

ESCUELA SUPERIOR POLITECNICA DEL LITORAL

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA

**"TRATAMIENTO TERMICO DE ALEACIONES
BRONCE—ALUMINIO HIPOEUTECTOIDES"**

TESIS DE GRADO

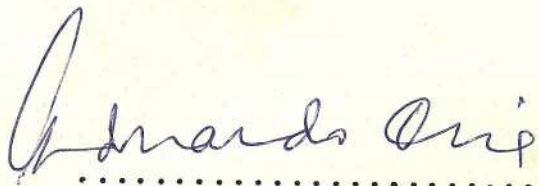
**PREVIA A LA OBTENCION DEL TITULO DE
INGENIERA MECANICA**

Presentada por

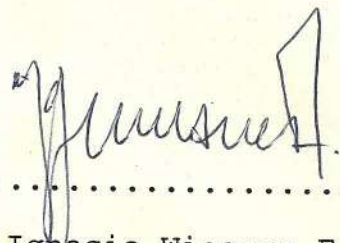
LOURDES BRITO GUILLEN DE DIAZ

GUAYAQUIL — ECUADOR

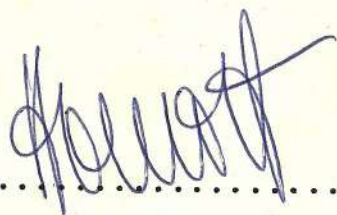
1.986.



.....
Ing. Eduardo Orcés P.
DECANO
FACULTAD DE ING. MECANICA



.....
Ing. Ignacio Wiesner F.
DIRECTOR DE TESIS
MIEMBRO DEL TRIBUNAL



.....
Ing. Homero Ortíz A.
MIEMBRO DEL TRIBUNAL



.....
Ing. Manuel Helguero G.
MIEMBRO DEL TRIBUNAL

A G R A D E C I M I E N T O

Mi profundo agradecimiento al Ing.
IGNACIO WIESNER FALCONI, Director
de Tesis, por su valioso apoyo
brindado en la realización de este
trabajo, al haberme transmitido
sus conocimientos y experiencias.

DEDICATORIA

A mis padres como muestra de mi amor y gratitud a todos sus esfuerzos.


A mi esposo quien con su amor y paciencia supo apoyarme en todo momento.

A mis hijos que sin saberlo - han sido el estímulo que necesitaba para la culminación de mi carrera.

DECLARACION EXPRESA

"La responsabilidad por los hechos, ideas y doctrinas expuestas en esta tesis, me corresponden exclusivamente, y, el patrimonio intelectual de la misma, a la ESCUELA SUPERIOR POLITECNICA DEL LITORAL".

(Reglamento de Exámenes y Títulos Profesionales de la ESPOL).


.....
LOURDES BRITO GUILLEN

R E S U M E N

El bronce al aluminio cuyas características satisfacen las normas impuestas por la ASTM B148-52 y con designación 9B fue realizado siguiendo métodos de trabajos desarrollados en la ESPOL.

Las aleaciones de composición hipoeutectoides, dependiendo del porcentaje de Aluminio y de las temperaturas que alcanzan, pueden presentar estructuras monofásicas (α), o bifásicas ($\alpha + \beta$) en caso de porcentajes de aluminio mayores al 9,4%, cuando las temperaturas en este campo son suficientemente altas se forma una fase β la misma que dependiendo de la velocidad de enfriamiento puede formar $\alpha + \gamma_2$ si el enfriamiento es lento y martensita si el enfriamiento es rápido.

En el presente trabajo se demuestra una técnica de trabajo para desarrollar estructuras concordantes con las mejores propiedades a través de combinaciones de tratamientos de temple y revenido.

I N D I C E G E N E R A L

	<u>Pag.</u>
RESUMEN	6
INDICE GENERAL	7
SIMBOLOGIA	9
INTRODUCCION	13
CAPITULO I	
1.1 Generalidades	15
1.2 Grados comerciales de los Bronces de Aluminio Templables	18
1.3 Normas de Fabricación	21
1.4 Metalurgia de las Aleaciones	22
1.4.1 Estudio del Diagrama de Equilibrio ..	25
1.4.2 Cambios de fase en estado sólido	29
1.5 Transformación Martensítica	32
1.5.1 Influencia de la temperatura de Temple	36
1.5.2 Influencia de la velocidad y medios de enfriamiento	38
1.5.3 Influencia de los elementos aleantes.	40
1.6 Cambios de dureza en el Revenido	44
1.7 Fallas que se pueden presentar en el tratamiento térmico	46

	<u>Pág.</u>
1.7.1 Sobrecalentamiento	47
1.7.2 Ampollamiento	48
1.7.3 Hiperenvejecimiento	49
1.8 Propiedades mecánica	50
1.9 Ventajas del Proceso y aplicaciones	51
CAPITULO II	54
2.1 Técnica Operativa	54
2.1.1 Material y Equipo utilizado	56
2.1.2 Preparación de las Muestras	62
2.2 Ensayos de Control	63
2.2.1 Dureza Vs. Temperatura de Temple	63
2.2.2 Dureza Vs. Temperatura de Revenido ..	69
2.2.3 Ensayos de Tracción	73
2.2.4 Metalografía	77
DISCUSION DE RESULTADOS	83
CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	88
BIBLIOGRAFIA	90

I N D I C E D E F I G U R A S

<u>Nº</u>	<u>Pág.</u>
1	Proceso de Fabricación de los Bronces al Aluminio..... 21
2	Diagrama de Equilibrio de un Cuproaluminio 23
3	Diagrama Constitucional de los Cuproaluminios en la zona rica en Cobre 26
4	Diagrama de Equilibrio Cu-Al que muestra la presencia de fases nuevas para enfriamientos lentos y a temperaturas inferiores a los 385°C.... 28
5	Diagrama Constitucional Cu-Al muestra las microestructuras que normalmente se encuentran en la industria 30
6	Diagrama de Equilibrio de una aleación Bronce-Aluminio ternaria con porcentajes de hierro de un 3% 42
7	Horno de Fusión 58
8	Crisol de grafito de 8 puntos 59
9	Lingoteras de hierro y tenazas 60
10	Máquina de Tracción Versa-Tester 30 M 61
11	Procedimiento de Temple con variación de temperatura de temple y tiempo de permanencia en el horno 65
12	Influencia de la temperatura de temple sobre la

Nº	<u>Pág.</u>
dureza	67
13 Fotomicrografía de Bronce-aluminio 9.6% Al; 1.6% Fe templado a 950°C	68
14 Fotomicrografía de Bronce-Aluminio 9.6% Al; 1.6% Fe templado a 900°C	68
15 Fotomicrografía de Bronce-Aluminio 9.6% Al; 1.6% Fe templado a 850°C	68
16 Fotomicrografía de Bronce-Aluminio 9.6% Al; 1.6% Fe templado a 800°C	68
17 Procedimientos de Temple y Revenido con va- riación de la temperatura de Revenido.....	71
18 Procedimientos de Temple y Revenido con va- riación de la temperatura de Revenido	71
19 Procedimientos de Temple y Revenido con va- riación de la temperatura de Revenido	72
20 Procedimientos de Temple y Revenido con va- riación de la temperatura de Revenido.....	72
21 Influencia de la temperatura de Revenido so- bre la dureza	74
22 Probeta de tracción realizada según normas de la ASTM - E8.....	75
23 Fotomicrografía de Bronce-Aluminio 10.6% Al; 1.6% Fe en bruto de Colada.....	78
24 Fotomicrografía de Bronce-Aluminio 10.6% Al; 1.6% Fe con tratamiento térmico de temple y	

<u>Nº</u>		<u>Pág.</u>
	Revenido	79
25	Fotomicrografía de Bronce-Aluminio 10.6% Al; 1.6% Fe con tratamiento térmico de Temple y Revenido	80
26	Fotomicrografía de Bronce-Aluminio 10.6% Al; 1.6% Fe con tratamiento térmico de Temple y Revenido	81
27	Fotomicrografía de Bronce-Aluminio 10.6% Al; 1.6% Fe con tratamiento térmico de Temple y Revenido	82

I N D I C E D E T A B L A S

<u>Nº</u>		<u>Pag.</u>
I	Composición Química de los bronce ^s aluminio templables.....	18
II	Requerimientos Químicos de los bronce ^s aluminio templables	19
III	Requerimientos mecánicos de los bronce ^s aluminio templables	20
IV	Composición química de la aleación estudiada	56
V	Influencia de la temperatura de temple sobre la dureza	66
VI	Influencia de la temperatura de revenido en la dureza.....	73
VII	Resultados de las pruebas de tracción	76

I N D I C E D E A B R E V I A T U R A S

ASTM	Sociedad Americana para Ensayos de Materiales
Al	Aluminio
Cu	Cobre
°C	Grados centígrados
Fe	Hierro
Kgf/mm ²	Kilogramos fuerza/milímetros cuadrados
Mn	Manganeso
Ms	Temperatura inicial de formación de martensita
Mf	Temperatura final de formación de martensita
mm	milímetros
Ni	Níquel
TT	Tratamiento de Temple
Tr	Tratamiento de Revenido

I N T R O D U C C I O N

La producción de aleaciones de cobre en nuestro país ha sido conocida desde hace muchísimos años, sin embargo, a pesar de que existen diferentes tipos de estas aleaciones, tan sólo se hacen algunas de ellas y son las que cubren la producción actual; éstas son: los bronce ordinarios (5 Sn, 5 Zn, 5 Pb) y bronce al Sn que se los utilizan en la fabricación de cojinetes que deben soportar cargas ligeras o moderadas y también diferentes tipos de latones.

Dentro de las aleaciones en base de cobre se encuentran los cupro-aluminios los que en la actualidad tienen gran acogida en otros países debido a las múltiples ventajas que poseen, lo cual ha servido para cubrir gran parte de los requerimientos de la industria mundial.

Las propiedades mecánicas de estas aleaciones son muy parecidas a las de los aceros de mediano contenido de carbono, y además mantiene las propiedades características de las aleaciones de cobre, especialmente bajo coeficiente de fricción y alta resistencia a la corrosión; por estas circunstancias las aplicaciones son muy versátiles, pu-

diendo citarse entre las más importantes la fabricación de bocines, hélices, propulsoras, piñones helicoidales, etc.

El objetivo del presente trabajo trata de dar a conocer las técnicas de los tratamientos térmicos aplicados a estos materiales a fin de que el fundidor tenga una herramienta de trabajo de primera clase y con ello pueda mejorar su nivel tecnológico en relación a la fabricación de aleaciones en base de Cobre.

C A P I T U L O I

TRATAMIENTO TERMICO DE LAS ALEACIONES Cu-Al.

1.1 GENERALIDADES

Los cupro-aluminios son aleaciones de cobre que tienen como principal elemento aleante al aluminio. Su resistencia mecánica es excelente, tal es así, que se la puede comparar con la de algunos aceros, y su resistencia a la corrosión hace que estas aleaciones sean de interés por su gran aplicación en la industria.

Sin embargo, estas aleaciones no fueron utilizadas en su inicio, pues su estudio se tornó difícil especialmente por su comportamiento ante los tratamientos térmicos, y a la complejidad que presenta su diagrama de fase lo cual hacía difícil identificar cuál era la condición más adecuada para su tratamiento tanto térmico como mecánico. Otra de las razones fue también el hecho de que inicialmente se les tratara como a la tonos, siendo aleaciones de características diferentes.

Después de estudios realizados se ha llegado a la con

clusión de que la variación de las características - mecánicas están relacionadas con el contenido de aluminio. Según dicha variación al tener la aleación - contenido de aluminio superiores al 8% se produce fragilización, que se traduce en una reducción del alargamiento desde valores del orden del 75% hasta menos del 10%. Esta fragilización es debida a que va apareciendo en estas aleaciones la estructura bifásica $\alpha + \gamma_2$ siendo γ_2 una estructura dura y frágil. Consecuentemente uno de los principales problemas que se puede presentar en este tipo de aleaciones es la aparición de esta fase γ_2 , la cual puede ser eludida si se somete la pieza a tratamientos tanto de temple como de revenido.

Es comúnmente conocido que el incremento en la resistencia a la corrosión de las aleaciones Bronce-Aluminio dependen fundamentalmente del contenido de aluminio de las mismas. Sin embargo, dentro de rangos comerciales el incremento de aluminio no implica un incremento en la resistencia a la corrosión. (2)

En estas aleaciones se debe estudiar la corrosión bajo cinco formas de ataque localizado que son:

- Corrosión por Pitting.
- Corrosión por Crevice.
- Desaluminización.

-Ataque por Pigmentación.

Analizaremos brevemente la desaluminización que es un ataque localizado en la segunda fase de las dos que intervienen en la aleación; trayendo consigo un decremento en el contenido de aluminio y una precipitación simultánea de Cobre.

El área atacada por la desaluminización puede ser reconocida por su color cobre distinto, esto es comúnmente localizado en piezas que están expuestas a corrientes de agua donde ha ocurrido corrosión por Crevice. Todo tipo de corrosión afecta marcadamente tanto la estructura como la composición de la zona afectada.

La desaluminización es un tipo de corrosión que afecta fundamentalmente a las fases alfa y beta (α y β) y ocurre sobre todo en soluciones tales como ácido sulfúrico.

La presencia de una segunda fase en aleaciones dobles no necesariamente reducen la resistencia a la corrosión y aunque estas aleaciones no están hechas para soportar la desaluminización, resisten más que otras de similar composición, pues su estructura se altera,

por lo tanto lo que se trata a toda costa es evitar que se produzca, para lo cual se lo trata térmicamente con el fin de minimizar el efecto antes citado.

Trabajos experimentales (3) han demostrado que la distribución de la fase puede tener importancia en la extensión de desaluminización. Por tanto uno de los propósitos fundamentales de un tratamiento térmico - sería el de aislar la fase beta.

1.2 GRADOS COMERCIALES DE LOS BRONCES AL ALUMINIO TEMPLADOS.

La designación de la ASTM para estos grados de bronce al aluminio son los siguientes:

TABLA I

COMPOSICION QUIMICA

Aleación Nº	Designación		Composición Nominal %			
	Anterior	Comercial	Cu	Fe	Al	Ni
Cu-Al 953	9B	Grado B	89.0	1.0	10.0	--
Cu-Al 954	9C	Grado C	85.0	4.0	11.0	--
Cu-Al 955	9D	Grado D	81.0	4.0	11.0	4.0

TABLA II

REQUERIMIENTOS QUIMICOS

Clasificación	Bronces - Aluminio		
Aleación Cu Al	953	954	955
Composición en %			
Cobre, min	86,0	83.0	78.0
Aluminio	9.0-11.0	10-11.5	10.-11.5
Hierro	0.75-1.5	3-5.0	3-5.0
Manganeso	0.5 máx.	3.5 máx.
Níquel	2.5 máx.	3-5.5
Total Elem. min.	99.0	99.5	99.5

TABLA III

REQUERIMIENTOS MECANICOS

Fundición en bruto de Colado			
Aleaciones Cu-Al	953	954	955
Resist. Tensión Ksi	65	75	90
(Kgf/mm ²)	(45.7)	(52.7)	(63.3)
Resist. Fluencia Ksi	25	30	40
(Kgf/mm ²)	(17.6)	(21.1)	(28.1)
Elongación en 2"			
(50.8 mm.)	20	12	6
Dureza HB (3000 Kg)	110	150	190
Con tratamiento térmico			
Resist. Tensión Ksi	80	90	110
(Kgf/mm ²)	(56.2)	(63.3)	(77.3)
Resist. Fluencia Ksi	40	45	60
(Kgf/mm ²)	(28.1)	(31.6)	(42.2)
Elongación en 2"			
(50.8 mm) %	12	6	5
Dureza HB (3000 Kg)	160	190	200

1.3 NORMAS DE FABRICACION

Podemos considerar como una norma de fabricación el proceso mediante el cual se ha fabricado la aleación, el mismo que podemos esquematizar en el siguiente diagrama de bloque. Fig. 1

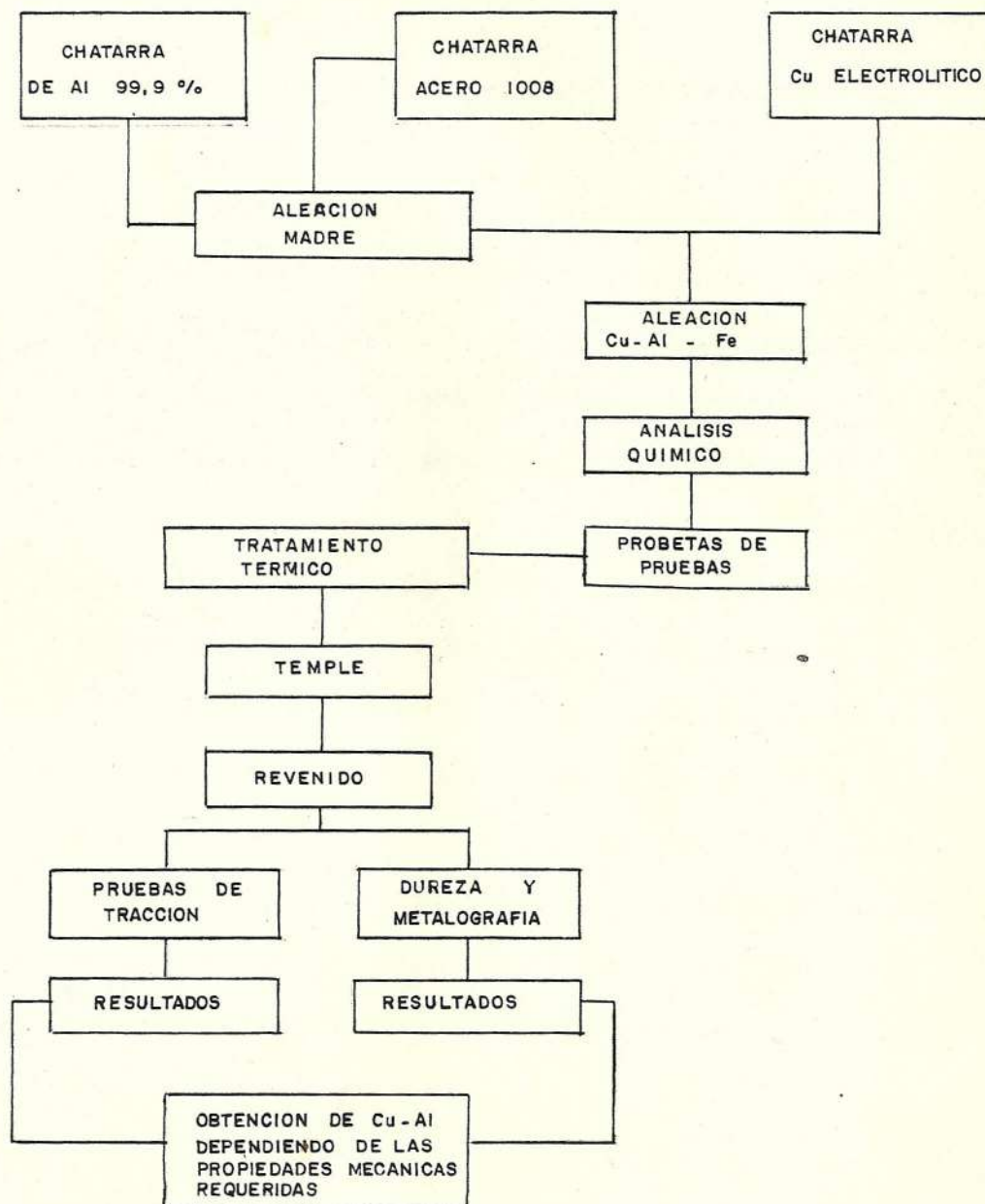


FIGURA. 1.- PROCESO DE FABRICACION DE LOS BRONCES -ALUMINIOS

1.4 METALURGIA DE LAS ALEACIONES.

Los bronce al aluminio comerciales (4), pueden subdividirse en dos grandes grupos:

1. Aleaciones que pueden ser sometidas a tratamiento térmico.
2. Aleaciones que no pueden ser tratadas térmicamente.

Las aleaciones de bronce al aluminio que no admiten tratamiento térmico son aquellas que contienen una proporción inferior al 9.4% de aluminio y están constituidas en su microestructura únicamente por fase alfa (solución sólida de aluminio en cobre). Fig. 2

Como sistema binario estas aleaciones no poseen unas características mecánicas lo suficientemente elevadas para poder ser consideradas comercialmente importantes como materiales de fundición. Pequeñas adiciones de Fe, Ni y Mn mejoran en gran manera las propiedades de la aleación, de forma que su utilización se convierte en interesante, especialmente en aplicaciones para piezas de precisión que deben resistir la acción de agentes corrosivos.

Las aleaciones de bronce al aluminio que pueden ser sometidas a tratamiento térmico con resultados satisfac-

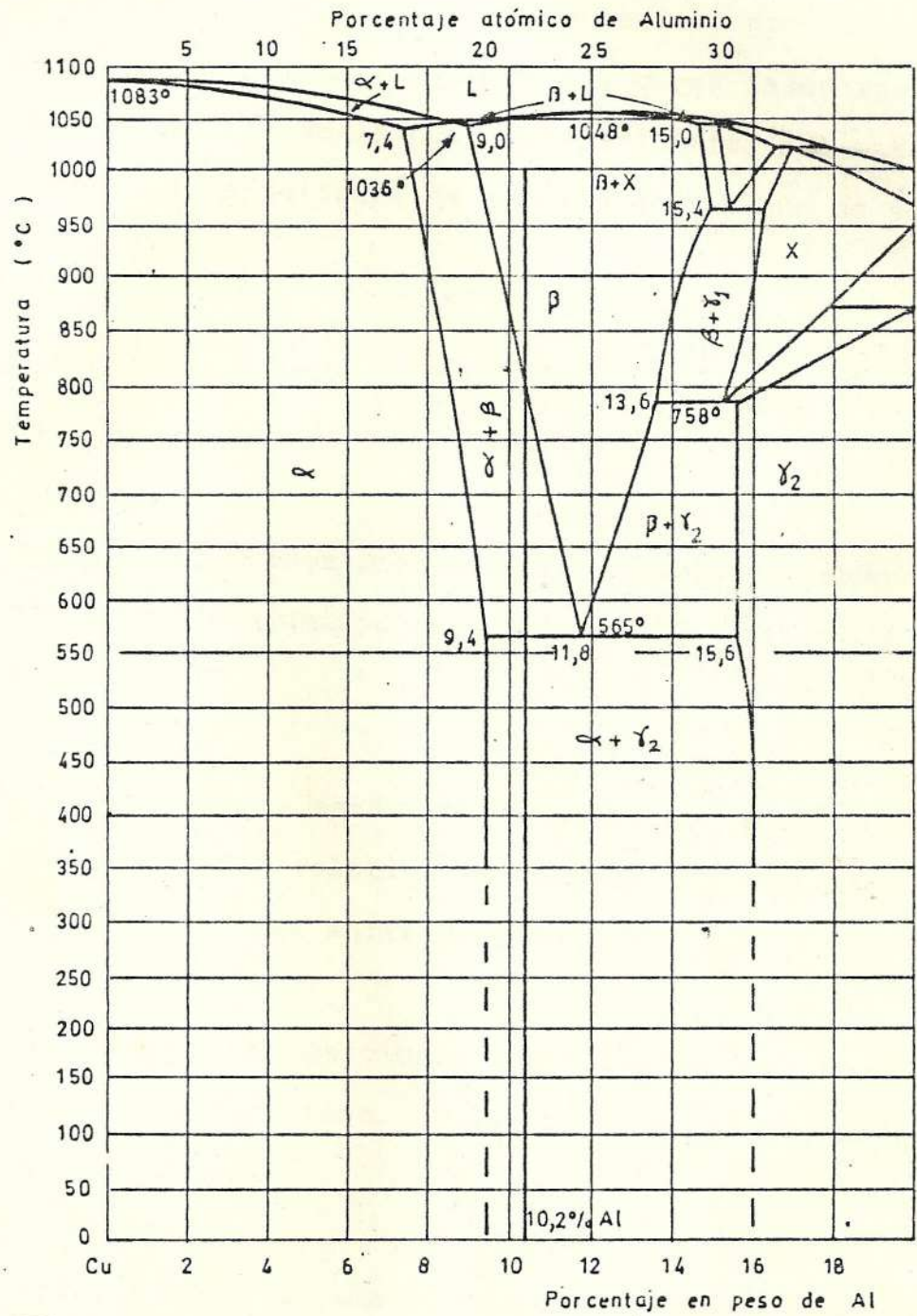


Fig. 2 : Diagrama de equilibrio Cu-Al

torios son aquellas que contienen más de un 9.4% de Al con adiciones de Fe, Ni, Mn. La superior proporción de Al de este grupo con respecto al anterior, produce en la aleación una estructura compleja, cuyas fases resultantes son función de la composición química del material y de las velocidades de enfriamiento a que se someten las piezas.

Este grupo de aleaciones puede subdividirse en dos subgrupos:

- a. Están constituidos por aquellas aleaciones cuyo contenido de aluminio esté comprendido entre un 9.4 - 11%.

Estructuralmente están constituidas por fases $\alpha + \beta$, cuya proporción relativa es función del contenido de aluminio y del enfriamiento.

Esta gama de composiciones posee las mejores combinaciones de resistencia a la tracción, límite elástico y dureza.

- b. Comprende aquellas aleaciones que contienen una proporción superior al 11% de aluminio. Este grupo de aleaciones presenta una estructura cuyo contenido en eutectoide $\alpha + \gamma_2$ es superior al del otro grupo

por lo que su ductilidad es inferior y excepto en aplicaciones muy especiales presentan poco interés.

Dentro de las consideraciones metalúrgicas que deben tomarse en cuenta en la práctica de la fundición, está el considerar el alto punto de fusión de estas aleaciones 1038°C y su estrecho rango de solidificación. (11°C).

1.4.1. ESTUDIO DEL DIAGRAMA DE EQUILIBRIO.

La mejor forma de estudiar los cambios de fase que ocurren durante el proceso de enfriamiento de los cupro-aluminios es mediante su diagrama de equilibrio.

El diagrama de equilibrio es bien conocido en el caso que nos interesa, (aleaciones hipoeutectoides), la solución sólida tiene la misma estructura cúbica con cara centrada que el Cobre (5), lo que implica su maleabilidad a la temperatura ordinaria.

La solubilidad del aluminio en el Cobre crece ligeramente de 9,0 - 9,4% a 363°C , luego conserva este valor y disminuye enseguida. Fig.3.

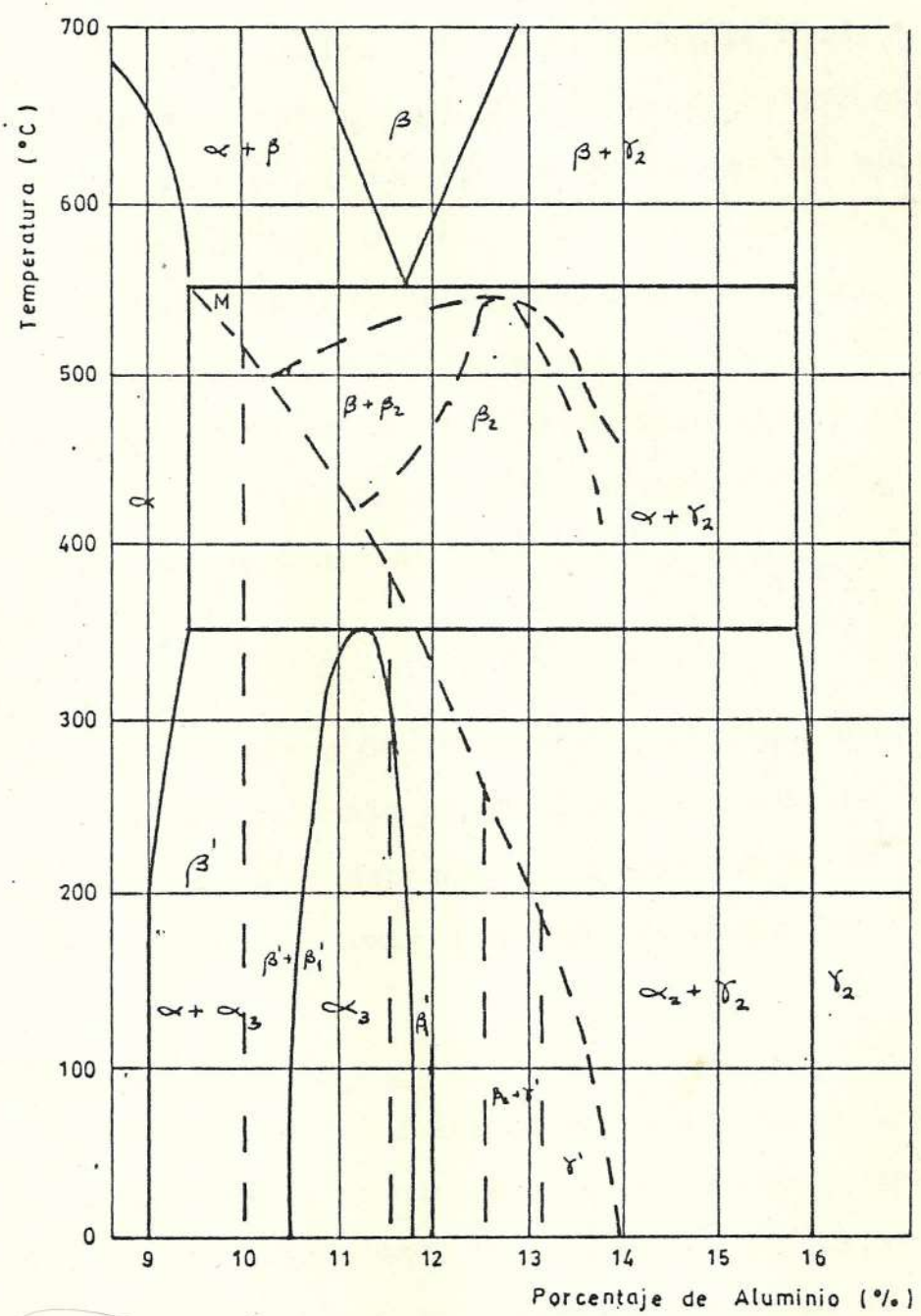


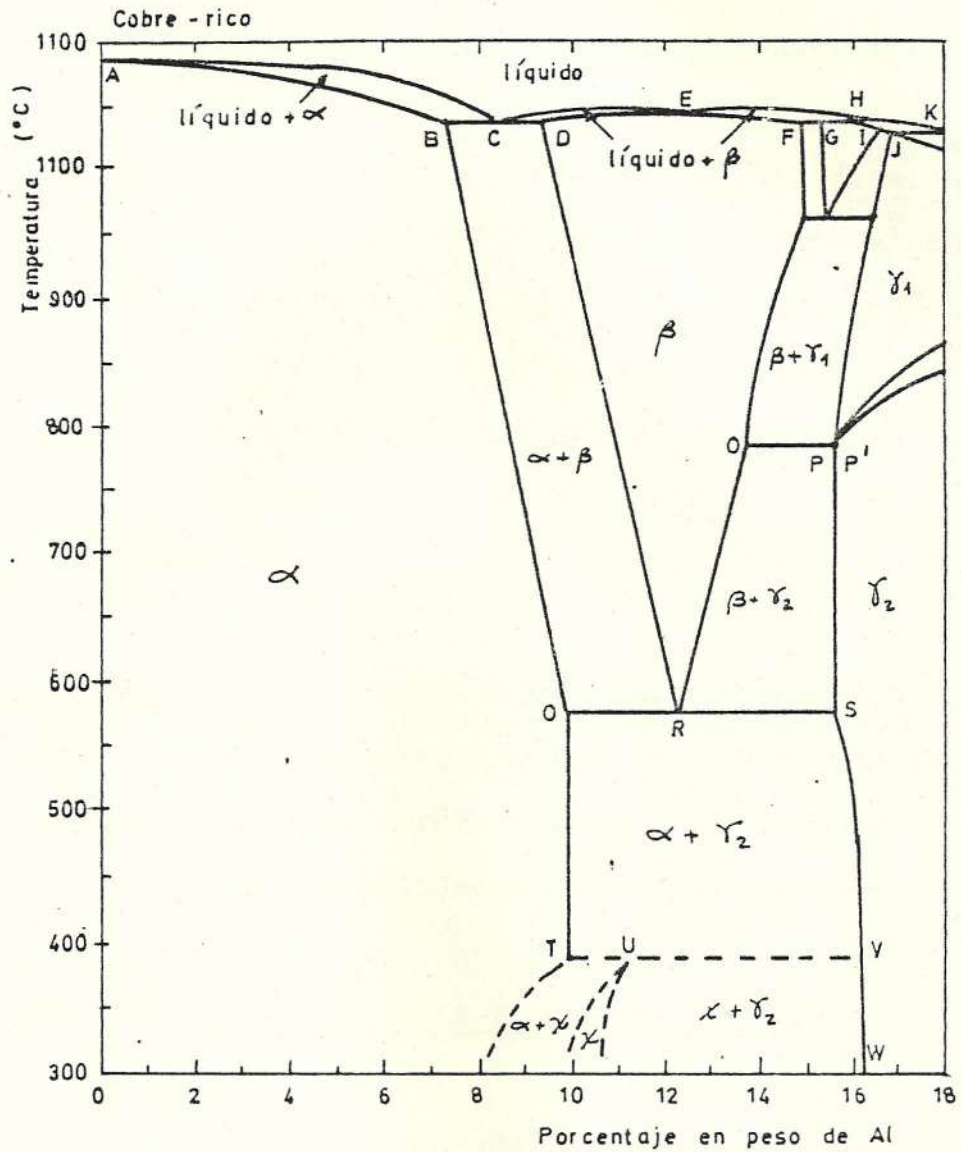
Fig. 3: Diagrama constitucional de los Cuproaluminios en la zona rica en cobre

Cuando el porcentaje másico de aluminio alcanza 12,4 la aparición de la solución sólida beta se efectúa directamente a partir del estado líquido. La fase beta β es maleable y las aleaciones que tienen la estructura beta β pueden sufrir deformaciones importantes por encima de los 565° C. Luego de un enfriamiento lento una fase beta de composición 11,8% de aluminio se descompone a 565° C por una reacción eutectoide que conduce a una fase alfa y gamma dos (α y γ_2), ésta última es dura y frágil y es la que rige las propiedades del eutectoide ($\alpha + \gamma_2$).

Los contornos de las fases α y $\alpha + \beta$ comienzan a inclinarse desde ek 8% Al a 1035° C hasta 9.4% Al a 565° C mostrando el incremento en la solubilidad de aluminio con el decremento de la temperatura.

Aunque dentro de las aleaciones comerciales no tiene tanta importancia, a temperaturas inferiores a los 385° C y alrededores del 11,3% se forma un nuevo constituyente X el cual da origen a las nuevas fases $\alpha + X$; X ; y $X + \gamma_2$ que se muestran en el Diagrama de la Fig. 4.

En la práctica los cambios constitucionales son



Punto	A	B	C	D	E	F	Q	R	T	U
°C	1085	1037	1037	1037	1048	1036	565	565	385	385
% Al	0	7,5	8,5	9,5	12,4	14,95	9,4	11,8	9,4	<11,3

Fig 4. Diagrama de equilibrio Cu-Al que muestra la presencia de fases nuevas para enfriamientos lentos y a temperaturas inferiores a los 385°C

más complejos y algunas aleaciones están sujetas a tratamientos térmicos análogos en ciertos aspectos a los aceros. Sin embargo, en los contornos de inclinación de las fases alfa y alfa más beta (α y $\alpha + \beta$) las propiedades de alfa y beta (α y β) a temperaturas normales dependen de la razón de enfriamiento para un determinado contenido de aluminio, y la cantidad de β beta usualmente excede a la que indica el diagrama.

La Fig. 4 muestra que para aleaciones alfa su resistencia incrementa en proporción al contenido de aluminio desde un 7-8% con un incremento de ductilidad sobre el 5% de aluminio.

1.4.2 CAMBIO DE FASE EN ESTADO SOLIDO

Parte del diagrama constitucional Cu-Al es mostrado en la Fig. 5.

Así como en el caso de las aleaciones Cu-Zn, en estas aleaciones ocurre un cambio de estructuras si son enfriadas lentamente, es decir bajo los 400°C. Sin embargo, como un enfriamiento tan lento no se encuentra en la industria se

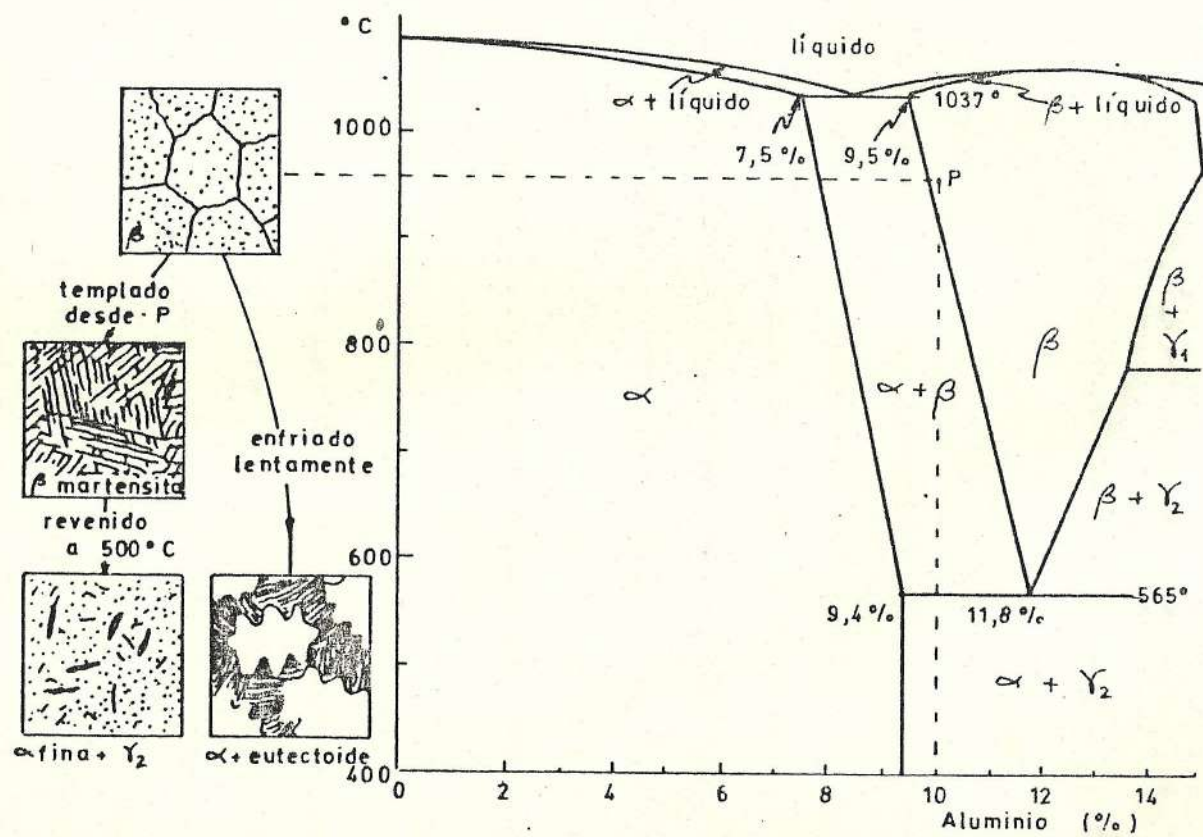


Fig. 5: Diagrama constitucional Cu-Al que muestra las microestructuras que normalmente se encuentran en la Industria

puede asumir que persiste una estructura alfa + gama dos ($\alpha + \gamma_2$) en las aleaciones que contienen entre 9,4 y 16,2% de aluminio, con lo cual son enfriadas lentamente en un horno a temperatura ambiente (6). Consecuentemente esta parte del diagrama de constitución debajo de los 400°C puede ser ignorado.

El diagrama de constitución indica que una solución sólida alfa conteniendo porcentajes menores a 9.4% de aluminio se forma a temperatura ambiente. A valores superiores al 9.4% se forma la fase gama dos γ_2 ésta es un compuesto intermetálico de fórmula Cu_9Al_4 cuya estructura por ser dura y frágil resulta ser extremadamente quebradiza.

Si se considera un Cu-Al al 10% su estructura será enteramente fase α y γ_2 si la aleación se la enfría lentamente. Fig. 5. Altas temperaturas están sujetas a la formación de la fase beta, la misma que después de un enfriamiento lento experimente una reacción eutectoide alfa + gama dos ($\alpha + \gamma_2$). Cuando el enfriamiento es rápido se puede obviar la presencia del eutectoide formándose entonces la fase beta prima (β') martensita.

1.5 TRANSFORMACION MARTENSITICA

La estructura dura formada como resultado de un enfriamiento rápido es llamada martensita y la reacción que produce, ésto es un prototipo de las transformaciones en estado sólido. Estas transformaciones se las encuentra tanto en los metales puros como en las aleaciones.

La energía de las dislocaciones de la martensita puede ser muy grande y la transformación después de un enfriamiento desde una temperatura de fase alta no empieza sino hasta que la fuerza química motriz sea tan grande como la energía de las dislocaciones.

Puede ocurrir que tanto la nucleación como la reacción de crecimiento de grano comiencen con pequeñas fuerzas de dislocaciones, de esta manera la martensita sólo se puede obtener a temperaturas próximas a la de transformación y bajo condiciones de enfriamiento rápidas.

Las reacciones comienzan generalmente a la temperatura M_s la cual depende de las condiciones mecánicas y térmicas previas, y del tamaño de grano, pero es casi independiente de la razón de enfriamiento. Una -

fuerza grande implica una alta temperatura de histéresis entre el enfriamiento de la transformación y la transformación y la transformación contraria al calentamiento.

Cuando la fuerza motriz es insuficiente para provocar espontáneamente una transformación la martensita puede producirse en ocasiones por la presencia de los grandes esfuerzos aplicados.

Hay diversas características importantes de la transformación martensítica (7), relativa a los aceros, pero que pueden servir de orientación para comprender mejor lo que ocurre con los bronce al aluminio.

- 1.- La transformación es sin difusión y no hay un cambio en la composición química. Pequeños volúmenes de austenita cambian repentinamente la estructura cristalina por una combinación de dos acciones de corte.
- 2.- La transformación se verifica sólo durante el enfriamiento y cesa si éste se interrumpe; por tanto, la transformación depende sólo de la disminución en temperatura y es independiente del tiempo. La cantidad de martensita formada con la disminución de temperatura es no lineal, el número de a-

gujas de martensita producidas al principio es pequeño, después aumenta y finalmente disminuye.

La temperatura de inicio de formación de la martensita se conoce como temperatura M_s y la de final de formación de la martensita como temperatura M_f . Si el material se mantiene a cualquier temperatura por debajo de M_s la transformación se detendrá y no seguirá a menos que la temperatura disminuya.

3.- La transformación de martensita de una aleación dada no puede eliminarse, ni la temperatura M_s modificarse al cambiar la rapidez de enfriamiento. El intervalo de la formación de martensita es característica de una aleación dada y no puede disminuirse al aumentar la rapidez de enfriamiento. La temperatura M_s parece ser sólo función de la composición química y se han ideado diversas fórmulas para calcularlas.

4.- La martensita probablemente no esté nunca en condiciones de equilibrio real aunque puede persistir de modo indefinido en o cerca de la temperatura ambiente. La estructura puede considerarse como una transición entre la fase inestable de austenita y la condición final de equili

brio de una mezcla de ferrita y cementita.

5.- La característica más significativa de la martensita es su potencial de dureza grande. Probablemente los factores que influyan en la resistencia de la martensita sean entre los más importantes:

- a) Tamaño de grano.
- b) Elementos intersticiales en solución sólida.
- c) Precipitación de carbono.

a.- Tamaño de Grano.- Está determinado por una aproximación del tamaño de grano austenítico, parece que las láminas o agujas de martensita nunca pueden ser más grandes que el grano de austenita dentro del cual está formado.

Una correlación entre las propiedades de tensión de una martensita libre de carbono y el tamaño de grano de la matriz austenítica muestra que el esfuerzo a la fluencia de la martensita es inversamente proporcional a la raíz cuadrada del tamaño de grano de la austenita.

b.- Elementos intersticiales (carbón o nitrógeno) en solución sólida.- Indudablemente los efectos del carbono como elemento intersticial es

grande en la resistencia; sin embargo, en es tudios recientes se ha demostrado que esta - influencia no es solamente mejorar la resis- tencia de la martensita, sino también se pue- de evitar el envejecimiento antes o después de un enfriamiento rápido o corregir este en vejecimiento, siempre y cuando se tomen las medidas adecuadas. La resistencia de la mar- tensita varía linealmente con la raíz cúbica del contenido de C en porcentajes de hasta - el 0.4%.

c.- Precipitación o segregación de Carbono. Es conocido que el enfriamiento rápido en ace- ros de bajo contenido de carbono provoca una precipitación del mismo, ésto ocurre durante el enfriamiento.

Esta precipitación de carbono en los aceros de bajo contenido, muestra la gran movilidad de estos átomos, cuando el temple se lo rea- liza en medios severos, extendiéndose este - criterio para todos los materiales cuyo con- tenido de carbono sea bajo.

1.5.1 INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA DE TEMPLE.

De los diversos métodos para endurecer los meta

tales, no hay ninguno que sea más efectivo que el temple, no obstante cuando una pieza de bronce-aluminio se calienta a la temperatura adecuada para temple, no siempre puede ser enfriada con velocidad suficiente para conseguir un endurecimiento total. El interior de una pieza siempre se enfría más lentamente que el exterior, igual ocurre con una pieza grande, siendo preciso a menudo, emplear un enfriamiento más suave para evitar las grietas de temple y distorsiones en piezas de forma compleja.

Por consiguiente, si se desea obtener un endurecimiento máximo en el interior de una pieza o en piezas de dimensiones mayores, el material dado deberá ser más susceptible al endurecimiento, por lo tanto la aleación debe tener la templabilidad adecuada lo que se consigue con la adición de elementos aleantes.

La velocidad real del enfriamiento obtenida en el temple determina la estructura resultante del tratamiento térmico, así como los valores de la dureza y la resistencia. Si esta velocidad es superior a la velocidad crítica de temple la fase β se transformará en β' martensita; por el contrario, si es menor, la estructura resultante no será totalmente

martensítica.

1.5.2 INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD Y MEDIO DE ENFRIAMIENTO.

Los bronce $\alpha + \beta$ aceptan tratamientos térmicos y presentan una gran semejanza con los aceros comunes de manera tal que pueden resistir a tales tratamientos.

Las aleaciones enfriadas lentamente poseen un eutectoide α más γ_2 con una estructura laminar semejante a la perlita en los aceros.

Procesos de tratamientos térmicos semejantes a los empleados en los aceros al carbono son empleados con los bronce al aluminio (8).

Dependiendo de las condiciones de enfriamiento existen tres tipos diferentes de estructuras que pueden ser obtenidas.

a.- Enfriamiento muy lento.- Este tipo de enfriamiento es el que tiene lugar en las grandes fundiciones, obteniéndose una estructura de grano grueso cuyas características mecánicas son pobres. La estructura así formada se presenta como una estructura de grano grueso y no es otra

cosa que el componente alfa en matriz de alfa - más gama dos. Esta estructura es inconveniente y puede ser evitada por la adición de pequeñas cantidades de Hierro. Pequeños porcentajes de este elemento son suficientes para refinar la estructura.

b.- Enfriamiento Normal.- Es el enfriamiento más comúnmente utilizado. La microestructura se la observa bastante mejorada con respecto a la anterior. Se observa una tendencia de la fase eutectoide $\alpha + \gamma_2$ de adquirir una estructura laminar semejante a la perlita.

c.- Enfriamiento ultra rápido.- Un temple efectuado en los bronce al aluminio a temperaturas superiores a 565°C dentro de la región beta β , produce estructuras tanto más finas y persistentes cuando más alta sea la temperatura de temple.

En 1.4.1 se había hecho notar la gran similitud que existe entre los aceros y los cuproaluminios, haciendo ésto que térmicamente se los trate de manera similar, y es así como todos los medios de enfriamiento que se usan en los aceros también se los usa en estas aleaciones (agua, aceite, baño de sales, el aire, etc.), considerando siempre que la velocidad

de enfriamiento sea superior a la crítica.

El único constituyente final, después de un tem
ple perfecto será siempre martensita.

1.5.3 INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS ALEANTES.

Las propiedades de las aleaciones bronce alu-
minio se pueden variar dependiendo de los ele-
mentos que se les adicione. Estos elementos -
pueden ser el hierro, níquel, manganeso, sili-
cio y níquel. Como el principal elemento alean-
te es el aluminio, analizaremos primero su in-
fluencia en las aleaciones Cu-Al.

✧ Aluminio.- Este elemento hace posible la apari-
ción de un sistema de dos fases, y hace por lo
tanto que se lo pueda tratar térmicamente.

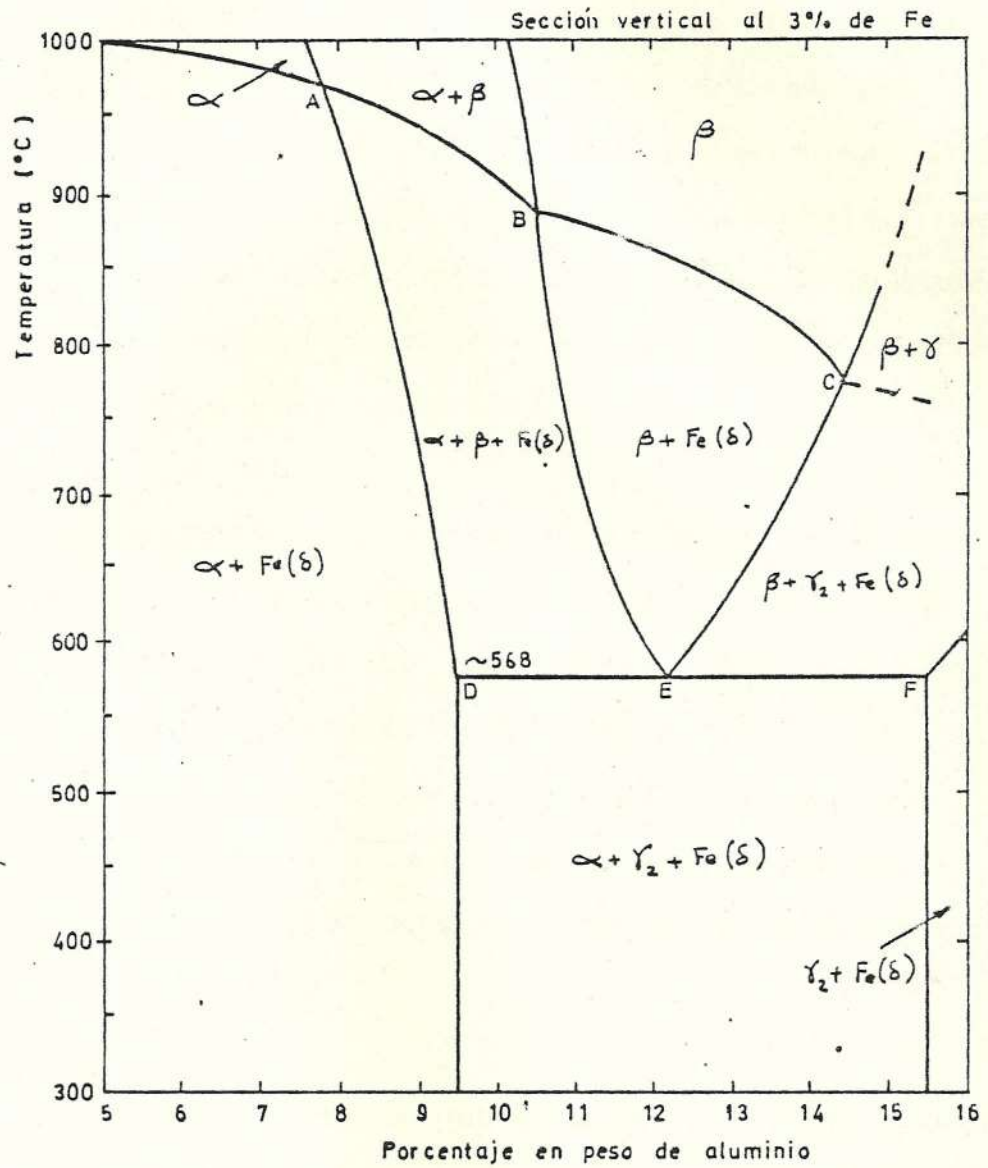
✧ El aluminio es el responsable de la formación
de una estructura eutectoide dura y quebradiza
y de β . Cuando la presencia del aluminio es
de porcentajes menores al 8.4% la estructura -
muestra un incremento de la tensión y la ducti-
lidad, mientras que por encima de este valor au
menta bruscamente la tensión y disminuye la duc-
tilidad (9).

El rango de 9-9.8% de aluminio es el que muestra la mejor combinación de tensión y resistencia a la corrosión, por encima del 9-11.5% hay un incremento de la dureza y de los esfuerzos de tensión reduciéndose la elongación.

El rango que presenta las mejores propiedades mecánicas y de soldabilidad para este tipo de aleaciones está entre el 10.5-9% de aluminio. >

Hierro.- Este elemento ayuda al refinamiento del grano, ayuda a reducir el rango de solidificación de los bronce al Aluminio. Esto hace que la resistencia, módulo elástico y límite de endurecimiento se incrementen, especialmente la resistencia a elevadas temperaturas. Esto último debido a que con un porcentaje de hierro del 3% hay un retardo en el crecimiento de grano beta a elevadas temperaturas. >

El hierro modifica el diagrama de equilibrio como lo indica la Fig. 6 . La solubilidad del Fe varía con el contenido de aluminio a altas temperaturas y comienza a precipitar desde las aleaciones alfa por debajo de los 1000° C pero - en las aleaciones beta comienza a precipitar a bajas temperaturas (abajo de los 850° C)



Punto	A	B	C	D	E	F
°C	970	885	770	~568	~568	~568
Al, %	7,6	10,3	~14,3	~9,5	~12,3	15,5

Fig. 6: Diagrama de equilibrio de una aleación ternaria Cu - Al - 3Fe

Níquel.- Este elemento incrementa en parte la resistencia a la corrosión y el límite elástico, pero su influencia en el refinamiento del grano y estabilización del mismo no es tan importante como la del hierro, porcentaje del 2-5% de Níquel en aleaciones del 10% de Aluminio logran una mayor resistencia a la cavitación y a la corrosión.

Manganeso.- El manganeso es un elemento aleante cuya función primordial es la de mejorar las asperezas de las fundiciones. Este elemento ayuda a la desoxidación del metal y actúa como eliminador de gases, mejorando de esta forma la resistencia a la corrosión y al desgaste, a la vez que actúa como refuerzo en el refinamiento del grano.

Se ha encontrado que para bajos porcentajes de aluminio el manganeso cambia la fase beta que se encuentra en los contornos. Así como también que el aumento del contenido de manganeso de 0.5 - 2.7% y un decremento en el porcentaje de Níquel de 5-3,2% hace cambiar las propiedades mecánicas de la aleación.

¿En qué cambia?

Silicio.- Una de las propiedades fundamentales

de este elemento aleante está en que su presencia incrementa la maquinabilidad de los bronce al aluminio. Tiene un efecto similar al aluminio, con un 1% es el equivalente al 1,5% de Al. Una aleación con el 6-7% Al más el 2% de Silicio da propiedades iguales a las de una aleación al 10% de aluminio (5).

Plomo.- Se lo usa en proporciones menores al 0.03% pues su efecto en las propiedades mecánicas y en la solubilidad son negativas. Este elemento se presenta como impureza dentro de las aleaciones.

1.6 CAMBIOS DE DUREZA EN EL REVENIDO.

El revenido es un tratamiento complementario al temple y se lo emplea exclusivamente en los metales o aleaciones templados.

Se conoce dos tipos de revenidos: El Revenido Normal y el Revenido de Endurecimiento. Sin embargo, en los cuproaluminios se emplea el Revenido Normal. Este tipo de revenido se lo aplica generalmente a aquellas aleaciones en las cuales se efectúa un temple martensítico. Con este tipo de tratamiento se consigue mejorar la tenacidad de las piezas templadas a costa de disminuir la dureza.

La temperatura del calentamiento, es naturalmente inferior a la del temple, y cuanto más se aproxima a ésta y mayor es la permanencia a la temperatura máxima, mayor es la disminución de la dureza y la mejora de la tenacidad, es decir la intensidad del Revenido. La velocidad del enfriamiento no tiene ninguna influencia - en el resultado del tratamiento, sin embargo no conviene enfriar bruscamente para evitar la aparición de tensiones internas y deformaciones en las piezas.

Al igual que en los aceros la influencia del revenido sobre la dureza de los cuproaluminios depende de ciertos factores tales como: La temperatura de revenido, estado inicial de la pieza, duración del revenido.

A igualdad de permanencia a la temperatura de revenido se observa, a medida que aumenta la temperatura, un aumento de dureza hasta los 565° C, lo que se atribuye a la precipitación de partículas finas de la fase γ_2 . A partir de esta temperatura la dureza disminuye debido a la presencia de la fase α que es suave.

El tamaño de las piezas también es un factor importante pues si la pieza templada, debido a su tamaño y espesor no logró transformar su estructura a martensita en las zonas internas, cuando se realiza el revenido, se produce un efecto nivelador, pues el resultado del

revenido es tanto más intenso cuanto mayor es el porcentaje de martensita. Por ésto hace bajar más la dureza en las zonas martensíticas puras que en las de transición. Por lo tanto el revenido suavizará las desigualdades de los temples de las piezas grandes.

De ésto se desprende la importancia del revenido pues es el verdadero tratamiento acondicionador de los cuproaluminios, con el que se le da las propiedades adecuadas al fin que se le destine.

El temple tan sólo es un tratamiento preparatorio, cuyo fin es convertir la estructura de la aleación en una estructura totalmente martensítica, es decir obtener la máxima dureza.

Cuanto mayor sea la dureza del cuproaluminio templado, mayor será el margen de las propiedades que pueden lograrse con un buen revenido, disminuyendo la dureza hasta un valor suficiente y aumentando en cambio la tenacidad.

1.7 FALLAS QUE SE PUEDEN PRESENTAR EN EL TRATAMIENTO TÉRMICO.

Las principales fallas que pueden ocurrir durante el tratamiento térmico ya sea de solución o de precipita-

ción, en las aleaciones de aluminio se encuentran relacionadas con el uso de temperaturas incorrectas durante el tratamiento térmico.

1.7.1 SOBRECALENTAMIENTO

Cuando una aleación se la trata a temperaturas demasiado elevadas, es decir cuando excede la temperatura de "Solidus" de la aleación entonces se inicia la fusión en los brodes de grano.

Los resultados de esta fusión generalmente son evidentes en una sección microscópica del material, ya que el enfriamiento subsecuente resulta en la formación de un tipo de estructura variada para el metal que se ha comenzado a fundir y que se enfría subsecuentemente,

El sobrecalentamiento puede conducir también a agrietamiento del material durante el templado. Estas grietas pueden no ser visibles y el uso del material constituirá naturalmente una fuente de peligro.

El término quemado se emplea con frecuencia para referirse al sobrecalentamiento severo de la aleación durante el tratamiento de solución y,

si bien ésto puede inducir a pensar que ha tenido lugar una oxidación del material, ésta no es la falla más seria asociada con el término cuando se usa en este sentido. El quemado se usa por un oscurecimiento de la superficie de la aleación y quizá también por la formación de grietas y ampollas durante el enfriamiento subsecuente.

1.7.2 AMPOLLAMIENTO

Esta falla se encuentra a veces con material que ha sido tratado en un horno de aire calentado por gas o petróleo y en el cual los productos de la combustión han estado en contacto con la carga.

Los hornos de aire cuando queman gas o líquido deben por lo tanto ser del tipo de cámara totalmente cerrada de manera que la carga se encuentre totalmente separada de los productos de combustión.

El vapor de agua en la atmósfera del horno puede producir también ampollamiento. Esta puede derivarse de la humedad en la carga o en el transporte usado, o, simplemente de humedad en el ambiente. Este ampollamiento puede inhibirse con la introducción de algún hidrocarburo en el horno

por ejemplo, sebo o creosota que acompañe a la carga. El hidrocarburo se quema cuando la temperatura se ha elevado suficientemente, depositando una capa de carbón sobre la carga que se encuentre aún relativamente fría. Esta capa protege a la superficie del ataque del vapor de agua.

1.7.3 HIPERENVEJECIMIENTO.

Durante el tratamiento de precipitación no debe continuarse el calentamiento después de que se han alcanzado las propiedades óptimas, pues de otra manera tendrá lugar la precipitación en una escala visible bajo el microscópio y el material comenzará a ablandarse, se dice entonces que la aleación se encuentra hiperenvejecida.

Mientras más alta sea la temperatura usada para el tratamiento de precipitación, más pronto se alcanzarán las propiedades óptimas y más pronto tendrá lugar el hiperenvejecimiento.

Pueden obtenerse propiedades que se acerquen a las de un material recién tratado por solución, en una aleación que ha sido envejecida totalmente a la temperatura ambiente recalentándola a u

unos 300° C. Este tratamiento se suspende cuando se ha alcanzado la dureza mínima envejeciendo nuevamente la aleación a la temperatura ambiente. El ciclo de envejecimiento y reenviejamiento se llama generalmente Reversión.

1.8 CARACTERISTICAS MECANICAS

Las propiedades mecánicas de un metal o de una aleación en estado sólido son determinadas por su estructura. Esta estructura depende en primer lugar de su composición química pero también de sus tratamientos tanto térmicos como mecánicos.

El límite de elasticidad (σ_y) de una aleación varía con el tamaño de grano, según la Ley de Petch y Hall:

(6)

$$\sigma_y = \sigma_o + Kd^{-1/2}$$

σ_o y K son parámetros relacionados a la aleación estudiada.

Se deberá por lo tanto tener interés en conseguir un tamaño de grano pequeño, si se desea un límite de elasticidad grande. En efecto una dificultad suplementaria se introduce con el enfriamiento, que provoca una transformación martensítica como en el caso de los ace

ros. Sin embargo, en las aleaciones cupro-aluminio de-
pendiendo del porcentaje de aluminio la aparición de -
la martensita es mayor o menor, conduciendo así a pro-
piedades mecánicas diferentes.

Existe una relación de Petch y Hall que ha sido pue-
ta en evidencia a partir del espesor de las piezas de
martensita pero las relaciones entre microestructuras
y propiedades mecánicas son complejas.

Como grupo los cuproaluminios tienen un alto nivel de
resistencia y dureza mecánica, buenas características
de fatiga y buenas propiedades mecánicas tanto a altas
y bajas temperaturas.

Su alta resistencia a la corrosión se debe a una pelí-
cula de alúmina inerte la cual es regenerada después
de su remoción. Su presencia, sin embargo demanda téc-
nicas especiales para fundir y evitar inclusiones de
óxidos que son dañinas.

1.9 VENTAJAS DEL PROCESO Y APLICACIONES.

Los bronce al aluminio son ampliamente usados donde
se requiere una gran resistencia mecánica y resisten-
cia a la corrosión. Debido a su comportamiento son u
sados generalmente en sitios donde están sujetos a car-
gas pesadas, tales como: bushings, árboles de levas,

chumaceras, engranajes, etc.

Estas aleaciones están libres de defectos microscópicos, lo cual combinado con su alta resistencia hace - que también su uso se extienda a aquellos sitios donde exista altas presiones de líquidos o gases.

Los bronce al aluminio retienen una alta proporción de sus esfuerzos a elevadas temperaturas, este hecho junto con su excepcional resistencia a la corrosión - hace que sean únicos para el servicio de máquinas de combustión interna, plantas de vapor y aplicaciones químicas que trabajan a elevadas temperaturas sobre - los 316 y 399° C.

Las propiedades magnéticas son bajas haciendo ésto su campo aún más extenso en aquellas áreas donde se requiere de esta característica.

Los principales usos del Bronce al aluminio en la industria dependen fundamentalmente de factores tales - como:

- a) La habilidad de retener esfuerzos a elevadas temperaturas especialmente cuando están presentes otros elementos.
- b) La alta resistencia a la oxidación a elevadas tem-

peraturas.

c) Buena resistencia a la corrosión a temperaturas ordinarias.

d) Debido a su color algunos tipos de bronce al aluminio con contenidos menores a al 9,4% son usados con propósitos decorativos, particularmente como un sustituto para la imitación de piezas de oro.

C A P I T U L O I I

T R A B A J O E X P E R I M E N T A L2.1 TECNICA OPERATIVA

Para el desarrollo de este trabajo se preparó una aleación hipoeutectoide Cobre-Aluminio, cuyo porcentaje fue de 10.6%. La fusión de ésta se realizó en un horno de laboratorio, construido para este trabajo y que utiliza propano como combustible. Se siguió como procedimiento de trabajo el utilizado en el diagrama de bloque de la fig. 1 (Pág. #21) y que ahora se detalla en los siguientes pasos.

- 1.- Se preparó lingotes de Cobre.
- 2.- Se preparó lingotes de Aluminio.
- 3.- El hierro que inicialmente se tenía en forma de alambre fino no galvanizado, fue laminado y cortado en pedazos pequeños con el objeto de que su dilución en el aluminio sea más efectiva.
- 4.- Se hizo primero la aleación madre aluminio + hierro; para lo cual se fundió el aluminio cuidando de no recalentarlo, procediéndose entonces a colo

car poco a poco el hierro pués como se dijo antes su dilución es muy lenta pudiendo solidificar al fondo si no se mueve continuamente, al mismo tiempo no es conveniente elevar demasiado la temperatura pués si bien es cierto ésto sería lo aconsejado para diluir más fácilmente el hierro, el aluminio se oxida echando a perder gran parte del mismo.

5.- Habiéndose obtenido ya lingotes de aleación madre y de Cobre se procede a la fusión de este último, hasta que presente una apariencia pastosa, en este momento se coloca la aleación madre y se procede a mover suavemente el caldo y de manera alternativa de arriba hacia abajo hasta la fusión total de la aleación.

6.- Las lingoteras a usarse deben ser precalentadas a temperaturas aproximadas a los 100° C. No se utilizaron elementos desoxidantes, permitiendo que la película de óxido de aluminio que se forma encima del caldo actuara de barrera frente a la atmósfera.

Una vez obtenidos los lingotes de bronce se procedió a sacar viruta de las mismas aproximadamente 5 gramos, con lo cual se realizaron los respectivos análisis quí

nicos, determinándose así los porcentajes de cada uno de los elementos. El método utilizado fue el estequiométrico.

En la Tabla IV se dan los resultados de este análisis:

De los lingotes se obtuvieron probetas para los tratamientos térmicos realizados (Temple y Revenido), y además para el ensayo de tracción.

TABLA IV

COMPOSICION QUIMICA DE LA ALEACION ESTUDIADA

Elemento	Porcentaje en Peso %
Cobre (Cu)	86,2
Aluminio (Al)	10,6
Hierro (Fe)	1,6

2.1.1 MATERIAL Y EQUIPO UTILIZADO

El material utilizado es Cobre electrolítico; aluminio comercialmente puro (99,9%) y acero 1008.

Para la fusión del material se usó:

- Horno que usa propano como combustible.
- Crisol de grafito de 8 puntos.
- Lingoteras de hierro, tenazas.

Para el tratamiento térmico se utilizó:

- Horno eléctrico de mufla para el temple y para el revenido, con temperaturas máximas de 1100° C.

Para el ensayo metalográfico se utilizó:

- Mesas para el pulido intermedio AB Buehler - con papeles lijas, números 180, 220, 320, 400 y 500.

- Máquina pulidora de disco rotatorio con pasta de diamante para metalografía de 1/4 de mi cra para el pulido fino.

- Microscopio OlympusPME.

Para medir dureza se utilizó:

- Durómetro Brinell con una carga de 3000 Kg. y una bola de acero de 10 mm., (según recomen-

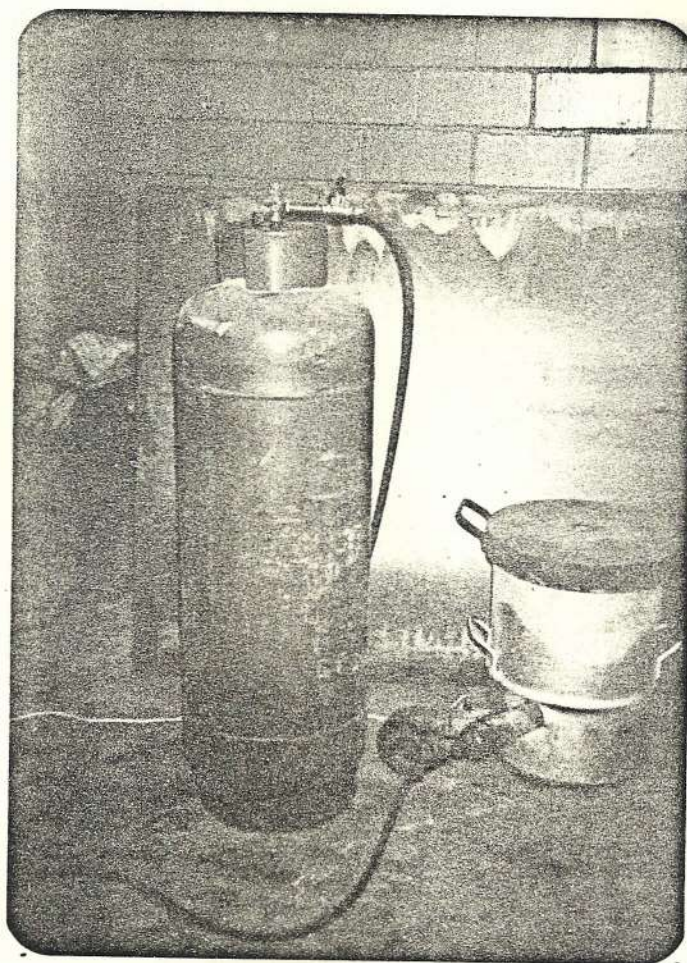


Fig. 7 Horno de Fusión



Fig. 8 Crisol de Grafito.



Fig. 9 Lingoteras y Tenazas

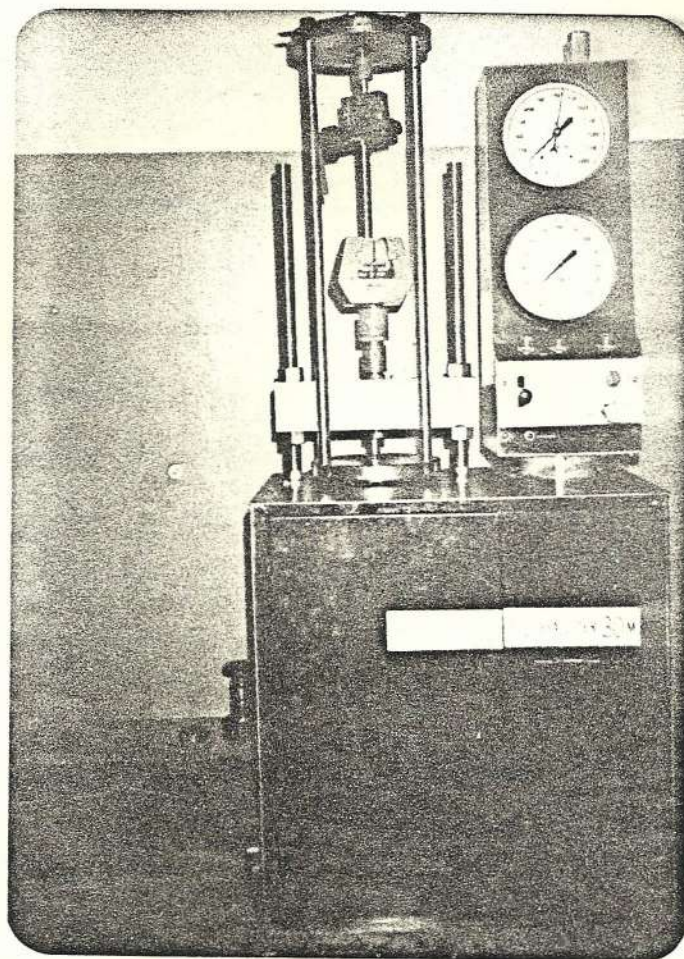


Fig. 10 Máquina de Tracción
Versa-Tester 3019

daciones de la ASTM), la misma que se hizo ac
tuar sobre la muestra durante 30 segundo.

Para el ensayo de tracción se usó:

-Una máquina Versa-Tester 30 M.

2.1.2 PREPARACION DE LAS MUESTRAS

De los lingotes obtenidos después de la fusión se cortaron en frío probetas pequeñas a las mismas que se las identificó de acuerdo al ci
clo del tratamiento térmico a seguirse en cada una de ellas, así aquellas que recibirían un tratamiento de temple se las denominó:

T ₁ Temple a 950°C	T ₃ Temple a 850° C
T ₂ Temple a 850°C	T ₄ Temple a 800° C.

Posteriormente se procedió a formar cuatro gru
pos de cinco probetas cada uno y se las identi
ficó de la siguiente manera:

R11 Temple a 950°C y Revenido a 500° C
R12 Temple a 950°C y Revenido a 550° C
R13 Temple a 950°C y Revenido a 600° C
R14 Temple a 950°C y Revenido a 650° C
R15 Temple a 950°C y Revenido a 700° C.

De igual modo se identificaron los tres grupos restantes considerando por tanto el primer dígito (de izquierda a derecha) como la temperatura de temple y el segundo como la temperatura a la cual se efectuó el revenido cuyo tiempo fue en todos los casos de tres horas.

2.2 ENSAYOS DE CONTROL

2.2.1 DUREZA Vs. TEMPERATURA DE TEMPLE

Es sabido que un tratamiento de temple en general, se lo utiliza para conseguir estructuras martensíticas y por consiguiente estructuras en endurecidas.

Según la temperatura de temple se tendrá una diferente proporción de fase alfa (α), y beta (β) martensítica, así como una beta prima martensítica (β') con diferentes contenidos de aluminio. Estas temperaturas varían entre 600°C y 950°C, como lo muestra la Tabla V en la misma se incluyen los valores de dureza cada temperatura.

El procedimiento seguido para la obtención de la Tabla V fue el siguiente:

Se introdujeron las ocho piezas al horno calentándolas desde temperatura ambiente hasta la más baja de las temperaturas consideradas (600°C), a partir de lo cual se tomó como tiempo de temple media hora con el fin de obtener en este tiempo la solución total de la fase alfa α luego de lo cual se sacó una de las piezas del horno con la ayuda de tenazas y se la templó en agua.

A continuación se subió la temperatura del horno hasta el siguiente valor considerado, en el momento en que su temperatura era tal se comenzaba a contabilizar el tiempo de temple (30 minutos), y la operación al igual que con la primera probeta se repitió hasta llegar a la máxima (950°C), luego de lo cual se procedió a tomar las medidas de dureza en cada caso.

Este procedimiento lo podemos esquematizar en el siguiente gráfico. Fig.11

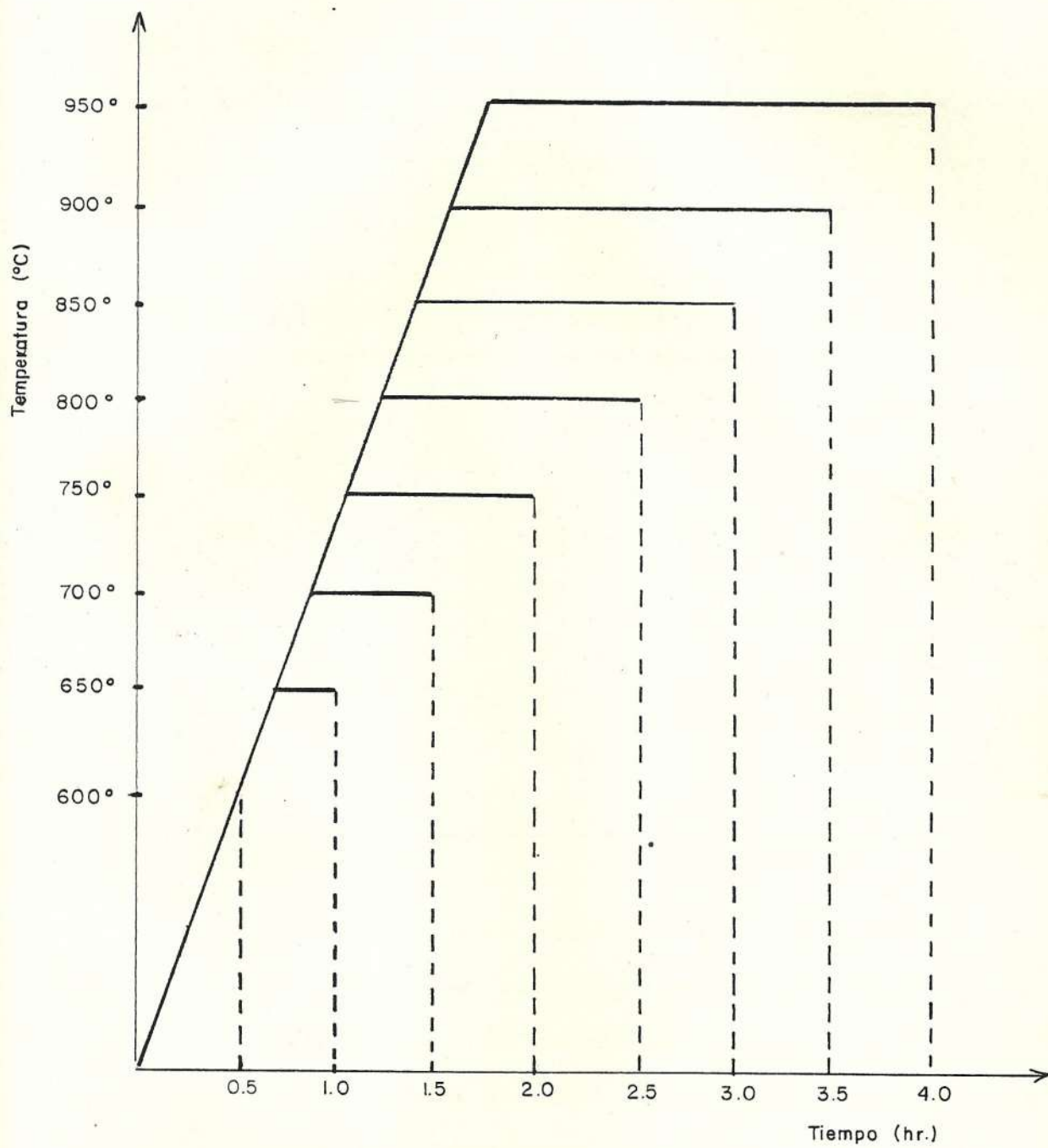


Fig. II Procedimiento de temple con variacion de temperatura de temple y tiempo de permanencia en el horno

TABLA V

INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA DE TEMPLE EN LA
DUREZA

TEMPLE DESDE	TIEMPO (min.)	DUREZA (HB)
950	30	170
900	30	167
850	30	163
800	30	156
750	30	143
700	30	134
650	30	131
600	30	128

La dureza de la aleación en bruto de colada es de 125 HB, en vista de que las probetas cuyas temperaturas de temple son bajas, y por lo tanto la dureza de las mismas también disminuye, se consideró para hacer metalografía las probetas cuyas temperaturas eran iguales o superiores a los 800° C. Figs. 13 a 16.

En la fig. 12 se muestra el gráfico de la inci-

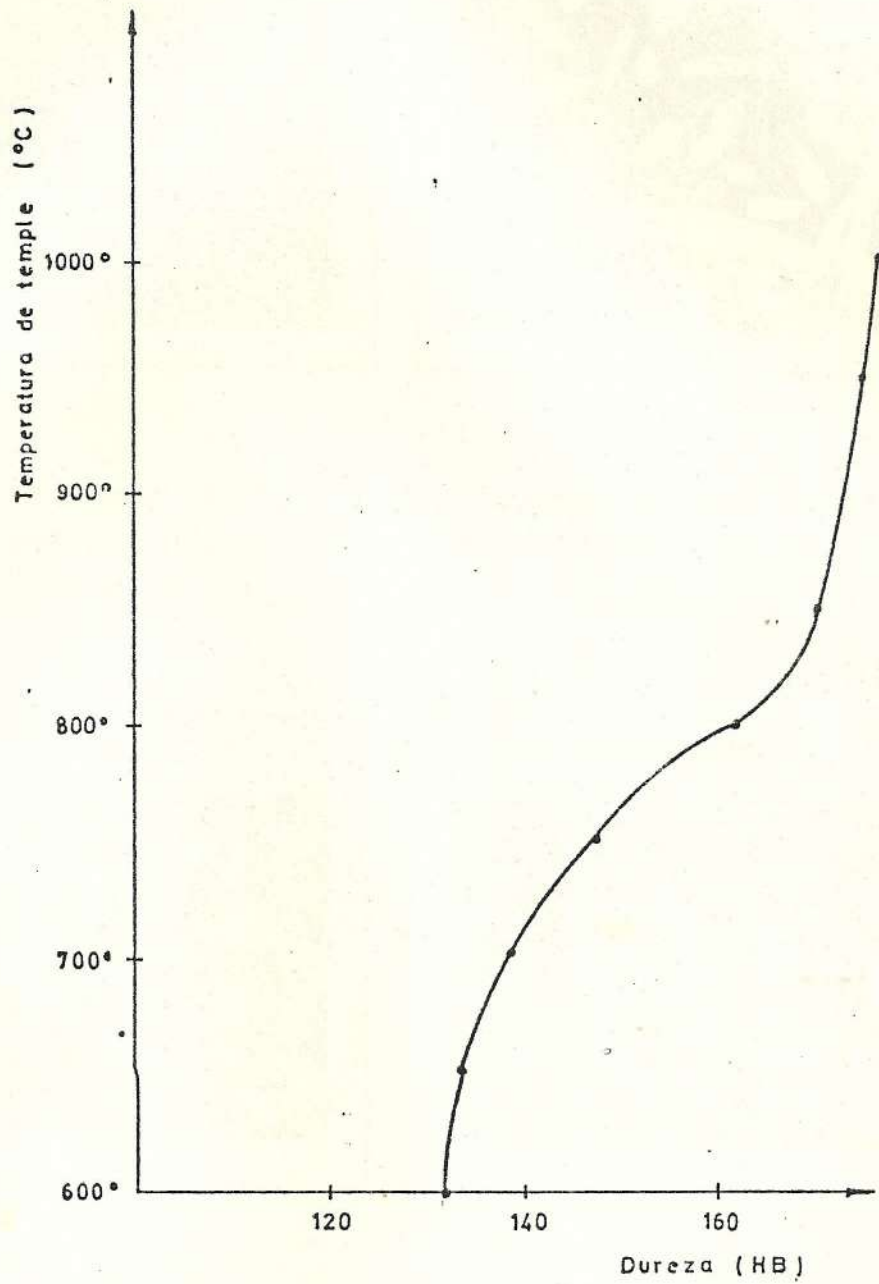


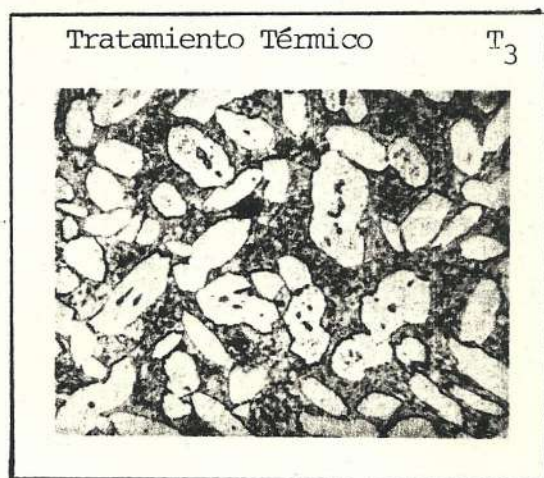
Fig:12 Influencia de la temperatura de temple sobre la dureza



Dicromato de Potasio 200X
Fig. 13 Fotomicrografía de
Cu-Al 10.6; Fe 1.6



Dicromato de Potasio 200X
Fig. 14 Fotomicrografía de
Cu-Al 10.6; Fe 1.6



Dicromato de Potasio 200X
Fig. 15 Fotomicrografía
Cu-Al 10.6; Fe 1.6



Dicromato de Potasio 200X
Fig. 16 Fotomicrografía de
Cu-Al 10.6; Fe 1.6

dencia de la temperatura de temple en la dureza del material.

2.2.2 DUREZA Vs. TEMPERATURA DE REVENIDO

Debido a que la dureza de las probetas templadas a temperaturas inferiores a los 800°C no indicaban una diferencia considerable con respecto a la dureza, ni a la microestructura de la aleación en bruto, para esta parte de nuestra experiencia no hemos considerado estas temperaturas.

El procedimiento a seguirse fue el siguiente:

- 1.- Se templaron 5 probetas para cada una de las temperaturas de temple escogidas es decir:
800, 850, 900, 950° C.
- 2.- Se tomaron temperaturas de revenido de 500, 550, 600, 650 y 700°C.
- 3.- A cada una de las 5 probetas de cada grupo se les hizo el respectivo revenido el mismo que se lo efectuó en un tiempo igual a tres horas y enfriadas a temperatura ambiente.

Este procedimiento se lo puede esquematizar de

la siguiente forma: Figs. 17 a 20.

Es importante anotar que cuando el revenido se efectuó a temperaturas inferiores a las de punto eutéctico (565°C), los valores de dureza obtenidos son bastante altos, esto es debido a la presencia de una estructura fina γ_2 que está dispersa en alfa α , este fenómeno es contrario al que ocurre en los aceros a pesar de que sus estructuras son fácilmente comparables.

Los valores encontrados después de este tratamiento de revenido están tabulados en la Tabla VI y su gráfico se lo representa en la Fig.21.

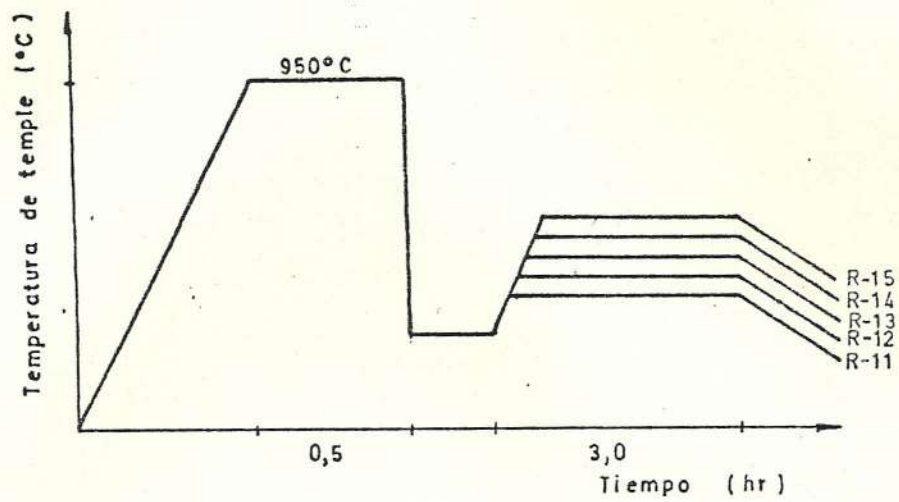


Fig. 17

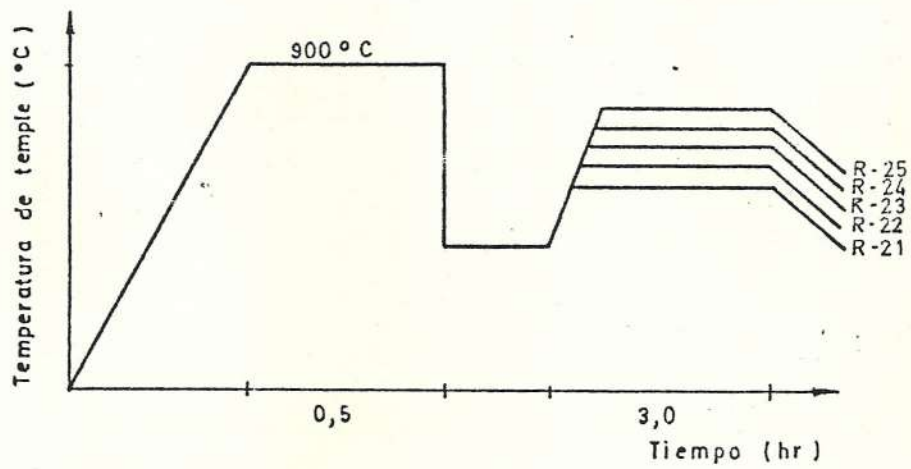


Fig. 18

Procedimientos de temple y revenido con variación de la temperatura de revenido

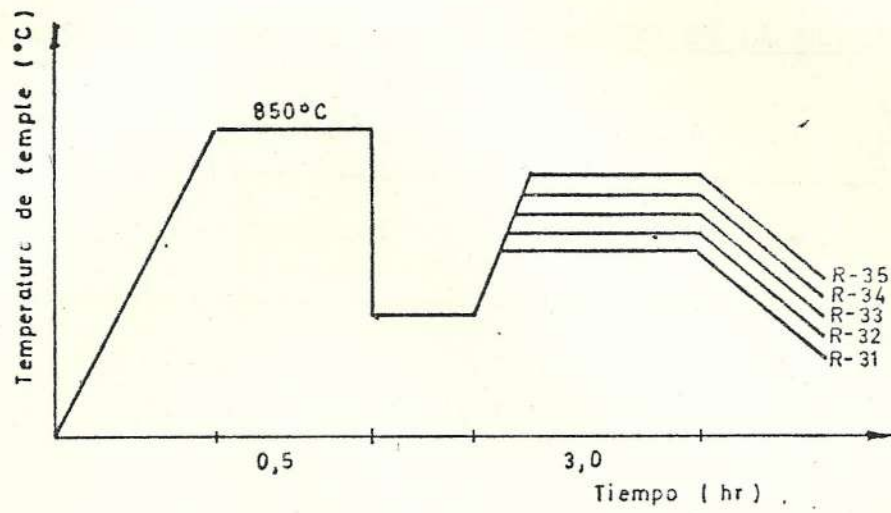


Fig. 19

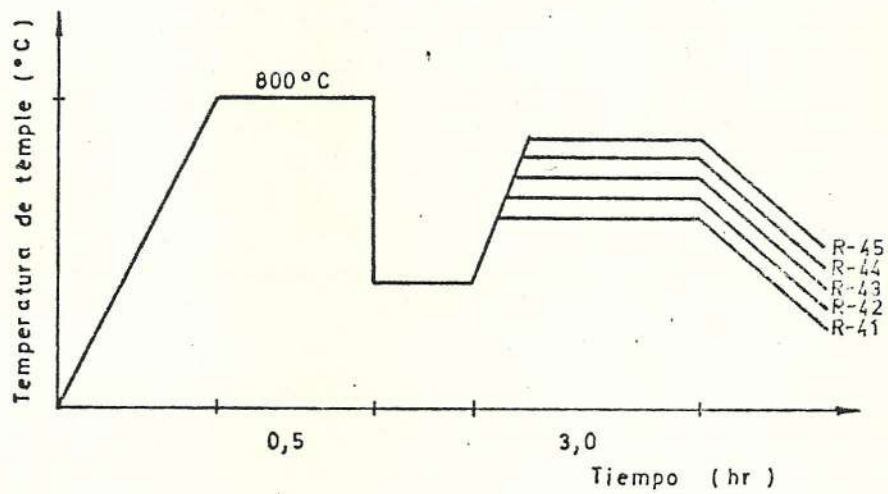


Fig. 20

Procedimientos de temple y revenido con variación de la temperatura de revenido

TABLA VI

INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA DE REVENIDO EN LA DUREZA

PROBETA	TIEMPO (min.)	DUREZA (HB)
R-11	180	165
R-12	180	153
R-13	180	147
R-14	180	145
R-15	180	143
R-21	180	164
R-22	180	152
R-23	180	135
R-24	180	132
R-25	180	124
R-31	180	153
R-32	180	138
R-33	180	131
R-34	180	125
R-35	180	117
R-41	180	150
R-42	180	135
R-43	180	128
R-44	180	120
R-45	180	116

2.2.3 ENSAYO DE TRACCION

El ensayo de tracción es uno de los más utilizados para medir las propiedades mecánicas de un material y consiste en someter a la pieza de forma y dimensiones determinadas a un esfuerzo de tracción en dirección de su eje hasta romperla.

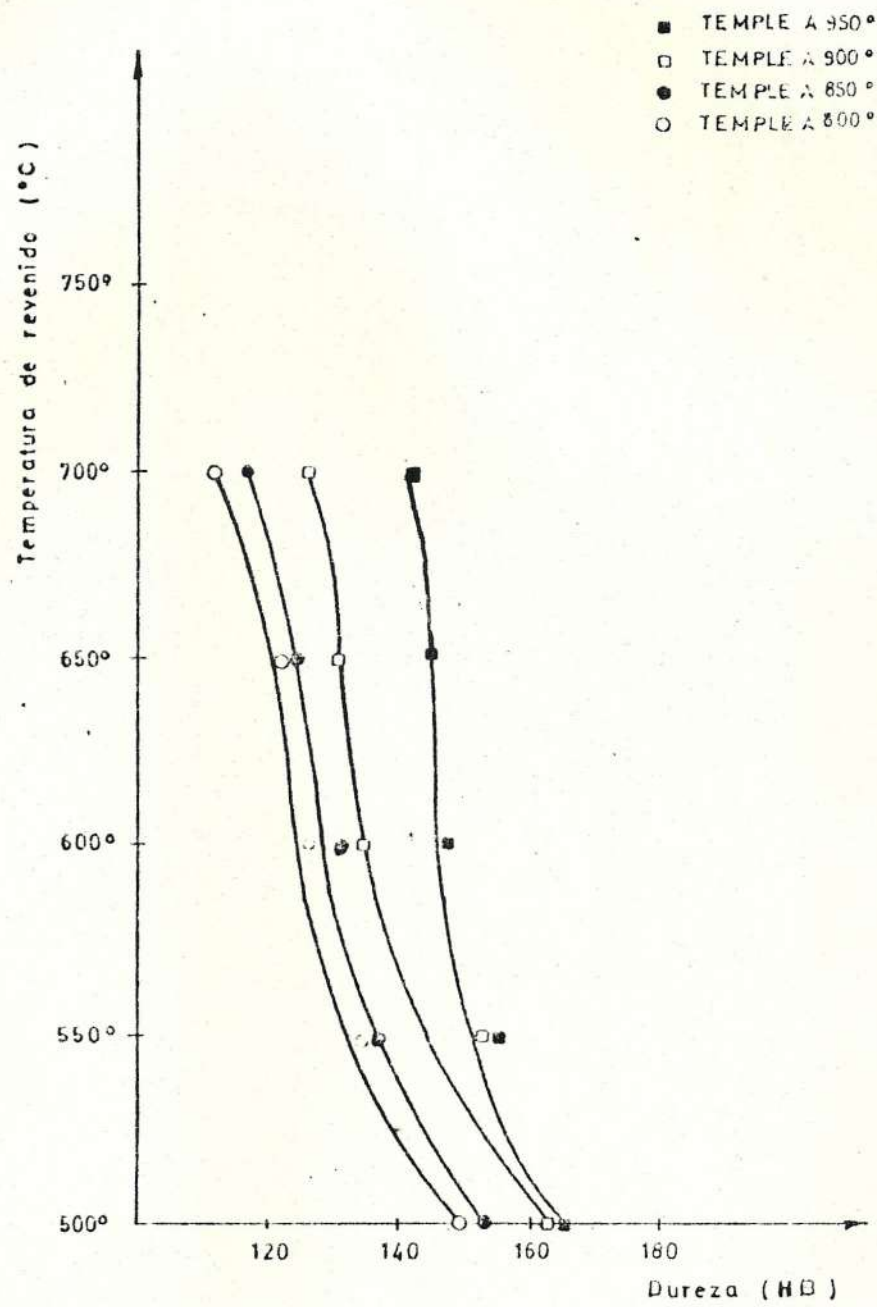
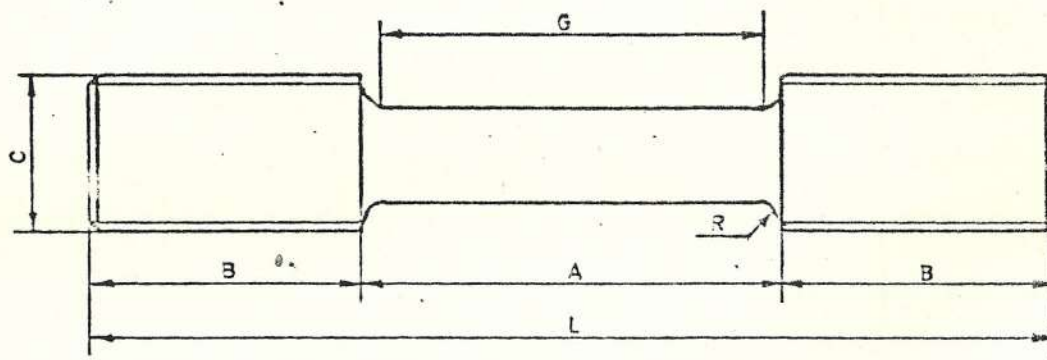


Fig. 21: Influencia de la temperatura de revenido sobre la dureza



G - Longitud de prueba	$50 \pm 0,10$ mm
D - Diámetro	$12,5 \pm 0,25$ mm
R - Radio de curvatura	10 mm
A - Longitud de la sección reducida	50 mm
L - Longitud total aproximada	125 mm
C - Diámetro de la sección	20 mm
B - Longitud final de la sección	35 mm aprox.

Fig 22 Probeta de tracción realizada según normas de la ASTM-E8

TABLA VII

Resultados del ensayo de tracción

Probeta	Diámetro de la muestra	Sección de la probeta	Longitud inicial	Longitud final	Límite de fluencia	Resistencia a la tracción	Alargamiento
No.	mm	mm ²	mm	mm	Kg _f /mm ²	Kg _f /mm ²	%
1+	12,71	126,89	50,80	61,21	17,05	45,9	20,50
2 ⁺⁺	12,82	129,08	50,80	57,36	27,2	56,7	13,10

+ En bruto de colada

++ Con tratamiento térmico de temple y revenido con las condiciones R 15

Las probetas para el ensayo se las hicieron siguiendo las Normas impuestas por la ASTM-E8, cuyas dimensiones y formas son las de la Fig. 22.

Se midió tanto el diámetro como la longitud de la zona de prueba, dichos valores están tabulados en la Tabla VII.

A una probeta se le hizo otro tratamiento térmico tanto de temple como de revenido a temperaturas iguales a 950°C y 700°C, respectivamente.

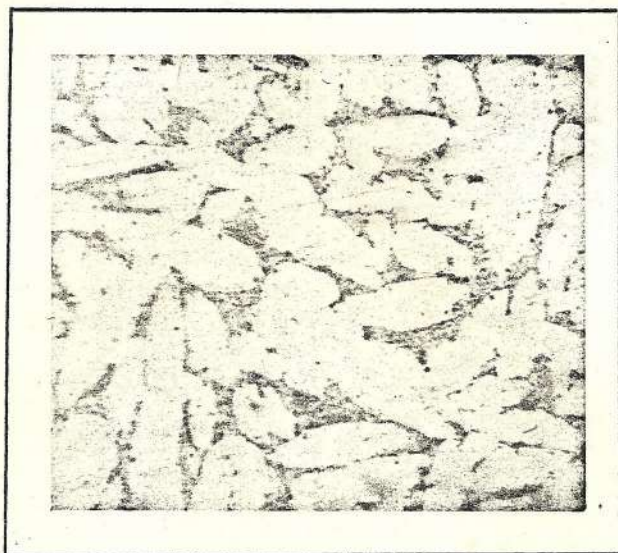
Se hizo la prueba de tracción en una máquina - Versa Tester 3 M, y se procedió a tomar los valores de fluencia, resistencia a la tracción y elongación.

Para la elongación, habiéndose marcado el centro de la longitud de prueba, antes de realizar el ensayo, se unen los pedazos de probetas y se toma la longitud final. Tabla VII.

2.2.4 METALOGRAFIA.

Se realizó un estudio metalográfico con el fin de conocer la microestructura del material y de terminar las fases presentes, los resultados se

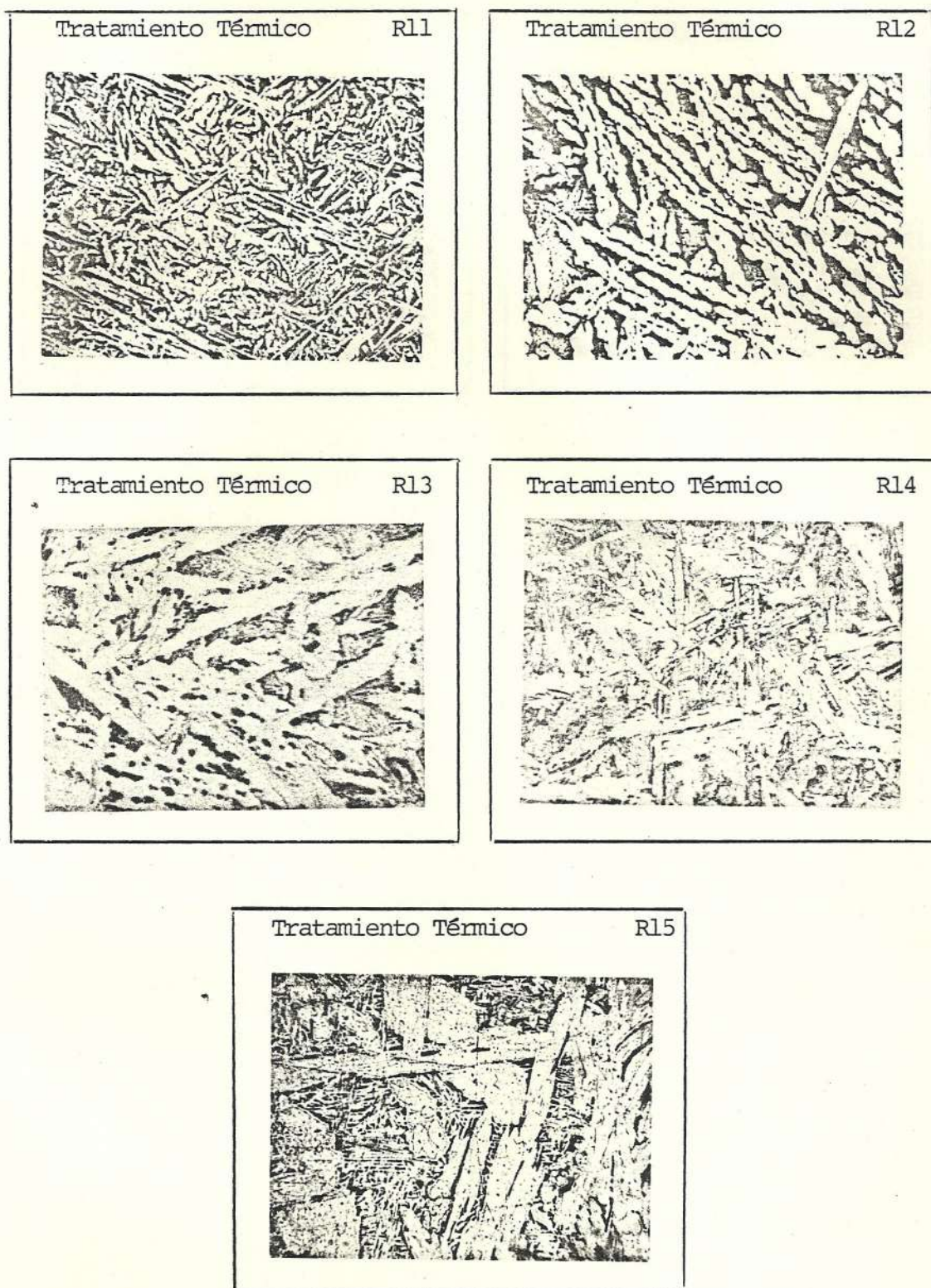
encuentran ubicados en las Figs. 23 a 27.



Dicromato de Potasio

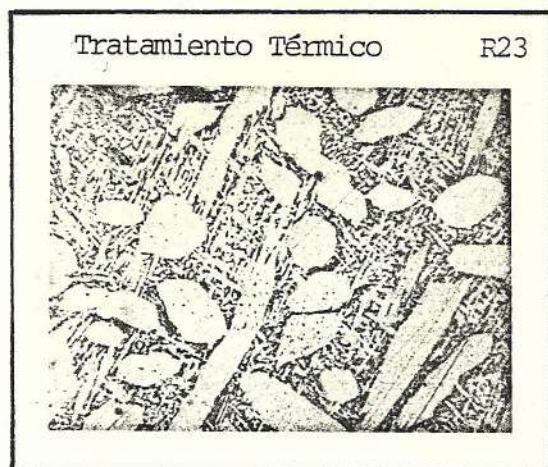
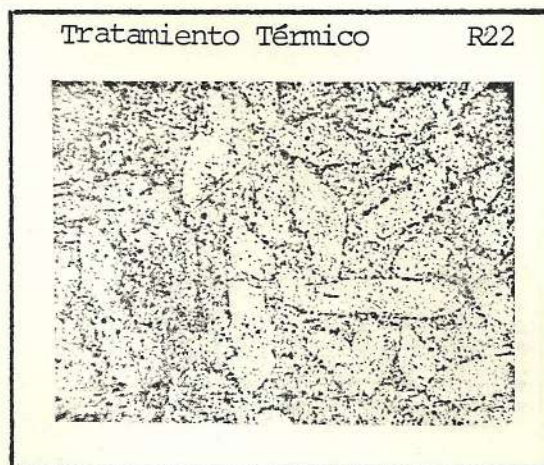
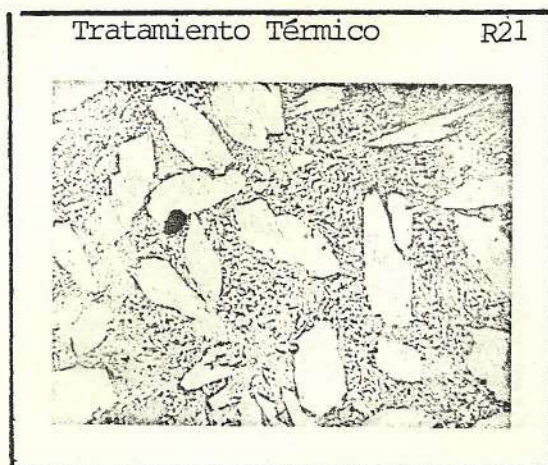
200 X

Fig. 23 Fotomicrografía de Bronce-Aluminio
10.6% Al; 1.6 Fe En bruto de colada.
Presencia masiva de fase (α) en matriz
de fase (β)



Dicromato de Potasio 200X

Fig. 24 Fotomicrografía de Bronce-Aluminio:
Al 10,6; Fe: 1,6
Tratamiento Térmico: Temple y Revenido.

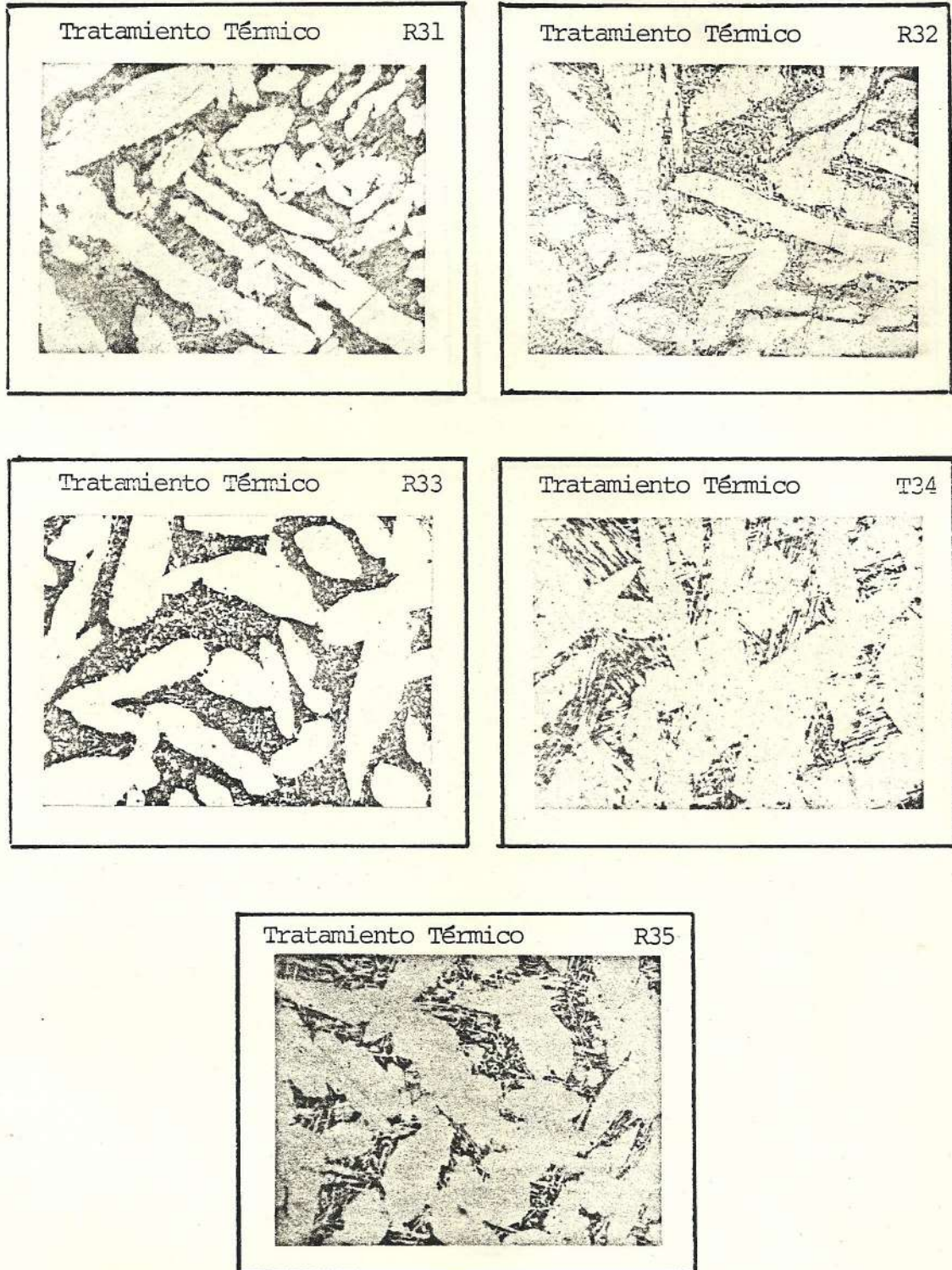


Dicromato de Potasio

200X

Fig. 25 Fotomicrografía de Bronce-Aluminio: Cu 86,2%; Al 10,6%; Fe 1,6%.

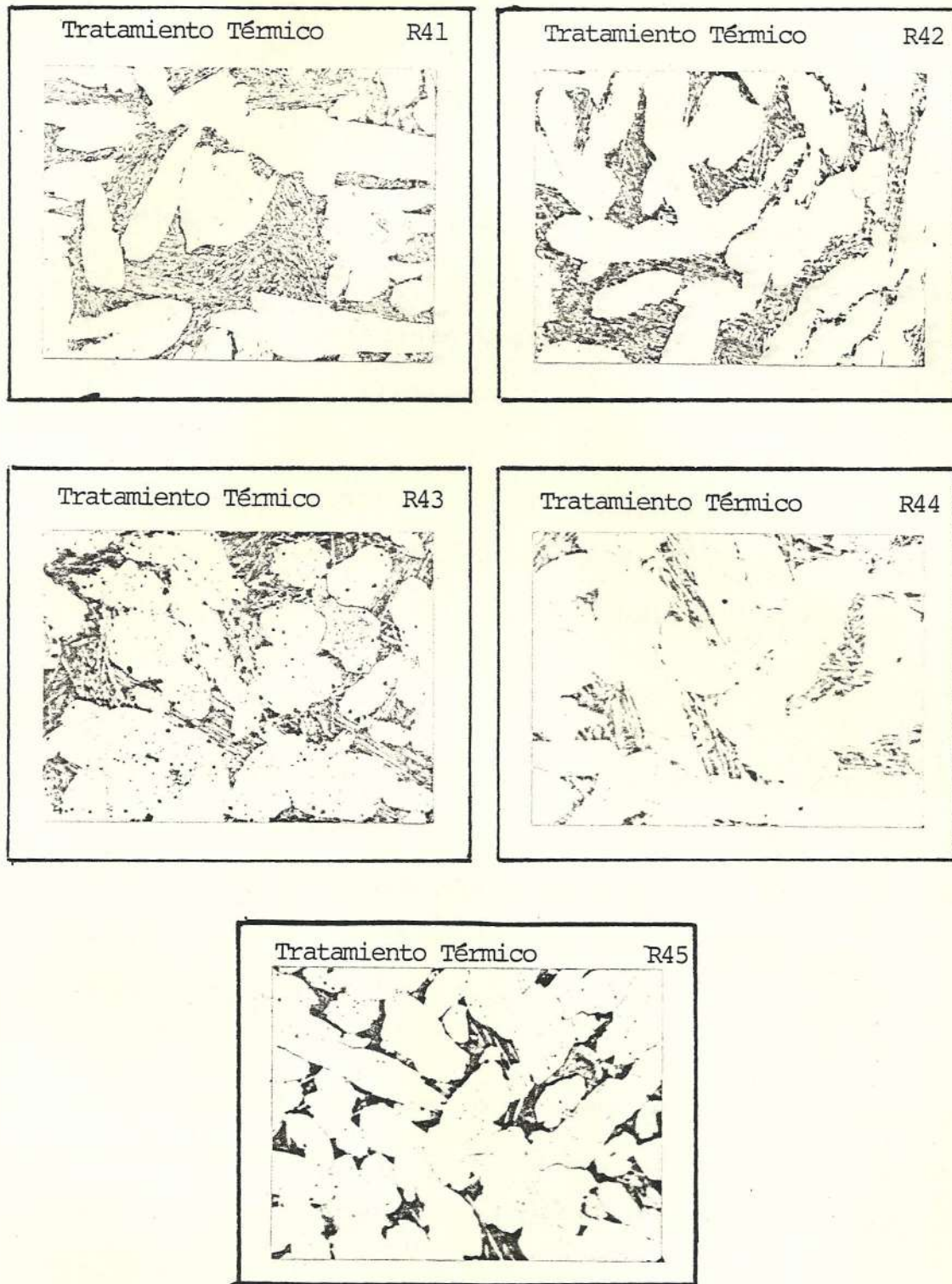
Tratamiento Térmico: Temple y Revenido.



Dicromato de Potasio

200X

Fig. 26 Fotomicrografía de Bronce-Aluminio: Cu 86,2%; Al 10,6; Fe 1,6. Tratamiento Térmico: Temple y Revenido.



Dicromato de Potasio

200X

Fig. 27 Fotomicrografía de Bronce-Aluminio: Cu 86,2% Al 10,6%; Fe 1,6%. Tratamiento Térmico: Temple y Revenido.

DISCUSION DE RESULTADOS

El objetivo principal de este trabajo ha sido el establecer la influencia que tienen los tratamientos térmicos de temple y revenido tienen sobre las propiedades mecánicas de los bronce al aluminio.

El primer paso seguido, fue el recopilar información suficiente sobre el comportamiento de su diagrama de equilibrio para ver cuales eran los tratamientos térmicos más adecuados a ser considerados.

El diagrama de equilibrio de los bronce-aluminio hipoeutectoides es bastante conocido y debido al gran parecido que sus fases presentan con respecto a las de los aceros, los tratamientos térmicos que se han empleado son el temple el revenido.

Para el tratamiento térmico de temple se empleó agua como medio de enfriamiento, para obtener una velocidad de enfriamiento o alta, y en consecuencia estructuras propias del temple.

Manteniendo constante el medio de enfriamiento y el tiempo de permanencia en el horno, se hizo variaciones de temperatura, desde valores cercanos a los del punto eutéctico, hasta valores de temperatura que se encuentran en la

zona de la fase β . La aleación que se está considerando tiene un porcentaje de aluminio igual al 10,6% y 1,6% de hierro, el diagrama de equilibrio de la Fig. 6 muestra un desplazamiento de las fases, con lo cual para temperaturas inferiores a los 770°C la microestructura que se forma es $\alpha + (\alpha + \gamma_2) + \text{Fe} (\delta)$ en donde a pesar de la presencia de la fase γ_2 que es una estructura dura la gran cantidad de fase α formada disminuye la dureza, haciendo por lo tanto de poca importancia los tratamientos que en ellos se realicen.

En la fig. 12 se observa que para valores de temperatura superiores a los 800°C la curva de dureza Vs. temperatura de temple mantiene un comportamiento constante, siendo por lo tanto estos, los valores escogidos para los siguientes tratamientos térmicos.

Las figs. 13 a 16 correspondientes a las microestructuras de las probetas templadas desde diferentes temperaturas, también corroboran la influencia de la temperatura de temple, es así que al disminuir ésta, se observa menor cantidad de martensita, acorde con sus propiedades mecánicas.

En el tratamiento de revenido subsecuente al temple, manteniendo constante el tiempo de permanencia en el horno y variando la temperatura de revenido se pudo comprobar que

para temperaturas de revenido elevadas, aproximadamente 700°C, se logran los menores valores de dureza, tabla VI y por ende máxima tenacidad, en cambio para temperaturas bajas, alrededor de la temperatura eutectoide (565°C), se obtienen durezas elevadas tabla VI, esto se explica debido a que en esta zona es posible la formación de la fase γ_2 la misma que se caracteriza por poseer elevada dureza y fragilidad, empeorando las propiedades mecánicas (o haciendo frágil el material).

Las figs. 24 a 27 corresponden a las probetas revenidas, y en cada grupo de ellas se puede apreciar claramente que la formación de la fase $\beta' + \alpha$ es muy beneficiada por el incremento de la temperatura de revenido, y es así que para temperaturas elevadas (650 - 700°C) la formación de esta fase es máxima obteniéndose de esta forma las propiedades mecánicas óptimas para cada tratamiento de temple.

Considerando que las temperaturas óptimas para revenido - están comprendidas en el rango de 650°C y 700°C, y comparando entre cada grupo de diferentes temperaturas de temple se observa que cuanto más alta es esta temperatura menor es la dureza que se alcanza. Tabla VI, en la fig. 21 se ve con claridad que las curvas correspondientes a valores de temperatura de temple bajas tienden a moverse hacia la izquierda acercándose los valores de dureza; a los de la aleación en bruto de colada, por consiguiente -

las temperaturas óptimas de trabajo serán aquellas en las cuales la formación de la fase $\alpha + \beta'$ sea máxima, esta condición se da cuando la temperatura de temple es de aproximadamente 950°C y la de revenido es 700°C .

Las figs. 24 y 27 certifican las condiciones impuestas anteriormente, pues si bien es cierto en aquellos casos en que la temperatura de temple es máxima lográndose obtener por lo tanto una transformación masiva de mantensita β' antes del revenido, sin embargo, a medida que disminuye la temperatura de revenido hay una precipitación de la fase α y el remanente de la fase β se descompondrá en $\alpha + \gamma_2$ que es una estructura dura y frágil.

Las pruebas de tracción, para verificar las propiedades mecánicas estandarizadas para esta aleación cuando se somete a tratamientos térmicos de temple y revenido, se hicieron por lo tanto considerando las condiciones óptimas tanto del primero como del segundo tratamiento, (950°C para temple; 700°C para revenido).

Los resultados se muestran en la Tabla VII mismos que son bastante próximos a los tabulados en la tabla III y que corresponden a los establecidos por la ASTM.

La tendencia de comportamiento de estas aleaciones es entonces el mejorar sus características mecánicas dependien

do de los tratamientos térmicos de temple y revenido empleados y los rangos de temperatura usados para estos fines.

C O N C L U S I O N E S Y R E C O M E N D A C I O N E S

CONCLUSIONES

Después de la discusión realizada en base a los resultados obtenidos en relación a los tratamientos térmicos de los Bronce-Aluminio hipoeutectoides se puede concluir:

- 1.- Mientras más alta sea la temperatura de temple la formación de martensita es mayor, y por tanto la dureza - también es mayor después de este tratamiento.
- 2.- Para temperaturas de Revenido inferiores a la del punto eutéctico la dureza de la aleación aumenta, y su resistencia mecánica disminuye.
- 3.- Para temperaturas de Revenido mayores a 565°C (temperatura del punto eutéctico) la dureza disminuye alcanzando sus mejores características de resistencia a la tracción, a temperaturas lo más próximas a la temperatura de temple.

RECOMENDACIONES

Cuando el material requerido para una determinada aplica-

ción exija buena resistencia a la tracción combinada con una dureza moderada, el material que se debe utilizar es Bronce-Aluminio, el mismo que debe ser sometido a tratamientos térmicos de temple y revenido siguiendo la técnica de trabajo utilizada en esta Tesis.

Si la aplicación de estas aleaciones es para piezas que deberán estar sujetas a medios marinos, es preciso adicionar elementos tales como el Manganeso y el silicio.

La ESPOL debería continuar la investigación de estas aleaciones en el campo de las hipereutectoides cuyas aplicaciones están principalmente en el área de la matrificación.

BIBLIOGRAFIA

- 1.- Avner Sidney H., INTRODUCCION A LA METALURGIA FISICA (Ediciones del Castillo, S.A. Madrid, 1966) pp 206-210.
- 2.- Arnaud Dominique, TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS CUPRO-ALUMINIOS, Colada, Vol. II N^o 1 (1978) pp 9-15.
- 3.- Arnaud Dominique, DESALUMINISATION DES CUPRO-ALUMINIUMS, Fonderie 275 Février 1969 pp 27-30.
- 4.- Arnaud Dominique, STABILISATION DES ALLIAGES CUIVREUX PAR TRAITEMENT THERMIQUE, Fonderic Fondateur D'Aujourd' Hui 22 pp 43-45.
- 5.- Carahuana G., F. González Carpenter y J.J. Regidor, MEJORAS EN LAS CARACTERISTICAS MECANICAS DE LOS CUPRO-ALUMINIOS BIFASICOS. pp 127 - 136.
- 6.- Dubois Bernard, Ocampo Guillermo CUPRO-ALUMINIUMS MARTENSITIKUES, Fonderie - Fondateur D' Aujourd Hui 22 pp. 33-39.
- 7.- Euler de Araujo Jivio, BRONZES DE ALUMINIO; Boletín da Associação Brasileira de Metais, pp 313-320.
- 8.- Goldspiel S., Kershner J., Wacjer G. HEAT TREATMENT, MICROSTRUCTURE AND CORROSION RESISTANCE OF ALUMINIUM BRONZE CASTINGS, Amco Metal, Inc. pp 818-823.
- 9.- Higgins R.A, APPLIED PHYSICAL METALLURGY, Robert Kriesen Publishing Company, 1983, pp 404-409.
- 10.- Roura Roig Juan, MODELAJE Y ENFRIAMIENTO DE LOS CUPRO-ALUMINIOS, Trabajos presentados a la IX Asamblea Genee

ral de la ARTF Gijón 1972, pp 21-24.

11.- West E.G., Wiley John & Sons, Copper and its Alloys,
pp 110-113.