03	0,03	0,03
Cromo	0,02	0,02	0,02
Níquel	0,01	0,01	0,01
Zinc	0,16	0,16	0,15
Titanio	0,02	0,02	0,02
Estaño	0,01	0,01	0,01

El enfriamiento de una aleación con 4.6% en peso de cobre de acuerdo con el diagrama de equilibrio de fases, podría resumirse según lo presentado en la Tabla 6. Se observa que a las diferentes temperaturas las fases presentan cambios importantes, teniendo la solidificación total de la fase  $\alpha$  a una temperatura de 560°C, y el inicio de la precipitación de la fase  $\theta$  a 520°C, obteniendo un 92,34% de fase  $\alpha$  y un 7,66% de fase  $\theta$ , para una solidificación con enfriamiento en equilibrio de una aleación de Al – 4,6% en peso de Cu.

**Tabla 6.** Etapas de la solidificación de una aleación Al – 4,6% en peso de Cu.

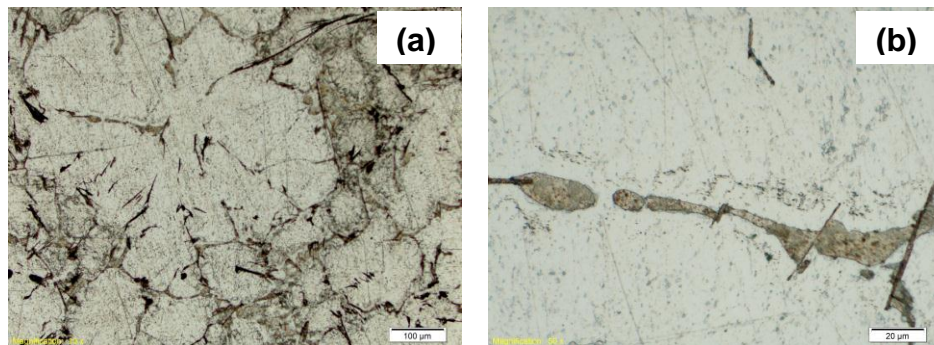
Temperatura [°C]	Fases	Composición [% en peso de Cu]	Cantidad [%]
675	Líquido	L = 4,60	100,00
625	$\alpha$ + Líquido	$\alpha$ = 2,00 L = 13,00	$\alpha$ = 76,40 L = 23,60
560	$\alpha$	$\alpha$ = 4,60	$\alpha$ =100,00 Solidificación total
520	$\alpha$	$\alpha$ = 4,6	$\alpha$ =100,00 Comienza precipitación de $\theta$
350	$\alpha$ y $\theta$	$\alpha$ = 1,00 $\theta$ = 52,50	$\alpha$ = 93,00 $\theta$ = 7,00
0	$\alpha$ y $\theta$	$\alpha$ = 0,50 $\theta$ = 54,00	$\alpha$ = 92,34 $\theta$ = 7,66

#### 4.3.2. ANÁLISIS METALGRÁFICO

Las micrográficas de las muestras de la tercera fundición se pueden apreciar en la Figura 12, observando una estructura Widmanstätten típica de las aleaciones Al-Cu, con una matriz que según el diagrama de fases Al – Cu (Figura 1) corresponde a la fase  $\alpha$ , de color claro y un precipitado continuo en los límites de grano de color marrón. Este precipitado se observa más definido que en las anteriores fundiciones y en una mayor proporción. [20]

Se presume que en el precipitado se encuentran partículas de dos tipos: de tipo  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ) y de tipo  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ , estas últimas debido al alto contenido de hierro en la aleación [21]. Además se observan impurezas de color negro, en menor proporción que en las anteriores fundiciones, que se presume corresponden a impurezas no metálicas que se generan durante la fusión por oxidación de los materiales de carga de herramientas sucias, de erosión de refractarios y fundentes químicos usados en el proceso de fundición. [22]

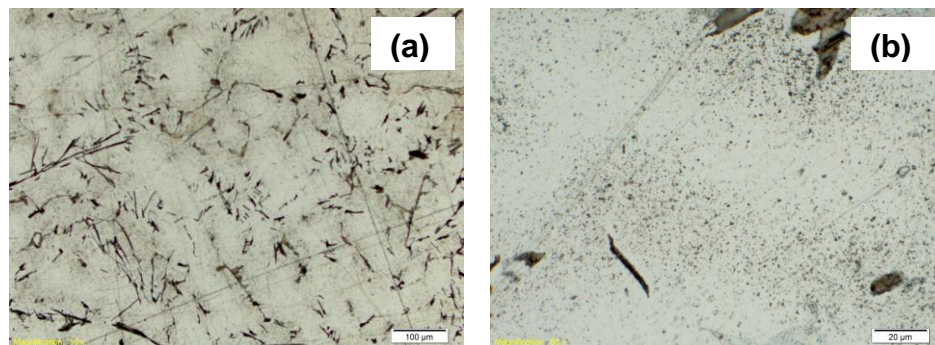
**Figura 12.** Micrografías ópticas de la tercera fundición. (a) Micrografía a 200 X. (b) Micrografía a 1000 X. Las probetas fueron atacadas con una mezcla de ácidos.



**Fuente:** Autores.

Las micrografías de las muestras a las cuales se les aplicó el ciclo térmico de solubilización se pueden apreciar en la Figura 13. En la micrografía a 1000X se logra observar parte de la fase  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ) dispersa, en forma de puntos oscuros, en la matriz  $\alpha$  de color claro. En la micrografía a 200X no se logra observar esta fase dispersa debido a su tamaño fino, en esta misma micrografía se aprecian fases no difundidas por lo que se presume que hay presencia de líquido remanente, ya que este es difícil de difundir con las condiciones de temperatura y tiempo a las que se efectuó el ciclo térmico de solubilización. [20]

**Figura 13.** Micrografías ópticas de la tercera fundición solubilizada. (a) Micrografía a 200X. (b) Micrografía a 1000 X. Las probetas fueron atacadas con una mezcla de ácidos.



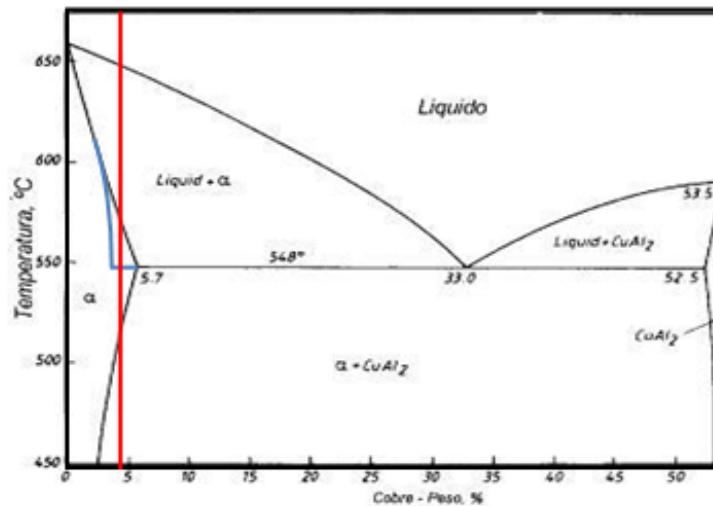
**Fuente:** Autores.

En la Figura 14 se muestra el diagrama de equilibrio de para el sistema Al-Cu, con una línea roja se muestra la solidificación en equilibrio de la aleación Al – 4,6% en peso de Cu. Como se observa en la figura el último líquido se solidifica ordinariamente cerca de los 560°C, sin embargo, si la aleación se enfría demasiado rápido se produce una curva de solidus fuera del equilibrio (Figura 14 – línea azul), entonces la fase  $\alpha$  primaria sigue creciendo hasta justo por debajo de 548°C, el líquido remanente fuera del equilibrio contiene 33% en peso de Cu, este líquido se transforma en el microconstituyente eutéctico, presentándose en los límites de grano, como se logra apreciar en la micrografía de la aleación solubilizada (Figura 13 – Probeta a 200X). [20]

La cantidad del eutéctico fuera del equilibrio es:

$$\% \text{ eutéctico} = \frac{4,6 - 3}{33 - 3} \times 100 = 5,33\%$$

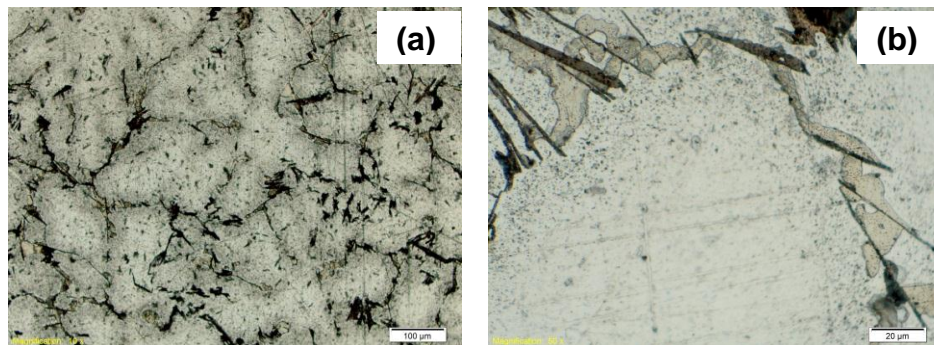
**Figura 14.** Diagrama de fases Al - Cu fuera del equilibrio.



**Fuente:** ASKELAND, Donald R, Ciencia e Ingeniería de los materiales, Tercera Edición en español, International Thomson Editores, 1998, página 275.

Las micrografías de las muestras a las cuales se les aplicó el ciclo térmico de envejecido se pueden apreciar en la Figura 15. Se observa la presencia de precipitados en los límites de grano de un color marrón claro (micrografía a 1000X), se presume que estos son de la fase  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ), los cuales no deberían apreciarse debido al tratamiento térmico realizado, como se muestra en la Figura 4. Lo anterior indica que el tratamiento térmico aplicado no es el más adecuado y que además se tiene presencia de líquido remanente, tal como se describió en los párrafos anteriores (Figura 14).

**Figura 15.** Micrografías ópticas de la tercera fundición con envejecimiento. (a) Micrografía a 200X. (b) Micrografía a 1000 X. Las probetas fueron atacadas con una mezcla de ácidos.



**Fuente:** Autores.

#### 4.3.3. ENSAYO DE DUREZA

Los resultados del ensayo de dureza se presentan en la Tabla 7. Los resultados son coherentes con los mostrados en la literatura para aleaciones Al-Cu, las cuales presentan una dureza en un intervalo entre 50HB y 140HB, según su estado. [8]

**Tabla 7.** Datos de ensayo de dureza Brinell.

<b>Probetas</b>	<b>Diámetro Identación [mm]</b>	<b>Dureza Brinell [HB]</b>	<b>Diámetro Identación [mm]</b>	<b>Dureza Brinell [HB]</b>	<b>Dureza Brinell promedio [HB]</b>
Fundida 1	3,05	66,80	3,07	65,90	66,35
Fundida 2	2,91	73,60	2,93	72,50	73,05
Solubilizada 1	3,28	57,50	3,26	58,30	57,90
Solubilizada 2	3,21	60,10	3,20	60,50	60,30
Envejecida 1	3,10	64,60	3,11	64,20	64,40
Envejecida 2	3,20	60,50	3,21	60,10	60,30

Al comparar los datos obtenidos en los diferentes estados del duraluminio ensayado, se aprecia que la dureza de las probetas con ciclo de tratamiento térmico es similar a la de las probetas sin ciclo de tratamiento térmico. Lo anterior sugiere que el tratamiento térmico aplicado no fue el más conveniente para endurecer la aleación y que podría mejorarse.

Según la bibliografía consultada, para este ciclo de tratamiento térmico de bonificado aplicado al duraluminio, existen amplios intervalos de tiempo y temperatura que dificulta decidir cuál es el más adecuado, haciendo necesario un estudio más profundo para cada tipo de duraluminio.

#### **4.3.4. ENSAYO DE TRACCIÓN**

Los datos obtenidos de este ensayo se muestran en las Tablas 8 y 9, para las probetas sin ciclo de tratamiento térmico y para las probetas con ciclo de tratamiento térmico. No se muestran todos los datos en las tablas debido a la cantidad, pero en las gráficas son tenidos en cuenta la totalidad de estos.

Para los resultados presentados en las Tabla 8 y 9 se realizaron los siguientes cálculos:

- Esfuerzo ingenieril:

Área transversal:  $A_0 = 13\text{mm} \times 3\text{mm} = 39\text{mm}^2$

$$\sigma = \frac{P}{A_0} = \frac{1440}{39} = 36,923 \left[ \frac{\text{N}}{\text{mm}^2} \right] \quad (7)$$

- Deformación ingenieril:

Longitud inicial:  $L_0 = 130\text{mm}$

$$e = \frac{\delta}{L_0} = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L-L_0}{L_0} = \frac{(130+0,6)-130}{130} = 0,00462 \quad (8)$$

**Tabla 8.** Resultados del ensayo de tracción aplicado a probetas de la aleación Al- 4,6% en peso de Cu sin ciclo de tratamiento térmico.

Longitud [mm]	Fuerza [N]	Deformación	Esfuerzo [MPa]
0,00	60	0	1,54
0,20	660	0,001	16,92
0,40	1045	0,003	16,79
0,60	1440	0,005	36,92
0,80	1850	0,006	47,44
1,00	2275	0,008	58,20
1,20	2685	0,009	68,85
1,40	3075	0,011	78,85
1,60	3440	0,012	88,20
1,80	3770	0,014	96,67
2,00	4075	0,015	104,49
2,20	4320	0,017	110,77

**Tabla 9.** Resultados del ensayo de tracción aplicado a probetas de la aleación Al-4,6% en peso de Cu luego del ciclo de tratamiento térmico.

Longitud [mm]	Fuerza [N]	Deformación	Esfuerzo [MPa]
0,00	75	0	1,92
0,20	345	0,001	8,85
0,40	727	0,003	18,65

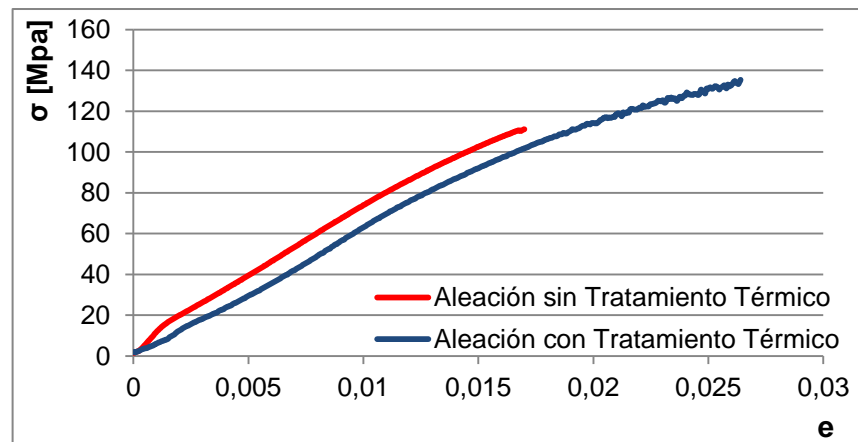
0,60	1057	0,005	27,11
0,80	1425	0,006	36,54
1,00	1830	0,008	46,11
1,20	2257	0,009	57,88
1,40	2662	0,011	68,27
1,60	3030	0,012	77,69
1,80	3360	0,014	86,15
2,00	3667	0,015	94,04
2,20	3960	0,017	101,54
2,40	4215	0,018	108,08
2,60	4455	0,020	114,23
2,80	4650	0,021	119,23
3,00	4845	0,023	124,23
3,20	5010	0,025	128,46
3,40	5257	0,026	134,81

Los resultados presentados en las tablas 8 y 9 estuvieron muy por debajo de los esperados, debido a que ensayos mecánicos realizados a duraluminios fabricados industrialmente arrojan datos en fractura dúctil con carga de rotura entre 85 – 460 MPa. [7] Para la aleación fabricada en el desarrollo de este proyecto se obtuvieron resultados en fractura frágil con carga de rotura entre 100 – 140 MPa (Tablas 8 y 9). Esto debido al proceso de fabricación, ya que esta aleación fue realizada por fundición a partir de metales puros y en un horno a gas sin atmósfera controlada, lo cual dificulta tener un control sobre el proceso.

Los resultados del ensayo de tracción para las probetas con y sin ciclo de tratamiento térmico son similares. En ambas condiciones se produjo una fractura frágil con cargas de rotura similares, esto muestra la coincidencia con los resultados arrojados por las demás pruebas mecánicas en cuanto a la poca efectividad del tratamiento térmico realizado.

Las curvas esfuerzo - deformación unitaria para las probetas antes y después del ciclo de tratamiento térmico se presentan en la Figura 16. Comparando el esfuerzo al cual fueron sometidas las muestras en el ensayo de tracción y la deformación que estas presentaron, se observa que presentan un comportamiento similar, aunque la aleación de la tercera fundición con ciclo de tratamiento térmico soportó una mayor carga antes de la rotura, pero no es un valor significativo ya que las dos aleaciones presentaron fractura frágil.

**Figura 16.** Curva esfuerzo – deformación unitaria de la aleación antes y después del ciclo de tratamiento térmico.



**Fuente:** Autores.

**Módulo de Young:** Se calcula mediante la pendiente tomando dos pares de datos.

$$Pendiente = \frac{Y_2 - Y_1}{X_2 - X_1} \quad (9)$$

$$E_{sin\ ciclo\ TT} = \frac{104,387 - 78,846}{0,01538 - 0,01077} = 55,4 [GPa]$$

$$E_{con\ ciclo\ TT} = \frac{124,231 - 94,038}{0,02461 - 0,01538} = 32,7 [GPa]$$

El módulo de Young es menor para la aleación fabricada en la tercera fundición con ciclo de tratamiento térmico, lo que indica que la aleación en este estado tiene una mayor capacidad elástica (Figura 16). Sin embargo los valores obtenidos son inferiores a los encontrados en la bibliografía, teniendo para las aleaciones de aluminio un módulo de Young de 73,0 GPa a una carga de 350 MPa. [23]

**Límite de proporcionalidad:** Hasta este punto la relación entre el esfuerzo y la deformación es lineal.

**Límite de elasticidad:** Es el mayor esfuerzo que un material puede desarrollar sin que ocurra la deformación permanente al retirar el esfuerzo. En este caso, como se observa en la Figura 16, el límite de proporcionalidad y de elasticidad, corresponden al mismo valor:

$$S_{\text{sin ciclo TT}} = 109,74 \text{ [MPa]}$$

$$S_{\text{con ciclo TT}} = 114,42 \text{ [MPa]}$$

Debido a que las aleaciones ensayadas (sin y con ciclo de tratamiento térmico) presentaron fractura frágil, el valor del límite de proporcionalidad y de elasticidad es muy cercano al valor de la carga de fractura, indicando que hasta este punto la aleación se comporta elásticamente, pero luego de este valor se presenta la fractura, ya que esta aleación no presenta una zona plástica.

**Resistencia Última a la Tracción:** Es la relación entre la carga máxima y el área inicial, coincide con el inicio de la estricción. El valor de la resistencia última a la tracción se determinó a partir de la curva Esfuerzo –Deformación Ingenieril y tiene un valor de:

$$S_{\text{ut sin ciclo TT}} = \frac{4335 \text{ N}}{39 \text{ mm}^2} = 111,15 \text{ [MPa]}$$

$$S_{\text{ut con ciclo TT}} = \frac{5280 \text{ N}}{39 \text{ mm}^2} = 135,38 \text{ [MPa]}$$

**Resistencia a la Fractura:** Es la carga en el punto de fractura o de rompimiento dividida por el área inicial de la probeta. La resistencia a la fractura se determinó basada en la gráfica de Esfuerzo –Deformación Ingenieril, logrando valores iguales a los de la resistencia última a la tracción.

$$S_f \text{ sin ciclo TT} = 111,15 \text{ [MPa]}$$

$$S_f \text{ con ciclo TT} = 135,39 \text{ [MPa]}$$

**Porcentaje de reducción de área y porcentaje de elongación longitudinal:** Los valores necesarios para estos cálculos y los resultados se presentan en las Tablas 10 y 11, para las probetas sin ciclo de tratamiento térmico y las tratadas térmicamente (bonificadas) respectivamente. El cálculo fue realizado mediante las siguientes ecuaciones:

$$\%R_A = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \times 100 \quad (10)$$

Donde:

$A_0$  = Área inicial

$A_f$  = Área final

$$\%\Delta L = \frac{L_f - L_0}{L_0} \times 100 \quad (11)$$

Donde:

$L_f$  = Longitud final

$L_0$  = Longitud inicial

Comparando los valores de el límite de proporcionalidad, el límite de elasticidad, la resistencia última a la tracción, la resistencia a la fractura, el porcentaje de reducción de área y el porcentaje de elongación longitudinal entre las muestras sin ciclo de tratamiento térmico y con ciclo de tratamiento térmico, se observa que son mayores para la aleación tratada térmicamente, aunque no es una diferencia relevante, indicando la baja efectividad del tratamiento térmico realizado. En

general el bajo valor de estos resultados los cuales fueron: límite de elasticidad de 109 MPa – 114 MPa, carga de rotura de 110 MPa – 134 MPa y porcentaje de elongación de 2%, en comparación con los esperados según la bibliografía, los cuales eran: un valor de límite de elasticidad en promedio de 240 MPa, una carga de rotura en promedio de 360 MPa y un porcentaje de elongación en promedio de 11%, indica la presencia de líquido remanente, tal como se observó en el análisis metalográfico.[15]

**Tabla 10.** %R<sub>A</sub> Y %ΔL probetas sin ciclo de tratamiento térmico.

<b>Probeta</b>	<b>e inicial [mm]</b>	<b>w inicial [mm]</b>	<b>A0 [mm<sup>2</sup>]</b>	<b>e final [mm]</b>	<b>w final [mm]</b>	<b>Af [mm<sup>2</sup>]</b>	<b>%R<sub>A</sub></b>	<b>L0 [mm]</b>	<b>Lf [mm]</b>	<b>%ΔL</b>
<b>1</b>	3,00	12,80	38,40	2,96	12,78	37,83	1,49	130,00	131,24	0,95
<b>2</b>	3,00	13,00	39,00	2,86	13,00	37,18	4,67	129,00	131,54	1,97
<b>3</b>	3,00	13,10	39,30	2,94	12,94	38,04	3,20	130,00	131,52	1,17

**Tabla 11.** %R<sub>A</sub> Y %ΔL probetas con ciclo de tratamiento térmico.

<b>Probeta</b>	<b>e inicial [mm]</b>	<b>w inicial [mm]</b>	<b>A0 [mm<sup>2</sup>]</b>	<b>e final [mm]</b>	<b>w final [mm]</b>	<b>Af [mm<sup>2</sup>]</b>	<b>%R<sub>A</sub></b>	<b>L0 [mm]</b>	<b>Lf [mm]</b>	<b>%ΔL</b>
<b>1</b>	3,00	12,86	38,58	2,92	12,74	37,20	3,57	130,20	131,86	1,27
<b>2</b>	3,00	13,00	39,00	2,96	12,86	38,07	2,40	129,70	132,40	2,08
<b>3</b>	3,04	13,00	39,52	2,96	12,92	38,24	3,23	129,90	131,78	1,45

En las Figuras 17 y 18 se presentan las imágenes correspondientes a las fracturas de las muestras ensayadas en tracción, siendo estas de tipo frágil no esperada, tanto en las probetas sin ciclo de tratamiento térmico (Figura 17) como en las probetas con ciclo de tratamiento térmico (Figura 18). Lo anterior debido a la presencia de líquido remanente, dado que éste es el último que solidifica rodeando las fases primarias debilitando la aleación y causando la falla a través del eutéctico frágil. [20]

**Figura 17.** Probeta de tracción – Sin ciclo de tratamiento térmico.



**Fuente:** Autores.

**Figura 18.** Probeta de tracción – Con ciclo de tratamiento térmico.



**Fuente:** Autores.

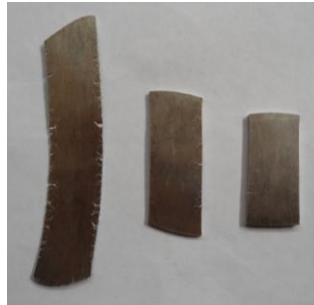
#### **4.3.5. PRUEBA DE LAMINACIÓN**

Los datos de esta prueba se pueden observar en las Tablas 12 y 13, obteniendo la medida de la disminución del área transversal y la longitud en cada probeta. El espesor inicial de las probetas fue de 4,6 mm y el final de 1mm. Las primeras grietas en las probetas sin tratamiento térmico aparecieron en un espesor de 2,8 mm, y para las probetas con tratamiento térmico en un espesor de 2,9mm.

En las Figuras 19 y 20 se pueden observar las probetas de la aleación sin ciclo de tratamiento térmico y con ciclo de bonificado (respectivamente) laminadas, se muestra el comportamiento de la aleación a medida que avanza la prueba y el crecimiento de las grietas, teniendo para cada tipo de aleación una muestra

cuando aparecen las primeras grietas, las siguientes a 2mm y 1mm. Con la temprana aparición de las grietas se corrobora que la aleación fabricada no presenta plasticidad, este comportamiento revela la baja conformabilidad en frío que presenta la aleación.

**Figura 19.** Probetas de laminación - Sin ciclo de tratamiento térmico.



**Fuente:** Autores.

**Figura 20.** Probetas de laminación - Con ciclo de tratamiento térmico.



**Fuente:** Autores.

**Tabla 12.** Prueba de laminación – Probetas sin ciclo de tratamiento térmico.

<b>Pasada</b>	<b>Espesor [mm]</b>	<b>Diferencia [mm]</b>	<b>Ancho [mm]</b>	<b>Longitud inicial (Lo) [mm]</b>	<b>Longitud final (Lf) [mm]</b>
0	4,60	0,00	20,00	30,00	30,00
1	4,00	0,60	20,60	30,00	37,00
2	3,40	0,60	21,20	37,00	44,20
3	3,10	0,30	21,60	44,20	48,00
4	2,80	0,30	22,00	48,00	53,00
5	2,55	0,25	22,30	53,00	57,10
6	2,20	0,35	22,50	57,10	61,00
7	1,90	0,30	22,70	61,00	67,90
8	1,65	0,25	22,90	67,90	72,50
9	1,50	0,15	23,00	72,50	79,00
10	1,30	0,20	23,00	79,00	87,60
11	1,25	0,05	23,10	87,60	92,10
12	1,20	0,05	23,10	92,10	95,70
13	1,15	0,05	23,10	95,70	98,20
14	1,00	0,15	23,30	98,20	104,80
<b>Promedio</b>		<b>0,26</b>	<b>22,46</b>		

**Tabla 13.** Prueba de laminación – Probetas con ciclo de tratamiento térmico.

<b>Pasada</b>	<b>Espesor [mm]</b>	<b>Diferencia [mm]</b>	<b>Ancho [mm]</b>	<b>Longitud inicial (Lo) [mm]</b>	<b>Longitud final (Lf) [mm]</b>
<b>0</b>	4,60	0,00	20,00	30,00	30,00
<b>1</b>	4,10	0,50	20,40	30,00	33,00
<b>2</b>	3,80	0,30	20,60	33,00	35,00
<b>3</b>	3,60	0,20	20,70	35,00	37,60
<b>4</b>	3,30	0,30	20,90	37,60	40,20
<b>5</b>	2,90	0,40	21,20	40,20	42,00
<b>6</b>	2,50	0,40	21,25	42,00	47,90
<b>7</b>	2,30	0,20	21,25	47,90	55,60
<b>8</b>	2,00	0,30	21,30	55,60	62,50
<b>9</b>	1,90	0,10	21,40	62,50	69,10
<b>10</b>	1,80	0,10	21,40	69,10	77,70
<b>11</b>	1,45	0,35	21,70	77,70	89,50
<b>12</b>	1,20	0,25	21,90	89,50	96,90
<b>13</b>	1,10	0,10	22,05	96,90	88,00
<b>14</b>	1,00	0,10	22,20	88,00	101,50
<b>Promedio</b>		<b>0,26</b>	<b>21,30</b>		

## 5. CONCLUSIONES

- Se obtuvo un duraluminio con un contenido de cobre en peso de 4.6%, obteniendo la composición deseada para la aleación fabricada, utilizando un proceso de fundición con las siguientes variables: una temperatura de 680°C, fundente en mezcla de NaCl con KCl y una desgasificación con pastillas de hexacloroetano e inyección de nitrógeno mezclados.
- Para el ajuste del contenido de cobre requerido para esta aleación se realizaron tres fundiciones, obteniendo el valor deseado (4,6% en peso de Cu) en la tercera fundición, siendo más viable conseguir la cantidad adecuada de cobre a partir de una aleación madre (preexistente sin impurezas).
- A la aleación con 4,6% en peso de cobre se le aplicó un ciclo de tratamiento térmico de bonificado, que consistió en una solubilización a 530°C durante una hora, siguiendo con un temple en agua a temperatura ambiente y por último un envejecido a una temperatura de 170°C durante una hora. El ciclo de tratamiento térmico no produjo las propiedades esperadas, debido a la presencia de líquido remanente, este rodeando las fases  $\alpha$  y  $\theta$ , lo cual se dedujo de las micrografías realizadas, causando fragilización en la estructura.
- Los resultados obtenidos en los ensayos mecánicos realizados fueron; para la aleación de la tercera fundición sin ciclo de tratamiento térmico, una dureza entre 66 HB – 73 HB y una carga de rotura en tracción de 110 MPa; para la aleación de la tercera fundición con ciclo de tratamiento térmico, una dureza entre 60 HB – 64 HB y una carga de rotura en tracción de 134 MPa, siendo estos valores menores a los esperados a consecuencia de la presencia de líquido remanente y a un inadecuado tratamiento térmico, en especial al poco tiempo al que fue sometido esta aleación en la etapa de envejecido.

- Las bajas propiedades mecánicas observadas en la aleación tratada térmicamente pueden atribuirse a la presencia de líquido remanente, que se produce por una curva de solidus fuera del equilibrio, a consecuencia de un enfriamiento rápido y de su composición cercana al límite máximo de solubilidad de cobre.
- En el ensayo de tracción la fractura que presentó la aleación fue de tipo frágil, siendo causada por la forma acicular del líquido remanente presente en los límites de grano.
- El ensayo de laminación demostró que la aleación no puede soportar mucha carga sin agrietarse, siendo poco deformable, esto debido a la presencia de líquido remanente en la aleación.
- La dureza Brinell de la aleación se encontró en un rango típico según la bibliografía para las aleaciones de duraluminio, aunque esta no aumento para la aleación tratada térmicamente lo que corroboró el inadecuado tratamiento térmico realizado.

## 6. RECOMENDACIONES

- En el proceso de la fabricación de la aleación Al-Cu (4,3 - 4,8%Cu en peso), es necesario tener un control de la temperatura de fusión, los fundentes a utilizar, el proceso de desgasificación, un adecuado recubrimiento de los implementos utilizados y el enfriamiento en la etapa de solidificación, con el fin de obtener una aleación con la composición deseada y libre de porosidad a un bajo costo.
- Para futuros estudios con esta aleación realizar tratamientos térmicos dejando la aleación a diferentes tiempos en la etapa de solubilización y envejecimiento, con el fin de obtener mejores resultados en sus propiedades mecánicas.

## BIBLIOGRAFÍA

1. EMPRESA.WS, [en línea] <<http://www.empresas.ws/origen-de-la-industria-del-aluminio.html>>, citada el 25 de mayo de 2011.
2. ANGIOLANI, Argeo, Introducción a la química industrial, Santiago de Chile: Ed. Andrés Bello, 1960.p. 629-631.
3. APARICIO, MANERO, RODRÍGUEZ, ARANDES, PLANELL, Aleaciones ligeras, Barcelona: Ediciones UPC, 2001. p. 23-32.
4. VERLAG, Dusseldorf (Versión española Pedro Coca), Manual del aluminio Vol. I, Barcelona: Editorial Reverte,S.A. 1992. p.33-57.
5. ALONSO BAQUERO, Arnaldo, Las propiedades de fundición, Bucaramanga: Edición UIS, Segunda edición 2009. p. 345-354.
6. TRACCIÓN, [en línea] <<http://www.v-espino.com>>, citada el 24 de junio de 2011.
7. ENSAYO DE TRACCIÓN, [en línea] <<http://www2.ing.puc.cl>>, citada el 24 de junio de 2011.
8. ENSAYOS DE DUREZA, [en línea] <[www.ing.unlpam.edu.a](http://www.ing.unlpam.edu.a)>, citada el 24 de junio de 2011.
9. LAMINACIÓN, [en línea] <[es.wikipedia.org/wiki/Laminación](http://es.wikipedia.org/wiki/Laminación) >, citada el 24 de junio de 2011.

10. CALDERÓN, Roque, Desarrollo tecnológico de aleaciones de aluminio, Bucaramanga, Edición UIS, Agosto de 1981, página 14 y 15.
11. COCA, Pedro, Manuela del Aluminio, Versión española, Barcelona, Editorial Reverté S.A, 1992, páginas 370 – 400.
12. DESGASIFICACIÓN DE ALUMINIO, [en línea], <<http://www.cryoinfra.com>>, citada el 30 de julio de 2012.
13. SOLÁ MOLERA, Pere, Tratamientos térmicos de los metales, Editorial Marcombo, S.A, 1991, páginas 111 y 112.
14. PRINCIPIOS DEL ENVEJECIMIENTO DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO, [en línea] <<http://es.scribd.com/doc/71998492/15/Principios-del-envejecimiento-de-las-aleaciones-de-aluminio>>, citada el 31 de julio de 2012.
15. ALEACIONES DE ALUMINIO, ALU-STOCK S.A, [en línea], <http://www.alu-stock.es/catalogo/pdf/libro/Alu-Stock-LA4-11>, citada el 19 de Julio de 2012.
16. GROOVER, Mikell P, Fundamentos de manufactura moderna materiales, procesos y sistemas, Edición en español, México, Publicada por Prentice – Hall Hispanoamérica S.A, 1997, páginas 448 – 450.
17. LAMINACIÓN, Curso de Materiales, Escuela Colombiana de Ingeniería “Julio Garavito”, Laboratorio de Producción, [en línea], <<http://copernico.escuelaing.edu.co/lpinilla/www/protocols/MATE/PROTOCOLO%20LAMINACION.pdf>>, citada el 19 de Julio de 2012.

18. RESISTENCIA DE MATERIALES, [en línea], <<http://es.scribd.com/doc/16668578/RESISTENCIA-DE-MATERIALES>>, citada el 19 de Julio de 2012.
19. ESPECIFICACIÓN TÉCNICA DEL DURALUMINIO C 330 R, [en línea], <<http://www.sumindu.com/especificaciones/41%20DURALUMINIO%20FUNDIDO%20C330.pdf>>, citada el 28 de Julio de 2012.
20. ASKELAND, Donald R, Ciencia e Ingeniería de los materiales, Tercera Edición en español, International Thomson Editores, 1998, páginas 196, 275,276, 289 y 290.
21. ALUMINUM ALLOYS, N. Birbilis es al. I Corrosion Science 48, 2006 4202 – 42-15.
22. TESIS: DESGASIFICADO EN FUNDICIÓN DE ALUMINIO POR MEDIO DE PASTILLAS DE HEXACLOROETANO, [en línea], <<itzamna.bnct.ipn.mx:808/dspace/bitstream/BAUTISTA%LUJANO.pdf>>, citada el 15 de septiembre de 2012.
23. MÓDULO DE YOUNG Y COEFICIENTE DE POISSON PARA DISTINTOS MATERIALES, Universidad de Chile, [en línea], [www.u-cursos.cl/ingenieria/2006.pdf](http://www.u-cursos.cl/ingenieria/2006.pdf), citada el 30 de septiembre de 2012.
24. MANUAL PARA LA SELECCIÓN Y CONTROL DE MATERIALES, Escuela Politécnica Nacional, [en línea], <[bibdigital.epn.edu.ec/handle/15000/2163](http://bibdigital.epn.edu.ec/handle/15000/2163)>, citada el 30 de septiembre de 2012.

## ANEXOS

### Anexo A. Cálculo dimensional de probetas para ensayos mecánicos.

#### A1. Probetas para ensayo de tracción.

Según la norma ASTM-E8, para el ensayo de tracción en placas, el espesor debe tener un mínimo de 3 mm, ahora calculamos el espesor de placa teniendo en cuenta un esfuerzo máximo para el Duraluminio de 455 MPa [15], y la carga máxima del equipo que es 25000 N.

$$\sigma_{max} = \frac{P_{max}}{A_0}$$

Donde:

$\sigma_{max}$ : Esfuerzo máximo.

$P_{max}$ : Carga máxima del equipo.

$A_0$ : Área transversal inicial.

$$\omega = \frac{P_{max}}{\sigma_{max} * e}$$

Donde:

$\omega$ : Ancho de placa.

$e$ : Espesor de placa.

$$\omega = \frac{25000N}{\left(455 \frac{N}{mm^2}\right) (3mm)} = 14.8 mm$$

Teniendo en cuenta un factor de seguridad del 12% tenemos:

$$\omega = 14.8mm * 0.88 = 13.024mm$$

## A2. Probetas para prueba de laminación.

Según las especificaciones del equipo, este tiene una potencia de 0.75 hp (297000 in\*lb/min), una velocidad de rotación de 10 m/min (35 rev/min), una diferencia de paso de 0.3 mm (0.012 in), radio de rodillo es 45 mm (1.77 in), con estos datos calculamos el ancho de placa, teniendo 5 mm (0.197 in) de espesor inicial.

Calculamos la longitud de contacto de los rodillos:

$$L = \sqrt{R\Delta_{paso}}$$

Donde:

$L$ : Longitud de contacto de los rodillos.

$R$ : Radio de rodillo.

$\Delta_{paso}$ : Diferencia de paso

$$L = \sqrt{1.77 * 0.012} = 0.146 \text{ in}$$

Ahora, calculamos la deformación real:

$$\epsilon = \ln \frac{t_0}{t_f}$$

Donde:

$\epsilon$ : Deformación Real.

$t_0$ : Espesor inicial.

$t_f$  Espesor final.

$$\epsilon = \ln \frac{0.197}{0.185} = 0.063 \text{ in}$$

Calculamos el esfuerzo de fluencia promedio:

$$\bar{\sigma}_f = \frac{K\epsilon^n}{1+n}$$

Donde:

$\bar{\sigma}_f$ : Esfuerzo promedio de fluencia.

$K$ : Constante para el duraluminio 60000 lb/in<sup>2</sup> en la curva de fluencia.

$n$ : Constante para el duraluminio 0.1 en la curva de fluencia.

$$\bar{\sigma}_f = \frac{60000 * 0.063^{0.1}}{1 + 01} = 41370.67 \text{ lb/in}^2$$

Calculamos la fuerza

$$F = \frac{P}{2\pi NL}$$

Donde:

$F$ : Fuerza.

$P$ : Potencia.

$N$ : Velocidad de rotación.

$$F = \frac{297000}{2\pi * 35 * 0.146} = 9250.29 \text{ lb}$$

Por último calculamos el ancho de placa:

$$\omega = \frac{F}{\bar{\sigma}_f L}$$

$$\omega = \frac{9250.29}{41370.67 * 0.146} = 1.53 \text{ in} = 38.9 \text{ mm}$$

Teniendo en cuenta un factor de seguridad del 50% tenemos:

$$\omega = 38.9 \text{ mm} * 0.5 = 19.45 \text{ mm}$$

## **Anexo B. Materiales y equipos.**

### **B1. Proceso de fundición.**

- Aluminio puro
- Cobre puro
- Fundente KCl – NaCl
- Pastillas de Hexacloroetano
- Gas de nitrógeno
- Arena sílice con bentónica cálcica nacional
- Unto (polvo de grafito, polvo de caolinita, silicato de sodio y agua)
- Bascula electrónica “OHAUS – TRAVELER”
- Cinta sin fin bimetálica para corte “SOLO-SIERRAS LTDA”
- Maquina de corte abrasivo “BUEHLER LTDA”
- Laminadora “TATUM” de doble cabezal.
- Estufa “KH HUPPERT CO”
- Crisol de grafito N.20
- Horno de crisol fijo a gas natural, capacidad 50 Kg
- Pirómetro “FLUKE”
- Cámara fotográfica
- Modelo de lingotera de madera
- Tenazas de extracción, escoriador, porta crisol y pinzas
- Lanza para desgasificación
- EPP,s (casco, visera, peto, pechera, botas, guantes, protectores auditivos)

### **B2. Análisis químico.**

- Espectrofotómetro de Emisión Óptica “SHIMADZU”
- Microscopio electrónico de barrido (SEM) “ZEISS IVO 55”

- Espectrofotómetro de Emisión Óptica Q4 – Tasman

### **B3. Análisis metalográfico.**

- Pulidora “BUEHLER – SURFMET”
- Lijas (80,120, 180, 240, 320, 400, 600)
- Pulidora de paños “METKON – FORCIPOL”
- Pulidora universal “METASERV”
- Paño “MICROCLOTH”
- Mezcla de ácidos (1,5% de HCl, 2,5% de HNO<sub>3</sub>, 0,5% de HF y 95% de H<sub>2</sub>O)
- Alúmina para paños
- Microscopio “OLYMPUS GX71”
- Microscopio “OLYMPUS GX41”

### **B4. Tratamiento térmico.**

- Horno Heraeus Achtung
- Agua a 20°C
- Pinzas
- EPP,s (casco, visera, peto, pechera, botas, guantes, protectores auditivos)

### **E5. Ensayos mecánicos.**

- Durómetro King Tester corp.
- Identador: De bola (10 mm).
- Centro de mecanizado fresadora CNC.
- Máquina de ensayos universal “TIMIUS OLSEN”
- Laminador combinado de doble cabezal “TATUM”