

Tratamiento térmico de los bronce aluminio complejos, transformación martensítica y la fase kappa – templabilidad

Heat treatments for complex bronze aluminum, martensitic transformation and kappa phase – hardenability

Samuel Rosario F., Luis Villacorta A., Víctor Falconi R. y Walter Rengifo S.*

Recibido: 15/12/2011

Aprobado: 20/12/2011

RESUMEN

Los cupro-aluminio o bronce al aluminio son aleaciones a base de cobre que contienen generalmente entre 8.0 a 12,0% de aluminio. Cuando se agrega elementos como el hierro, níquel y manganeso junto a las fases alfa (α) rica en cobre, y la eutectoide alfa/gamma₂ (α/γ_2), aparecen precipitados cuya naturaleza dependen de la cantidad de los elementos agregados, con enfriamientos lentos en moldes de arena (50 °C/min) se presentan alfa. beta' ($\alpha.\beta'$) o alfa. beta'. gamma₂ ($\alpha.\beta'.\gamma_2$) que por las diferentes formas que tienen los precipitados se simplifican en k_1, k_2, k_3, k_4 . Se requiere mayor cuidado en la fusión por la tendencia a absorber hidrógeno, responden a los tratamientos térmicos de temple y revenido alcanzando durezas entre 90 Brinell (56 RcB) y 390 Brinell (42 Rc C) siempre que las fases k estén disueltas o uniformemente distribuidas en la fase principal.

Palabras clave: Bronce, aluminio, tratamiento térmico, temple, fase kappa

ABSTRACT

The aluminum bronzes are copper based alloys which contains generally from 8.0% to 12.0% of aluminum. When you add elements such as iron, nickel and manganese along with the phase alpha (α) which is rich in copper and the eutectoid alpha/gamma₂ (α/γ_2), it appears precipitations whose nature depends on the elements added quantity, with slow cooling in the sand's molds (50 °C/min), are presented alpha.beta' ($\alpha.\beta'$) or alpha. beta'. gamma₂ ($\alpha.\beta'.\gamma_2$) which because of the different shapes that the precipitations have, they are simplified in k_1, k_2, k_3, k_4 . For the fusion, it is required a greater care because of its tendency to absorb hydrogen, they respond to heat treatments of quenching and tempering reaching a hardness between 90 Brinell (56 RcB) and 390 Brinell (42 Rc C) always that the k phases are dissolved or uniformly distributed in the main phase.

Keywords: aluminum, bronze, heat treatment, temple, kappa phase

* Docentes de la EAP de Ingeniería. Metalúrgica - UNMSM. E-mail: syrosario3@hotmail.com, hlvm3@hotmail.com, victorfalconi@hotmail.com, walterengifo@hotmail.com

I. INTRODUCCIÓN

La variación de la microestructura con la composición de los bronce aluminio como consecuencia de la descomposición de la fase beta (β) a alta temperatura produce la fase kappa (κ), cuya forma y composición varía con los contenidos de Fe y Ni. Diagrama de fases y los efectos de aleantes Ni, Fe, Mn.

En el Perú son pocas las fundiciones que fabrican estas aleaciones. Su tecnología de moldeo y fusión es muy diferente a la utilizada para los bronce comunes al estaño, su contracción volumétrica, similar a la de los aceros, provoca la aparición de rechupes en piezas que se moldean y funden sin dificultad en bronce comunes, además hay que diseñar los sistemas de moldeo, alimentación y colada con trampas o filtros que impida la inclusión de partículas de alúmina, producto de la fácil oxidación del aluminio y que de existir disminuyen la resistencia mecánica. El proceso de fusión debe ser muy cuidadoso, más de lo habitual, por la tendencia de los bronce al aluminio a absorber hidrógeno y dar como consecuencia porosidad de gas (Ostrom, 1974).

Los bronce al aluminio tienen buena resistencia a tracción con buenos valores de alargamiento y resistencia al impacto (Weil- Coutly Pierr, 1973), siendo adecuado su uso hasta 400 °C. Además resisten bien a la oxidación y a otros agentes corrosivos como por ejemplo el ácido sulfúrico.

Las aleaciones que consideramos en este trabajo pueden alcanzar su dureza por variación de su composición química y el tratamiento térmico entre 90 Brinell y 330 Brinell. Se pretende evaluar la variación

de la microestructura en el bronce tipo ASTM B148, C 95500 y la presencia de la fase kappa en relación a la variación de dureza a través de la masa con enfriamiento lento, evaluar la templabilidad. y su influencia en sus propiedades mecánicas y físicas. En el tratamiento térmico de temple hay que verificar la velocidad crítica de temple (Edwards *et al.*, 1982; Metal Handbook, 1982).

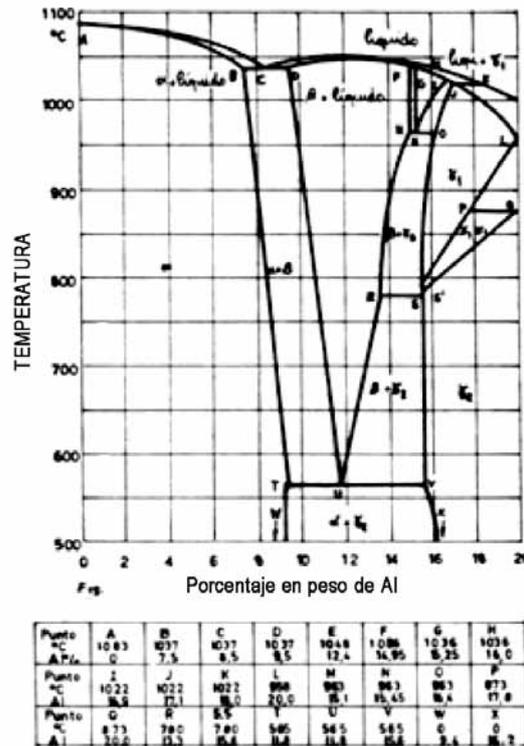


Figura N.º 1. Diagrama de la fase Cobre - Aluminio

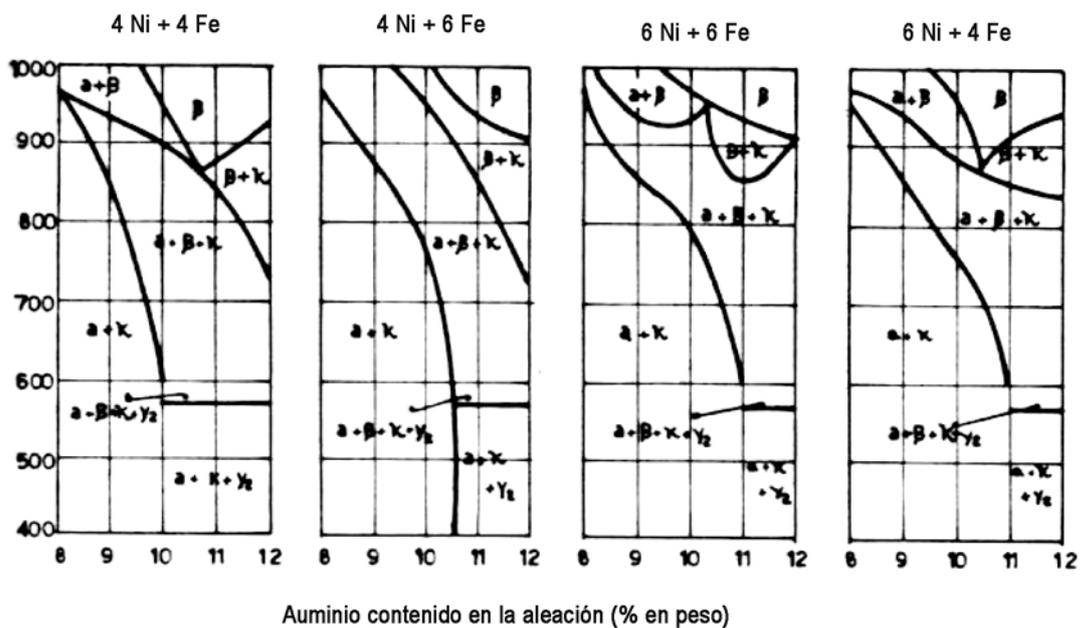


Figura N.º 2. Efecto de los elementos aleantes en la constitución de las fases en las aleaciones cobre-aluminio.

Con tratamientos térmicos diferentes, esas mismas composiciones logran valores de resistencia a la rotura de 70 a 76 kg/mm² y límite elástico de 40 a 42 kg/mm² con alargamiento del 6% que son características similares a la de los aceros de baja aleación bonificados. Cada vez es mayor la cantidad de piezas que fabricadas en bronce aluminio no solo se especifican con su composición química (Shao, 1979) o un valor de dureza sino también resistencia a la ruptura, límite elástico y aún resiliencia (resistencia al impacto), obligando esto a que sea imprescindible la aplicación de tratamiento térmico a las piezas fundidas y las obtenidas por otros procesos.

II. DISEÑO EXPERIMENTAL

¿Por qué realizamos este trabajo? Si los bronce aluminio complejos responden al tratamiento térmico de temple, la presencia de otras fases deben tener alguna influencia favorable o no en sus propiedades.

1. El proceso de fusión, en horno con crisol de grafito, con fundente de cobertura. Primera fusión - refundición.
2. Colada de barras de 25,4 mm de diámetro, molde en arena, secos.
3. Análisis químico de los materiales fundidos.
4. Análisis metalográfico, en bruto de colada y tratados térmicamente, preparación de muestras de acuerdo a la norma ASTM E 3 - 01 ; ASTM E 407 - 99 y observación.
5. Pruebas mecánicas de los materiales fundidos y tratados térmicamente.
6. Ensayos de dureza, Brinell y Rockwell C.

III. MÉTODOS Y RESULTADOS

3.1. Selección del material y proceso de fusión

Las fundiciones señalan que el tipo de bronce aluminio complejo de mayor uso por su buen comportamiento a bajas y elevadas temperaturas, resistencia mecánica, resistencia al impacto y a medios corrosivos, antichispa en plantas petroquímicas, como material antiincrustante resistente al agua salina es la aleación C 95500, ASTM B 148 presentada en la Tabla 1, en primera instancia se realizaron dos coladas cuyo resultados se indican en la misma tabla.

El aluminio es el elemento responsable de las características generales de esta aleación, se incorporó en el proceso de fusión como lingote de aluminio puro, se recomienda agregarlo como aleación madre 50% Al - 50% Cu.

El hierro produce afinamiento de grano y mejora la resistencia de las piezas fundidas que se enfrían lentamente en el molde. Se aplica en el proceso de fusión como alambre, acero de bajo carbono para facilitar su fusión, se debe lograr la fusión del hierro antes de agregar el cobre y aluminio y evitar la formación de compuestos duros que dificultan el maquinado.

El níquel aumenta la resistencia a la rotura y al impacto, aplicamos en la fusión como tubos de cobre níquel 70-30.

El manganeso es un elemento desoxidante del cobre y contribuye a la acción del hierro y del níquel, se agrega como aleación madre 25% Mn y el resto cobre.

La fusión en crisol, se debe hacer lo más rápido posible, cuidando proteger el baño metálico y romper la película de óxido de aluminio. Como desgasificante se emplea cloro o un compuesto de cloro, hexacloroetano.

Tabla 1. Composición química y propiedades en bruto de colada

Muestra	Composición Química %					Propiedades Mecánicas y Físicas				
	Cu	Fe	Ni	Mn	Al	R. Tracción kg/mm ²	Fluencia kg/mm ²	Alargamiento %	Dureza HB	Doblado α
Base	78,0 mín.	3,0 - 5,0	3,0 - 5,5	< 1,5	8,0 - 11,5	63,2	28,0	6	190	
Colada 1	79,86	4,45	4,75	1,34	9,60	66,6	26,35	23	160	
Colada 2	79,59	4,35	4,85	1,51	9,70	67,5	26,0	25	162	

Fuente: Metal Handbook (1990).

3.2. Generalidades de los tratamientos térmicos

La característica más importante de los tratamientos térmicos de los bronce aluminio complejos es que responden en forma similar a los aceros (Alan Bates, 1997). Así como un acero con 0,77% C por encima de 723 °C forma una solución sólida, austenita (γ) que si se enfría lentamente por debajo de esa temperatura se transforma en un constituyente bifásico llamado perlita, y esas dos fases son una solución de carbono en hierro alfa (α) ferrita y un compuesto intermetálico de composición definida, cementita (CFe_3). Análogamente, una aleación Cu - Al con 11% Al a una temperatura superior a 565 °C forma una solución sólida secundaria llamada beta (β). Si la enfriamos lentamente por debajo de 565 °C beta se transforma en un constituyente bifásico, y estas dos fases son una solución sólida de aluminio en cobre (alfa) y una fase intermedia (γ_2 , \square gamma₂)

Al igual que el acero, si se enfría bruscamente aumentamos su dureza, por este procedimiento se impide la transformación de la austenita en ferrita y cementita, manteniéndose en solución el carbono provocando una deformación cristalina responsable del cambio en las características físicas, mecánicas y estructurales. Lo mismo sucede con los bronce aluminio, si calentamos la aleación a una temperatura que alcanza la fase beta y la enfriamos bruscamente evitando la transformación beta en alfa + gamma₂, logramos un importante incremento en la dureza (Colabuigi *et al.*, 1981). La estructura obtenida en los aceros es la martensita, se ha demostrado que otras aleaciones entre ellas los bronce aluminio complejos experimentan reacciones similares, se reconoce una deformación cristalina por deslizamiento de planos cristalográficos adyacentes, aparece un nuevo constituyente beta prima (β') y la precipitación en forma de agujas de solución sólida alfa. Beta sufre una transformación martensítica que da por resultado una estructura de tipo acicular, dura y frágil a la cual denominamos martensita de los cupro aluminios (Figuras 5 y 6).

A las coladas 1 y 2 se añadieron otras 3, 4, y 5, se obtuvieron barras de 25,4 mm de diámetro, las cuales se maquinaron superficialmente a 25,0 mm y se sometieron a los tratamientos de temple y revenido para determinar la:

- Influencia de la temperatura de temple en agua.
- Variación de la dureza en función de la temperatura de revenido.
- Variación de las características mecánicas y físicas en función de la temperatura de revenido.

- Templabilidad.
- Observación metalográfica

En la Tabla N.º 2 se presentan los resultados de las fundiciones hechas en moldes de arena:

Tabla N.º 2. Composición química

	Composición química				
	Cu	Fe	Ni	Mn	Al
Colada 3	82,10	3,05	4,30	1,48	9,07
Colada 4	81,15	4,26	3,10	1,29	10,20
Colada 5	79,64	4,83	3,20	1,20	11,15

Fuente: Laboratorio Taller de Fundición y Moldeo de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica - UNMSM

3.3. Influencia de la temperatura de temple, medio de enfriamiento, agua

Se utilizaron temperaturas variable entre 650 °C y 900 °C, el medio de enfriamiento, agua sin agitación. Los ensayos se realizaron sobre muestras de las cinco coladas y los resultados se dan en la Tabla 3.

Tabla 3. Resultados de temple en agua

Colada Probeta N.º N.º	Temperatura de temple °C	Medio de enfriamiento	DurezaRc C
1 - 1	650	Agua	25,5
1 - 2	750	Agua	27,0
1 - 3	800	Agua	34,0
1 - 4	850	Agua	35,0
1 - 5	900	Agua	35,0
2 - 1	700	Agua	29,0
2 - 2	750	Agua	32,0
2 - 3	800	Agua	32,0
2 - 4	850	Agua	33,5
2 - 5	900	Agua	34,5

Fuente: Laboratorio de Tratamientos Térmicos de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica - UNMSM

3.4. Variación de la dureza en función de la temperatura de revenido

Temple desde 900 °C y revenido entre 200 °C y 700 °C período de remojo de 1,5 horas enfriamiento al aire forzado. Los resultados se dan en la Tabla 4.

Tabla 4. Resultados de Temple y Revenido

Colada Probeta N.º N.º	Temperatura de temple °C	Medio de enfriamiento	Temperatura de Revenido °C	Dureza Rc C
1 - 6	900 °C	Agua	200	39,0
1 - 7	900 °C	Agua	300	41,0
2 - 1	900 °C	Agua	400	42,0
3 - 1	900 °C	Agua	500	31,5
4 - 1	900 °C	Agua	600	29,0
5 - 1	900 °C	Agua	700	31,0

Fuente: Laboratorio de Tratamientos Térmicos de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica - UNMSM.

3.5. Variación de las características mecánicas y físicas en función de la temperatura de revenido

Se prepararon probetas para ensayos de tracción templadas a 900 °C y enfriadas en aceite con tratamiento

de revenido entre 200 °C y 700 °C, los resultados se exponen en la Tabla 5.

3.6. Templabilidad

Los ensayos realizados con muestra del material propuesto, señalan que se puede alcanzar dureza hasta 40 HRc pero no podemos afirmar que esta dureza se alcance en barras de diámetros mayores, no encontramos información sobre la templabilidad en bronce aluminio en la literatura revisada.

En el tratamiento de temple se debe superar la velocidad crítica para evitar la transformación beta (β) en alfa + gamma₂ ($\alpha+\gamma_2$) es evidente que una barra de mayor diámetro se enfriará menos rápido que la de 25 mm de diámetro. Surgen entonces las siguientes preguntas:

- ¿Es la velocidad crítica de enfriamiento suficiente?
- ¿Conoceremos aproximadamente la dureza que se puede alcanzar?
- ¿Hasta que diámetro es posible alcanzar la misma dureza?
- ¿Qué medio de enfriamiento es mejor, agua o aceite?

Como los bronce aluminio se comportan similarmente a los aceros en el temple y revenido es posible adaptar los ensayos de templabilidad, de Jominy, habrá que insistir en la investigación.

Tabla 5. Resultado de las propiedades mecánicas, muestras templadas y revenidas.

Tratamiento térmico	T. Tracción	Fluencia	Alargamiento	Dureza	
	kg/mm ²	kg/mm ²	%	HB	Rc C
Temple 900 °C	89,0	51,0	2,0	290	31
Temple - Revenido 200 °C	90,0	60,0	1,75	320	34
Temple - Revenido 300 °C	91,0	75,0	1,0	390	35
Temple - Revenido 400 °C	92,0	75,0	0,5	360	39
Temple - Revenido 500 °C	90,0	58,0	5,4	245	24
Temple - Revenido 600 °C	81,0	49,0	6,0	237	22
Temple - Revenido 700 °C	74,0	46,0	6,3	225	20

Fuente: Laboratorio de Tratamientos Térmicos de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica - UNMSM.

3.7. Observación metalográfica

Se observaron metalográficamente las muestras en estado bruto de colada y las tratadas térmicamente con temple y revenido a 100X y 400X.

La muestra en bruto de colada presenta la estructura característica del constituyente Alfa (α) claro y el eutectoide alfa + γ_2 ($\alpha+\gamma_2$) oscuro. Aparece nódulos negros del cosntituyenye rico en hierro k y rosetas negras constituyente rico en níquel (Figuras N.º 3 y 4).

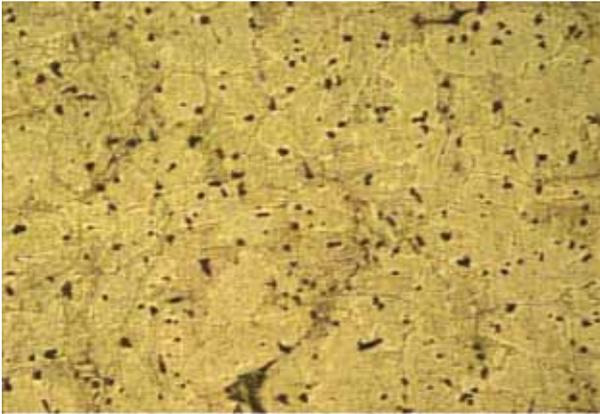


Figura N.º 3. Bruto de colada constituyente alfa (α) claro y el eutectoide alfa+ γ_2 ($\alpha+\gamma_2$), rosetas claras constituyente rico en níquel. Ataque con Cloruro férrico. 100X

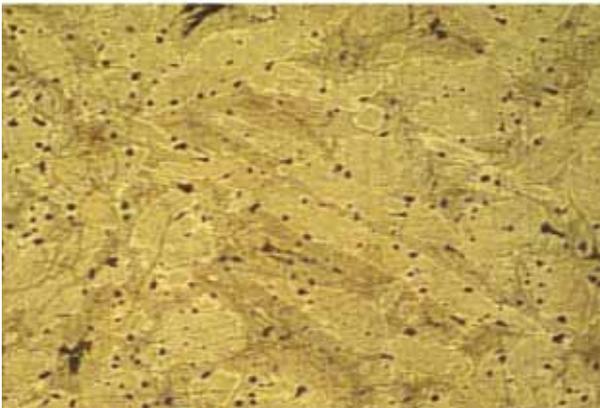


Figura N.º 4. Bruto de colada, nódulos oscuros constituyente rico en hierro, fase k. Ataque con cloruro férrico. 100X.

Muestra calentada a 900 °C durante 30 minutos, enfriadas en agua se observa granos limitados por la matriz fase alfa (α) el eutectoide alfa + γ_2 ($\alpha+\gamma_2$) y los constituyentes k claros ricos en níquel y oscuros ricos en hierro. Se obseva las agujas de martensita debido a la velocidad de enfriamiento (Figura N.º 5).

Cuando se trataron a 900 °C durante 1 de remojo a la temperatura y enfriada en agua se observa la matriz fase alfa (α) el eutectoide alfa + γ_2 ($\alpha+\gamma_2$) y las agujas de martensita (Figura N.º 6).



Figura N.º 5. Granos limitados por la matriz fase alfa (α) el eutectoide alfa + γ_2 ($\alpha+\gamma_2$) y los constituyentes k claros ricos en níquel y oscuros ricos en hierro.

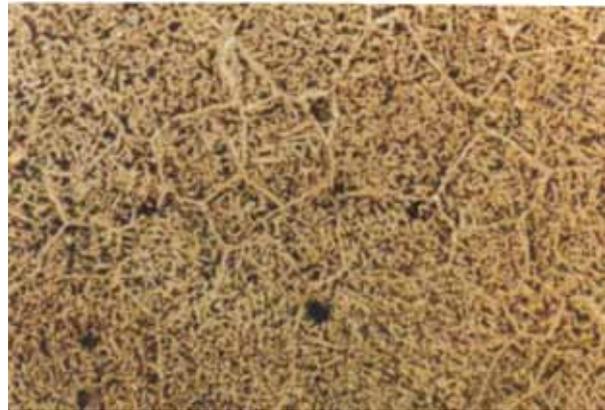


Figura N.º 6. Temple, 900 °C durante 1 de remojo a la temperatura y enfriada en agua se observa la matriz fase alfa (α) el eutectoide alfa + γ_2 ($\alpha+\gamma_2$) y las agujas de martensita

IV. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN

4.1. La fusión

La fusión es mejor con llama ligeramente oxidante, empleando materiales limpios, no cátodos de cobre por la presencia de hidrógeno. Se carga el hierro (alambre), enseguida el cobre-níquel, el cobre, el cobre manganeso ayuda como desoxidante, finalmente el aluminio. Se sobrecalienta a 1100 °C y se vierte en los moldes de arena secos. La colada 4 se utilizó viruta de magnesio como desoxidante. La colada 5 se realizón con 40% de material de retorno. El enfriamiento normal en los moldes.

4.2. Influencia de la temperatura de temple

De acuerdo a los resultados, mostrados en la Tabla 2, se puede decir lo siguiente:

- a) La dureza que se alcanza en el tratamiento de temple no es afectada significativamente por la diferencia en la composición química, es el caso de las coladas 2, 3, 4 y 5.
- b) Con el temple desde 900 °C se alcanza la máxima dureza, sin embargo temples con 800 °C y 850 °C proporcionan buenos valores.
- c) A 650 °C y 750 °C se obtiene la menor dureza, los aleantes modifican la temperatura eutectoide.

4.3. Variación de la dureza con el tratamiento de revenido

Las muestras tratadas térmicamente por temple desde 900 °C fueron tratadas por revenido entre 200 °C y 700 °C con enfriamiento en aire forzado, los resultados son mostrados en la Tabla 3. Se deduce:

- a) Empleando temperaturas de temple menor a 900 °C la dureza es menor, como se muestra en la Tabla N.º 2 sin embargo la dureza máxima alcanzada posteriormente no varía sensiblemente, salvo para la temperatura de temple de 750 °C.
- b) Con revenido a 400 °C se logra la máxima dureza, próxima a 40 HRc C.
- c) Con revenidos más allá de 400 °C y próxima a 500 °C la dureza cae bruscamente. En este intervalo de temperaturas la composición química en un mismo medio de enfriamiento hacen variar la dureza, haciendo difícil lograr características mecánicas aceptables.
- d) Revenido entre 500 °C y 600 °C la caída de la dureza es menos acentuada.
- e) Revenidos a 700 °C muestran la disminución de la dureza, aunque en algunas probetas se presentan durezas de 30 HRc C, probablemente que en el calentamiento se alcanzó la formación de la fase beta (β).

4.4 Variación de las características mecánicas en función de la temperatura de revenido

La dureza se comporta de acuerdo a los resultados anteriores.

La resistencia a la tracción: Se mantiene en valores máximos aproximadamente 90 kg/mm² desde el temple hasta el temple y revenido a 500 °C, luego cae hasta hasta 74 kg/mm² cuando el revenido es 700 °C

La fluencia, su comportamiento similar a la dureza, alcanza su máximo valor a temperaturas de revenido

entre 300 °C y 400 °C y luego cae. Tiene una proporción respecto a la resistencia a la tracción de 0,82.

El alargamiento, como es de esperar, la deformación plástica es muy baja para las muestras con alta dureza, llega al mínimo a temperatura de revenido de 400 °C, en relación a la máxima dureza. Luego alcanza valores interesantes.

4.5. Observación metalográfica

Las muestras templadas desde 900 °C en agua y revenidas hasta temperaturas de 400 °C, la estructura no muestra cambios perceptibles con microscopía óptica, sin embargo la dureza aumenta de 39 HRc C hasta 41 HRc C (Tabla N.º 3).

La estructura es característica de temple, agujas de martensita.

Los cambios estructurales comienzan a notarse con revenidos a 400 °C y 450 °C, se observa la matriz fase alfa (α) el eutectoide alfa + γ_2 ($\alpha + \gamma_2$) y las agujas de martensita (Figura N.º 6). Se presenta los nódulos oscuros k_1 ricos en el constituyente hierro y en el interior de los granos el constituyente claro k_2 ricos en níquel. La precipitación de alfa (α) es masiva en forma de agujas que cruzan el grano según direcciones preferenciales, como así también en los bordes de grano.

V. CONCLUSIONES

En las aleaciones bronce al aluminio complejos, respecto a los elementos:

1. El Aluminio aumenta la resistencia a la tracción y el límite elástico en detrimento del alargamiento.
2. El hierro es un afinador de grano y aumenta las propiedades mecánicas.
3. El níquel afina el grano, aumenta la solubilidad del hierro mejorando las propiedades mecánicas.
4. El manganeso desoxidante con alguna influencia en las propiedades mecánicas.

Respecto al tratamiento térmico:

1. Los bronce aluminio complejos responden al tratamiento de temple aumentando su dureza significativamente.
2. El aumento de dureza es favorecido por el contenido de aluminio, con 9,5% se alcanza 160 HB y con 11,0% 190 HB en bruto de colada, así mismo los aleantes contribuyen a ese aumento especialmente el níquel.
3. La dureza provocada por el revenido a 400 °C aumenta con el contenido de aluminio, alcanzándose durezas de 390 HB (42 HRc C).

4. La aleación estudiada puede templarse desde 700 °C hasta 900 °C y enfriadas en agua.

VI. AGRADECIMIENTOS

A la empresa Metalúrgica Vulcano, por su apoyo en la preparación de materiales para el desarrollo de la presente investigación, al grupo de docentes de la Escuela Académico Profesional de Ingeniería Metalúrgica de la UNM San Marcos: Víctor Falconi Rosadio, Hector Villacorta Arevalo, Walter Rengifo Sing; cuyas experiencias profesionales nos llevó a obtener resultados altamente satisfactorios, finalmente a la estudiante Srta. Marixela Medina More por su participación en los ensayos de laboratorio.

VII. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Alan Bates (1977). Técnicas de Fusión y Colada de los bronce aluminio. Revista Colada Vol. 6.
2. Calabuig F. Amilibia J.A. (1981). Estudio sobre Bronces aluminio complejos. Revista Fundición de la ATF España.
3. Edwards J.O Thomson R. (1982). The kappa Phase in Nickel-Aluminium Bronze, Non Ferrous Metals Section Physical Metallurgy Research Laboratories CANMET. Dept of Energy, Mines and Resourdes. Ottawa-Canada. AFS Transaction.
4. Metal Handbook (1982). American Society for Metal. 3.^a ed.
5. Ostrom T.R. Trojan P.K. Flinn R.A. (1974). The effect of Gas on the Mechanical Properties and Processing of Aluminium Bronze. AFS Casting.
6. Shao M. (1979). Structure and Mechanical Properties of Slow – Cooled Nickel-Aluminium Bronze C 95800. AFS Transactions
7. Weill – Couly Pierre. Arnaud Dominique (1973). Influence De La Composition Et De La Structure Des Cupro-Aluminims Sur Leur Comportement En Service. Fonderie 322.