

**Instituto Tecnológico de Costa Rica.**  
**Escuela de Ciencia e Ingeniería de los Materiales.**  
**Licenciatura en Ciencia e Ingeniería de los Materiales**  
**con Énfasis en Procesos Industriales.**  
**CM-5300 Proyecto Final de Graduación.**

**“Fabricación y Tratamiento Térmico de Aleaciones  
de Bronce al Aluminio”.**

**Realizado por:**

Ing. Noel Jacob Ureña Sandí.

**Profesor Guía:**

Ing. José Alberto Ramírez. MBA.

**Profesores Lectores:**

Ing. William Benavides.

Ing. Fabián Araya.

20 de Julio de 2011

## RESUMEN.

*Ureña Sandí, Noel Jacob, Julio, 2011, "Fabricación y Tratamiento Térmico de Aleaciones de Bronce al Aluminio" Instituto Tecnológico de Costa Rica, Profesor Asesor: Ing. José Alberto Ramírez Picado. MBA.*

Este proyecto, fue desarrollado en el Centro de Investigación y Extensión en Ingeniería de los Materiales (CIEM) de la Escuela de Ciencia e Ingeniería de los Materiales.

En el año 2008, se exportaron en desperdicios y desechos 15,9 millones de dólares estadounidenses (US\$) de cobre; 14,4 millones de US\$ de aluminio y 29,5 millones de US\$ hierro o acero.

Como alternativa para el aprovechamiento de estos desechos, se propone la fabricación de aleaciones de bronce al aluminio, tratables térmicamente, con alta resistencia a la corrosión y a la cavitación, entre otras propiedades.

Se fabricó dos aleaciones, una con 84,6% Cu; 11,2% Al y 2,9% Fe. Otra con 83,1% Cu; 10,3% Al; 5,67% Fe, que fueron sometidas a temple desde 950°C hasta los 20°C y desde los 950°C hasta los -196°C. Así como, Se realizó revenidos a 550, 600, 650 y 700°C por dos horas.

La dureza, por lo general, subió luego de los temple. Se descartó la influencia del temple criogénico sobre la dureza o la microestructura. Los temple provocaron la formación de la microestructura acicular martensítica ( $\beta'$  sobre base  $\alpha$ ). Los revenidos a 550, 600 y 650°C, ablandaron las probetas de la aleación Cu-11%Al-3%Fe, mientras la microestructura cambiaba a granos más grandes de forma redondeada constituidos por solución sólida  $\alpha$  y fase de composición variable  $\alpha+\gamma_2$ . Luego del revenido a 700°C, la dureza se incrementó, posiblemente, por una cantidad muy alta del compuesto intermetálico  $\gamma_2$ .

## ABSTRACT.

15.9 million dollars of copper waste, 14.4 millions of aluminum scrap and 29.5 million dollars of steel and iron waste were exported from Costa Rica during 2008.

The fabrication of heat treatable aluminum bronze alloys, from those materials, is proposed to take a better advantage of them. These aluminum bronze alloys are highly resistant to corrosion and cavitation among some other properties.

The alloys that were casted and studied had the following composition: 84.6% Cu, 11.2% Al and 2.9% Fe. As well as: 83.1% Cu, 10.3% Al, and 5.67% Fe. They were quenched from 950°C (1742°F) to 20°C (68°F) and from 950°C (1742°F) to -196°C (-320°F). The quenched samples were tempered 2 hours at different temperatures: 550, 600, 650 and 700°C (1022, 1112, 1202 and 1292°F).

In general, after the quenching, the hardness of the alloys went up, compared with the as-cast hardness. The cryogenic quenching did not have any effect upon the microstructure nor the hardness of the alloys. The quenching treatments caused the  $\beta'$ , acicular martensitic microstructure, to appear. The increase in the tempering temperature (550, 600 and 650°C) for the Cu-11%Al-3%Fe alloy, caused a softening of the samples, while the microstructure of the alloys changed to larger grains made of the  $\alpha$  solid solution and the variable composition phase  $\alpha+\gamma_2$ . For the 700°C the hardness increased again, most likely because of the presence in a larger quantity of the intermetallic compound  $\gamma_2$ .

## CONSTANCIA DE DEFENSA PÚBLICA DEL PROYECTO FINAL DE GRADUACIÓN


El presente Proyecto Final de Graduación titulado "Fabricación y Tratamiento Térmico de Aleaciones de Bronce al Aluminio" y realizado en el Centro de Investigación y Extensión en Ingeniería de los Materiales (CIEM) de la Escuela de Ciencia e Ingeniería de los Materiales, durante el I Semestre de 2011, ha sido defendido, ante el Tribunal Examinador integrado por los profesores Ing. José Alberto Ramírez, MBA. Ing. Ricardo Esquivel, MSc. Ing. William Benavides; como requisito para optar al grado de Licenciatura en Ciencia e Ingeniería de los Materiales, del Instituto Tecnológico de Costa Rica.

La orientación y supervisión del proyecto desarrollado por el estudiante, estuvo a cargo del profesor asesor Ing. José Alberto Ramírez, MBA.


Este documento y su defensa ante el Tribunal Examinador han sido declarados:

Públicos

Confidenciales


  
Ing. José Alberto Ramírez, MBA.

Profesor Guía.



Ing. William Benavides.

Profesor Lector.

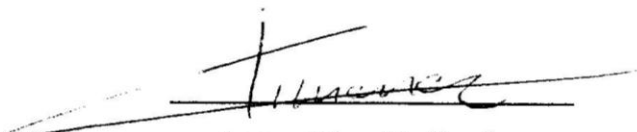
  
Ing. Noel Jacob Ureña.

Estudiante.



Ing. Ricardo Esquivel, M.Sc.

Profesor Evaluador

  
Ing. Rónald Jiménez.

Director a.i. Escuela de Ciencia e Ingeniería de los Materiales

Cartago, 20 de julio 2011

## **AGRADECIMIENTOS.**

A ti Padre, por el regalo de la vida. A mis papás y hermanos, por tantos años de esfuerzo, oraciones y apoyo. A mi esposa Ana María, por su constante preocupación y sus reiterados ánimos para que yo siguiera adelante. A mi hermano Isaías, por sus tantas horas de trabajo no remunerado y su paciencia.

Al Instituto Costarricense de Electricidad, específicamente al Departamento de Logística Inversa, y especialmente a la Lic. Marisol Montes Jiménez. Por su colaboración en la donación de los materiales usados en el proyecto.

Al Ing. José Alberto Ramírez, y por toda su colaboración y su anuencia para dar sugerencias y compartir conocimientos.

A los profesores lectores Ing. William Benavides y al Ing. Fabián Araya, por sus valiosos aportes y sugerencias. Al profesor Ing. Mario Conejo, por su ayuda con las radiografías.

Al personal del Centro de Investigación y Extensión en Ingeniería de los Materiales y de la Escuela, en especial a Don Óscar Chaverri, a Erick, Marvin, Flori, Fabián, Don Jorge y Olguita por su ayuda.

Al Laboratorio de Ensayos no Destructivos del Instituto Nacional de Aprendizaje, por su colaboración.

Al Laboratorio de Nanotecnología de la Escuela de Ingeniería Electrónica, por su amable ayuda.

A mis compañeros de trabajo y superiores de la compañía Language Line Services, por tantos cambios de horario que me permitieron culminar este proyecto.

## **DEDICATORIA.**

*A vos: Ana María. A ustedes familia.*

## ÍNDICE GENERAL

RESUMEN.....	ii
ABSTRACT. ....	ii
CONSTANCIA DE DEFENSA PÚBLICA... <b>¡Error! Marcador no definido.</b>	
AGRADECIMIENTOS.....	v
DEDICATORIA. ....	vi
ÍNDICE GENERAL .....	vii
ÍNDICE DE TABLAS.....	xi
ÍNDICE DE FIGURAS.....	xii
I. INTRODUCCIÓN.....	1
A. Identificación de la institución.....	1
1. Visión y misión de la empresa.....	1
2. Antecedentes históricos del desarrollo de la organización. ....	1
3. Ubicación geográfica de la planta.....	1
4. Estructura organizativa.....	2
5. Número de empleados. ....	2
6. Tipos de productos y sus características generales. ....	3
7. Descripción general del proceso productivo.....	3
B. Justificación del estudio.....	3
C. Objetivos. ....	5
Objetivo general.....	5
Objetivos específicos. ....	5
D. Alcances y limitaciones del estudio. ....	6
Alcances. ....	6
Limitaciones. ....	6
II. MARCO TEÓRICO.....	7

1.	Presentación. ....	7
2.	Bronces al aluminio. ....	7
2.1.	Composición. ....	7
2.2.	Clasificación. ....	7
2.3.	Diagrama de estado Cu-Al. ....	8
2.4.	Efecto de los elementos de aleación. ....	10
2.5.	Características y propiedades. ....	12
2.6.	Aplicaciones. ....	13
2.7.	Fusión y colada de los bronce al aluminio. ....	15
3.	Tratamientos térmicos de los cuproaluminios. ....	16
3.1.	Eutectoide de soluciones sólidas. ....	16
3.2.	Transformación martensítica. ....	18
3.3.	Temple y revenido. ....	19
3.4.	Estructuras metalográficas. ....	21
4.	Determinación de propiedades físico-químicas. ....	23
4.1.	Espectrometría de emisión óptica. ....	23
4.2.	Dureza. ....	23
4.3.	Ensayo de tensión. ....	24
4.4.	Metalografía. ....	25
III.	METODOLOGÍA. ....	27
1.	Investigación bibliográfica. ....	27
2.	Fabricación de aleaciones de bronce al aluminio. ....	27
3.	Tratamientos térmicos. ....	30
4.	Medición de dureza y obtención de metalografías. ....	31
IV.	RESULTADOS Y SU ANÁLISIS. ....	35
1.	Fabricación de las aleaciones de bronce al aluminio. ....	35
1.1.	Materia prima para las aleaciones. ....	35



1.2.	Fabricación del modelo de fundición.....	37
1.4.	Fundición de la aleación Cu-11%Al-3%Fe.....	39
1.5.	Fundición de la aleación con Cu-10%Al-5%Fe.....	42
2.	Tratamientos Térmicos.....	43
3.	Metalografías.....	48
4.	Análisis Final.....	55
V.	CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.....	56
1.	Conclusiones.....	56
2.	Recomendaciones.....	57
VI.	BIBLIOGRAFÍA.....	58
VII.	APÉNDICES.....	61
	Apéndice 1. Resultados de espectrometrías.....	61
	Composición de lingote de aluminio puro.....	61
	Composición de lingote de cobre puro.....	61
	Composición de lingote de aluminio-hierro número 1.....	61
	Composición de lingote de aluminio-hierro número 2.....	61
	Composición de lingote de aluminio-hierro número 3.....	62
	Composición de bronce al aluminio con 3% hierro.....	62
	Composición de bronce al aluminio con 5% hierro.....	62
	Apéndice 2. Cálculo de mazarota.....	63
	Apéndice 3. Cálculo de cargas para fundición.....	64
	Aleación 83,2 % Cu; 11,8% Al; 5% Fe (3% Fe).....	64
	Aleación 83,2 % Cu; 11,8% Al; 5% Fe.....	65
	Apéndice 4. Informe de durezas medidas en el I.N.A.....	66
VIII.	ANEXOS.....	69
	Anexo 1. Tratamientos térmicos comunes y propiedades resultantes para bronce al aluminio complejos ( $\alpha$ - $\beta$ ).....	69

Anexo 2. Tabla comparativa de escalas de dureza. ....	70
Anexo 3. Imágenes de microscopía de bronce al aluminio tratados térmicamente. ....	72

**ÍNDICE DE TABLAS.**

Tabla 1. Composición química de lingotes de aluminio.....	35
Tabla 2. Composición química de lingotes de cobre. ....	36
Tabla 3. Porcentajes de aluminio y hierro en lingotes de aleación.....	39
Tabla 4. Composición de la primera colada de bronce al aluminio. ....	40
Tabla 5. Composición de segunda colada de bronce al aluminio.....	43
Tabla 6. Dureza Vickers en estado bruto de colada y luego de temple.....	44
Tabla 7. Dureza Vickers luego de Temples 1 y 2.....	44
Tabla 8. Dureza Vickers en estado bruto de colada y templadas.....	45
Tabla 9. Dureza en estado bruto de colada y luego de temple y revenido.....	46

## ÍNDICE DE FIGURAS.

Figura 1. Edificio del C.I.E.M. ....	2
Figura 2. Diagrama de estado cobre aluminio.....	9
Figura 3. Desplazamiento de equilibrio por la influencia de Fe y Ni. ....	12
Figura 4. Reacción sólido-sólido (eutectoide de soluciones sólidas).....	17
Figura 5. Metalografía del cuproaluminio C95400, recocido y templado. ....	21
Figura 6. Metalografía del cuproaluminio C95400, recocido y templado. ....	22
Figura 7. Metalografía del cuproaluminio C95400 recocido. ....	22
Figura 8. Espectrómetro de Emisión Óptica del C.I.E.M. ....	27
Figura 9. Parte superior de la placa modelo.....	28
Figura 10. Vistas frontal y superior de la placa modelo.....	29
Figura 11. Horno de inducción y herramientas de colada del C.I.E.M.....	30
Figura 12. Horno para tratamientos térmicos del C.I.E.M. ....	31
Figura 13. Microdurómetro y durómetro utilizados. ....	32
Figura 14. Prensa hidráulica para muestras metalográficas.....	32
Figura 15. Lijas para desbaste y pulidora de muestras metalográficas. ....	33
Figura 16. Microscopio metalográfico del C.I.E.M. ....	33
Figura 17. Microscopio electrónico del Laboratorio de Nanotecnología. ....	34
Figura 18. Aluminio utilizado para fabricar las aleaciones.....	35
Figura 19. Alambres de cobre, con y sin recubrimiento aislante. ....	36
Figura 20. Modelo para molde de arena en verde.....	37
Figura 21. Molde de arena en verde y luego de la colada.....	38
Figura 22. Muestras de la primera colada de bronce al aluminio. ....	41
Figura 23. Barras y sistema de alimentación recién desmoldeados.....	41
Figura 24. Dureza Brinell en estado BC, T1 y T2 .....	47

Figura 25. Dureza Brinell, luego de revenidos.....	47
Figura 26. Metalografía en estado bruto de colada (3 y 5% de Fe). 500X. ....	48
Figura 27. Metalografía en estado bruto de colada (3% Fe). 2000X. ....	49
Figura 28. Metalografía luego del Temple 1, (3 y 5% de Fe). 500X. ....	49
Figura 29. Metalografía luego del Temple 1 (3% Fe). 800X.....	50
Figura 30. Metalografía luego del Temple 2, (3 y 5% de Fe). 500X. ....	51
Figura 31. Metalografía luego del Temple 2, (3% Fe). 2000X.....	51
Figura 32. Metalografía luego del Revenido 1, a 600 °C, (3% Fe). 500X.....	52
Figura 33. Metalografía luego del Revenido 1, a 600 °C, (3% Fe). 2000X.....	52
Figura 34. Metalografía luego del Revenido 2, a 650 °C, (3% Fe). 500X.....	53
Figura 35. Metalografía luego del Revenido 2, a 650 °C, (3% Fe). 2000X.....	53
Figura 36. Metalografía luego del Revenido 3, a 700 °C, (3% Fe). 500X.....	54
Figura 37. Metalografía luego del Revenido 3, a 700 °C, (3% Fe). 2000X.....	54

## I. INTRODUCCIÓN.

### A. Identificación de la institución.

El proyecto se realizó en el Instituto Tecnológico de Costa Rica, específicamente, en el Centro de Investigación y Extensión en Ingeniería de los Materiales (C.I.E.M.) de la Escuela de Ciencia e Ingeniería de los Materiales, que cuenta con un laboratorio de tecnología de la fundición, así como laboratorio de ensayos mecánicos y no destructivos, laboratorio de tratamientos térmicos y termoquímicos además de, laboratorio de metalografía y análisis químico.

#### *1. Visión y misión de la empresa.*

##### 1.1. Misión:

“Ser un centro dedicado a la investigación y extensión en la Ciencia e Ingeniería de los Materiales, que brinde apoyo a la docencia y contribuya al desarrollo científico y tecnológico de la sociedad costarricense y de la Región Centroamericana, mediante servicios innovadores y de excelencia.”

##### 1.2. Visión:

“Ser un centro líder en el área de la Ciencia e Ingeniería de los Materiales, a través de un personal altamente capacitado y un excelente servicio a los usuarios.”

#### *2. Antecedentes históricos del desarrollo de la organización.*

El C.I.E.M., como tal, fue fundado en el año 2009. Aunque la Escuela de Ciencia e Ingeniería de los Materiales ya tenía cerca de una década de brindar servicios a la industria nacional.

Actualmente, el centro se dedica a labores de investigación, enseñanza y provee servicios a la industria, especialmente de tratamientos térmicos y termoquímicos, análisis químicos y de metalografía.

#### *3. Ubicación geográfica de la planta.*

El Centro de Investigación y Extensión en Ingeniería de los Materiales, se encuentra ubicada dentro del campus de la Sede Central del Instituto

Tecnológico de Costa Rica, en el distrito de Dulce Nombre del cantón central de Cartago, ver figura 1.



**Figura 1. Edificio del C.I.E.M.**

#### *4. Estructura organizativa.*

El centro se divide en las siguientes áreas:

- Espectrometría y difracción.
- Corrosión y protección de metales.
- Ensayos destructivos y no destructivos.
- Procesamiento de minerales.
- Tratamientos térmicos y termoquímicos.
- Metalografía y macrografía.
- Microscopía electrónica.
- Arenas y fundición de metales.
- Simulación y modelación.
- Ensayos tribológicos de recubrimientos.

Además el centro brinda cursos de capacitación y actualización en Ingeniería de los Materiales. Todas estas áreas son coordinadas desde la dirección del centro.

#### *5. Número de empleados.*

El centro cuenta con un Director de Centro, el cual a su vez tiene una secretaria que se desempeña como asistente de dirección. Laboran en el

centro tres técnicos y un bodeguero, quienes se encargan de la operación del centro. Se les unen ocasionalmente, docentes y estudiantes de la Escuela de Ciencia e Ingeniería de los Materiales que realizan docencia, capacitaciones, y proyectos de investigación y extensión.

#### *6. Tipos de productos y sus características generales.*

Algunos de los servicios ofrecidos en el centro son los siguientes:

- Análisis químico de aceros y metales no ferrosos.
- Análisis difractométrico de materiales.
- Análisis macrográficos y micrográficos.
- Ensayos mecánicos (tensión, dureza, micro dureza, impacto, torsión, fatiga, flexión).
- Ensayos no destructivos, entre ellos: radiografía e ultrasonido industrial.
- Pruebas hidrostáticas de cilindros y tubos.
- Análisis de falla de elementos
- Estudios de corrosión de materiales.
- Espesores y adhesión de recubrimientos.
- Tratamientos térmicos y termoquímicos.
- Cursos de actualización y capacitación en ingeniería de los materiales.

#### *7. Descripción general del proceso productivo.*

Los Laboratorios de la Escuela de Ciencia e Ingeniería de los Materiales, se emplean para la docencia, investigación y extensión. De forma paralela el C.I.E.M. ofrece los servicios mencionados anteriormente a la industria nacional.

#### **B. Justificación del estudio.**

Costa Rica exporta metales; a pesar de que la metalurgia extractiva en este país se limita casi exclusivamente al oro (Kussmaul, 2001), se envían fuera del país toneladas de valiosa chatarra de cobre, aluminio, y acero, entre otros. Según la Promotora del Comercio Exterior de Costa Rica (PROCOMER). (Arce, 2009), en el año 2008<sup>1</sup>, se exportaron 15,9 millones de dólares estadounidenses (US\$) en desperdicios y desechos de cobre; 14,4 millones

---

<sup>1</sup> Durante el año 2009, estas cantidades disminuyeron a 9,4; 6,4; y 16,4 millones de US\$, respectivamente. Pero, siguen siendo cantidades importantes (Chaves, 2010).



de US\$ de desperdicios y desechos de aluminio y 29,5 millones de US\$ en chatarra de hierro o acero.

El cable para transmisión de electricidad y telecomunicaciones, es desechado por las compañías distribuidoras de energía y de telecomunicaciones (Instituto Costarricense de Electricidad, Compañía Nacional de Fuerza y Luz, Cooperativas y distribuidoras regionales), se acumula y es vendido por toneladas al mejor postor, que por lo general es de allende fronteras. El metal constituyente de estos cables suele ser cobre o aluminio electrolítico de alta pureza. O aleaciones de estos metales.

El país importó 130.7 millones de US\$ de alambre de cobre electrolítico en el 2008 (Arce, 2009). Una alternativa para evitar la exportación de este material como chatarra, por el cual se invirtió tanto como país, es su refundición dentro del mismo territorio nacional, aplicando la tecnología de la fundición para obtener productos con mayor valor agregado, que se pueden ya sea exportar con mayor beneficio económico, o incorporar a la industria y actividad económica nacional.

Los cuproaluminios o bronce al aluminio, son aleaciones de matriz cobre, con distintos porcentajes de aluminio, dentro del campo industrial generalmente del 8 al 12% de aluminio (Arnaud, 1978), y hierro, principalmente. Sin embargo, algunos cuproaluminios complejos también contienen otros elementos de aleación como níquel y manganeso. Estas aleaciones presentan alta resistencia mecánica, alta dureza, baja permeabilidad magnética, resistencia al desgaste, la fatiga y la corrosión. Su microestructura y consecuente capacidad de ser tratadas térmicamente, varía con el contenido de aluminio muy similarmente a como estas características cambian con el contenido de carbón en los aceros.

Los bronce al aluminio, se utilizan en diversas aplicaciones (Crespi, 2008), por su resistencia a la corrosión se emplean en ambientes marinos, por ejemplo en hélices para embarcaciones, tornillería para construcción en zonas costeras o plataformas marinas y tuberías para plantas de desalinización de agua. Por su resistencia a la cavitación se emplean como partes de bombas y válvulas; por sus propiedades anti-chispa se emplea en equipos donde se debe minimizar el riesgo de ignición o de explosión. Se emplean también, en la producción de elementos mecánicos, tales como engranajes, acoplamientos,

cojinetes y juntas, anillos y virolas, que se utilizan en diferentes campos. Por último, su baja permeabilidad magnética los hace ideales para ser empleados en instrumentos de medición.

El conocimiento de la fabricación de estas aleaciones y su tratamiento térmico, se convierte en una herramienta tecnológica que permite dar valor agregado a los desechos de cable de cobre y aluminio, de los que se especificó inicialmente.

Este proyecto, busca fabricar aleaciones de cuproaluminio, con aluminio al 11,8% y hierro al 3 y 5 %, susceptibles a diferentes temple y revenidos, verificar su dureza, obtener y analizar sus metalografías, para adquirir ese conocimiento tecnológico.

### **C. Objetivos.**

#### **Objetivo general.**

Fabricar aleaciones de bronce al aluminio tratables térmicamente y caracterizarlas mediante su dureza y metalografía.

#### **Objetivos específicos.**

1. Fabricar dos aleaciones de bronce al aluminio, con 11 y 10% de aluminio con 3 y 5% de hierro, respectivamente.
2. Diseñar y fabricar un modelo para fundición en verde, que permita obtener barras, de las cuales extraer probetas para las pruebas de tracción, dureza y metalografías.
3. Realizar operaciones de temple desde los 950°C hasta los 20°C y desde los 950°C hasta los -196°C. Y de revenido a 550, 600, 650 y 700°C por dos horas.
4. Evaluar el efecto de los tratamientos térmicos sobre la dureza.
5. Detallar la estructura metalográfica de las aleaciones en estado bruto de colada, templadas y después de ser revenidas.

## **D. Alcances y limitaciones del estudio.**

### **Alcances.**

El proyecto inició, con la fabricación de las aleaciones de bronce al aluminio, a partir de desechos de aluminio, cobre y hierro. Luego, dichas aleaciones, fueron sometidas a tratamientos térmicos de temple y revenido. El proyecto finalizó con la medición de la dureza y la obtención de las metalografías, de probetas sometidas a estos tratamientos.

### **Limitaciones.**

El estudio se limitó a dos aleaciones ambas de base cobre, una con 11,3% de aluminio y 2,9% de hierro. La otra con 10,3% de aluminio y 5,7% de hierro.

Algunos bronce al aluminio de interés comercial, incluyen otros constituyentes, especialmente níquel. Sin embargo, se usó únicamente cobre, aluminio y hierro, por su disponibilidad como desecho, en el país.

Los tratamientos térmicos que se aplicaron fueron temple, que consistieron en un enfriamiento rápido en agua, desde los 950°C hasta los 20°C. Así como, un enfriamiento desde 950°C hasta los 20°C en agua, continuado luego en nitrógeno líquido, hasta los -196°C. Luego, se realizó revenidos a 550, 600, 650 y 700°C por dos horas, a las probetas antes templadas.

Las aleaciones se caracterizaron mediante su estructura metalográfica, y su dureza, además se verificó la composición química de la aleación mediante espectrometría de emisión óptica.

## II. MARCO TEÓRICO.

### 1. Presentación.

Este estudio pretende la caracterización de aleaciones de bronce al aluminio sometidas a diferentes tratamientos térmicos, mediante la medición de algunas de sus propiedades. Por lo tanto, se propone a continuación una descripción de los bronce al aluminio, incluyendo las características del diagrama de fases que hacen posible que sean tratables térmicamente. Seguida de una explicación de los mecanismos de temple y revenido, y su aplicación práctica. Por último, se mencionan las técnicas de caracterización utilizadas para determinar las propiedades físico-químicas sometidas a estudio.

### 2. Bronces al aluminio.

#### 2.1. Composición.

Los bronce al aluminio o cuproaluminios, son aleaciones de cobre y aluminio, que contienen adiciones de otros metales que mejoran sus propiedades. El campo útil de la aleación se extiende, en el caso más general, entre 5 y 15% de aluminio, el resto estando compuesto por cobre, y eventualmente, aunque no necesariamente, de hierro (1-6%), níquel (0,5-7%), manganeso (0,5-12%) y silicio, a no más del 2%, (Panseri, 1966).

#### 2.2. Clasificación.

Los diferentes tipos de cuproaluminios existentes se pueden clasificar según (Calabuig y Amilibia, 1980), en cuatro grupos:

- a) Cuproaluminios monofásicos binarios. Formados por fase  $\alpha$  y en cuya composición no entra más que Cu y Al (<8%).
- b) Cuproaluminios monofásicos complejos. Constituidos también por fase  $\alpha$ , pero que además del Cu y Al entra en su composición otro elemento.
- c) Cuproaluminios bifásicos o polifásicos binarios. Compuestos por Cu y Al entre 8 y 11%, pero que en su estructura existen las fases  $\alpha$  y  $\beta$ , pudiendo en determinadas circunstancias aparecer las fases  $\gamma_2$  y  $\beta'$ .
- d) Cuproaluminios polifásicos complejos. Además del Cu y Al entran otros elementos a formar parte de su composición (tales como el Fe y Ni), y en

su estructura existe una fase  $\kappa$ , además de las fases indicadas en los polifásicos binarios.

### 2.3. *Diagrama de estado Cu-Al.*

El diagrama de estado del cobre aluminio se muestra en la figura 2.

Las fases principales que componen el sistema son:

- Fase  $\alpha$ , (cúbica centrada en la cara). La fase  $\alpha$ , que contiene hasta un máximo de 9,4% de aluminio a temperatura ambiente, es propia de las aleaciones con un contenido bajo de Al, y está caracterizada por la decreciente solubilidad del Al en el Cu, en función de la temperatura. La fase  $\alpha$  es una solución sólida de cobre muy apropiada para ser trabajada en frío. Las características reticulares de la fase  $\alpha$  varían, obviamente, respecto al tenor de Al presente (Panseri, 1966). Tal como las otras soluciones sólidas  $\alpha$  basadas en cobre, es dúctil (Higgins, 1974).
- Fase  $\beta$ , su estructura cristalina es cúbica centrada en cuerpo. Es una solución sólida. Es resistente y dura y puede ser trabajada en caliente.
- Fase  $\gamma_2$ , cúbica centrada en la cara, es un compuesto intermetálico, de fórmula  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ , el cuál, de común con los compuestos de este tipo, es muy duro y frágil, lo que resulta en fragilidad general de las aleaciones que contienen la fase  $\gamma_2$ .

Menos dignas de nombrar son las formas cristalinas de  $\gamma_1$  y de  $\chi$ . debido a su poca aplicación industrial.

Las aleaciones de cobre aluminio con contenido máximo de 7,4% de Al son siempre monofásicas. Las aleaciones con Al entre 7,4 y 9%, son bifásicas en relación a la temperatura, por lo tanto susceptibles a tratamientos térmicos de temple.



fase es estable hasta alcanzar 565 °C de temperatura, en que se descompone en  $\alpha$  y  $\gamma_2$ . La fase  $\gamma_2$ , se produce al enfriarse lentamente estas aleaciones, es termodinámicamente más estable pero debido a su falta de plasticidad y baja resistencia a la corrosión y cavitación, no se encuentra en aplicaciones prácticas para fundición o productos semiacabados. Por lo tanto, el bronce con esa estructura cristalina debe evitarse, ya sea, por medio de enfriamientos acelerados, cuando su temperatura se aproxima a la de formación del eutectoide (565 °C), o mediante la adición de elementos aleantes.

Los cuproaluminios con estructura  $\alpha$ - $\beta$  tienen mayor resistencia a la corrosión, cavitación y la erosión que las de estructura  $\alpha$ .

Durante el enfriamiento rápido (debido, por ejemplo, a un temple), la fase  $\beta$  es sometida a una compleja serie de transformaciones, que la teoría define como de tipo martensítico (Copper Development Association, 1986), en conformidad con ese fenómeno análogo, por primera vez encontrado en los aceros templados.

#### *2.4. Efecto de los elementos de aleación.*

Las adiciones de aluminio incrementan progresivamente la resistencia a la tracción en las aleaciones binarias de Cu-Al, hasta contenidos de aluminio de 10,5%, empezando a decrecer la resistencia cuando se sobrepasa dicho valor (Padilla, 2003). El alargamiento alcanza un valor máximo, cuando el contenido de aluminio es del orden del 4,5%, pero no empieza a decrecer hasta que sobrepasa el 7,5% de aluminio.

Las aleaciones entre 9 y 10% de aluminio, poseen las mejores características mecánicas. El tamaño de los cristales de cada uno de los constituyentes, influye fuertemente sobre dichas características, y depende de la velocidad de enfriamiento y del tratamiento térmico. Sin embargo, los bronce al aluminio binarios, son muy poco empleados en la práctica, pues se les adiciona manganeso, hierro y níquel para mejorar el límite de fluencia, resistencia a la tracción, tenacidad y dureza, a expensas de la ductilidad, lo cual se refleja en los valores de alargamiento. Cuando están presentes el manganeso, hierro o níquel (como es el caso de las aleaciones complejas), se forman cristales más pequeños y constituyen la fase delta, que tiene mejores propiedades mecánicas.

El correctivo más útil y económico para el bronce al aluminio de fundición es el hierro, no solo mejora la resistencia mecánica. Debido a su efecto en el afinado de la estructura (sirve como núcleo de solidificación). Un contenido de hierro hasta el 3% en las aleaciones Cu-Al que contienen manganeso, tiene una máxima eficacia sobre espesores del orden de 150 mm, en los que aumenta la resistencia a la tracción alrededor de  $7,8 \text{ kg/mm}^2$ . Por efectos de la corrosión, no debe exceder del 3,5 al 4% (ASM Handbook, 2006)

Otro elemento muy utilizado es el níquel, en proporciones de hasta un 15%. La adición de níquel, aunque no afina el grano por sí sola, aumenta la solubilidad del hierro en la solución sólida mejorando las características mecánicas. Según (Copper Development Association, 1986). En los espesores del orden de 150 mm este elemento aumenta la resistencia a la tracción en  $2,25 \text{ kg/mm}^2$ . En espesores de 10 mm, el aumento de resistencia que se consigue con el hierro, no es más que de  $3 \text{ kg/mm}^2$ , pero el aumento conseguido con el níquel es de  $9 \text{ kg/mm}^2$ . Por otra parte, el níquel añadido con 3% de hierro, incrementa la resistencia a la tracción alrededor de  $10 \text{ kg/mm}^2$ , en espesores de 150 mm.

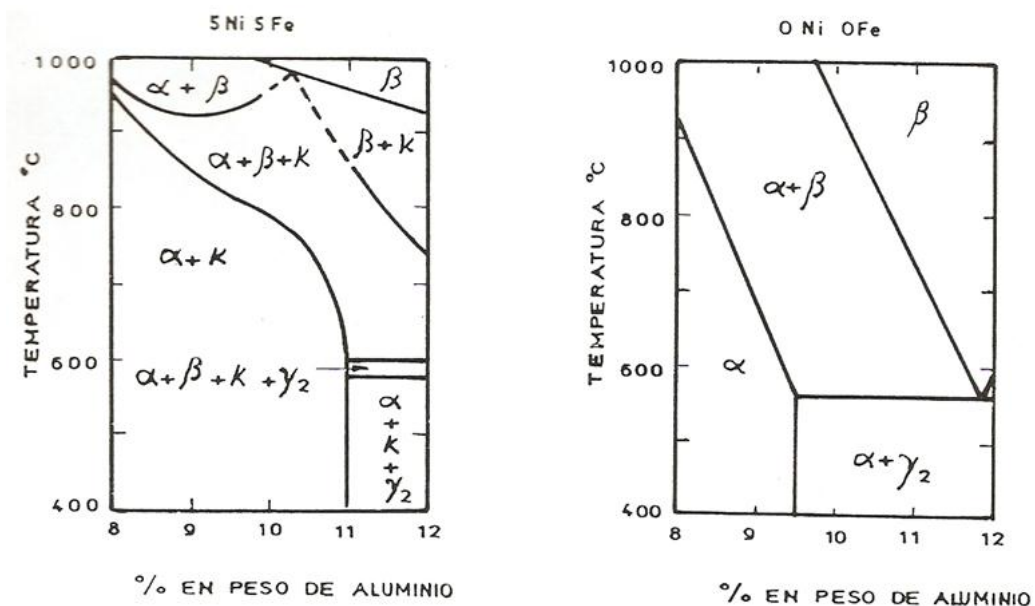
El manganeso tiene un efecto similar al del hierro en el afinado de la estructura y por consiguiente, la mejora de las propiedades mecánicas. Una adición del 5% de manganeso aumenta la resistencia a la tracción alrededor de  $7,8 \text{ kg/mm}^2$ . Es conveniente recalcar que el efecto del hierro y/o níquel depende grandemente de la presencia del manganeso en el bronce al aluminio. Por corrosión en agua de mar, debe limitarse el Mn a entre 1 y 1,5%.

El plomo, en proporciones menores al 2% y finamente disperso, mejora las propiedades de fricción y maquinabilidad, aunque decrece el alargamiento y la resistencia al impacto. Con el porcentaje de silicio del orden de 0,06% descende el alargamiento y la tracción, aunque afecta en mayor grado la resiliencia y el límite elástico. La presencia de fósforo, por pequeña que sea la cantidad, reduce la resiliencia de la aleación y prolonga el intervalo de solidificación. También tiene un considerable efecto fragilizante y por consiguiente, no debería usarse como desoxidante del baño fundido. Por otro lado, el estaño no debería estar nunca presente en los bronce al aluminio, pues los endurece y fragiliza.



Se puede concluir entonces, que el hierro y el níquel, son los elementos aleantes de mayor importancia, por lo tanto, se explicará a continuación, su efecto con mayor detalle. La presencia de hierro y níquel en los cuproaluminios, produce una nueva fase denominada  $\kappa$ , compuesta por Fe-Ni-Al, que empieza a formarse a los 900 °C aproximadamente, por la descomposición de  $\beta$  en  $\alpha + \kappa$ , de forma laminar y en algunos casos globular.

En la figura 3, se aprecia la influencia del hierro y del níquel; si se compara este sistema con el diagrama binario se aprecia una nueva fase denominada  $\kappa$ . En el sistema cuaternario Cu-Al-Fe-Ni la fase  $\alpha$  absorbe aluminio de la fase  $\beta$ , prolongando la zona de la primera fase a mayores porcentajes de aluminio. Con el consiguiente aumento de la resistencia mecánica sin que la disminución del alargamiento sea muy pronunciada. Además, al desplazarse  $\beta$ , la formación de  $\gamma_2$ , es más difícil, consiguiendo, por tanto, disminuir la fragilidad que plantea la formación de este eutectoide.



**Figura 3. Desplazamiento de equilibrio por la influencia de Fe y Ni.**

**Fuente: Calabuig & Amilibia, 1980.**

### 2.5. Características y propiedades.

Los bronce al aluminio, son aleaciones de notables características mecánicas, hasta 50 kg/mm<sup>2</sup>, cuyo punto de fusión es de unos 1000 °C, mientras que la temperatura de colada ha de acercarse a los 1200 °C.

La presencia de aluminio (densidad de  $2,7 \text{ kg/dm}^3$ ), aligera mucho la aleación: una aleación de Cu-Al8 tiene una densidad de  $7,8 \text{ kg/dm}^3$ . Mientras que un CuAl10Fe5Ni5 tiene una densidad de  $7,5 \text{ kg/dm}^3$ , que son significativamente más ligeras que el cobre ( $8,94 \text{ kg/dm}^3$ ) y del mismo orden de magnitud de los aceros.

En el diagrama de estado cobre-aluminio (Figura 2) se nota inmediatamente el pequeñísimo intervalo sólido-líquido, de lo que se origina que la aleación fundida, se solidifique de manera muy uniforme, casi en la forma que lo hace un metal puro. El porcentaje de contracción volumétrica al solidificar es de alrededor de 1,6% (ASM Handbook, 2006). Su punto de fluencia ronda los  $200 \text{ N/mm}^2$ . Su resistencia a la tracción típicamente se ubica alrededor de  $500 \text{ N/mm}^2$ . Su porcentaje de alargamiento se ubica generalmente entre el 10 al 10,14%. Su dureza varía entre 120 y 240 HB, dependiendo de su tratamiento térmico. Obviamente, todas las propiedades anteriores, dependen de la composición de cada aleación en particular.

## 2.6. Aplicaciones.

Las propiedades de una aleación dependen de la composición, la fabricación, el tratamiento térmico y de la geometría del producto semiacabado o de la pieza fundida. Los bronce al aluminio cubren una amplia variedad de composiciones, que se encuentran en algunos ámbitos, pero no automáticamente aparecen en otros. Aun así, los bronce al aluminio ofrecen una combinación de propiedades mecánicas y químicas que los hacen adecuados para numerosas aplicaciones, muchas de las cuales relacionadas con el empleo en el medio marino. La nobleza de los bronce al aluminio es ligeramente inferior a la del cuproníquel y mejor que otras aleaciones de cobre, pero las diferencias son tan bajas que no se generará una cantidad importante de corrosión galvánica. Por lo que, en las plantas de desalinización y plataformas marinas, se fabrica, en bronce al aluminio, los tubos que transportan el agua de mar (Crespi, 2008).

El bronce de aluminio tiene una excelente resistencia a la erosión, a la corrosión, a la fatiga y a la cavitación. La ventaja del bronce al aluminio es su capacidad de modificar rápidamente su película de protección, apenas la pieza se erosiona. Por esto, también se utiliza para partes de bombas y válvulas.

Estas características, combinadas con la facilidad para obtener piezas fundidas y la soldabilidad, han significado que estas aleaciones sean ideales para la construcción de hélices, incluso para los navíos de grandes dimensiones.

Los bronce al aluminio-níquel se utilizan en impulsores, en árboles y en algunos casos, los cuerpos de las bombas centrífugas, discos y pulsadores de válvulas, incluso para aplicaciones en condiciones menos severas, como por ejemplo en contacto con el agua dulce. El bronce al aluminio, es utilizado para tubos en intercambiadores de calor para condensar el vapor o enfriar hidrocarburos con agua de mar, aunque para las mismas aplicaciones se prefiere utilizar cuproníquel y titanio, en la práctica común los bronce al aluminio se utilizan en radiadores, en lugar de las tradicionales aleaciones de latón.

Generalmente, cuando se debe elegir el material para los tubos utilizados para transportar el agua de mar, en primera instancia, la escogencia se orienta hacia el cuproníquel 90-10, pero en algunos casos se utiliza el bronce al aluminio, que tiene un rendimiento similar en la resistencia a la corrosión, pero presenta una mejor relación entre su resistencia y su peso. Los tubos también pueden ser producidos por colada continua o centrífuga.

Una aplicación importante es en tornillería (pernos, tuercas, etc.) utilizados en la industria de la construcción, especialmente en el sector industrial y en las zonas marinas. Se utilizan en pernos para cemento, como en el caso de las escaleras de acceso a las chimeneas, donde es necesaria resistencia química contra los productos de la combustión y los óxidos de azufre.

Por último, los bronce de aluminio son antichispa: los instrumentos y aparatos construidos de estas aleaciones contribuyen a la seguridad de los entornos en los que se necesita reducir al máximo el riesgo de ignición o explosión, como en plantas químicas, petroquímicas, minería o en las que existan gases inflamables. Vale la pena mencionar, toda la producción de elementos mecánicos, tales como engranajes, acoplamientos, cojinetes y juntas, anillos y virolas, que se utilizan en diferentes campos, desde la producción de energía hasta la fabricación de instrumentos de precisión (gracias a la baja permeabilidad magnética), la industria del transporte (automóviles y similares) y la de enfriamiento.

### 2.7. *Fusión y colada de los bronce al aluminio.*

Para obtener los mejores resultados es necesario que la fusión de los bronce al aluminio se realice lo más rápidamente posible. Por esta razón y para obtener una mayor homogeneidad en la aleación, es conveniente efectuar la fundición de las piezas en dos tiempos. Primero, la preparación y el lingoteado de la aleación, y segundo la refundición de los lingotes y vaciado de la colada (Capello, 1974).

Dada la facilidad con que el aluminio se transforma, a elevadas temperaturas en óxido prácticamente infusible y muy difícilmente eliminable, se recomienda proceder a una primera fusión de una aleación que contenga el 50% de cobre y el 50% de aluminio, llamada "liga madre", que es refundida en una segunda fase con el cobre remanente y el hierro en las proporciones debidas para obtener la liga deseada. Se recomienda fundir el elemento menos fusible primero, en este caso el cobre.

Para la preparación de la aleación, se introduce en el crisol el cobre en pedazos no muy grandes, se puede añadir algún material como vidrio, sosa, bórax o carbón, que forman una capa protectora para el baño fundido de cobre.

La fusión se debe ejecutar lo antes posible, en virtud de una atmósfera ligeramente oxidante. Se debe realizar con cuidado, para evitar un sobrecalentamiento que daría lugar a que el gas deforme la pieza fundida.

Cuando el metal líquido entra en contacto con el aire, se forma instantáneamente una escoria sólida de óxido de aluminio, que no debe quedar atrapada en la pieza durante la colada. Esta escoria, protege a la aleación líquida, que, por tanto, no necesita flotante de protección, por lo menos en la fusión de dimensiones pequeñas (Crespi, 2008).

Se debe tomar en cuenta, que los desoxidantes no son necesarios, dado que, el aluminio tiene una alta afinidad por el oxígeno, por lo tanto, la aleación en sí ya contiene los desoxidantes necesarios.

Terminada esta operación se añaden los otros elementos de aleación. Se deja calentar suficientemente la aleación y, después de quitar las escorias que flotan sobre el baño, se procede con la colada.

Bates (1973), recomienda secar bien todos los componentes de la carga, además de mezclar carbón seco con la carga y mantener una cobertura

de carbón sobre el baño fundido, en todo momento y de nuevo fundir lo más rápido posible.

También se recomienda usar un crisol que no se haya utilizado anteriormente para fundir aleaciones que contienen plomo. Además de, usar materias primas lo más puras posibles, de preferencia cobre y aluminio electrolítico.

### 3. Tratamientos térmicos de los cuproaluminios.

#### 3.1. *Eutectoide de soluciones sólidas.*

Al enfriar una solución sólida, se pueden producir exactamente las mismas transformaciones o reacciones que las que se dan en una solución en estado líquido. La única diferencia (que es, desde luego, fundamental), es que, en el caso que ahora se va a comentar (ver figura 4), estas transformaciones o reacciones tienen lugar en estado *sólido*. En la parte central del diagrama hay un campo  $\gamma$  que representa una solución sólida total de  $A$  en  $B$  y de  $B$  en  $A$ . Pero esta solubilidad recíproca deja de ser total para ciertas temperaturas (que varían con la composición inicial del sistema), y entonces se produce, *en estado sólido*, una serie de reacciones análogas a las que presenta la reacción eutéctica de soluciones sólidas. Que se explican a continuación.

La parte inferior de la figura 4, presenta dos campos extremos designados por  $\alpha$  y  $\beta$  que limitan las composiciones y temperaturas en las que el componente  $B$  es soluble en  $A$  (fase  $\alpha$ ) o el componente  $A$  es soluble en  $B$  (fase  $\beta$ ). Entre ambos campos, en el estado sólido (por debajo de la isoterma de la reacción eutectoide), existe un sistema bifásico ( $\alpha+\beta$ ) que representa cualquier composición y temperatura no comprendidas en los campos  $\alpha$  o  $\beta$ . Una vez saturado el disolvente, el exceso del componente que actúa como soluto se separa en forma de la fase rica en este (solución sólida), no como componente puro. Así, enfriando una solución sólida  $\gamma$ , cuya composición la sitúa a la izquierda del punto  $E$ , al alcanzarse la línea límite de saturación de la solución sólida  $\gamma$ , se separa solución sólida  $\alpha$ .

En los sistemas de composición comprendida entre  $M$  y  $E$ , al enfriarse, se llega a una solución sólida de composición  $E$ , a una fase sólida ( $\alpha$ ) de composición correspondiente a  $M$ , a otra fase sólida ( $\beta$ ) de composición correspondiente a  $N$ . Este sistema trifásico ( $\alpha + \beta + \gamma$ ) de dos componentes es

*invariante*, es decir, solo es estable a una temperatura determinada; si se enfría, la fase  $\gamma$  de composición  $E$  se resuelve en una mezcla de las fases sólidas  $\alpha$  y  $\beta$  de composiciones respectivas  $M$  y  $N$ . Como en el caso del eutéctico de componentes puros, esta mezcla eutectoide de soluciones sólidas tiene una morfología característica.

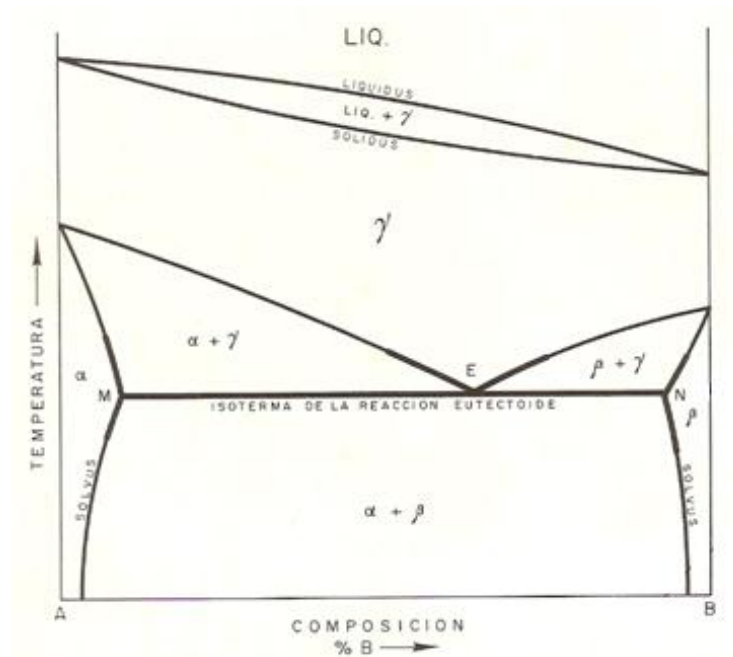


Fig. 4. Reacción sólido-sólido (eutectoide de soluciones sólidas)

**Figura 4. Reacción sólido-sólido (eutectoide de soluciones sólidas).**

**Fuente: Calvo, 1972.**

Dónde:

$\gamma$  = solución sólida de  $B$  en  $A$  o viceversa.

$\alpha$  = solución sólida de  $B$  en  $A$ .

$\beta$  = solución sólida de  $A$  en  $B$ .

$E$  = punto eutectoide.

Al enfriar por debajo de la temperatura eutectoide, la composición de las fases  $\alpha$  y  $\beta$  evoluciona según las correspondientes líneas *solvus* (Bailey & Samuels, 1971/1980). Es decir, la solubilidad de  $B$  en  $A$ , por ejemplo, disminuye con la temperatura y el exceso de  $B$  se separa en forma de solución sólida de  $A$  en  $B$  (fase  $\beta$ ) de la composición correspondiente al punto de la línea *solvus* que limita al campo  $\beta$ , para la temperatura que se considere.

En los sistemas cuyas composiciones se sitúan a la izquierda de la correspondiente a  $M$ , o a la derecha de la de  $N$ , no se llega a solución sólida y de composición eutectoide; solidifican en un sistema monofásico de  $\alpha$  o  $\beta$ , respectivamente, en el que luego, al seguir enfriando, puede aparecer la otra fase si se sobresaatura del soluto correspondiente, lo cual supone que la vertical por la composición del sistema corte a la línea *solvus*.

Como en el eutéctico de componentes puros, si un sistema tuviera precisamente la composición eutectoide, al alcanzar la isoterma de la reacción eutectoide separaría, directa y simultáneamente, fases sólidas  $\alpha$  y  $\beta$  que formarían el agregado eutectoide con la morfología peculiar aludida.

La reacción en virtud de la cual, a partir de una solución sólida de composición correspondiente a  $E$  (figura 4), se separan las fases  $\alpha$  y  $\beta$  (también soluciones sólidas) de composición correspondiente a  $M$  y  $N$ , respectivamente, se llama reacción *eutectoide*.

### 3.2. Transformación martensítica.

Las transformaciones en estado sólido pueden tener lugar tanto en estructuras de colada como en las resultantes de un deformado en frío posterior. Existen tres tipos principales: *a)* la precipitación de una fase a partir de soluciones sólidas; *b)* la reacción eutectoide; *c)* la transformación martensítica.

La transformación martensítica, observada y estudiada primeramente en los aceros, se ha identificado después en otras aleaciones (incluyendo los bronce al aluminio temas de este estudio). El producto de la transformación tiene la misma composición que la fase originaria (Bailey, 1984), pero su estructura es, invariablemente, distinta: con frecuencia, idéntica a una de las fases que sustituye. Puesto que tiene la misma composición, no necesita que los átomos de la fase originaria se desplacen más de una o dos distancias interatómicas. Esto permite que las transformaciones martensíticas se produzcan con gran rapidez, a velocidades del orden de la de las ondas elásticas.

El subenfriamiento es una condición necesaria para la iniciación de la transformación martensítica; pero las deformaciones, tanto plásticas como elásticas, pueden llegar a provocar la transformación a temperaturas en que la

fase originaria es aparentemente estable. La formación de martensita tiene lugar, generalmente, por debajo de la temperatura de relajación de deformaciones en la fase originaria y con objeto de disminuir la energía de deformación del nuevo sistema, la transformación se realiza de tal manera que exista un máximo de conformidad entre la fase originaria y la resultante; esta es la razón de la forma astillada o acicular de la estructura martensítica (Calvo, 1972).

Las martensitas nuclean por debajo de la temperatura que suele designarse como temperatura  $M_s$ , y lo hacen en el interior de los granos, propagándose hacia los límites en dos direcciones opuestas. El crecimiento lateral es máximo en el punto de iniciación y mínimo en el de parada, de ahí también su forma acicular. Su crecimiento se detiene en límites de grano o en otras agujas, que se interponen en su trayectoria. Así, pueden distinguirse agujas de la primera, segunda o tercera generación. La intersección de agujas adyacentes suele tener según ángulos muy agudos, produciéndose así las formas en punta de flecha.

La transformación martensítica va acompañada por grandes deformaciones anisótropas.

Las agujas o láminas de martensita representan soluciones sólidas sobresaturadas y por tanto, al calentar a temperatura por debajo del campo de la fase originaria, el sistema tiende a la condición de equilibrio precipitando soluto o una fase rica en él. Este es, precisamente, el fundamento de los tratamientos de revenido.

### 3.3. *Temple y revenido.*

La reacción de tipo martensítico que se mencionó en el apartado anterior, es la que permite que los bronce al aluminio con porcentaje de aluminio entre 9 y 11,5% se puedan templear (ASM Handbook, 2006). Durante el temple, lo que sucede es que, dada la alta velocidad de enfriamiento, la estructura cristalina  $\beta$  (de mejores propiedades), no tiene tiempo de transformarse mediante la reacción eutectoide en las fases  $\alpha$  y  $\gamma_2$ , más estables termodinámicamente, pero que tienen baja plasticidad y baja resistencia a la corrosión y cavitación. Las temperaturas para el temple están en el rango de los 900 y 1000 °C (Arnaud, 1978).



El revenido es un tratamiento térmico que sigue al de templado. Tiene como fin reducir las tensiones internas de la pieza originadas por el temple o por deformación en frío. Mejora las características mecánicas reduciendo la fragilidad, disminuyendo ligeramente la dureza. Esto será tanto más acusado cuanto más elevada sea la temperatura de revenido.

El revenido se hace en tres fases:

- Calentamiento a una temperatura inferior a la crítica.
- Mantenimiento de la temperatura, para igualarla en toda la pieza.
- Enfriamiento, el cual no debe ser excesivamente rápido.

Las temperaturas recomendadas para el revenido de los bronce al aluminio son entre los 600 y 650 °C (Arnaud, 1978).

Una inspección más cuidadosa del diagrama de equilibrio revela similitudes entre éste y el diagrama hierro-carbono. Las dos fases  $\alpha$  son análogas; la solución sólida de fase  $\beta$  del diagrama cobre-aluminio, corresponde a la fase  $\gamma$  (austenita) del diagrama hierro-carbono y la eutectoide  $\alpha + \gamma_2$ , es similar a la eutectoide ferrita + cementita (perlita) de un acero. Como resultado de estas similitudes en la transformación estructural, un bronce de aluminio 10% puede tratarse térmicamente en forma paralela a la del acero.

Considérese un bronce con 10% de aluminio, este consistiría totalmente de las fases  $\alpha$  y  $\gamma_2$ , si se le permite enfriar lentamente hasta temperatura ambiente. Si se recalienta, se transforma la eutectoide  $\alpha + \gamma_2$  a la condición sólida  $\beta$  cuando se llega a la temperatura eutectoide (565°C) y si se sigue elevando la temperatura, se absorbe la fase  $\alpha$ , hasta que a unos 900°C, la estructura consiste totalmente de la solución sólida  $\beta$ . El enfriamiento violento en agua desde esta temperatura, produce una estructura de la fase  $\beta'$ . Esta no aparece en el diagrama de equilibrio ya que, al igual que la martensita en los aceros, no constituye una fase de equilibrio. La fase  $\beta'$  es dura y frágil como la martensita y de hecho, es muy similar en su apariencia estructural. El revenido de esta fase  $\beta'$  a 600°C causa la precipitación de un aglomerado fino de las fases  $\alpha$  y  $\gamma_2$  que se asemejan mucho a la sorbita en los aceros.

### 3.4. Estructuras metalográficas.

Se presenta a continuación la metalografía de algunos bronce al aluminio, cuya composición nominal es cercana a la que se utilizará para este estudio, para que sirvan como referencia para evaluar las metalografías obtenidas en este proyecto.

Las figuras 5 y 6 muestran la metalografía de un bronce al aluminio C95400<sup>2</sup> polifásico complejo, atacado con cloruro férrico ácido. Fue procesado por fundición, luego recocido a 621 °C, y templado en agua. En la Figura 5 se aprecia la forma y tamaño de los granos, así como la forma acicular de las martensitas (color claro)

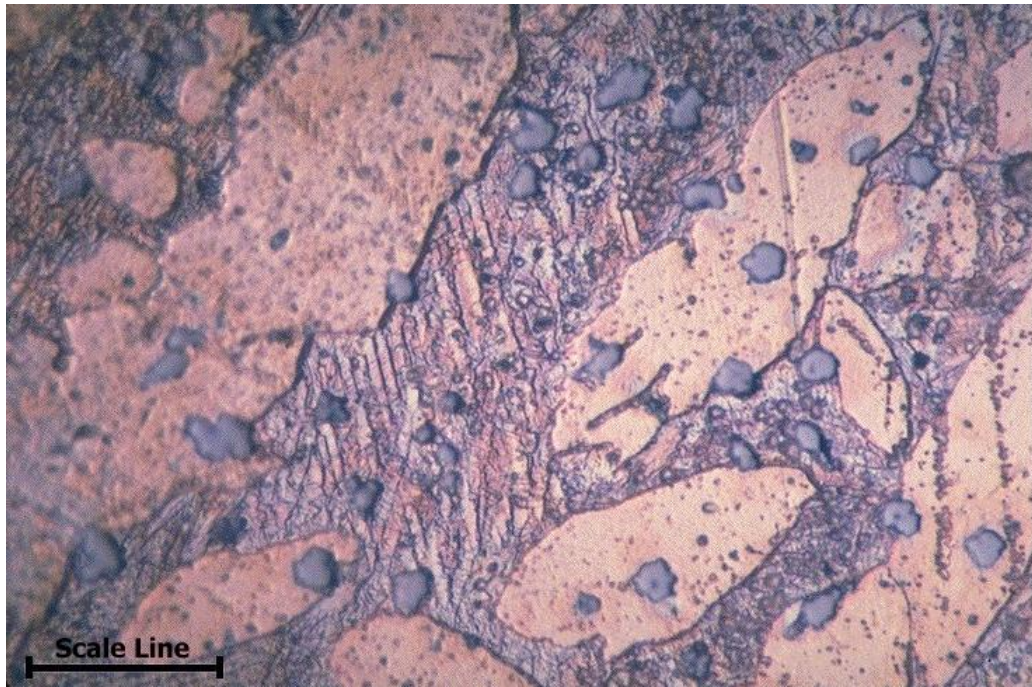
La muestra de la figura 6, es la misma que la que aparece en la figura 5, sometida al mismo recocido y temple, pero a un mayor aumento. La parte clara que tiene cierto patrón acicular, esta es conocida como  $\beta'$ , y es un producto martensítico de no equilibrio de  $\beta$ .

La parte más oscura, corresponde a la fase  $\beta$  original, en la cual se pueden ver nódulos de eutectoide, con estructura laminar. Las inclusiones de color oscuro y forma redondeada probablemente sean excesos de fase  $\alpha$  o  $\gamma_2$ .

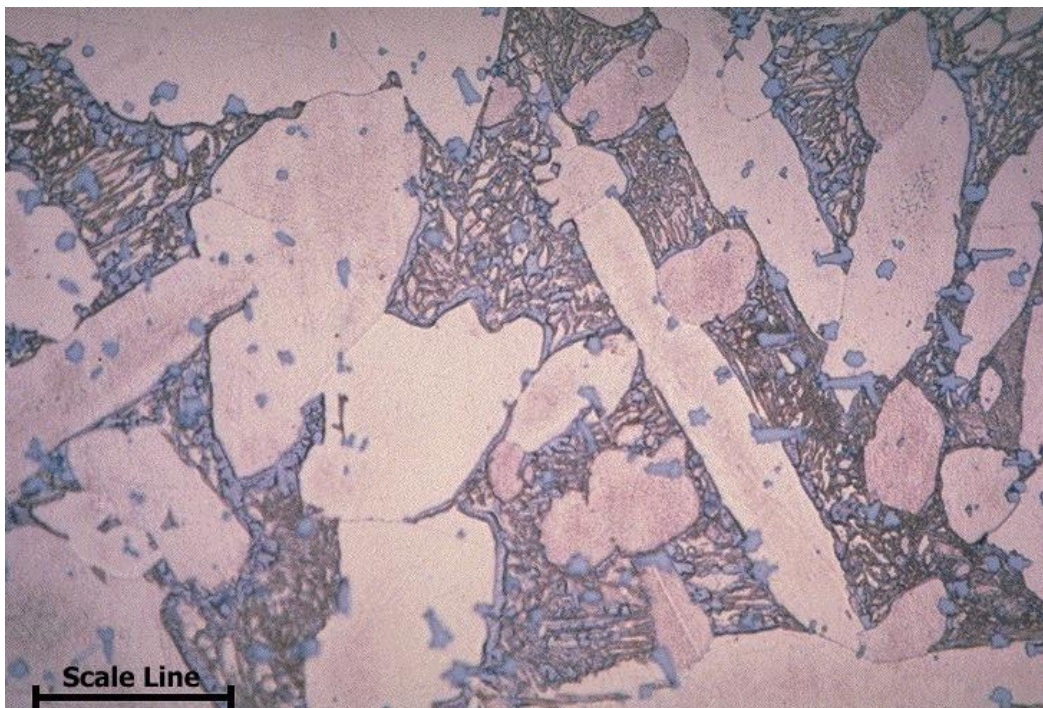


**Figura 5. Metalografía del cuproaluminio C95400, recocido y templado.  
Longitud línea de escala 500  $\mu\text{m}$ . Fuente: Copper Development Association, 2009.**

<sup>2</sup> Nomenclatura UNS, Su composición nominal es Cu 85,8; Al 10,2 y Fe 4,0.



**Figura 6. Metalografía del cuproaluminio C95400, recocido y templado.**  
Longitud línea de escala 25  $\mu\text{m}$ . Fuente: Copper Development Association, 2009.



**Figura 7. Metalografía del cuproaluminio C95400 recocido.**  
Longitud línea de escala 50  $\mu\text{m}$ . Fuente: Copper Development Association, 2009.

La figura 7, muestra una aleación de la misma composición que la de las figuras 5 y 6, aunque a esta luego de ser colada, se le aplicó un recocido, y se dejó enfriar en el horno. Dado que no se le realizó un temple, esta carece de estructuras martensíticas, y de seguro contiene la estructura  $\gamma_2$ . Las partes claras grandes, corresponden a la fase alfa, el fondo oscuro corresponde al eutectoide formado por las fases  $\alpha$  y  $\gamma_2$ . En el anexo 4 se puede apreciar algunas imágenes de bronce al aluminio tratados térmicamente. En ellas, se identifican las diferentes fases constituyentes según el tratamiento térmico recibido.

#### **4. Determinación de propiedades físico-químicas.**

##### *4.1. Espectrometría de emisión óptica.*

La espectrometría de emisión es una técnica espectroscópica que analiza las longitudes de onda de los fotones emitidos por los átomos o moléculas durante su transición desde un estado excitado a un estado de inferior energía. Cada elemento emite un conjunto característico de longitudes de onda discretas en función de su estructura electrónica. Mediante la observación de estas longitudes de onda puede determinarse la composición elemental de la muestra (Espectrometría, 2010).

Hay muchas maneras en que los átomos pueden ser llevados a un estado excitado. El método más simple es calentar la muestra a una temperatura alta, produciéndose las excitaciones debido a las colisiones entre átomos de la muestra.

La espectrometría de emisión suele llamarse a menudo espectrometría de emisión óptica, debido a la naturaleza de la luz que se emite.

##### *4.2. Dureza.*

Se define la dureza de un material como su resistencia a la indentación permanente (Groover, 1997). Una buena dureza indica generalmente que el material es resistente al rayado y al desgaste. Diferentes escalas de dureza son utilizadas, algunas de ellas son:

- Dureza Brinell. Se utiliza ampliamente, para probar metales y no metales de dureza baja a media. En este ensayo, se presiona una bola de acero endurecido de 10 mm de diámetro,

contra la superficie de una muestra, usando una carga de 500, 1500 o 3000 kg, luego se divide la carga entre el área de indentación para obtener el número de dureza Brinell (Larburu, 1991).

- Dureza Rockwell. También es usada ampliamente, sus múltiples mejoras lo hacen útil para una gran variedad de materiales. Consiste en la medición de la diferencia de penetración entre dos indentaciones con cargas distintas. Se utiliza un indentador en forma de cono, o una pequeña esfera. Las diferencias en cargas aplicadas y tipos de indentador proporcionan distintas escalas Rockwell para diferentes materiales (por ejemplo A, para carburos y cerámicos, B para metales no ferrosos, C para metales ferrosos y aceros herramienta).
- Dureza Vickers. Se usa un indentador en forma de pirámide, se basa en la medición de la longitud de la diagonal de la impresión dejada por el indentador, puede usarse para todos los metales y tiene varias escalas, dado que utiliza diferentes cargas para los diferentes materiales. (Groover, 1997).

#### 4.3. *Ensayo de tensión.*

La resistencia a la tensión, es la propiedad de un material de resistir una carga de tensión sin romperse (Timings, 2001). El ensayo de tensión es el más usado para estudiar la relación esfuerzo deformación, particularmente en los metales. En este ensayo se aplica una fuerza que jala el material tendiendo a elongarlo, y reducir su diámetro.

Las normas de la A.S.T.M. (American Society for Testing Materials), especifican la preparación del espécimen de prueba y el procedimiento para el ensayo.

El espécimen de prueba inicial tiene una longitud original  $L_0$  y un área  $A_0$ . La longitud, se mide por la distancia entre las marcas de calibración y el área por la sección transversal del espécimen. Durante el ensayo el material se estira, luego se forma una estricción (cuello) y finalmente se fractura. La carga y el cambio de longitud del espécimen se registran conforme avanza el ensayo,

ambos datos son necesarios para determinar las relaciones esfuerzo deformación. Se puede obtener varios datos de este ensayo, entre ellos:

Punto de fluencia (Y): marca la transición entre la región elástica y la zona de deformación plástica.

Tensión Última (TS): se registra cuando la carga aplicada registra su valor máximo.

Ductilidad (EL): capacidad de un material para deformarse plásticamente sin fracturarse. Se mide mediante la elongación o la reducción de área.

#### 4.4. Metalografía.

Los ensayos metalográficos se utilizan para identificar las fases presentes en los metales, los mecanismos de formación de esas fases, tratamientos térmicos o deformaciones mecánicas recibidas (Conejo, 2004).

La probeta metalográfica o muestra, es la parte que se separa de la pieza para ser sometida a análisis. Esta separación se hace con una herramienta de corte (la cual permite el corte sin que se dé un calentamiento excesivo, que podría afectar la microestructura de la muestra).

Preparación de la muestra:

Desbaste: consiste en someter la cara elegida de la pieza a la acción de un papel abrasivo. El proceso consiste en ejercer presión de la probeta contra la lija cuando se avanza hacia adelante y en elevar la probeta cuando se retrocede, la probeta debe ser lubricada con agua, quedar plana y la nueva textura debe orientarse en el mismo sentido. Los tipos de desbaste son grosero que utiliza lijas 220 y 320, y fino que usa lijas 400 y 600, cuando se cambia de una lija a otra, se debe girar la cara desbastada 90°.

Pulido: consiste en eliminar las rayas muy finas dejadas en la etapa de desbaste, para producir una superficie espejo. El equipo utilizado es una pulidora metalográfica, con paños abrasivos, los cuales se mojan con un abrasivo en suspensión acuosa. Los abrasivos son partículas pequeñas muy frágiles, con aristas y vértices cortantes. El pulido se realiza del centro a la periferia y contrario al movimiento del disco.

Ataque: consiste en someter la cara pulida de la pieza a la acción de un reactivo químico. El reactivo dependerá del metal utilizado y se va a disolver primero en los bordes de grano, definiéndolos; esto sucede porque allí se encuentran las impurezas. Si el material tiene una sola fase el reactivo actúa uniforme sobre los granos. Si tiene dos

fases el reactivo actúa más intensamente sobre una que sobre la otra, dando origen a regiones de coloración distinta. (Bailey, 1980).

Examen microscópico: se recomienda siempre examinar la muestra luego de ser pulida, pero antes de ser atacada, para determinar la presencia de inclusiones, grietas, y porosidad. Luego del ataque, se debe comenzar con un bajo aumento, para obtener una imagen general, y después, incrementar sucesivamente el aumento para resolver los detalles finos. Se debe utilizar patrones y atlas metalográficos para interpretar las imágenes metalográficas obtenidas.

### III. METODOLOGÍA.

#### 1. Investigación bibliográfica.

Se inició con la revisión de literatura técnica disponible, en bases de datos, libros y revistas disponibles en la Biblioteca José Figueres Ferrer del Instituto Tecnológico de Costa Rica, así como en artículos de revistas especializadas en el área de la fundición, suministradas por el profesor guía. Se realizó una búsqueda en Internet, acerca de los bronce al aluminio, sus propiedades, aplicaciones, diagrama de equilibrio, técnica de fusión, tratamientos térmicos y metalografías.

Por otro lado, también se verificó los datos de exportación de desechos metálicos del país en el sitio de Internet de la Promotora Costarricense de Comercio Exterior.

#### 2. Fabricación de aleaciones de bronce al aluminio.

Se partió de desechos de cables de aluminio, cobre y hierro. Mediante un espectrómetro de emisión óptica (ver figura 8), se verificó la composición de estos materiales.



**Figura 8. Espectrómetro de Emisión Óptica del C.I.E.M.**

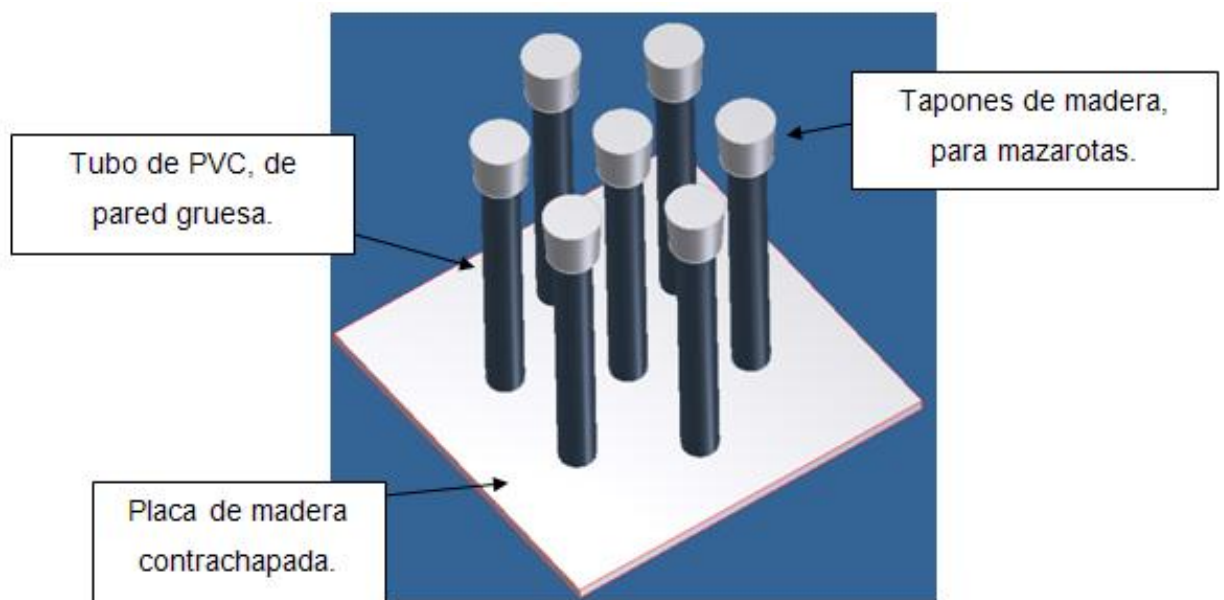
Se diseñó y fabricó un modelo para moldes de arena en verde, el cual, permite el colado simultáneo de 6 barras de 3,3 cm de diámetro y 25 cm de alto. El modelo también incluye el sistema de alimentación y mazarotas.

Para obtener una barra sólida, con las dimensiones anteriormente descritas, se diseñó una mazarota ubicada en la parte superior de la barra. Para garantizar que esta mazarota era suficiente para absorber la contracción



volumétrica o rechupe, se siguió la regla de Chvorinov. Los cálculos se muestran en el Apéndice 2. De estos, se obtuvo una mazarota cilíndrica de 5 cm de diámetro y 5 cm de altura. Sin embargo, esta mazarota se construyó ligeramente cónica, para facilitar su desmoldeo.

El modelo, se fabricó sobre una placa de madera contrachapada. El lado superior de este modelo, se puede apreciar en la figura 9. Sobre la placa se colocaron unos tapones cilíndricos, cuyo diámetro, coincidía con el diámetro interno de los tubos de PVC. De manera, que estos tubos se pudieran sostener sobre la placa durante la compactación del molde, pero, que fueran desmontables luego de terminado el molde, durante el desmoldeo.



**Figura 9. Parte superior de la placa modelo.**

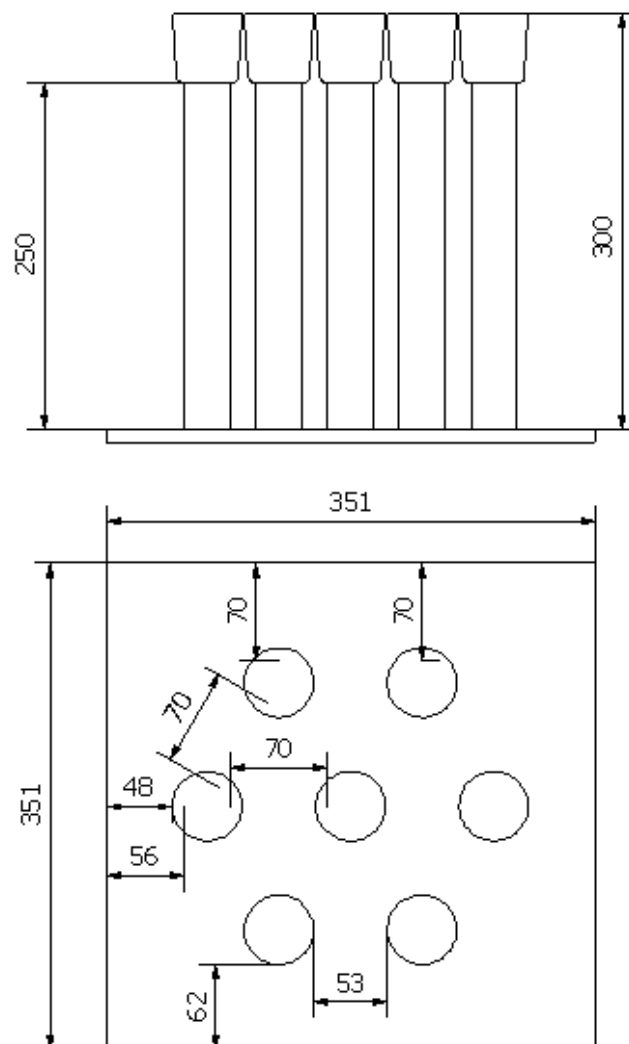
Para fabricar las mazarotas, se usaron los conos de madera, que se pueden apreciar en la figura 9, estos, se ubicaron en la parte superior de los tubos de PVC. Los conos se acoplaron a las barras de PVC, mediante un cilindro en su base, del mismo diámetro que el de la sección interna del tubo y se fijaron entre sí, por medio de tornillos.

La parte inferior de la placa, que no se ve en la Figura 9, contiene, una fosa donde desemboca el bebedero. Así como, los seis canales de alimentación radiales, que conducían el metal fundido hacia cada una de las

barras. Estos, se diseñaron de forma cilíndrica, de manera que, no presentaran problemas al momento de desmoldear.

Tal y como se muestra en la figura 10, se dejó espacio suficiente entre cada una de las barras, entre las barras y los bordes de la caja de moldeo y por último, entre las barras y el bebedero de colada. Esto para facilitar la compactación de la arena.

Para simplificar la construcción del modelo, el bebedero se diseñó con las mismas dimensiones de las demás barras.



**Figura 10. Vistas frontal y superior de la placa modelo.**

Una vez construido el modelo, se fabricó un molde de arena en verde y se realizó una colada de prueba en aluminio. Esta colada, permitió comprobar la eficacia del modelo y el molde. También, sirvió para medir el volumen total de la pieza fundida, usado luego para el cálculo de las cargas.

Siguiendo las recomendaciones de la literatura sobre la marcha fusoria, se fundió lingotes de liga madre de aluminio-hierro y se verificó su composición mediante espectrometría óptica.

Se realizó el cálculo de cargas para obtener las aleaciones deseadas. Estos cálculos se muestran en el Apéndice 3.

Luego, se llevó a cabo dos coladas, mediante las que se obtuvo las aleaciones de 11 y 10% de aluminio con 3 y 5% de hierro, respectivamente.

Esta parte, se desarrolló en el Área de Arenas y Fundición de Metales, del Centro de Investigación y Extensión en Ciencia e Ingeniería de los Materiales (C.I.E.M.). Específicamente, en el horno de inducción electromagnética, que se muestra en la figura 11.

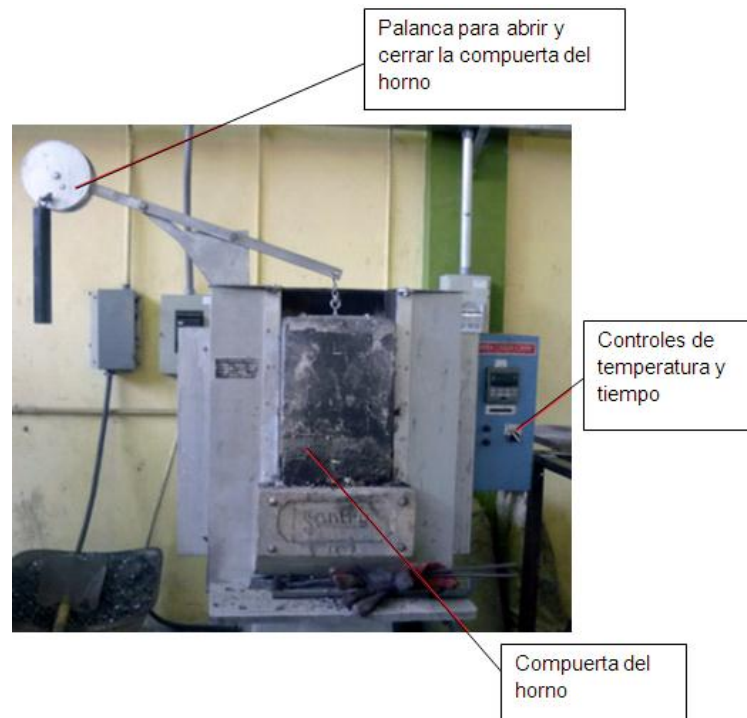


**Figura 11. Horno de inducción y herramientas de colada del C.I.E.M.**

### **3. Tratamientos térmicos.**

Se llevaron a cabo, en el Área de Tratamientos Térmicos y Termoquímicos, del C.I.E.M. en el horno que se muestra en la figura 12.

Se realizó primero, a probetas de ambas aleaciones, un tratamiento de temple en agua, desde 950°C hasta 20°C. Otras probetas, de ambas aleaciones, fueron sometidas a un enfriamiento desde 950°C hasta los -196°C. Primero en agua hasta los 20°C y luego en nitrógeno líquido hasta los -196 °C. Mientras estuvieron en el horno, las probetas se cubrieron con una capa de carbón vegetal, que se quemó controladamente, eliminando el oxígeno presente en la atmósfera del horno. Para protegerlas de la oxidación.



**Figura 12. Horno para tratamientos térmicos del C.I.E.M.**

Se tomó muestras de ambas aleaciones, sometidas a estos temple y se procedió a aplicar tratamientos de revenido, los cuales fueron a 550, 600, 650, 700°C por dos horas. Con enfriamiento lento al aire.

#### **4. Medición de dureza y obtención de metalografías.**

Se obtuvo muestras de cada aleación, en estado bruto de colada y luego de cada uno de los tratamientos térmicos.

Se evaluó la calidad metalúrgica de las barras mediante radiografía (en el C.I.E.M., Área de Ensayos Destructivos y no Destructivos).

Se midió la dureza Vickers de las probetas, para cada aleación para los diferentes estados de tratamiento térmico. Esto, se realizó inicialmente, en el Área de Ensayos Destructivos y no Destructivos del C.I.E.M. También se obtuvieron durezas Rockwell B, estas mediciones, se realizaron en la Escuela de Ingeniería Electromecánica del Instituto Tecnológico de Costa Rica. Los durómetros usados se muestran en la figura 13.



**Figura 13. Microdurómetro y durómetro utilizados.**

Sin embargo, debido a la disparidad de los resultados de dureza obtenidos, se acudió al Laboratorio de Ensayos no Destructivos del Centro Desarrollo Tecnológico en Metalmecánica, en la Ciudad Mario Echandi del Instituto Nacional de Aprendizaje. Donde se midió las durezas siguiendo el procedimiento de calibración de la A.S.T.M. (Norma ASTM E18-05<sup>E1</sup>). Y calibrando mediante patrones certificados.

Se montó las muestras obtenidas, en probetas de policarbonato, para facilitar su pulido. Esto se hizo, mediante la prensa hidráulica y sus accesorios, que se muestran en la figura 14.



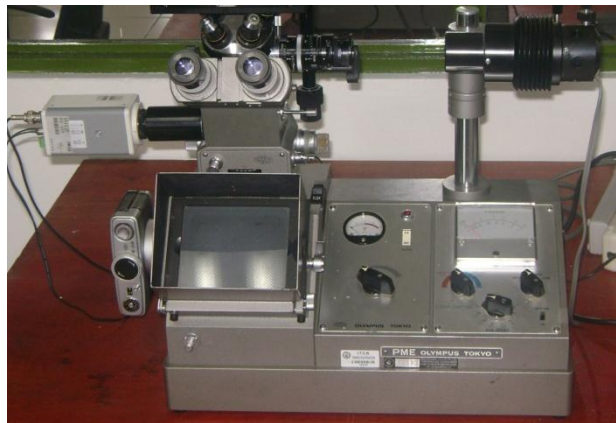
**Figura 14. Prensa hidráulica para muestras metalográficas.**

Luego, fueron lijadas y pulidas a espejo, con las lijas progresivas y la pulidora que aparecen en la figura 15. Para el procedimiento de preparación de muestras metalográficas, se siguió la norma ASTM E3-01.



**Figura 15. Lijas para desbaste y pulidora de muestras metalográficas.**

Se obtuvo metalografías de las probetas, para cada uno de los estados de tratamiento térmico. Para ello, se acudió al Área de Metalografía y Macrografía del C.I.E.M., así como al microscopio electrónico del Laboratorio de Nanotecnología, de la Escuela de Ingeniería Electrónica. (Ver figuras 16 y 17)



**Figura 16. Microscopio metalográfico del C.I.E.M.**



**Figura 17. Microscopio electrónico del Laboratorio de Nanotecnología.**

Luego de esto, se determinó las fases presentes en las metalografías obtenidas, mediante comparación con las imágenes de microscopía de Centeno (2009), que se muestran en el Anexo 4. Por último, se elaboró el Informe Final del Proyecto de Graduación.

## IV. RESULTADOS Y SU ANÁLISIS.

### 1. Fabricación de las aleaciones de bronce al aluminio.

#### 1.1. Materia prima para las aleaciones.

Las materias primas para la fabricación de las aleaciones, fueron desechos de cables eléctricos de cobre y aluminio. A los cables de aluminio, se les retiró el alma de acero y se fundieron en los lingotes que aparecen en la figura 18, esto para facilitar su manipulación.



**Figura 18. Aluminio utilizado para fabricar las aleaciones.**

Los resultados de la espectrometría de emisión óptica, realizada a los lingotes de aluminio, se muestran en la tabla 1. La cantidad de impurezas de otros metales es mínima.

**Tabla 1. Composición química de lingotes de aluminio.**

Elemento	Al	Mg	Zn	Si	Fe	Cu	Mn	V
Promedio	99,3	0,025	0,043	0,148	0,316	0,022	0,174	0,021
Desviación estándar	0,028	0,000	0,002	0,006	0,019	0,001	0,017	0,001
%RSD	0,03	1,96	3,58	3,76	6,14	5,25	9,53	3,65

**Fuente: Centro de Investigación y Extensión en Ingeniería de los Materiales (CIEIM), Área de Espectrometría.**

Los cables de cobre, como se muestra en la parte superior de la figura 19, tenían un recubrimiento plástico aislante. Este, fue removido mediante combustión (ver parte inferior de figura 19), los cables fueron fundidos para



facilitar su manejo. La composición de los lingotes se puede observar en la tabla 2.

**Tabla 2. Composición química de lingotes de cobre.**

Elemento	Cu	Pb	Sn	Ni	Zn	Fe	Al	Si
Promedio	99,9	0,025	0,022	0,009	0,004	0,003	0,008	0,006
Desviación estándar	0,008	0,002	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001
%RSD	0,01	6,19	6,30	6,66	19,18	19,71	6,93	8,98

**Fuente: CIEIM, Área de Espectrometría.**



**Figura 19. Alambres de cobre, con y sin recubrimiento aislante.**

El hierro utilizado en las aleaciones, fue aportado mediante sobrantes de cable de hierro, usado en el CIEIM para diversas aplicaciones, entre ellas para la sujeción y manipulación de piezas sometidas a tratamientos térmicos y termoquímicos.

Las materias primas, utilizadas para la fabricación de las aleaciones de bronce al aluminio, fueron de alta pureza, tal y como lo recomienda la literatura.

## 1.2. Fabricación del modelo de fundición.

Se fabricó, el modelo diseñado (ver Metodología). Este, se puede apreciar en la figura 20. Se observa, como los tubos de PVC son desmontables, la manera en que están sujetos a la placa, es mediante los tapones que se aprecian en la placa. En la parte derecha de la figura 20, se observa el sistema de alimentación, ubicado en la otra cara de la placa.



**Figura 20. Modelo para molde de arena en verde.**

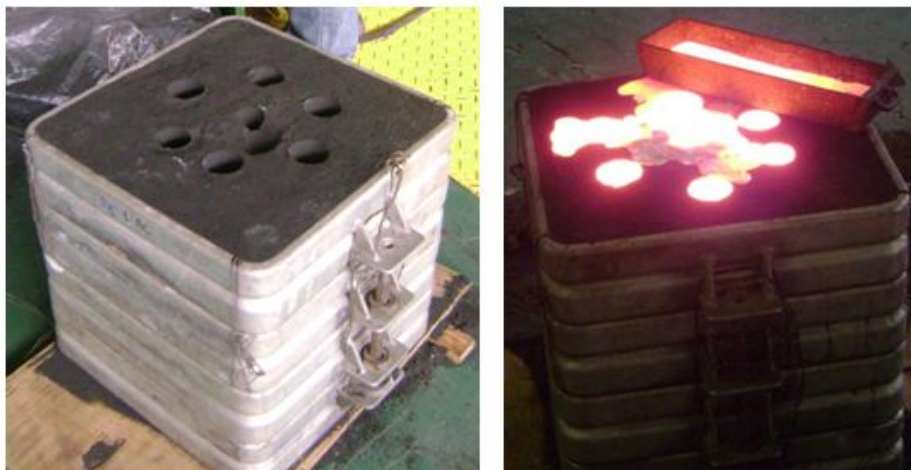
El diámetro del tubo de PVC para tuberías de alta presión que fue utilizado, es de 33 mm. El tapón sobre el cual se colocaba el tubo de PVC, se hizo coincidir con el diámetro interno del tubo y se le dio un ajuste algo holgado que permitiera desmontarla fácilmente, una vez que el molde de arena estuviese listo. El tubo se retiró por la parte superior, una vez el molde estaba listo.

Las dimensiones de la mazarota se obtuvieron mediante la regla de Cvhorinov, tal y como se muestra en el apéndice 2. En la inspección visual realizada, se pudo constatar que el rechupe quedó dentro del volumen de la mazarota.

El modelo fue probado con una colada de aluminio, para evaluar su funcionamiento, el cual resultó ser satisfactorio. No hubo obstrucciones y todas las barras se llenaron por completo. Se aprovechó para medir el volumen de las barras más el sistema de alimentación y las mazarotas, y se constató que

este correspondía a  $2400 \text{ cm}^3$ , el cual se utilizó para realizar los cálculos de cargas.

En la Figura 21, a la izquierda, se aprecia el molde en arena ya acabado. Los tubos de PVC con su mazarota, fueron retirados por la parte superior, y la placa modelo fue retirada por la parte inferior. En la parte derecha de la figura, se muestra el molde justo después de la colada, se puede apreciar como el molde se llenó completamente.



**Figura 21. Molde de arena en verde y luego de la colada.**

### **1.3. Fabricación de la aleación madre aluminio-hierro.**

La literatura técnica, recomienda, la fundición de una aleación madre. Algunos autores, recomiendan una aleación 50%Cu-50%Fe (Capello, 1974). Mientras que otros autores prefieren aleaciones madre con 50%Cu y 50%Fe (Crespi, 2008).

Se procedió a fundir una aleación madre de aluminio-hierro, la idea era darle a la aleación un porcentaje de hierro del 15%. De ese modo, se realizó el cálculo de cargas.

Los lingotes de liga madre obtenidos, no presentaron una composición uniforme, el primer lingote tenía una concentración de hierro de tan sólo un 7,25%. El segundo de 14,2% y el tercero de 12,1. En la tabla 3, se puede apreciar, la cantidad de aluminio y de hierro de cada lingote.

Evidentemente, el hierro, material mucho más denso, se acumuló en el fondo del crisol mientras que el aluminio flotaba sobre él, sin darse una mezcla completamente homogénea, como era lo ideal. Posiblemente, con una mayor

agitación, o tiempo de disolución, se podría obtener una mejor homogeneidad en la composición.

**Tabla 3. Porcentajes de aluminio y hierro en lingotes de aleación.**

Lingote	Aluminio (%)	Hierro (%)
1	92,5	7,25
2	87,7	12,1
3	85,2	14,2

Fuente: CIEIM, Área de Espectrometría.

#### 1.4. Fundición de la aleación Cu-11%Al-3%Fe.

Se decidió aprovechar los tres lingotes de aleación madre aluminio-hierro preparados. Se supuso que, a lo interno de cada uno de los lingotes, la composición sería relativamente homogénea. Se utilizó entonces, el lingote de composición 14,2% de hierro (lingote 3), para intentar la fabricación de la aleación de bronce al aluminio con 5% de hierro y 11,8% de aluminio y por ende un 83,2% de cobre. El cálculo de cargas se muestra en el Apéndice 3.

Debido a que, el porcentaje de hierro en el lingote 3 era muy bajo, no resultaba suficiente para aportar todo el 5% de hierro, sin sobrepasar el 11,8% de aluminio deseado. Por lo tanto, se decidió aportar de ese lingote 3, el aluminio necesario y el hierro restante agregarlo en forma de pequeños trozos de cable de hierro.

Las cargas usadas para esta colada, cuyo cálculo aparece en el Apéndice 3, son las siguientes:

- 16,640 kg de Cobre.
- 0,609 kg de Hierro.
- 2,75 kg de Lingote 3.

Primero se fundió el cobre, luego el cable de hierro y por último se agregó el lingote 3, todos en las cantidades anteriormente citadas para obtener el bronce al aluminio Cu-11% Al-5%Fe.

La facilidad y rapidez con que se fundió el lingote 3, demuestra la utilidad de la llamada "liga madre". Esto debido a que permite mantener el metal en estado fundido por un menor tiempo, evitando oxidación y otros problemas relacionados. Lo anterior, se evidenció durante la segunda colada en la que el hierro no se agregó como lingotes de liga madre, sino mediante

trozos de cable de hierro. Por lo que hubo que mantener el baño fundido por largo rato, hasta que los trozos de cable se terminaron de fundir.

No se utilizó ningún desoxidante, esto debido a alta afinidad del aluminio por el oxígeno, que actúa entonces como desoxidante. Se agregó eso sí, algo de carbón, para que sirviera como protector del baño fundido, lo cual es recomendado por algunos autores (Crespi, 2008), especialmente para piezas de tamaño considerable.

La tabla 4, muestra la composición del bronce al aluminio obtenido, como se puede apreciar, la cantidad de hierro no corresponde al 5% de hierro planeado, sino, a un 2,90%. Lo anterior, se atribuye a que los lingotes de liga madre, no tenían una composición uniforme.

**Tabla 4. Composición de la primera colada de bronce al aluminio.**

Muestra	Cobre (%)	Aluminio(%)	Hierro (%)
1	84,6	11,3	2,9
2	84,8	11,0	2,9
3	84,5	11,3	2,9
Promedio <sup>3</sup>	84,6	11,2	2,9
Desv. Estándar	0,2	0,2	0,0

**Fuente: CIEIM, Área de Espectrometría.**

Afortunadamente, la composición obtenida, corresponde a alrededor de 3% de hierro, la cual, era la otra aleación que se planeaba estudiar, por lo que se decidió aprovecharla, a pesar de que su composición real promedio era de 2,90% de hierro, en vez de 3%. En la figura 22, se muestra el color dorado oro de la aleación, por el cual es muy apreciada en joyería (Panseri, 1966).

Las muestras 1, 2 y 3, de la tabla 4, fueron tomadas de la parte superior, media e inferior de las barras coladas, respectivamente. En esta ocasión, si se obtuvo una uniformidad muy alta para toda la pieza colada.

La figura 23, muestra las barras luego de ser extraídas del molde de arena. Se puede apreciar, como el sistema de alimentación funcionó correctamente.

El canal de alimentación o bebedero, presenta inclusiones de arena. Esto debido a la velocidad con la que bajó el metal fundido, sin embargo las

<sup>3</sup> Esta aleación es equivalente a la UNS C95400, cuyos límites de composición son los siguientes: 83% Cu Mínimo; 10-11% Al; 3-5% de hierro.

barras en sí, carecen de este defecto, pues el flujo del metal hacia arriba se dio obviamente más despacio, pues el caudal volumétrico que descendió por el bebedero, luego de caer en la fosa, se divide para subir por las seis barras.



**Figura 22. Muestras de la primera colada de bronce al aluminio.**



**Figura 23. Barras y sistema de alimentación recién desmoldeados.**

En las mazarotas se evidenció un rechupe por contracción volumétrica bastante importante, que según se pudo apreciar por inspección visual, quedó solamente en la mazarota.

Las radiografías realizadas a algunas de las barras obtenidas, mostraron una cantidad no despreciable de poros en la parte central de las barras. Esto podría ser por un mal enfriamiento, que requeriría modificaciones en las mazarotas, o por presencia de humedad en el molde. Aunque, se considera que la segunda razón sea la más probable.

### 1.5. Fundición de la aleación con Cu-10%Al-5%Fe.

En esta ocasión, debido a la heterogeneidad de la composición de los lingotes (que ya había sido comprobada). No se utilizaron los lingotes de aleación madre aluminio-hierro fabricados inicialmente. Se usó entonces, los lingotes de aluminio y cobre con los que se contaba y el hierro se agregó en forma de trozos de alambre.

El cálculo de las cargas se muestra en el Apéndice 3. Las cargas fueron las siguientes:

- 17,040 kg Cu.
- 1,024 kg Fe.
- 2,420 kg Al.

Se inició con la fundición del cobre, cuando éste se hubo fundido, se agregó el aluminio, por último, se agregó el hierro. Se agregó carbón en polvo como protector del baño fundido, luego, cuando todo estaba fundido, se procedió a remover las escorias y a colar.

El molde se llenó apropiadamente con el metal fundido, una vez que la pieza se hubo enfriado, se procedió a desmoldear las barras. Se notó en esta oportunidad, que el acabado superficial era de menor calidad que el de la colada anterior, y luego mediante radiografía, se constató que la inclusión de gases era mucho mayor en estas barras.

Durante la primera colada, se fabricó el molde de arena en verde el día antes de la colada, lo que permitió que se evaporara, algo de humedad de dicho molde. Mientras que, en la segunda colada, el molde de arena se fabricó el mismo día, por lo que estaba más húmedo, lo que ocasionó, posiblemente, esta mala calidad superficial, e inclusión de gases. Una sugerencia sería entonces, reducir la cantidad de agua usada para mezclar la arena. Además de, fabricar el molde con uno o dos días de antelación a su uso.

La composición de esta aleación (tabla 5), resultó bastante más cercana a la deseada, pues, el cobre estuvo 0,1% por debajo de lo planeado. El hierro 0,67% por encima de lo planteado (5%). El aluminio 1,5% por debajo del 11,8% esperado.

**Tabla 5. Composición de segunda colada<sup>4</sup> de bronce al aluminio.**

Muestra	Cobre (%)	Aluminio (%)	Hierro (%)
1	83,1	10,3	5,67

**Fuente: CIEIM, Área de Espectrometría.**

De todas maneras, la composición obtenida está dentro del rango permisible para este bronce al aluminio, por lo que, esta aleación, fue usada para los tratamientos térmicos.

Cuando ya se tenía el cobre y aluminio fundidos, se agregó el hierro. Pero hubo que esperar largo rato para que se fundiera. Lo que pudo haber ocasionado pérdidas de aluminio por oxidación. Por lo que, se recomienda fundir primero el cobre, luego el hierro y por último el aluminio.

## 2. Tratamientos Térmicos.

Los primeros tratamientos térmicos realizados, fueron un temple con enfriamiento en agua, desde 950°C hasta 20°C, (se designará como Temple 1 de aquí en adelante). Otro temple, en el que, luego de enfriar las probetas con agua desde los 950°C, se les dio un enfriamiento adicional en nitrógeno líquido, desde los 20°C hasta los -196°C, (a partir de aquí se denominará Temple 2).

Se aplicó los tratamientos de revenido a las probetas templadas, según el procedimiento explicado en la metodología. Al revenido a 600°C, se le llamó Revenido 1 (R1), pues fue el primero en realizarse. Así sucesivamente, el revenido a 650°C, se llamó Revenido 2 (R2). Al revenido a 700°C, Revenido 3 (R3). Por último, al revenido a 550°C se le denominó, Revenido 4 (R4). Todos ellos, fueron realizados por dos horas con enfriamiento lento al aire.

Luego de realizadas estas operaciones, se midió la dureza de algunas probetas templadas. Dado que, la dureza era prácticamente la misma, tanto para las probetas en estado bruto de colada como para las piezas templadas (ver tabla 6). Se volvió a realizar el Temple 1, para descartar que dicho temple, se hubiese realizado incorrectamente.

<sup>4</sup> Esta aleación es también equivalente a la UNS C95400, cuyos límites de composición son los siguientes: 83% Cu Mínimo; 10-11% Al; 3-5% de hierro.



**Tabla 6. Dureza Vickers en estado bruto de colada y luego de temple.**

Probeta	Medición 1	Medición 2	Medición 3	Promedio	Desv. Estándar
Fe 3% BC <sup>5</sup>	335,8	306,4	341,6	327,9	18,9
Fe 3% T1 <sup>6</sup>	301,5	296,4	294,3	297,4	3,7
Fe 5% BC	292,0	319,3	316,6	309,3	15,0
Fe 5% T1	311,5	341,6	279,6	310,9	31,0

**Fuente: CIEIM, Área de Ensayos Mecánicos.**

Durante este segundo temple, se usó un recipiente más pequeño para contener las probetas, se usó además, una menor cantidad de carbón y se incrementó el tiempo en el horno. Todo esto, para asegurarse de que las probetas alcanzaran la temperatura deseada de los 950°C dentro del horno. Luego, rápidamente se pasaron al tanque de agua y fueron agitadas en él, hasta que se enfriaron a temperatura ambiente.

El mismo procedimiento se siguió para las probetas del Temple 2. Pero, luego de que estuvieron a temperatura ambiente, se continuó su enfriamiento hasta llegar a -196°C, primero en un refrigerador y luego en nitrógeno líquido. Permanecieron a esta temperatura por una media hora y luego se dejó que se calentaran al aire lentamente, hasta temperatura ambiente.

Las durezas Vickers obtenidas luego de la repetición del Temple 1 y de la realización del Temple 2, se muestran en la tabla 7.

**Tabla 7. Dureza Vickers luego de Temples 1 y 2.**

Probeta	Medición 1	Medición 2	Medición 3	Promedio	Desv. Estándar
Fe 3% BC	335,8	306,4	341,6	327,9	18,9
Fe 3% T1	341,6	369,6	327,4	346,2	21,5
Fe 3% T2 <sup>7</sup>	278,6	296,7	314,0	296,4	17,7
Fe 5% BC	292,0	319,3	316,6	309,3	15,0
Fe 5% T1	324,6	311,5	306,4	314,2	9,4
Fe 5% T2	316,6	319,3	294,3	310,1	13,7

**Fuente: CIEIM, Área de Ensayos Mecánicos.**

Como se puede apreciar en la tabla 7, las durezas, luego de los temples, seguían siendo muy similares a las del estado bruto de colada. Por esta razón,

<sup>5</sup> Estado bruto de colada, sin recocido.

<sup>6</sup> Temple 1.

<sup>7</sup> Temple 2.

para verificar, se midió nuevamente la dureza en estado bruto de colada. Se tomó una probeta del interior de las barras, pues, anteriormente la probeta se había obtenido de una rebaba de encima de una mazarota. Esto, para descartar que esa probeta hubiese tenido un enfriamiento muy rápido, luego de haber sido colada. Se midió las durezas en estado bruto de colada y luego del Temple 1, los resultados aparecen en la tabla 8.

**Tabla 8. Dureza Vickers en estado bruto de colada y templadas.**

Probeta	Medición 1	Medición 2	Medición 3	Promedio	Desv. Estándar
Fe 3% BC	245,2	256,3	248,8	250,1	5,7
Fe 3%T1	264,1	259,4	252,5	258,7	5,8
Fe 5% BC	270,1	258,2	266,1	264,8	6,1

**Fuente: CIEIM, Área de Ensayos Mecánicos.**

Las durezas de la tabla 8, resultaron ser mucho menores a las medidas anteriormente. Tanto para las probetas en estado bruto de colada, como para las templadas.

Debido a todas estas diferencias, se decidió medir todas las durezas, en el Laboratorio de Ensayos no Destructivos del Centro Desarrollo Tecnológico en Metalmeccánica, en la Ciudad Mario Echandi del Instituto Nacional de Aprendizaje. Siguiendo el procedimiento de calibración de la A.S.T.M. (Norma ASTM E18-05<sup>E1</sup>), realizando la calibración con patrones certificados.

Los resultados completos, aparecen en el Apéndice 4. La tabla 9, resume estos resultados de dureza. Debido a la escala del durómetro Vickers utilizado, no se pudo medir todas las durezas en esta escala y algunas, fueron medidas con un durómetro para escala Rockwell B, por esta razón y para permitir su comparación, los promedios de dureza para cada una de las probetas, se convirtieron a la escala Brinell, mediante la tabla de conversión del Anexo 2.

Según se muestra en el Anexo 1. Para un bronce al aluminio C95400 de composición 11% de aluminio y 4% de hierro, o sea muy similar a las composiciones estudiadas. La dureza en estado bruto de colada, está en el rango de 156-179 HB. Las durezas de la tabla 9, para estado bruto de colada, son muy superiores a estos valores.

Otra bibliografía técnica, (Arnaud, 1978), indica que las durezas en estado bruto de colada pueden alcanzar los 220 HB, dependiendo de la composición. El alto porcentaje de hierro, pudo haber influido en el incremento de la dureza, al menos en la segunda colada con 5,67 % de hierro.

**Tabla 9. Dureza en estado bruto de colada y luego de temple y revenido.**

Id.	Probeta	Medición 1	Medición 2	Medición 3	Promedio	$\sigma$ <sup>8</sup>	HB <sup>9</sup>
Dureza Vickers							
1	Fe 3% BC	260,0	264,4	263,5	262,6	2,3	250
2	Fe 5% BC	249,6	238,4	245,8	244,6	5,7	233
3	Fe 3% T1	302,5	318,2	348,4	323,0	23,3	306
4	Fe 5% T1	262,0	254,4	246,8	254,4	7,6	242
5	Fe 3% T2	244,8	275,1	256,9	258,9	15,3	246
6	Fe 5% T2	253,6	272,5	278,3	268,1	12,9	255
Dureza Rockwell B							
7	Fe 3% R1	89,2	89,4	90,4	89,7	0,6	183
A	Fe 5% R1	99,4	93,5	96,9	96,6	3,0	217
8	Fe 3% R2	80,3	72,5	<sup>10</sup>	76,4	5,5	140
B	Fe 5% R2	99,0	97,8	98,3	98,4	0,6	224
9	Fe 3% R3	73,1	85,1	93,1	83,8	10,1	163
C	Fe 3% R4	96,9	98,3	97,8	97,7	0,7	223

**Fuente: Laboratorio de Ensayos no Destructivos del Centro Desarrollo Tecnológico en Metalmecánica, I.N.A.**

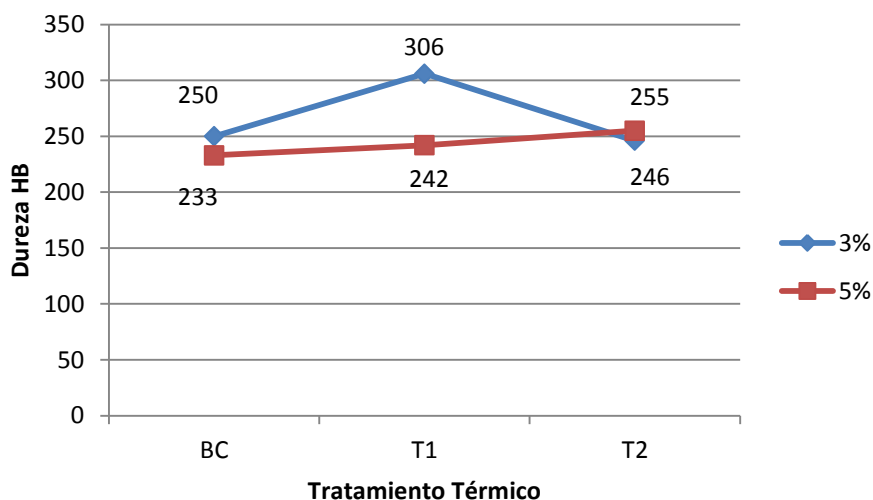
Como se aprecia en la figura 24, que existe una tendencia al aumento de la dureza luego de los temples, tal y como era esperado. Sin embargo, esta tendencia no fue tan pronunciada a excepción del Temple 1, para la aleación Cu-11%Al-3%Fe, de 300 HB. Por lo demás, los valores de dureza luego del temple, concuerdan con lo esperado según Arnaud (1978).

Las diferencias en la dureza entre el Temple 1 (de 950°C, hasta temperatura ambiente) y el Temple 2, (de 950°C, hasta -196°C). No son apreciables, por lo que se descarta que el temple criogénico, tenga algún beneficio en cuanto al aumento significativo de la dureza. Es por eso, que de ahí en adelante, sólo se evaluó el efecto de los revenidos sobre la dureza, para probetas a las que se les aplicó el Temple 1.

<sup>8</sup> Desviación estándar de la muestra.

<sup>9</sup> Equivalente aproximado en dureza Brinell del promedio de las mediciones, según Anexo 2.

<sup>10</sup> Se eliminó este dato por razones estadísticas, la probeta usada no tenía espacio para más mediciones, por lo que no se pudo obtener otro dato.

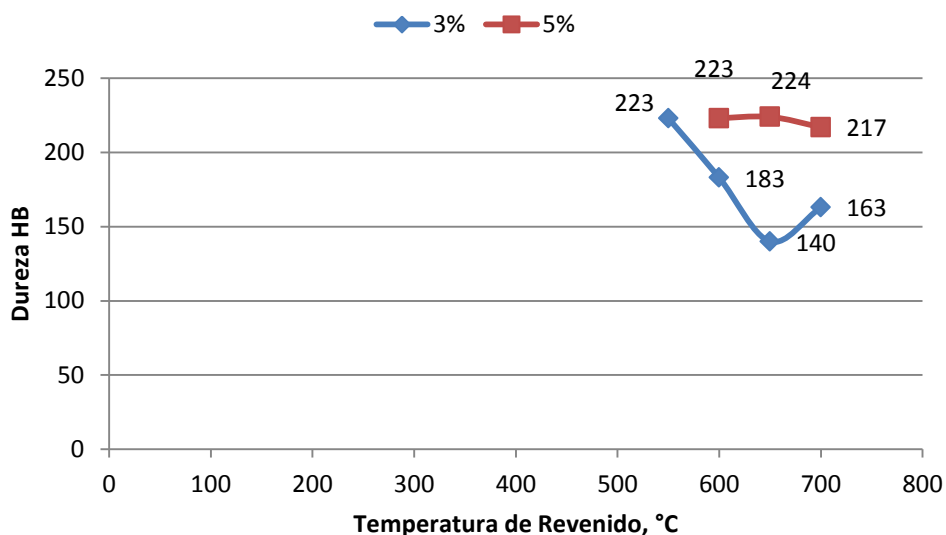


**Figura 24. Dureza Brinell en estado BC, T1 y T2**

**Fuente: Tabla 9.**

En la figura 24 también se puede notar, que contrario a lo esperado, la dureza de las probetas de aleación con 3% de hierro, es superior a las de 5% de contenido de hierro.

En la figura 25, se puede apreciar el efecto de los revenidos sobre la dureza. Aquí si se observa, tal y como se esperaba, la dureza promedio de la aleación Cu-10%Al-5%Fe luego de los revenidos, si es superior a la aleación Cu-11%Al-3%Fe.



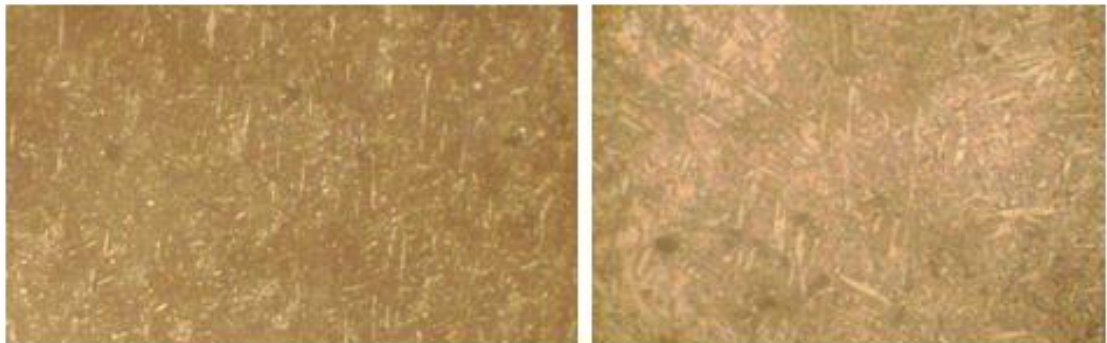
**Figura 25. Dureza Brinell, luego de revenidos.**

**Fuente: Tabla 9.**

Como era de esperarse, hay una tendencia a que conforme se va aumentando la temperatura de revenido, la dureza va disminuyendo. La única excepción, es la de la aleación Cu-11%Al-3%Fe luego del revenido a 700°C, cuya dureza, es en realidad superior a la dureza resultante del revenido a 650°C, la posible razón de este aumento de la dureza, se explica al analizar su microestructura en la parte de metalografías.

### 3. Metalografías.

La figura 26, muestra la microestructura de ambas aleaciones en estado bruto de colada, no se observa ninguna diferencia importante entre ellas. La figura 27, muestra la aleación Cu-11%Al-3%Fe, a un mayor aumento. Las fases observables se explican a continuación.



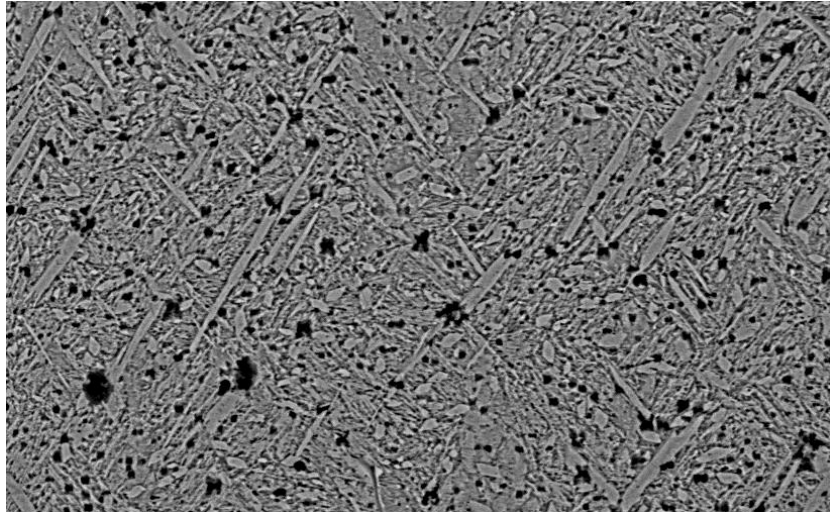
**Figura 26. Metalografía en estado bruto de colada (3 y 5% de Fe)<sup>11</sup>. 500X.**

**Fuente: Microscopio metalográfico del C.I.E.M.**

Para las figuras 26 y 27, de acuerdo con las metalografías del Anexo 3, se establece que las aleaciones en estado bruto de colada, están constituidas completamente por el producto eutectoide. Este, se da por transformación de la solución sólida  $\beta$  durante el enfriamiento. Las fases que se aprecian son las siguientes: de color claro, en forma de finas láminas discontinuas y paralelas corresponden a la solución sólida  $\alpha$ . Las áreas de color oscuro sobre una matriz de fase intermetálica de composición variable  $\alpha + \gamma_2$ .

---

<sup>11</sup> Todas las muestras fueron preparadas metalográficamente siguiendo el procedimiento establecido en la norma ASTM E3, aplicando un ligero ataque químico por inmersión en Cloruro Férrico.



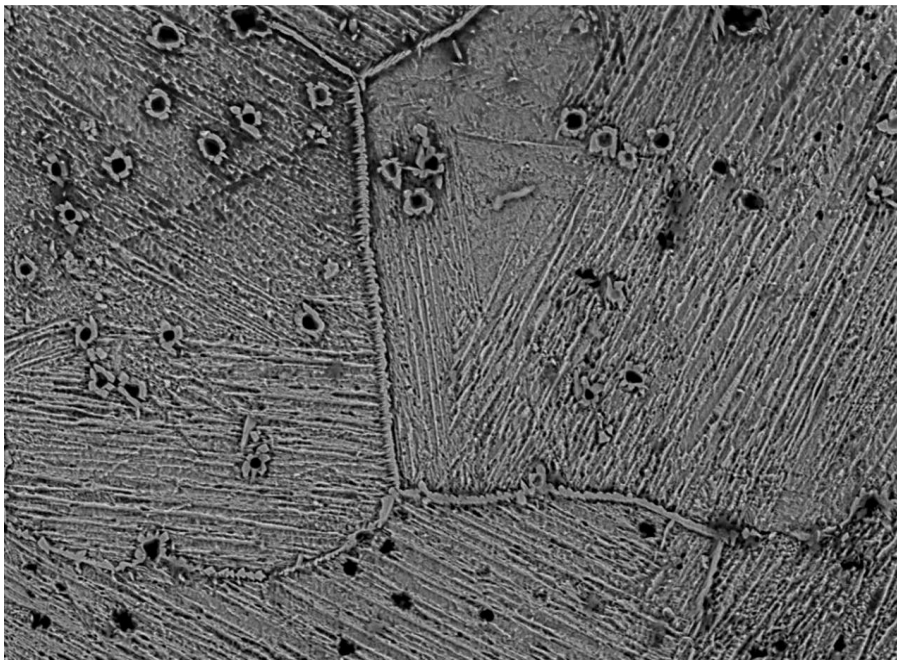
**Figura 27. Metalografía en estado bruto de colada (3% Fe). 2000X.  
Fuente: Microscopio electrónico del Laboratorio de Nanotecnología.**

La figura 28, muestra la estructura metalográfica de ambas aleaciones estudiadas, luego de haber sido sometidas al Temple 1, se aprecia que son muy similares entre sí. Esto debido a que la diferencia en la composición de ambas, es poca, como para que significara una diferencia importante en cuanto a su microestructura, habiendo recibido el mismo tratamiento térmico. Además, se puede observar, la formación de la fase  $\beta'$  (solución sólida sobresaturada de aluminio en cobre), que quedó retenida de forma metaestable y es llamada martensita.



**Figura 28. Metalografía luego del Temple 1, (3 y 5% de Fe). 500X.  
Fuente: Microscopio metalográfico del C.I.E.M.**

En la figura 29, que corresponde a la aleación Cu-11%Al-3%Fe, mayor aumento, se puede apreciar, las estructuras con forma de aguja o martensitas, que están constituidas por la fase  $\beta'$ . Estas, son paralelas dentro de cada grano, pero cambian de dirección de un grano a otro. Las martensitas de color más oscuro, están inmersas en un fondo de fase  $\alpha$ , de color más claro. Se observa además, unas inclusiones de color negro, que según el Anexo 3, corresponderían al producto eutectoide  $\alpha + \gamma_2$ . Que no se hayan transformado martensíticamente.



**Figura 29. Metalografía luego del Temple 1 (3% Fe). 800X.**

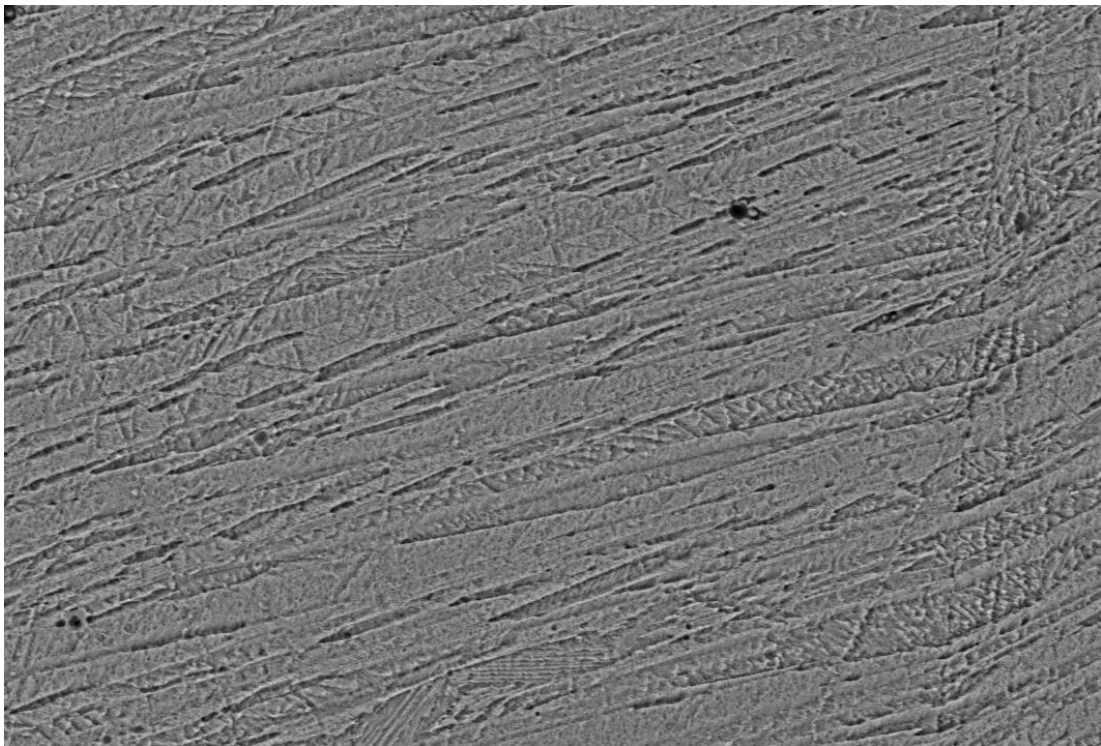
**Fuente: Microscopio electrónico del Laboratorio de Nanotecnología.**

La figura 30, muestra la comparación entre las dos aleaciones estudiadas, luego de ser sometidas al Temple 2. Durante este temple, como se recordará, se continuó el enfriamiento hasta los  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Se muestra, que la microestructura, es básicamente la misma, que la obtenida luego del Temple 1. Lo cual confirma la hipótesis de que el temple criogénico, no contribuyó en mucho, a algún cambio en la microestructura. Las fases presentes son las martensitas aciculares de la solución sólida sobresaturada  $\beta'$  (en color oscuro) y la solución sólida  $\alpha$  en color claro. Dichas fases, se aprecian también en la figura 31, pero a un mayor aumento.



**Figura 30. Metalografía luego del Temple 2, (3 y 5% de Fe). 500X.**

**Fuente: Microscopio metalográfico del C.I.E.M.**



**Figura 31. Metalografía luego del Temple 2, (3% Fe). 2000X.**

**Fuente: Microscopio electrónico del Laboratorio de Nanotecnología.**

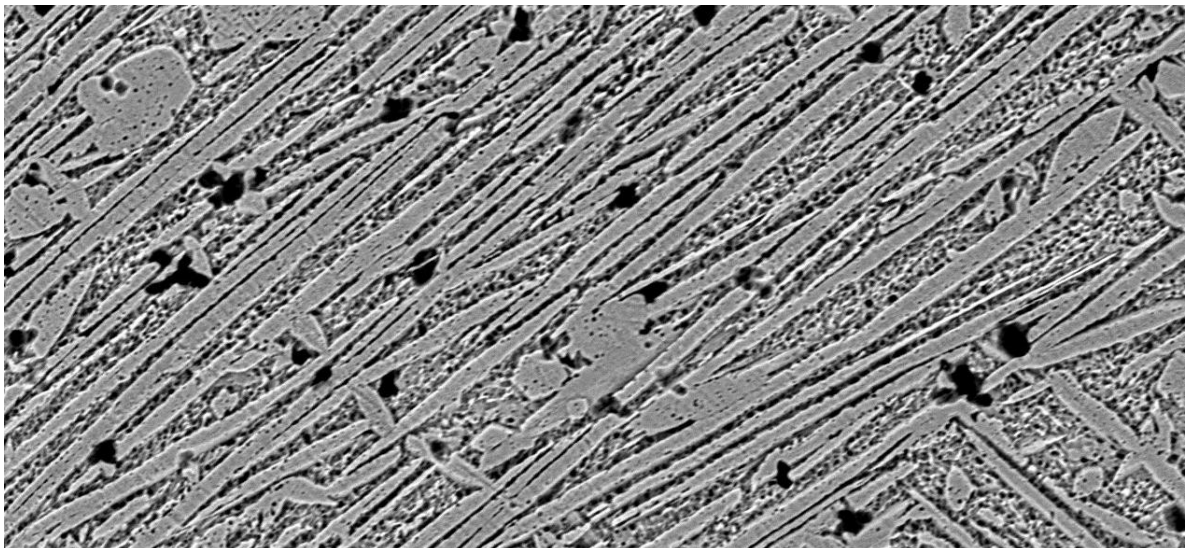


Las figuras 32 y 33, muestran los efectos sobre la microestructura del Revenido 1, a 600°C. Se puede observar, como la estructura martensítica cede, transformándose en  $\alpha + \gamma_2$  (color oscuro). Las áreas de  $\alpha$ , que antes parecían agujas, debido a la alta densidad de martensitas, se han ensanchado un poco, al recibir la cantidad de solución sólida  $\alpha$ , que estaba sobresaturada en las martensitas de la solución metaestable  $\beta'$ .



**Figura 32. Metalografía luego del Revenido 1, a 600 °C, (3% Fe). 500X.**

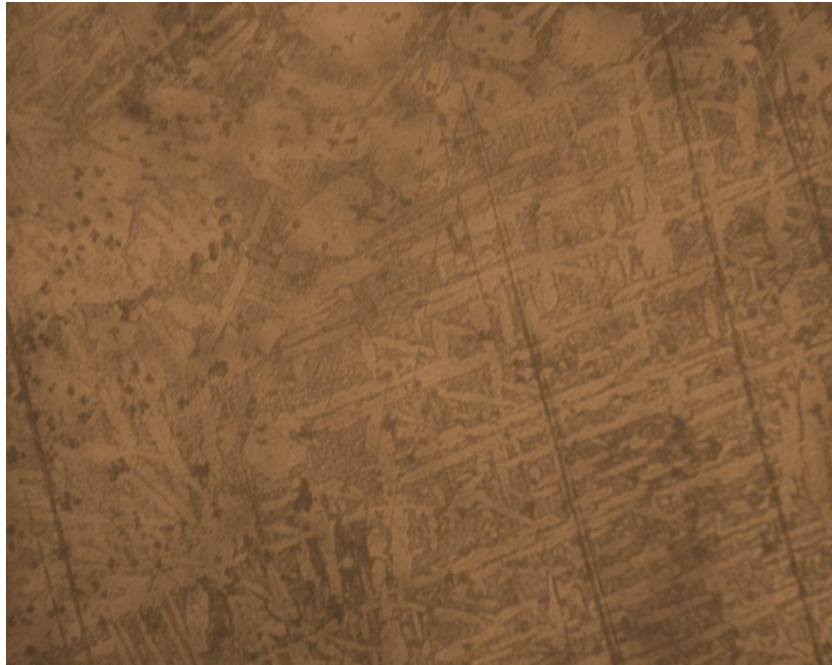
**Fuente: Microscopio metalográfico del C.I.E.M.**



**Figura 33. Metalografía luego del Revenido 1, a 600 °C, (3% Fe). 2000X.**

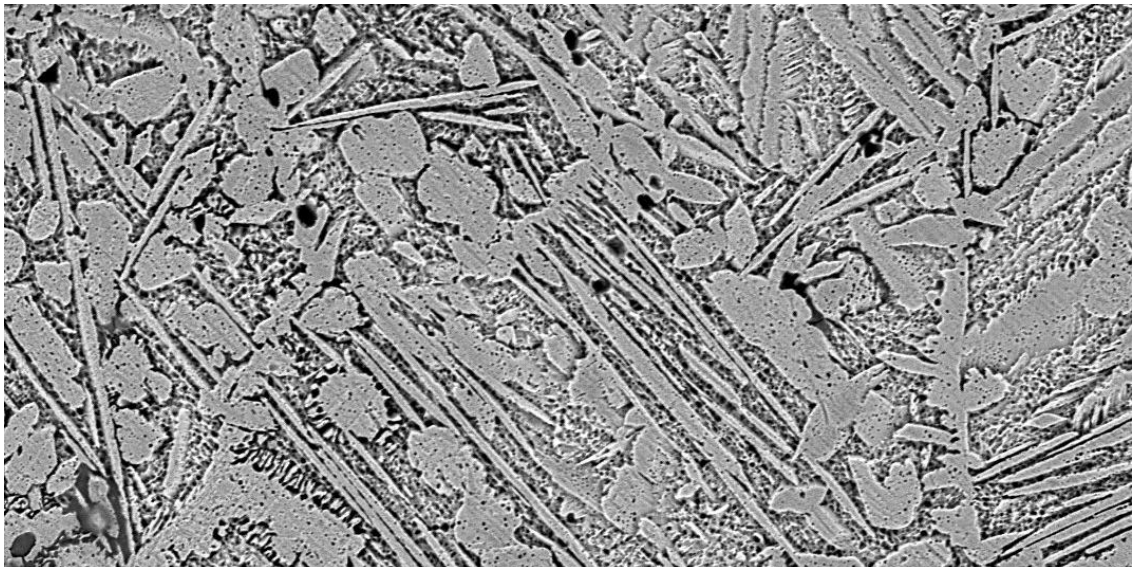
**Fuente: Microscopio electrónico del Laboratorio de Nanotecnología.**

Las figuras 34 y 35, luego del Revenido 2 (650°C por 2 horas), muestran a distintos aumentos, como se acentúa el efecto del aumento de la temperatura de revenido. Las áreas de fase  $\alpha$ , continúan ensanchándose, conforme más de la solución metaestable  $\beta'$ , se transforma en el producto eutectoide  $\alpha + \gamma_2$ .



**Figura 34. Metalografía luego del Revenido 2, a 650 °C, (3% Fe). 500X.**

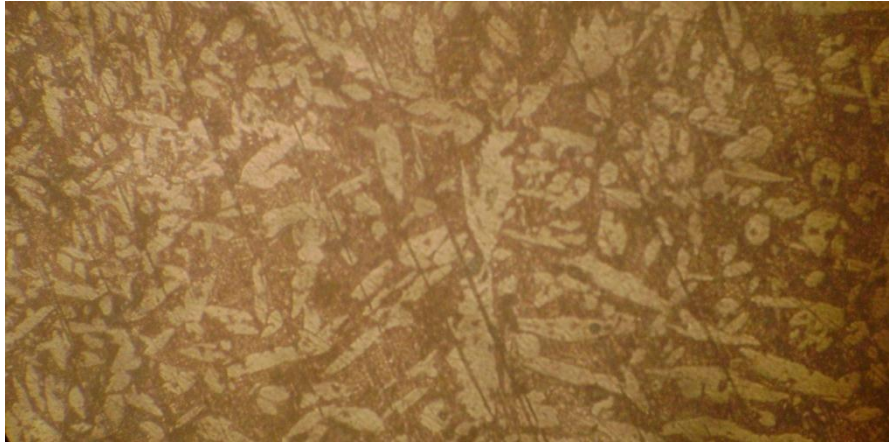
**Fuente: Microscopio metalográfico del C.I.E.M.**



**Figura 35. Metalografía luego del Revenido 2, a 650 °C, (3% Fe). 2000X.**

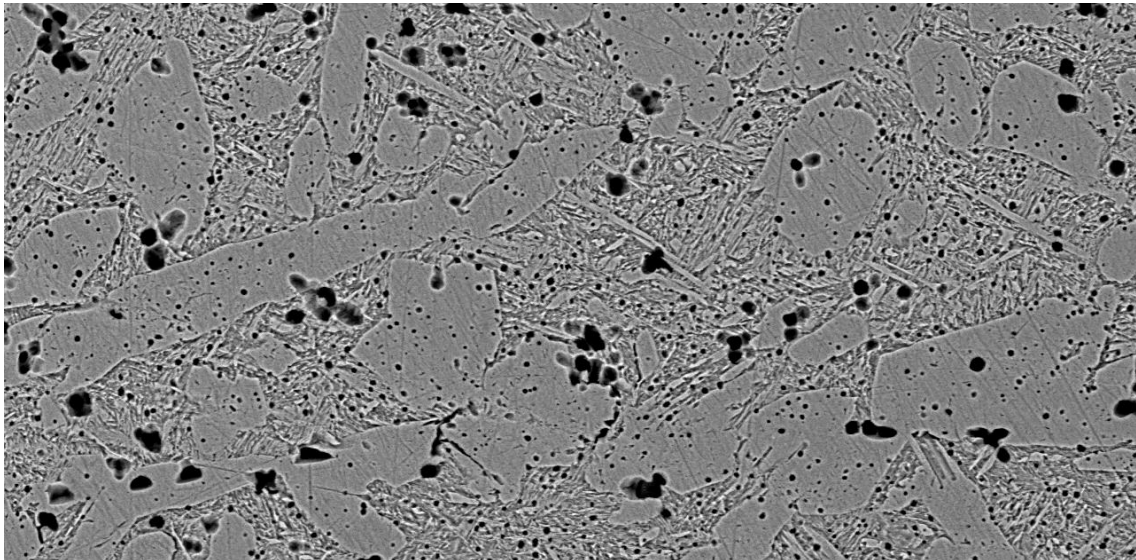
**Fuente: Microscopio electrónico del Laboratorio de Nanotecnología**

Las figuras 36 y 37, muestran la microestructura luego del Revenido 3 (700°C por 2 horas), a distintos aumentos, se aprecia claramente como las zonas de  $\alpha$  (colora claro), han crecido ya considerablemente. Por el mismo efecto mencionado anteriormente.



**Figura 36. Metalografía luego del Revenido 3, a 700 °C, (3% Fe). 500X.**

**Fuente: Microscopio metalográfico del C.I.E.M.**



**Figura 37. Metalografía luego del Revenido 3, a 700 °C, (3% Fe). 2000X.**

**Fuente: Microscopio electrónico del Laboratorio de Nanotecnología**

En la figura 37, se observa además, que fase metaestable  $\beta'$ , más suave y maleable, se ha transformado completamente en el producto eutectoide estable  $\alpha + \gamma_2$ . Se debe recordar, que  $\gamma_2$  es un compuesto intermetálico, de fórmula  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ , que en común a los compuestos de este tipo (como el Carburo de Hierro) es muy duro y frágil. Esto, posiblemente, explica el hecho de que la

dureza de esta probeta no siga la tendencia al ablandamiento que venía dándose, conforme se aumentaba la temperatura del revenido.

#### 4. Análisis Final.

Los desechos metálicos de cobre y aluminio, se pueden aprovechar para la fabricación de aleaciones de bronce al aluminio.

El modelo diseñado, permite el colado de barras. Sin embargo, se debe realizar estudios y pruebas posteriores, para optimizar la calidad metalúrgica de las barras. Pues actualmente, hay una porosidad importante presente al interior de las barras. Posiblemente, una menor humedad en la arena resolvería este problema.

El uso de la aleación madre hierro-aluminio, facilita y acelera la fusión del hierro, pero se debe tener cuidado con la composición y homogeneidad de la liga madre, para evitar errores en la composición final del bronce al aluminio.

Se recomienda evaluar una aleación madre de cobre-hierro, como recomiendan algunos autores, para evaluar, si se presenta una mayor homogeneidad en los lingotes de la aleación madre.

En cuanto a los tratamientos térmicos, la dureza en estado bruto de colada, no siempre está aumentando significativamente luego de los temple, esto probablemente por la presencia del compuesto intermetálico  $\gamma_2$  (duro y frágil) en el estado bruto de colada que le confiere una alta dureza. La microestructura, sin embargo, sí se ve afectada mayormente con los temple.

También se propone, la realización de un recocido de recristalización y ver el efecto que tengan los temple sobre la dureza y microestructura luego de este recocido.

Conforme la temperatura de revenido aumenta, la dureza tiende a disminuir, esto porque la estructura martensítica se va transformando progresivamente en los productos eutectoides  $\alpha$  y  $\gamma_2$ . Sin embargo luego de los 700°C la dureza tiende a aumentar de nuevo, esto probablemente debido a la mayor presencia del compuesto intermetálico  $\gamma_2$ . Se esperaría entonces, que el mejor compromiso entre las propiedades de dureza y resistencia a la tracción se encuentre luego de un temple y posterior revenido entre 600 y 650°C. Pero se requiere estudios adicionales para verificar el efecto de los tratamientos térmicos sobre la resistencia a la tracción.

## V. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.

### 1. Conclusiones.

- 1.1. Los lingotes de “liga madre” de hierro y aluminio, permiten agregar el hierro al baño fundido más rápidamente, comparado con agregar el hierro en trozos de alambre. Pero, agregan un factor de error, al ser necesario garantizar su composición y homogeneidad antes de usarlos.
- 1.2. La dureza para la aleación Cu-11%Al-3%Fe subió de 250 HB, en estado bruto de colada a 306 HB, luego del Temple 1 (de 950 a 25°C), pero luego del Temple 2 (de 950 a -196°C) más bien bajó, de 250 a 246 HB.
- 1.3. La dureza, para la aleación Cu-10%Al-5%Fe, aumentó de 233 HB, en estado bruto de colada, a 242 HB luego del Temple 1 y de 233 a 255 luego del Temple 2.
- 1.4. La microestructura de las aleaciones luego de los Temples 1 y 2, era muy similar. Estando constituida, por una estructura martensítica de composición  $\beta'$ , solución sólida sobresaturada de aluminio en cobre, sobre una base de fase  $\alpha$ .
- 1.5. La aplicación del Temple 2, o temple criogénico, no trajo consigo, un aumento significativo de la dureza, ni una diferencia apreciable en la microestructura.
- 1.6. Para la aleación Cu-11%Al-3%Fe, el aumento en la temperatura de revenido de 550 a 600°C, y de 600 a 650 °C, significó una disminución de la dureza de 223 a 183 y de 183 a 140 HB, respectivamente.
- 1.7. Luego del revenido a 700°C, para la aleación Cu-11%Al-3%Fe, la dureza más bien subió, de 140 a 163 HB. Debido, probablemente a la mayor cantidad del compuesto intermetálico no deseado  $\gamma_2$ .
- 1.8. La dureza de la aleación Cu-10%Al-5%Fe, no varió significativamente luego de los revenidos.
- 1.9. Al aumentar la temperatura de los revenidos la estructura martensítica producto de los temples, se fue transformando de

agujas de solución sobresaturada  $\beta'$ , a granos cada vez más grandes de solución sólida  $\alpha$  y fase de composición variable  $\alpha+\gamma_2$ .

## 2. Recomendaciones

- 2.1. Realizar pruebas para determinar si la disminución de la humedad en la arena, resuelve la porosidad, si no lo hace, se debería revisar las dimensiones de las mazarotas.
- 2.2. Si se agrega el hierro en forma de trozos de alambre, se debe fundir antes que el aluminio, para evitar pérdidas de aluminio por oxidación.
- 2.3. Realizar un recocido de recristalización antes de iniciar con los demás tratamientos térmicos, para evitar los efectos de la temperatura de colada y la estructura producto de solidificación, sobre los temple y revenidos.
- 2.4. Realizar pruebas de tracción, para correlacionar los valores de dureza y la microestructura con los valores de resistencia a la tracción y alargamiento.
- 2.5. Utilizar técnicas de microscopía electrónica como el detector para análisis químico semicuantitativo por dispersión de energía de rayos X (EDX), para evaluar más allá de toda duda razonable la composición y proporción de las fases.

## VI. BIBLIOGRAFÍA.

- Arce, Ronald, et. al. (2009). *Estadísticas de Comercio Exterior Costa Rica, 2008*. San José, Costa Rica: Promotora del Comercio Exterior de Costa Rica. PROCOMER.
- Arnaud, Dominique. (1978). Tratamiento Térmico de los Cuproaluminios. *Colada*, V.11, No.1, 9-11.
- ASM Handbook (2006). *Casting*. Ohio: ASM International. Tomo XV, pp 1963-2009.
- ASM Handbook (2006). *Heat Treatment*. Ohio: ASM International. Tomo IV, pp 1963-2009.
- ASM Handbook (2006). *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. Ohio: ASM International. Tomo II, pp 1256-1260.
- Avner, Sydney. (1988). *Introducción a la Metalurgia Física*. México. McGraw-Hill
- Bailey, A. R. (1984). *Introductory Practical Metallography*. Surrey, Inglaterra. Metallurgical Services Betchworth.
- Bailey, A. R. & Samuels, L. E.(1971/1980). *Foundry Metallography*. (2° Reimpresión). Surrey, Inglaterra. Metallurgical Services Betchworth.
- Bates, Alan. (1973). Técnica de Fusión y Colada de los Cuproaluminios. *Colada*, V.6, No.12. Separata 1-10
- Calabuig, F. & Amilibia, A. (1980). “Estudio Sobre Cuproaluminio Complejo”. *Fundición*, V.7, No.11, 9-11.
- Calvo F. A. (1972). *Metalografía Práctica*. Madrid, Editorial Alhambra.

- Capello, Edoardo. (1974). *Tecnología de la Fundición*. Barcelona, Editorial Gustavo Gili.
- Centeno, Leiry, et. al. (2009). *Estudio Microestructural de Cuproaluminios Comerciales Tipo Uns C93300 Tratados Térmicamente*. Extraído el 6 de febrero de 2011 del sitio web del 10º Congreso Interamericano de Microscopía Electrónica (CIASEM 2009): <http://www.ciasem2009.com.ar>
- Conejo, Mario. Jiménez Ronald. *Laboratorio de Tecnología de Materiales. Manual de Prácticas*. Cartago, Instituto Tecnológico de Costa Rica, 2004.
- Chaves, Guisella, et. al. (2010) *Estadísticas de Comercio Exterior Costa Rica, 2009*. San José, Costa Rica: Promotora del Comercio Exterior de Costa Rica. PROCOMER.
- Copper Development Association. (1986). *Aluminum Bronze Alloys for Industry*. Hemel Hempstead, Reino Unido: Autor. Extraído el 18 de Agosto de 2009 del sitio web de Copper Development Association: <http://www.copperinfo.co.uk/alloys/bronze/downloads/pub-126-al-bronze-wear-resistance.pdf>
- Copper Development Association. (2009). *Aluminum Bronzes*. Extraído el 8 de Agosto, 2009 del sitio web de Copper Development Association: [http://www.copper.org/resources/properties/microstructure/al\\_bronzes](http://www.copper.org/resources/properties/microstructure/al_bronzes)
- Crespi, Marco. (2008). "I Bronzi all'Alluminio". *Fonderia pressofusione*. Nov2008.
- Espectrometría. (2010), *Espectrometría de Emisión*. Extraído el 18 de Noviembre, 2010 del sitio web de Espectrometría.com: [http://www.espectrometria.com/espectrometra\\_de\\_emisin](http://www.espectrometria.com/espectrometra_de_emisin)
- Girón Saic, Fábrica Argentina de Válvulas. *Escala de dureza Brinell, Rockwell y Vickers*. Extraído el 8 de Junio de 2011, del sitio web de Girón Saic: <http://www.gironsaic.com.ar/pdf/78%20ESCALA%20DEDUREZA.pdf>



Groover, Mikell P. (1997) *Fundamentos de Manufactura Moderna: Materiales, Procesos y Sistemas*. México D.F., Prentice Hall, 1997, pp. 57, 58.

Higgins, R. (1974). *Ingeniería metalúrgica*. México: Continental.

Kussmaul, Siegfried & Jiménez, Ronald. (2001). "La Minería del Oro en Costa Rica". En J. Espí (Ed), *El Libro de la Minería de Oro en Iberoamérica* (pp 241-248). España: Red XIII-B, CYTED; Comité Aurífero del Perú.

Larburu, Nicolás. *Máquinas Prontuario. Técnicas de Máquinas y Herramientas*. España, Paraninfo, 1991.

Padilla, Eusebio, et al. (2003). *Influencia de los microaleantes en la aleación de los bronce*s. Extraído el 8 de Agosto, 2009 del sitio web de la Universidad Mayor de San Marcos, Perú:  
[http://www.unmsm.edu.pe/iigeo/publicaciones/num\\_12.htm](http://www.unmsm.edu.pe/iigeo/publicaciones/num_12.htm)

Panseri, Carlo. (1966). *Manuale di Fonderia d'Alluminio*. Milán, Stucchi.

Verhoeven, J. (1987). *Fundamentos de metalurgia física*. México: Limusa.

Szczygiel Jordens, Z. & Torres Reyes, A. (1984). *Metalurgia no Ferrosa*. México: Limusa.

Timings, R.L. (2001). *Tecnología de la Fabricación 1, Procesos y Materiales del Taller*. México: Alfaomega.

## VII. APÉNDICES.

### Apéndice 1. Resultados de espectrometrías.

Fuente: Centro de Investigación y Extensión en Ingeniería de los Materiales (CIEIM), Área de Espectrometría.

#### Composición de lingote de aluminio puro.

★Nombre	Comentarios	Descripción	Fecha del análisis	Combustiones							
Estudiante	Verificacion	Fund M1	10/27/2010 10:47:28 AM	3							
	Al171 %	Mg383 %	Zn_Calc.	Si288 %	Fe248 %	Cu327 %	Mn403 %	Ni341 %	V411 %	Cr425 %	
Promedio	99.3	0.025	0.043	0.148	0.316	0.022	0.174	0.008	0.021	0.005	
Desviación estándar	0.028	0.000	0.002	0.006	0.019	0.001	0.017	0.002	0.001	0.000	
%RSD	0.03	1.96	3.58	3.76	6.14	5.25	9.53	26.79	3.65	2.11	
	Ti334 %	Sn326 %	Pb220 %								
Promedio	0.008	0.007	0.010								
Desviación estándar	0.001	0.008	0.001								
%RSD	17.00	121.75	9.67								

#### Composición de lingote de cobre puro.

★Nombre	Comentarios	Descripción	Fecha del análisis	Combustiones						
Estudiante	Verificacion	Cu2	10/28/2010 11:01:13 AM	3						
	Cu218 %	Pb368 %	Sn317 %	Ni_Calc	Zn330 %	Fe371 %	Al_Calc.	Si288 %		
Promedio	99.9	0.025	0.022	0.009	0.004	0.003	0.008	0.006		
Desviación estándar	0.008	0.002	0.001	0.001	0.001	0.001	0.001	0.001		
%RSD	0.01	6.19	6.30	6.66	19.18	19.71	6.93	8.98		
	Mn403.4 %	Sb206 %	P178 %	Si180 %						
Promedio	0.010	0.00	0.00	0.002						
Desviación estándar	0.002	0.00	0.00	0.000						
%RSD	18.53	0.00	0.00	4.37						

#### Composición de lingote de aluminio-hierro número 1.

★Nombre	Comentarios	Descripción	Fecha del análisis	Combustiones							
Estudiante	Verificacion	L1	10/28/2010 10:48:44 AM	3							
	Al171 %	Mg383 %	Zn_Calc.	Si288 %	Fe248 %	Cu327 %	Mn403 %	Ni341 %	V411 %	Cr425 %	
Promedio	92.5	0.019	0.053	0.106	7.25	0.017	0.149	0.00	0.020	0.005	
Desviación estándar	0.119	0.000	0.003	0.001	0.117	0.001	0.010	0.00	0.000	0.000	
%RSD	0.13	1.37	4.99	0.61	1.61	8.96	6.93	0.00	0.96	1.33	
	Ti334 %	Sn326 %	Pb220 %								
Promedio	0.007	0.00	0.001								
Desviación estándar	0.001	0.00	0.001								
%RSD	14.55	0.00	173.21								

#### Composición de lingote de aluminio-hierro número 2.

★Nombre	Comentarios	Descripción	Fecha del análisis	Combustiones							
Estudiante	Verificacion	Fund M2	10/27/2010 10:49:49 AM	3							
	Al171 %	Mg383 %	Zn_Calc.	Si288 %	Fe248 %	Cu327 %	Mn403 %	Ni341 %	V411 %	Cr425 %	
Promedio	85.6	0.014	0.038	0.095	14.2	0.008	0.127	0.00	0.022	0.004	
Desviación estándar	0.213	0.000	0.002	0.000	0.214	0.001	0.002	0.00	0.001	0.000	
%RSD	0.25	2.18	4.06	0.47	1.51	12.96	1.43	0.00	4.29	2.00	
	Ti334 %	Sn326 %	Pb220 %								
Promedio	0.000	0.00	0.00								
Desviación estándar	0.000	0.00	0.00								
%RSD	29.34	0.00	0.00								



## Apéndice 2. Cálculo de mazarota.

Densidad del bronce al aluminio (89Cu-1Fe-10Al) = 7,8 kg/dm<sup>3</sup> a 20 °C.  
Porcentaje de contracción= 1,6%.

Volumen de la barra: es una barra de las siguientes dimensiones:

- Diámetro  $d = 3,3 \text{ cm}$ .
- Altura  $h = 25 \text{ cm}$ .

Volumen de la barra:

$$V_b = \frac{\pi * (3,3 \text{ cm})^2 * 25 \text{ cm}}{4} = 213,82 \text{ cm}^3$$

Área lateral de la barra:

$$A_b = \pi * 3,3 \text{ cm} * 25 \text{ cm} = 259,18 \text{ cm}^2$$

Suponiendo la mazarota como una barra de 5 cm de altura (aunque en realidad será ligeramente cónica, para facilitar su desmoldeo):

$$V_m = \frac{\pi * d^2 * 5 \text{ cm}}{4}$$

$$A_b = \pi * d * 5 \text{ cm}$$

Según la regla de Chvorinov (ASM Handbook 2006a):

$$\frac{V_m}{A_m} > \frac{V_p}{A_p}$$

Donde:  $V_m$  es volumen de la mazarota,  $A_m$  es área de la mazarota.  
 $V_p$  es volumen de la pieza (en este caso la barra) y  $A_p$  es el área de la pieza.

Usando  $n$  factor de 1.5 como factor de seguridad, tenemos:

$$\frac{V_m}{A_m} = 1,5 \frac{V_p}{A_p}$$

$$\frac{\pi * d^2 * 5 \text{ cm}}{4} = 1,5 \frac{213,82 \text{ cm}^3}{259,18 \text{ cm}^2}$$

Despejando  $d$  tenemos:

$$d = 4,94 \text{ cm} \approx 5 \text{ cm}$$

Por lo que tenemos una mazarota cilíndrica de

$d = 4,94 \text{ cm}$ , y

$h = 5 \text{ cm}$

La cual se fabricó de forma ligeramente cónica para facilitar su desmoldeo.

### Apéndice 3. Cálculo de cargas para fundición.

*Aleación 83,2 % Cu; 11,8% Al; 5% Fe (3% Fe)*

Volumen de barras y sistema de alimentación = 2500 cm<sup>3</sup>.

Densidad = 7,53 kg/dm<sup>3</sup> = 7,53 g/ cm<sup>3</sup>.

Masa total = 2500 cm<sup>3</sup> \*  $\frac{7,53 \text{ g}}{\text{cm}^3}$  = 18825 g.

Por lo tanto se decidió redondear a una masa de 20 kg, como factor de seguridad, entonces:

Masa total = 20 kg.

Entonces para un contenido de 83.2% de Cu; 11,8 % de Al y 5% de Fe se requiere:

Cu: 20 kg \* 0,832 = 16,64 kg Cu.

Al: 20 kg \* 0,118 = 2,36 kg Al.

Fe: 20 kg \* 0,050 = 1 kg Fe.

Dado que los lingotes de aluminio no contenían suficiente hierro como para poder aportar todo el hierro requerido para la aleación, sin sobrepasar el contenido de aluminio, se decidió usar el lingote número 2, para aportar el aluminio requerido, y agregar el restante hierro requerido, en forma de cable de hierro puro. Este lingote número 2, se supuso de una composición uniforme (ver apéndice 1) y de un contenido uniforme de 14,2% de Hierro.

Por lo tanto:

$$2,360 \text{ kg Al} * \frac{1 \text{ kg Lingote 2}}{0,858 \text{ kg Al}} = 2,750 \text{ kg Lingote 2}$$

Y entonces 2,75 kg de Lingote 2, aportan la siguiente cantidad de hierro:

$$2,75 \text{ kg Lingote 2} * \frac{0,142 \text{ kg Fe}}{1 \text{ kg Lingote 2}} = 0,391 \text{ kg Fe}$$

Se requiere 1 kg de hierro, se tiene 0,391 kg, por lo tanto se necesita agregar:

0,609 kg Fe

Entonces las cargas serían:

- 16, 640 kg de Cobre.
- 0,609 kg de Hierro.

- 2,75 kg de Lingote 2.

Como se explicó en el análisis de resultados, la suposición de que dentro del lingote 2, la composición sería homogénea, resultó ser inválida. Por lo que la composición obtenida resultó ser diferente de la planeada. Sin embargo, afortunadamente, coincidió con la de la otra aleación planeada, de 3% de hierro. Por lo que se procedió a su utilización.

*Aleación 83,2 % Cu; 11,8% Al; 5% Fe*

Se contaba con 17,04 kg de cobre, entonces se procedió a calcular cuanta aleación de 83,2% de cobre se podía fabricar con esa cantidad de cobre:

$$17,040 \text{ kg Cu} = X * 0,832$$

$$X = 20,480 \text{ kg Aleación.}$$

Con esta cantidad se procedió a calcular las cantidades equivalentes al 5% de hierro y 11,8 % de Aluminio:

$$20,480 * 0,05 = 1,024 \text{ kg Fe.}$$

$$20,480 * 0,118 = 2,420 \text{ kg Al.}$$

Entonces las cargas utilizadas fueron:

- 17,040 kg Cu.
- 1,024 kg Fe.
- 2,420 kg Al.

En esta ocasión la composición obtenida fue ligeramente diferente a la planeada, pero esto se debió, tal y cómo se explica en el análisis de resultados a la mayor oxidación del aluminio que quedó en las escorias dejando la aleación con un excedente de 0,67% de hierro y un faltante de 1,5% de aluminio. Pero siguió siendo un bronce al aluminio y fue utilizado perfectamente para los pasos subsiguientes de tratamientos térmicos.

## Apéndice 4. Informe de durezas medidas en el I.N.A.

INSTITUTO NACIONAL DE APRENDIZAJE  
Gestión Regional

FR GR 129  
Edición 01  
(11/11/2010)

### INFORME DE RESULTADOS Laboratorio de Ensayo de Materiales

#### 1. INFORMACION GENERAL

Fecha de recepción de muestras: 17/06/2011  
 Fecha análisis: 17/06/2011  
 Solicitud: #34.2011  
 ID informe: LEM44-2011  
 Método: Dureza Vickers y P GR 11 Dureza Rockwell  
 Solicitante: Escuela Ciencia e Ing. Materiales  
 Dirección del solicitante: Instituto Tecnológico de Costa Rica  
 Cartago  
 Descripción de la muestra: 9 muestras encapsuladas bronce al aluminio  
 3 muestras de bronce al aluminio  
 Registro de las Observaciones: Libreta 04.2011, pág. 04, 05 y 06.

Condiciones ambientales promedio del laboratorio:

22.2	C	68	% HR
------	---	----	------

#### 2. OBSERVACIONES

Las muestras etiquetadas como 7, 8, 9, A, B y C, exceden el límite de medición de dureza Vickers, por lo que el cliente solicita su medición en la escala de dureza rockwell HRB(S).  
 Cliente solicita presenciar los ensayos y toma sus propios apuntes.  
 ...ul...

#### Notas:

1. Los resultados de este informe solo son representativos a la muestra ensayada.
2. La muestra fue preparada y aportada por el cliente.
3. Los resultados se refieren al momento y condiciones durante el ensayo.
4. Se prohíbe la reproducción parcial del documento sin previa autorización del laboratorio.
5. La calibración de los equipos utilizados cuentan con trazabilidad al Sistema Internacional de Medidas (SI).
6. El presente documento no es válido sin las firmas y el sello del INA.
7. El Laboratorio de Ensayo no se hace responsable por la mala interpretación o el mal uso de la información contenida en este informe.

	
Realizado por: Ing. A. Elena Brenes Arias	Aprobado por Dirección Técnica o Calidad Ing. Roberto Mejía Solís



Centro de Desarrollo Tecnológico Metal Mecánica, Ciudad Mario Echandi  
Barrio la Plywood, Alajuela, Costa Rica.  
Tel/fax: 2433 8940 lem@ina.ac.cr

### 3. CUADRO DE RESULTADOS

#### Ensayo de Dureza de Materiales Metálicos

Tipo de Dureza:  Rockwell ... B....  Vickers  Shore

Carga Aplicada: 100 kgf para HRB(S) y 1kgf vickers

Tiempo de aplicación de carga: aprox. 60 s. cada ensayo

Muestra ID. Cliente	Mediciones Realizadas					Valor Promedio ± Desviación estándar de la medición
	1	2	3	4	5	
Muestra #1	260	264,4	263,5	--	--	262,6 ± 2,3 HV
Muestra #2	249,6	238,4	245,8	--	--	244,6 ± 5,7 HV
Muestra #3	302,5	318,2	348,4	--	--	323,0 ± 23,3 HV
Muestra #4 ---	262	254,4	246,8	--	--	254,4 ± 7,6 HV
Muestra #5 ---	244,8	275,1	256,9	--	--	258,9 ± 15,3 HV
Muestra #6 ---	278,3	253,6	272,5	--	--	268,1 ± 12,9 HV
Muestra #7 ---	89,2	90,4	89,4	--	--	89,7 ± 0,6 HRBS
Muestra #8 ---	55,6	72,5	80,3	--	--	69,5 ± 12,6 HRBS



## Continuación CUADRO DE RESULTADOS

## Ensayo de Dureza de Materiales Metálicos

Tipo de Dureza:  Rockwell ... B...  Vickers  Shore

Carga Aplicada: 100 kgf para HRB(S) y 1kgf vickers

Tiempo de aplicación de carga: apmx 80 s, cada ensayo

Muestra ID. Cliente	Mediciones Realizadas					Valor Promedio de Dureza
	1	2	3	4	5	
Muestra #9 ---	73,1	85,1	83,1	---	---	80,4 ± 6,4 HRBS
Muestra A ---	99,4	96,9	93,5	---	---	96,6 ± 3,0 HRBS
Muestra B ---	99,0	97,8	98,3	---	---	98,4 ± 0,6 HRBS
Muestra C ---	96,9	98,3	97,8	---	---	97,7 ± 0,7 HRBS

## Nomenclatura:

HR: Dureza Rockwell

HRC: Dureza Rockwell tipo C

HV: Dureza Vickers

HS: dureza Shore

HRBS: Dureza Rockwell tipo B con indentador esférico de acero

## Anotaciones:

El cliente solicita solo tres mediciones en cada muestra para obtener un resultado promedio, no

se utiliza ningún método estadístico para la eliminación de mediciones que maximicen la des-

viación estándar de las mediciones. Se realizó verificación de los equipos mediante patrones.

La interpretación de los resultados es responsabilidad del cliente según sus requisitos técnicos.

....ul....

## VIII. ANEXOS.

### Anexo 1. Tratamientos térmicos comunes y propiedades resultantes para bronce al aluminio complejos ( $\alpha$ - $\beta$ )

Table 18 Typical heat treatments and resulting properties for complex ( $\alpha$ - $\beta$ ) aluminum bronzes

Alloy	Typical condition <sup>(a)</sup>	Tensile strength		Yield strength <sup>(b)</sup>		Elongation <sup>(c)</sup> , %	Hardness, HB
		MPa	ksi	MPa	ksi		
C62400	As-forged or extruded	620-690	90-100	240-260	35-38	14-16	163-183
	Solution treated at 870 °C (1600 °F) and quenched, tempered 2 h at 620 °C (1150 °F)	675-725	98-105	345-385	50-56	8-14	187-202
C63000	As-forged or extruded	730	106	365	53	13	187
	Solution treated at 855 °C (1575 °F) and quenched, tempered 2 h at 650 °C (1200 °F)	760	110	425	62	13	212
C95300	As-cast	495-530	72-77	185-205	27-30	27-30	137-140
	Solution treated at 855 °C (1575 °F) and quenched, tempered 2 h at 620 °C (1150 °F)	585	85	290	42	14-16	159-179
C95400	As-cast	585-690	85-100	240-260	35-38	14-18	156-179
	Solution treated at 870 °C (1600 °F) and quenched, tempered 2 h at 620 °C (1150 °F)	655-725	95-105	330-370	48-54	8-14	187-202
C95500	As-cast	640-710	93-103	290-310	42-45	10-14	183-192
	Solution treated at 855 °C (1575 °F) and quenched,	775-	112-	440-	64-	10-14	217-234

(a) As-cast condition is typical for moderate sections shaken out at temperatures above 540 °C (1000 °F) and fan cooled or mold cooled, annealed at 620 °C (1150 °F), and fan (rapid) cooled.

(b) At 0.5% extension under load.

(c) In 50 mm (2 in.)

Fuente: ASM Handbook, Volume IV, Heat treatment, pp. 2008-2009

## Anexo 2. Tabla comparativa de escalas de dureza.

### 42 INTRODUCCIÓN A LA METALURGIA FÍSICA

**TABLA 1.4** Relaciones aproximadas de mediciones de dureza para aceros\*

Diámetro, mm	Brinell, 3 000 Kg		Vickers, marcador piramidal de diamante	Rockwell, usando marcador o penetrador de diamante de forma cónica				Escleroscopio	Mohs	Resistencia tensil, 1 000 lb/pulg <sup>2</sup>
	Bola estándar	Bola de carburo de tungsteno		C 150 KG	D 100 KG	A 60 KG	Superficial 30 N			
2.35	...	682	737	61.7	72.0	82.2	79.0	84		
2.40	...	653	697	60.0	70.7	81.2	77.5	81		
2.45	...	627	667	58.7	69.7	80.5	76.3	79	8.0	323
2.50	...	601	640	57.3	68.7	79.8	75.1	77	...	309
2.55	...	578	615	56.0	67.7	79.1	73.9	75	...	297
2.60	...	555	591	54.7	66.7	78.4	72.7	73	7.5	285
2.65	...	534	569	53.5	65.8	77.8	71.6	71	...	274
2.70	...	514	547	52.1	64.7	76.9	70.3	70	...	263
2.75	{495	...	539	51.6	64.3	76.7	69.9	..	...	259
	{...}	495	528	51.0	63.8	76.3	69.4	68	...	253
2.80	{477	...	516	50.3	63.2	75.9	68.7	..	...	247
	{...}	477	508	49.6	62.7	75.6	68.2	66	...	243
2.85	{461	...	495	48.8	61.9	75.1	67.4	..	...	237
	{...}	461	491	48.5	61.7	74.9	67.2	65	...	235
2.90	{444	...	474	47.2	61.0	74.3	66.0	..	7.0	226
	{...}	444	472	47.1	60.8	74.2	65.8	63	...	225
2.95	429	429	455	45.7	59.7	73.4	64.6	61	...	217
3.00	415	415	440	44.5	58.8	72.8	63.5	59	...	210
3.05	401	401	425	43.1	57.8	72.0	62.3	58	...	202
3.10	388	388	410	41.8	56.8	71.4	61.1	56	...	195
3.15	375	375	396	40.4	55.7	70.6	59.9	54	6.5	188
3.20	363	363	383	39.1	54.6	70.0	58.7	52	...	182
3.25	352	352	372	37.9	53.8	69.3	57.6	51	...	176
3.30	341	341	360	36.6	52.8	68.7	56.4	50	...	170
3.35	331	331	350	35.5	51.9	68.1	55.4	48	...	166
3.40	321	321	339	34.3	51.0	67.5	54.3	47	...	160
3.45	311	311	328	33.1	50.0	66.9	53.3	46	...	155
3.50	302	302	319	32.1	49.3	66.3	52.2	45	6.0	150
3.55	293	293	309	30.9	48.3	65.7	51.2	43	...	145
3.60	285	285	301	29.9	47.6	65.3	50.3	42	...	141
3.65	277	277	292	28.8	46.7	64.6	49.3	41	...	137
3.70	269	269	284	27.6	45.9	64.1	48.3	40	...	133
3.75	262	262	276	26.6	45.0	63.6	47.3	39	...	129
3.80	255	255	269	25.4	44.2	63.0	46.2	38	...	126
3.85	248	248	261	24.2	43.2	62.5	45.1	37	5.5	122
3.90	241	241	253	22.8	42.0	61.8	43.9	36	...	118
3.95	235	235	247	21.7	41.4	61.4	42.9	35	...	115
4.00	229	229	241	20.5	40.5	60.8	41.9	34	...	111

\*Tomada y adaptada de H. E. Davis, G. E. Troxell, y C. T. Wiskocil, "The testing and inspection of Engineering Materials", 2a. ed., McGraw-Hill Book Company, Nueva York, 1955; basado en el "Metals handbook", 1948 ed., American Society for Metals, Metals Park, Ohio. Consúltese el ASTM E 140 para más relaciones.

Fuente: Avner (1988)

## CAP. 1. LAS HERRAMIENTAS DEL METALURGISTA 43

**TABLA 1.4** Relaciones aproximadas de mediciones de dureza para aceros (Continuación).

Brinell, 3 000 Kg		Rockwell, usando marcador o penetrador de diamante de forma cónica						Escleroscopio	Mohs	Resistencia a la tensión, 1 000 lb/pulg <sup>2</sup>
Diámetro, mm	Bola estándar	Marcador de diamante cónico		B 100 Kg Bola de 1/16 de pulg	E 100 Kg Bola de 1/8 de pulg	Superficial				
		D 100 KG	A 60 KG			30 N Marcador de diamante cónico	30 T Bola de 1/16 de pulg			
4.05	223	40	60	97	...	41	80.5	33	...	108
4.10	217	39	60	96	...	40	80.0	32	...	105
4.15	212	38	59	95	...	39	79.0	31	...	102
4.20	207	37	59	94	...	38	78.5	31	...	100
4.25	202	37	58	93	110	37	78.0	30	...	98
4.30	197	36	58	92	110	36	77.5	29	...	96
4.35	192	35	57	91	109	35	77.0	28	5.0	94
4.40	187	34	57	90	109	34	76.0	28	...	92
4.45	183	34	56	89	109	33	75.5	27	...	90
4.50	179	33	56	88	108	32	75.0	27	...	88
4.55	174	33	55	87	108	31	74.5	26	...	86
4.60	170	32	55	86	107	30	74.0	26	...	84
4.65	166	32	54	85	107	30	73.5	25	...	82
4.70	163	31	53	84	106	29	73.0	25	...	81
4.75	159	31	53	83	106	28	72.8	24	...	79
4.80	156	30	52	82	105	27	71.5	24	...	77
4.85	153	..	..	81	105	..	71.0	23	...	76
4.90	149	..	..	80	104	..	70.0	23	4.5	75
4.95	146	..	..	79	104	..	69.5	22	...	74
5.00	143	..	..	78	103	..	69.0	22	...	72
5.05	140	..	..	76	103	..	68.0	21	...	71
5.10	137	..	..	75	102	..	67.0	21	...	70
5.15	134	..	..	74	102	..	66.0	21	...	68
5.20	131	..	..	73	101	..	65.0	20	...	66
5.25	128	..	..	71	100	..	64.0	..	...	65
5.30	126	..	..	70	100	..	63.5	..	...	64
5.35	124	..	..	69	99	..	62.5	..	...	63
5.40	121	..	..	68	98	..	62	..	...	62
5.45	118	..	..	67	97	..	61	..	...	61
5.50	116	..	..	65	96	..	60	..	...	60
5.55	114	..	..	64	95	..	59	..	...	59
5.60	112	..	..	63	95	..	58	..	...	58
5.65	109	..	..	62	94	..	58	..	...	56
5.70	107	..	..	60	93	..	57	..	...	55
5.75	105	..	..	58	92	..	55	..	...	54
5.80	103	..	..	57	91	..	54	..	...	53

Fuente: Avner (1988)

### Anexo 3. Imágenes de microscopía de bronce al aluminio tratados térmicamente.

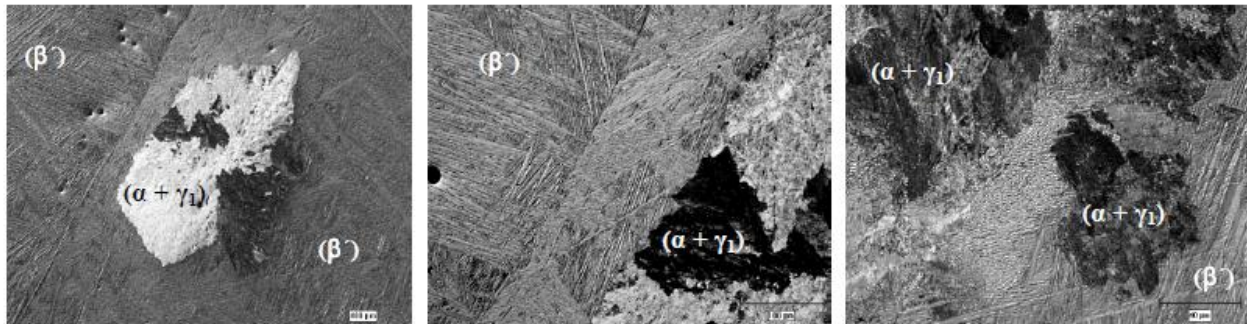


Figura 2. Imágenes de microscopía óptica de la aleación eutectoide (AlCu<sub>11.8</sub>), colada en coquilla, templada en agua desde 530°C: transformación parcial de la fase originaria β en β' (martensita, solución sólida sobresaturada de aluminio en cobre) y formación preferencial del producto eutectoide (α + γ<sub>1</sub>) en los límites de grano.

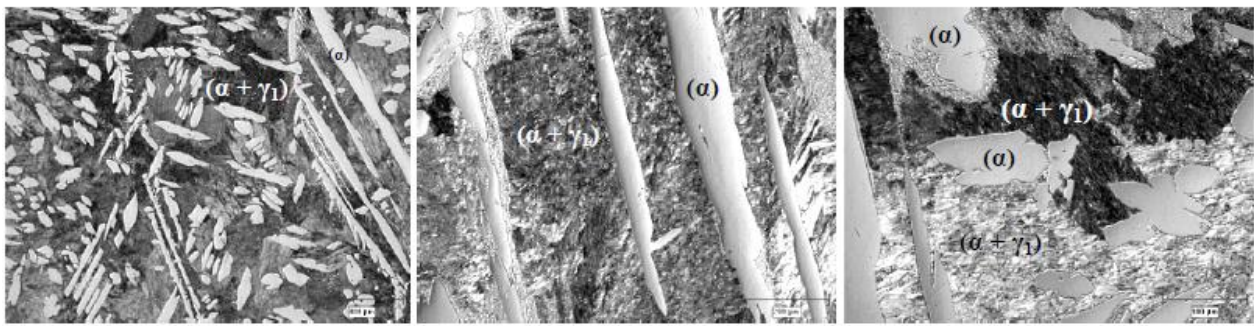
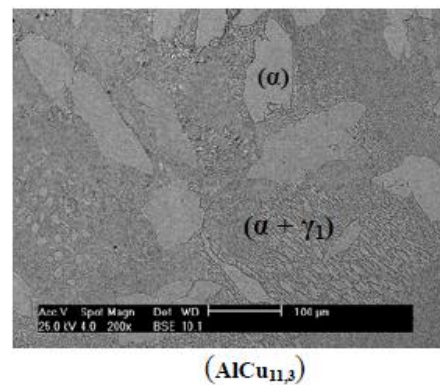
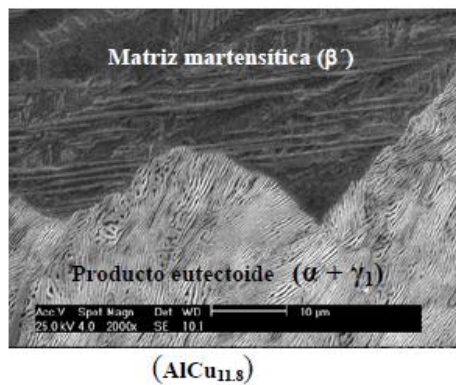


Figura 3. Imágenes de microscopía óptica de la aleación colada en arena (AlCu<sub>11.8</sub>), recocida a 900°C (1h): granos alargados de fase α proeutectoide y agregado eutectoide (α + γ<sub>1</sub>) de morfología laminar formado a partir de la fase β remanente.



Fuente: Centeno (2009)