

**UNIVERSIDAD NACIONAL DE INGENIERIA**  
**FACULTAD DE INGENIERIA GEOLOGICA MINERA Y METALURGICA**



## **TESIS**

**"Estudio de Transformación Martensítica  
en Cuproaluminios"**

**Para optar el Título Profesional de:  
INGENIERO METALURGISTA**

**Bach. Ricardo Gutiérrez Lara**

**PROMOCION 88-I**

**LIMA - PERU**

**1998**

## PROLOGO

Los cuproaluminios (o también llamados bronce al aluminio) constituyen una familia de aleaciones muy interesante, cuyo mayor conocimiento y difusión nos proponemos con el presente trabajo. Estas aleaciones son conocidas en el extranjero desde hace mucho, pero probablemente el escaso conocimiento de las aleaciones base cobre entre los usuarios y fabricantes, ha limitado su difusión, ya que sus propiedades las hacen un tipo de aleaciones muy sobresalientes.

Hay que reconocer que a esta situación han contribuído también algunas dificultades que se presentan en su fabricación. 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 con facilidad en bronce comunes; además se deben diseñar los sistemas de moldeo y alimentación de los moldes con "trampas" o filtros que impidan la inclusión de partículas de alúmina, producto de la fácil oxidación del metal fundido, y que de existir, disminuye las características mecánicas alcanzables y dificultan el mecanizado; finalmente, la conducción del proceso de fusión debe ser más cuidadoso que el habitual, por la tendencia de los cuproaluminios a absorber hidrógeno y, por ello, presentar porosidad de gas.

A pesar de todas éstas dificultades, estas aleaciones presentan tan buenas características que su uso sigue creciendo a nivel mundial, llegando a reemplazar a los bronce fosforosos (del tipo SAE 65)[1] y aún, a aceros inoxidable (por ejemplo del tipo Worthite)[2], debido a factores como su resistencia mecánica, resistencia a la corrosión y oxidación, costo comparativo, etc. Unase a todo esto, una particularidad muy especial que distingue a los cuproaluminios : responden muy bien al tratamiento de temple y revenido. Esto le permite la obtención de una amplia gama de propiedades mecánicas adecuables a los requerimientos del usuario. La necesidad del mejor conocimiento de la tecnología del revenido de estos materiales es lo que nos ha llevado a plantearnos el presente trabajo.

El primer Capítulo nos permite hacer una presentación del diagrama Cu-Al, de las fases que aparecen en él y del efecto de los elementos aleantes. El Capítulo II nos sirve para analizar la data experimental proveniente de otras fuentes sobre las transformaciones fuera del equilibrio en el sistema bajo estudio y plantear nuestro objetivo de analizar estas transformaciones en un cuproaluminio con hierro y manganeso pero sin níquel. Nuestra metodología experimental y las actividades realizadas para desarrollarla son descritas en el Capítulo III. El Capítulo IV reúne los resultados experimentales obtenidos en nuestra investigación. En el Capítulo V contrastamos nuestros resultados con los de otros investigadores que han trabajado en aleaciones parecidas y las discutimos a la luz de la literatura técnica que se maneja sobre el tema.

Finalmente en Conclusiones, esbozamos las conclusiones extraídas del Capítulo V y de la información precedente. Se incluye una sección de Anexos sobre las propiedades de fabricación y de uso y aplicaciones de los cuproaluminios, sobre el proceso de fusión, en los Anexos I y II. En el Anexo III se calculan los modelos matemáticos para el revenido. El Anexo IV sirve para plantear la justificación económica que el mayor conocimiento de estas cuproaluminios implica.

Para concluir, quiero expresar mi agradecimiento al apoyo prestado por mis asesores Ings. Julio Uza Teruya y Alberto Landauro para la realización de este trabajo. Igualmente debo reconocer la colaboración prestada por mis colegas al facilitarme instalaciones y equipos de la Escuela de Metalurgia de la Universidad Nacional de Ingeniería para las pruebas realizadas; al respecto quiero agradecer a los Ings. Rigoberto Sandoval, Over Aliaga, John Cuya y David Martinez. Igualmente deseo expresar mi reconocimiento especial a los Ings. Jesús Ruiz y Franco Calderón del Laboratorio de Materiales de la Pontificia Universidad Católica. Finalmente, last but not least, quiero agradecer a mi familia la infinita paciencia y el permanente apoyo prestado durante la realización de este trabajo de tesis.

## INDICE

### Página

DEDICATORIA	ii
PROLOGO	iii
TABLA DE CONTENIDO	v

### CAPITULO I : ANTECEDENTES. LOS CUPROALUMINIOS.

I.1. El diagrama de equilibrio Cu-Al .	2
I.2. Las fases de equilibrio.	13
I.2.1 La fase $\alpha$	13
I.2.2 La fase $\beta$	14
I.2.3 La fase $\gamma_2$	15
I.2.4 La fase $\alpha_2$	16
I.3. Efectos de elementos aleantes.	18
I.3.1 Influencia del Fe	18
I.3.2 Influencia del Mn	19

I.3.3 Influencia de otros elementos aleantes	21
--	----

## CAPITULO II : PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA.

II.1. Las fases fuera del equilibrio.	28
II.1.1 La fase $\beta_1$	28
II.1.2 La fase $\gamma'$	30
II.1.3 La fase $\beta_1'$	31
II.1.4 La fase $\beta'$	33
II.1.5 La fase $\chi$	37
II.1.6 Morfología de las fases martensíticas	39
II.2. Transformaciones durante el temple	42
II.2.1 Transformación orden-desorden	43
II.2.2 Transformación martensítica	47
II.2.3 Transformación masiva	54
II.2.4 Solubilización y precipitación	56
II.2.5 Variables involucradas.	59
II.3. Transformaciones durante el revenido	60

II.3.1 Etapas en el revenido	61
II.3.1.1 Etapa I	63
II.3.1.2 Etapa II	65
II.3.1.3 Etapa III	66
II.3.1.4 Etapa IV	67
II.3.2 Variables en el revenido	68

## CAPITULO III : PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

III.1. Preparación de las aleaciones	80
III.1.1 Fundición de cuproaluminios	80
III.1.2 Composición química	80
III.1.3 Densidad	83
III.1.4 Probetas	83
III.2. Tratamientos térmicos	88
III.2.1 Curva de calentamiento del horno	88
III.2.2 Tratamiento térmico de temple	88

III.2.2.1 Tiempo y temperatura	88
III.2.2.2 Medios de enfriamiento	88
III.2.3 Tratamiento térmico de revenido	90
III.2.3.1 Tiempo y temperatura	90
III.2.3.2 Medios de enfriamiento	91
III.2.4 Ensayo de la punta templada	91

## CAPITULO IV : RESULTADOS EXPERIMENTALES

IV.1. Caracterización Metalográfica	96
IV.1.1 Evaluación del estado inicial	96
IV.1.2 Evaluación en estado de temple	104
IV.1.3 Evaluación en estado de revenido	118
IV.2. Propiedades Mecánicas.	126
IV.2.1 Evaluación del estado inicial	130
IV.2.2 Evaluación en estado de temple	132
IV.2.3 Evaluación en estado de revenido	139
IV.2.3 Resultados del Ensayo de la punta templada	147

## CAPITULO V : DISCUSION DE RESULTADOS EXPERIMENTALES.

V.1. Parámetros de temple.	152
V.1.1 Temperatura de temple	152
V.1.2 Medio de temple	153
V.1.3 Otros	154
V.2. Parámetros de revenido. Modelo matemático hexagonal.	156
V.2.1 Temperatura de revenido	156
V.2.2 Tiempo de revenido	158
V.2.3 Modelo matemático de revenido	159
OBSERVACIONES	160
CONCLUSIONES	162
REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS	166
ANEXOS	
ANEXO I . Usos y aplicaciones de los cuproaluminios. Ventajas de los cuproluminios en general.	170

ANEXO II . Fundición de cuproluminios.	172
ANEXO III . Modelación matemática del revenido del cuproaluminio.	177
ANEXO IV . Justificación económica : análisis comparativo de costos.	181

## CAPITULO I: ANTECEDENTES. LOS CUPROALUMINIOS

### I.1. El diagrama de equilibrio Cu-Al

### I.2. Las fases en el equilibrio

#### I.2.1 La fase $\alpha$

#### I.2.2 La fase $\beta$

#### I.2.3 La fase $\gamma_2$

#### I.2.4 La fase $\alpha_2$

### I.3. Efectos de elementos aleantes

#### I.3.1 Influencia del Fe

#### I.3.2 Influencia del Mn

#### I.3.3 Influencia de otros aleantes.

## CAPITULO I

### ANTECEDENTES. LOS CUPROALUMINIOS

#### I.1 EL DIAGRAMA DE EQUILIBRIO CU-AL

Si consideramos el diagrama Fe-C, un acero con 0,85 % de carbono (todos los valores porcentuales de composición en este trabajo, son porcentajes en peso, a menos que se indique lo contrario), que se encuentre a una temperatura superior a 721 °C formará una solución sólida llamada austenita (fase  $\gamma$ ). Si esta es enfriada lentamente, por abajo de esa temperatura se transforma en un constituyente bifásico (o mezcla eutectoide) llamado perlita, formado por una solución sólida de carbono en hierro  $\alpha$  (ferrita, fase blanda), y un compuesto intermetálico de composición definida ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) llamado cementita (muy duro y frágil).

Análogamente al acero con 0,85 % de carbono, una aleación del sistema Cu-Al con 11,8 % de aluminio, a temperatura superior a 565 °C forma una solución sólida secundaria llamada  $\beta$  (ver Fig. I.1). Si enfriamos lentamente, por debajo de 565 °C, se transforma en un constituyente bifásico, y estas dos fases son una solución sólida de aluminio en cobre (fase  $\alpha$ ) y una fase intermedia llamada  $\gamma_2$ . Al igual que en el acero, aquí nuevamente el eutectoide está formado por una solución sólida blanda y deformable ( $\alpha$ ) y otra fase dura, frágil y quebradiza ( $\gamma_2$ ).

La fase  $\alpha$  posee estructura FCC con 4 átomos por celda unitaria, tiene buena resistencia a la corrosión y es blanda y dúctil. La fase  $\beta$  tiene una composición variable alrededor a  $\text{Cu}_3\text{Al}$ , con estructura cristalina del tipo BCC; esta fase es más dura y menos dúctil que  $\alpha$ , y presenta la siguiente descomposición eutectoide lamelar por debajo de  $565\text{ }^\circ\text{C}$ :  $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$ . La fase  $\gamma_2$  es un compuesto electrónico de composición  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  y estructura cristalina tipo BCC.

Si comparamos ahora un acero hipoeutectoide (menos del contenido eutectoide de carbono) con un cuproaluminio hipoeutectoide, veremos que en el enfriamiento del acero, de la austenita, al transformarse, precipita primero ferrita, y luego por debajo de  $721\text{ }^\circ\text{C}$ , se termina formando perlita. De la misma forma, un cuproaluminio con menos de 11,8 % de aluminio calentado a una temperatura  $T_2$ , se encontrará en solución sólida  $\beta$  y al enfriarse lentamente precipitará primero la fase  $\alpha$  y luego por debajo de  $565\text{ }^\circ\text{C}$  precipitará la mezcla eutectoide  $\alpha + \gamma_2$ .

Aumentando notablemente la velocidad de enfriamiento podemos detener el proceso de formación de la perlita y mejorar la dureza en forma notable, al mantener, en el caso de los aceros, en solución al Carbono, provocando una deformación cristalina responsable del cambio en sus propiedades mecánicas. Igualmente, si calentamos un cuproaluminio hasta una temperatura tal que se alcance el estado de solución sólida  $\beta$  y luego enfriamos bruscamente evitaremos la transformación eutectoide ya señalada.

La martensita, dura y frágil en los aceros, se presenta, bajo el microscopio, con una apariencia acicular. En los cuproaluminios, también se muestra como una estructura de tipo acicular pero más gruesa, y es también más dura y frágil que la perlita respectiva[1]. No se conoce totalmente en que consiste esta última "martensita". Se reconoce que existe una deformación cristalina por deslizamiento de planos cristalográficos adyacentes (maclado mecánico); se menciona también la aparición de un nuevo constituyente  $\beta$  ; y asimismo se insinúa la precipitación incipiente de agujas de solución sólida  $\alpha$

En las aleaciones Cu-Al, el aluminio confiere al cobre una combinación de propiedades tales como tenacidad y resistencia a la corrosión. El tenor de aluminio influye mucho más que cualquier elemento de aleación que pudiera añadirse (ver Fig. I.2), encontrándose la mejor combinación de propiedades en el rango de 9 a 11 % de aluminio. El aluminio aumenta la resistencia a la tracción y el límite elástico con disminución del alargamiento debido a la mayor formación del eutectoide que, como ya se ha dicho, es duro y frágil, por lo que se hace necesario evitar la reacción eutectoide estabilizando la fase  $\beta$

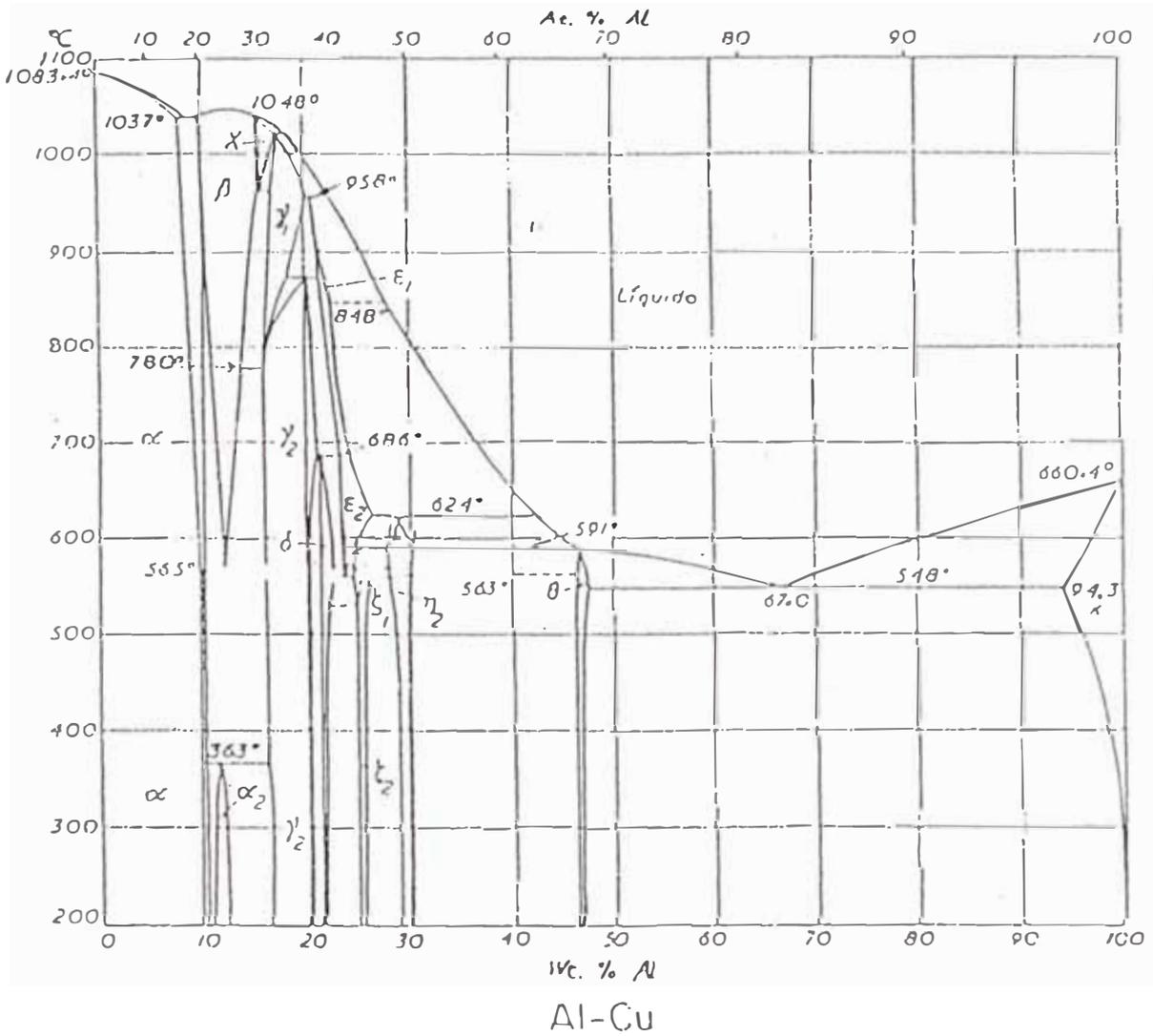
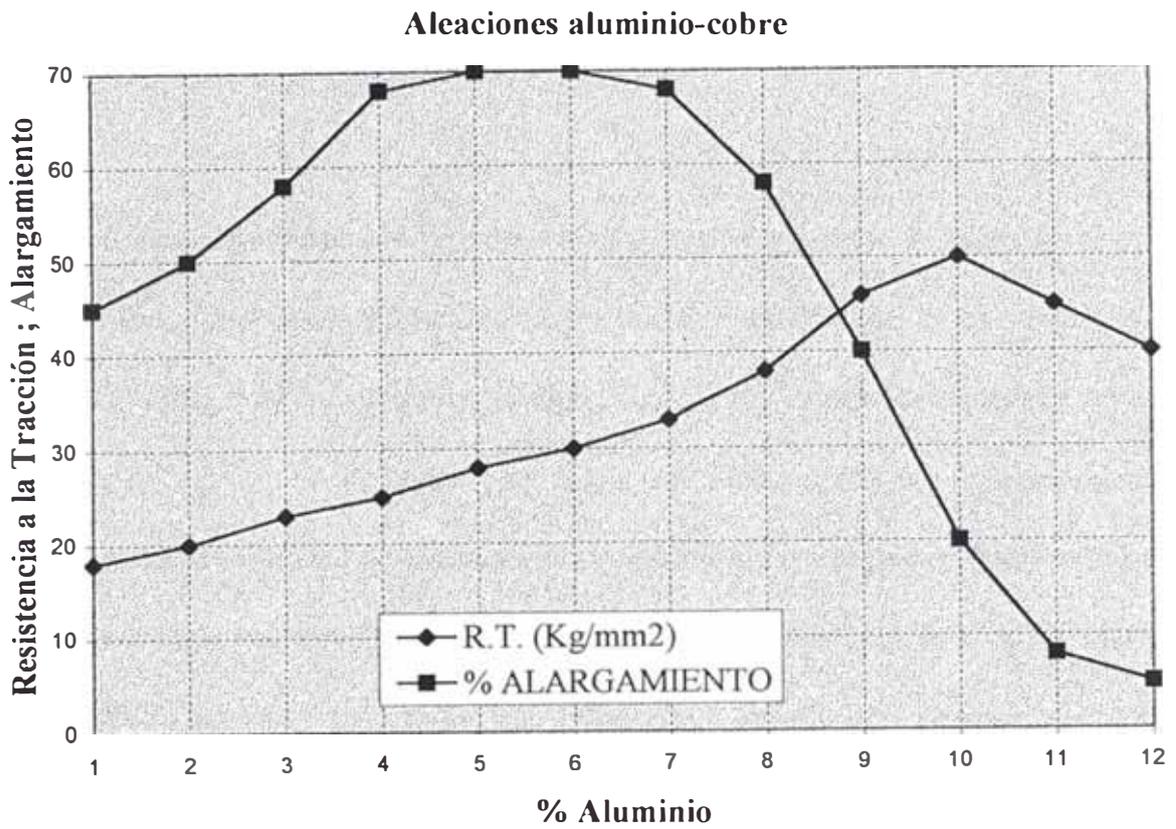


Fig. 1.1 . Diagrama binario aluminio-cobre [3].



**Fig. I.2 . Influencia del tenor de aluminio sobre la resistencia a la tracción y el alargamiento en aleaciones Al-Cu [3].**

El tratamiento térmico de temple, es la manera más apropiada de estabilizar la fase  $\beta$ , y consiste en calentar un producto metálico por encima de la temperatura crítica superior y enfriarlo después lo más rápidamente posible, de forma que se obtenga una estructura completamente martensítica. La "martensita" es el producto final de todo tratamiento térmico de temple, que es además, el tratamiento de endurecimiento más extendido entre los aceros y algunos otros metales.

Para su aplicación se requiere de una aleación con un diagrama de fases en el cual aparezca una zona de transformación eutectoide en la que dos fases forman una mezcla de forma muy característica, llamada eutectoide y con propiedades mecánicas de mediano nivel, en el mejor de los casos. Sin embargo, si aumentamos drásticamente la velocidad de enfriamiento, evitaremos o retardaremos la difusión que genera la mezcla eutectoide, y obtendremos una fase sobresaturada y distorsionada (metaestable) llamada "martensita" que tendrá muy alta dureza, aunque una cierta fragilidad (tanto mayor cuanto mayor haya sido la velocidad de enfriamiento).

La transformación martensítica que se verifica en este tratamiento, fue considerada durante mucho tiempo como exclusiva de los aceros, pero se ha demostrado que otras aleaciones (e incluso metales puros) experimentan reacciones similares. Entre estas aleaciones se encuentran los cuproaluminios. Por ello, el estudio del diagrama de fases cobre-aluminio despertó interés en los últimos lustros, como lo reflejan los diagramas presentados por diversos investigadores (ver Figs. I.3 a I.7).

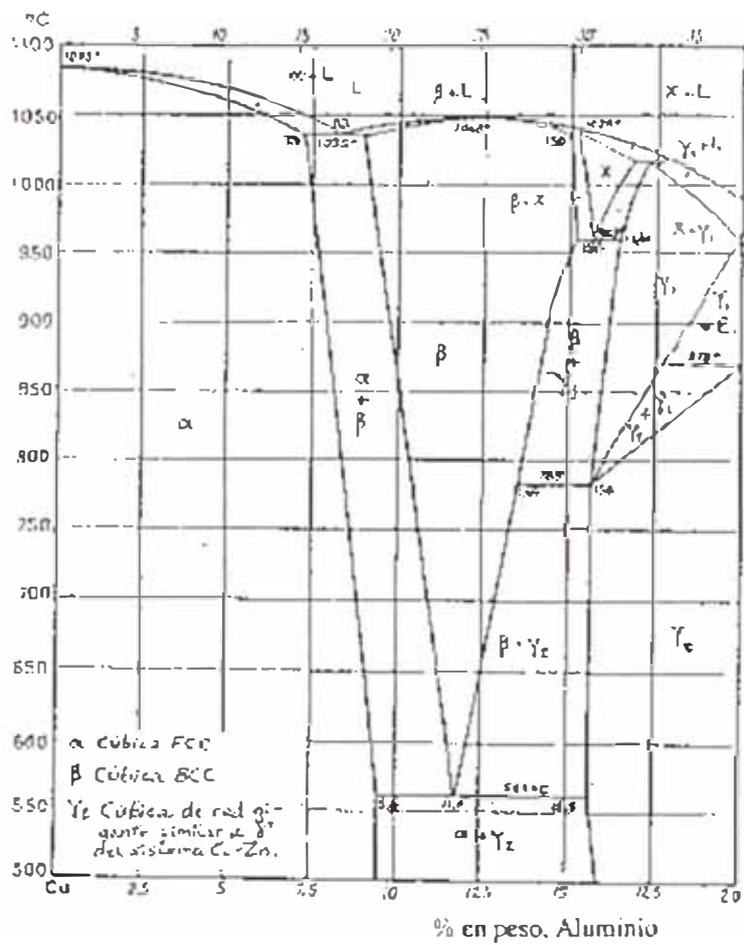


Fig I.3 Diagrama binario parcial cobre-aluminio, según Raynor [5]

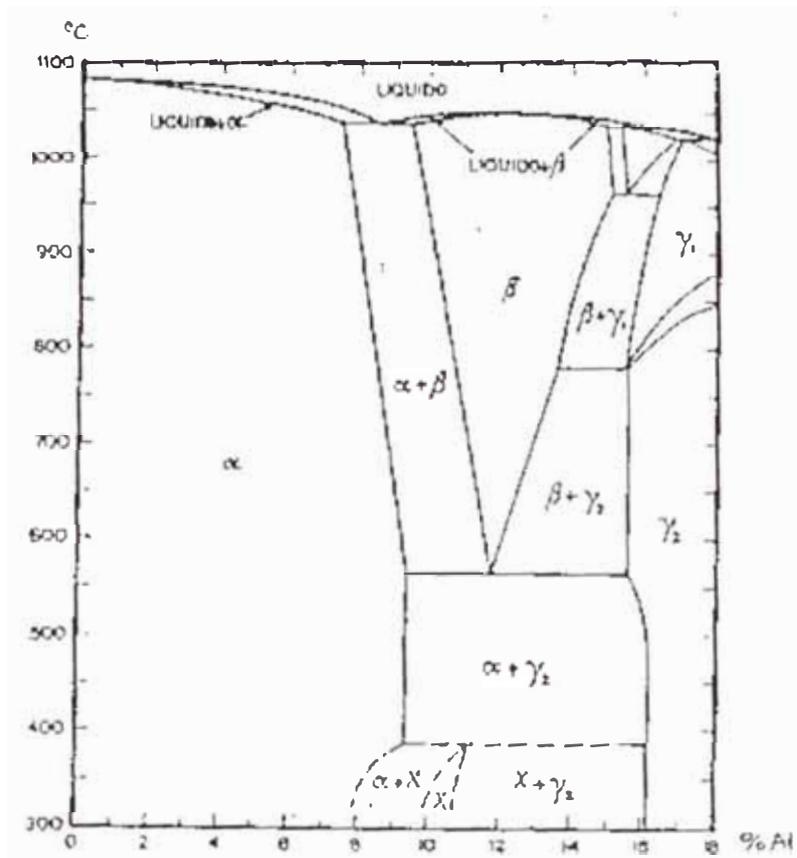


Fig. 1.4 . Diagrama binario parcial Cu-Al, según Carpenter y Edwards [5].

Obviamente, la forma de la pieza y su masa, ejercen también una notable influencia en las velocidades de enfriamiento de las diversas secciones de la misma [9]. Otros factores, que dependen del medio de enfriamiento usado en el temple, podrán ser: volumen, temperatura, viscosidad, temperatura de ebullición, conductividad, calor específico, estado de reposo o de movimiento, densidad, etc. Los medios de enfriamiento más corrientes son el agua, aceite, agua salada muy agitada, baños de sales, plomo fundido, aire en calma y a presión, etc. Las velocidades de enfriamiento más elevadas se consiguen con salmueras agitadas.

## **I. 2 LAS FASES EN EL EQUILIBRIO**

### **I.2.1 LA FASE $\alpha$**

La fase  $\alpha$  es una solución sólida primaria de aluminio en cobre, que cristaliza en el sistema cúbico de caras centradas (FCC), siendo los átomos de aluminio de sustitución. La existencia de un orden de corta distancia está bien determinada para tenores mayores a 5 % de aluminio, de acuerdo a las anomalías de calor específico y de resistividad detectadas y a la presencia de manchas difusas suplementarias encontradas en rayos X (para tenores de 7 a 14 %). Sin embargo, el desarrollo de este orden de corta distancia en las zonas ricas en defectos y su influencia sobre las propiedades están sujetos a controversias.

La solubilidad del aluminio en la fase  $\alpha$  crece ligeramente según la temperatura, de 9 % de aluminio a la temperatura ambiente a 9,4 % a 350 °C, quedando constante entre 350 y 565 °C, para luego decrecer por encima de 565 °C hasta llegar a un valor de alrededor de 7,4 % a 1035 °C. La concentración electrónica e/a correspondiente a la solubilidad límite es alrededor de 1,38 veces el valor previsto según Jones [5], para la fase  $\alpha$ . El parámetro de red varía a temperatura ambiente, de 3,6179 Å para el cobre puro hasta 3,6580 Å para la solución sólida límite (9.4 % de aluminio).

La fase  $\alpha$  es muy maleable en frío, pero presenta a temperatura elevada una fragilidad relativa que la hace susceptible a la corrosión en caliente y a problemas en la soldadura. Para el trabajado en frío su plasticidad es excelente y le permite obtener productos laminados, estirados, embutidos, estampados, de poco espesor. De otra parte, la acritud (endurecimiento por deformación) eleva notablemente las características mecánicas (límite de elasticidad y carga de ruptura) de ésta fase, tanto más cuanto mayor es el tenor de aluminio. Las dos principales aleaciones industriales de cuproaluminios binarios monofásicos tienen respectivamente 6 y 8 % de aluminio.

## **I.2.2 LA FASE $\beta$**

Casi puede decirse que ésta fase se empieza a formar directamente a partir del líquido correspondiente a la composición estequiométrica  $\text{Cu}_3\text{Al}$ . Esta fase es una solución

sólida cúbica centrada, desordenada, estable solamente hasta cerca de 565 °C, de carácter metálico, maleable y conductor. A temperaturas a las cuales los cuproaluminios están constituidos solamente por la fase  $\beta$  pueden soportar deformaciones importantes, lo cual resulta en una excelente aptitud para la soldadura y la extrusión y, por supuesto, para el laminado en caliente.

Según las investigaciones de Hume-Rothery y más tarde de Jones [9],[10], las fases  $\beta$  aparecen para concentraciones electrónicas vecinas a  $3/2$ . Por debajo de 565 °C, la fase  $\beta$  se descompone para dar, a temperatura ambiente, la mezcla eutectoide  $\alpha + \gamma_2$ , como ya se mencionó anteriormente.

### **I.2.3 LA FASE $\gamma_2$**

La fase  $\gamma_2$  presenta una estructura atómica compleja, de celda cúbica con red gigante, similar a la fase tipo  $\gamma$  de los latones, y aparece para un mínimo de 15,6 % de aluminio. Centrada en la composición  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ , la fase  $\gamma_2$  es estable a la temperatura ambiente y se forma por la reacción eutectoide de la fase  $\gamma_1$  que es estable solamente a alta temperatura, i.e., hasta los 780 °C en el sistema binario Cu-Al (ver Fig. I.1 y siguientes referidas a diagramas de fase).

La fase  $\gamma_2$  de concentración electrónica 21/13 es de un carácter no metálico: es dura, frágil y poco conductora. Ella interviene como constituyente del eutectoide  $\alpha + \gamma_2$ , cuya aparición se buscará evitar mediante tratamiento térmico, pues si bien el eutectoide aumenta la dureza y la resistencia mecánica, limita fuertemente las posibilidades del trabajado en frío. Anteriormente ésta fase fue llamada  $\delta'$  por algunos autores y  $\gamma'$  por Hansen [5]. Ahora es usualmente denotada como  $\gamma_2$ .

#### **I.2.4 LA FASE $\alpha_2$**

Esta fase no ha estado en evidencia sino hasta los trabajos realizados por West y Thomas [11]. Otros autores tales como Cope [12], y Jewett y Mack [6], han obtenido  $\alpha_2$  por recocido de piezas martensíticas a 350 °C. Pero es solamente en 1963 que es determinado el dominio de esta fase. Ella ocupa un dominio comprendido entre 10,8 y 11,8 % de aluminio a temperatura ambiente. La temperatura de la reacción peritectoide está comprendida entre 360 y 365 °C.

Después de varios estudios radiocristalográficos realizados por Jewett y Mack, estos propusieron, como estructura, una red cúbica de caras centradas (FCC), desordenada, con un parámetro de red de 3,678 Å. La fase  $\alpha_2$  no sería una fase  $\alpha$  dilatada, pues el parámetro límite de  $\alpha$  no pasa en efecto de 3,658 Å. A pesar que no observaron rayos

de subestructuras, Jewett y Mack indicaron la presencia de rayos no indexados (no indiciados) con pequeños ángulos.

Duval [13], con la ayuda de un microscopio electrónico, confirmó que la fase  $\alpha_2$  deriva de una estructura cúbica de caras centradas (FCC), pero ordenada, y precipita de forma coherente desde la matriz  $\alpha$  sobresaturada. La estructura de la fase  $\alpha_2$  observada igualmente por Gaudig y Warlimont [5] es del tipo DO<sub>22</sub> y puede ser considerada como de apilamiento de planos compactos ordenados del tipo M<sub>1</sub>, según el modo 1R (FCC) de la terminología de Sato [14].

Otros estudios más recientes [15] muestran que la formación de ésta fase a 350 °C se produce después de 2 horas de mantenimiento a la temperatura señalada, por la descomposición del eutectoide  $\alpha + \gamma_2$  y que los dominios de la subestructura de la fase no están distribuidos a lo largo de la matriz. La fase  $\alpha_2$  no pasa de 1000 Å de diámetro después de 60 horas de recocido. En el caso de aleaciones templadas, ésta fase se desarrolla rápidamente después del revenido de 5 a 10 horas a 350 °C. Ella se forma de forma coherente acorde con la matriz martensítica.

Gaudig y Warlinmont [16] reportan, además de la fase  $\alpha_2$  a 340 °C, la existencia , a 250 °C , de una nueva fase unidimensionalmente periódica con periodo  $7/5$ , llamada fase  $\alpha_3$  .

### **I.3 EFECTO DE ELEMENTOS ALEANTES.**

#### **I.3.1 INFLUENCIA DEL HIERRO**

La adición de hierro es sumamente útil, ya que no solo mejora la resistencia mecánica, sino que también retrasa el “autorecocado” ( proceso de enfriamiento lento desde el campo monofásico  $\beta$ , 900 °C aproximadamente, que da una estructura dúplex  $\alpha$  primaria + eutectoide  $\alpha+\gamma_2$  , grosera y frágil ). Una adición de 1 % de hierro mejora las propiedades mecánicas (la resiliencia de piezas fundidas enfriadas en el molde se ve notablemente favorecida), debido a su acción de afinador de grano estrechando además el rango de solidificación; mientras 1,2 % de hierro mejora notablemente la resistencia a la tracción y la dureza, pero disminuye la ductilidad.

Aunque el fierro esté en trazas no se considera como impureza. Tenores mayores al 1 % mostrarán una fina fase dispersa en forma de rosetas en la estructura y sobre todo en los límites de grano. Muchas veces también se permiten adiciones de más de 5.5 %. El hierro también estabiliza algo la fase  $\beta$  y no tiene influencia adversa en la corrosión. La adición de níquel mejora un poco la solubilidad del hierro en cobre en el rango de la solución sólida, y parece mejorar notablemente la acción endurecedora del hierro sobre el cuproaluminio. Una adición de 3 % en cuproaluminios con manganeso, tiene una eficacia máxima sobre espesores del orden de 150 mm, generando un incremento de resistencia a la tracción de 7,8 Kg./mm<sup>2</sup>.

### I.3.2 INFLUENCIA DEL MANGANESO

El manganeso mejora las cualidades de fundición del material al mejorar la colabilidad; además ejerce una acción desoxidante y desgasificante importante, contribuyendo a la mayor solidez de las piezas fundidas. Este elemento tiene un efecto similar al hierro en afinar la estructura y, por consiguiente, mejorar las propiedades mecánicas; estabiliza la fase  $\beta$  y reduce así el riesgo de la descomposición eutectoide. Una adición de 5 % de manganeso incrementa la resistencia a la tracción en 7,8 Kg./mm<sup>2</sup>

El manganeso mejora también la resistencia a la corrosión a tenores mayores a 2 %. Las aleaciones bifásicas Cu-Mn y sin la presencia de hierro ni níquel, no son sensibles a la acción del agua de mar ni a la brisa marina, pero sufren desaluminización en agua de mar estancada [4]. El manganeso también mejora la templabilidad, tal que con tenores del 6 % se consigue retener la estructura bifásica ( $\alpha + \beta$ ) con medios de enfriamiento usuales en la práctica. Además mejora la soldabilidad. Hay que recalcar que el efecto de endurecimiento debido a la acción del hierro y/o níquel depende grandemente de la presencia del manganeso en el cuproaluminio.

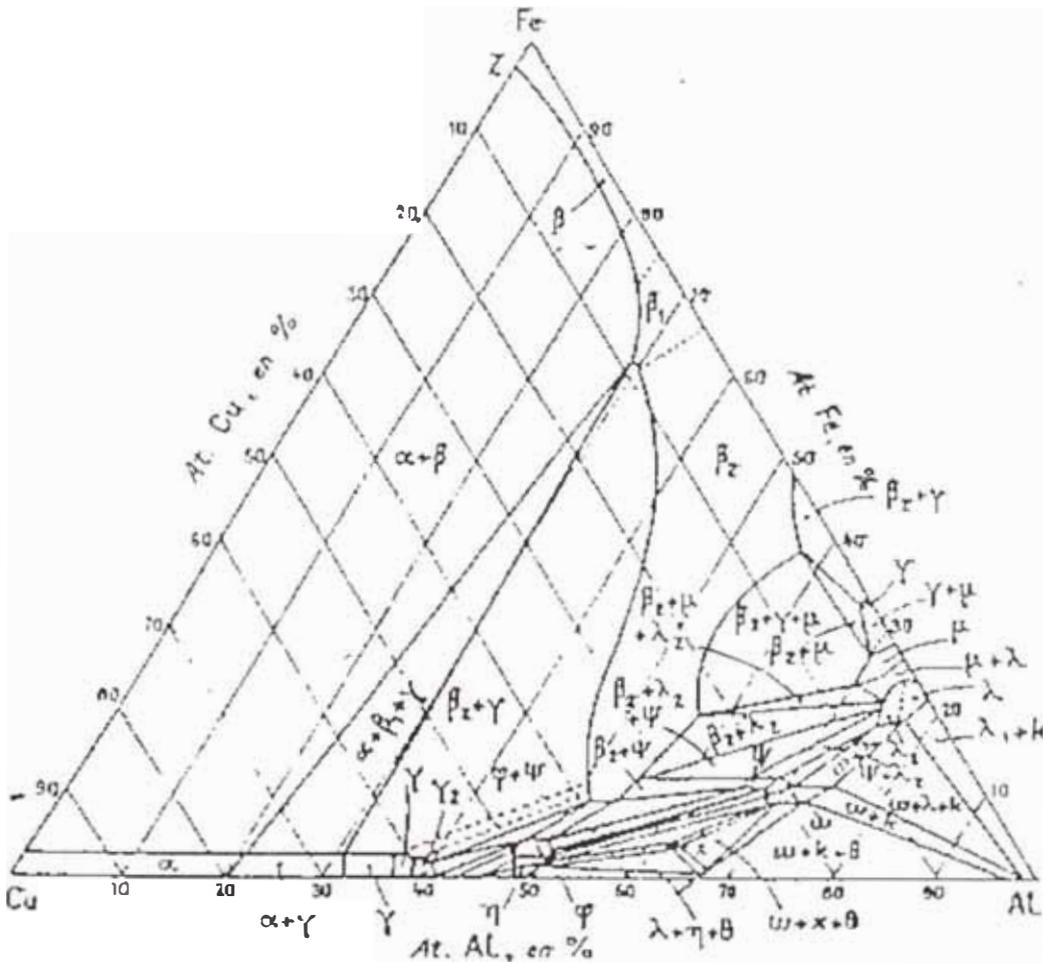


Fig. I.8 . Diagrama ternario Cu-Al-Fe a 500 °C. Fases presentes en las aleaciones sólidas [17].

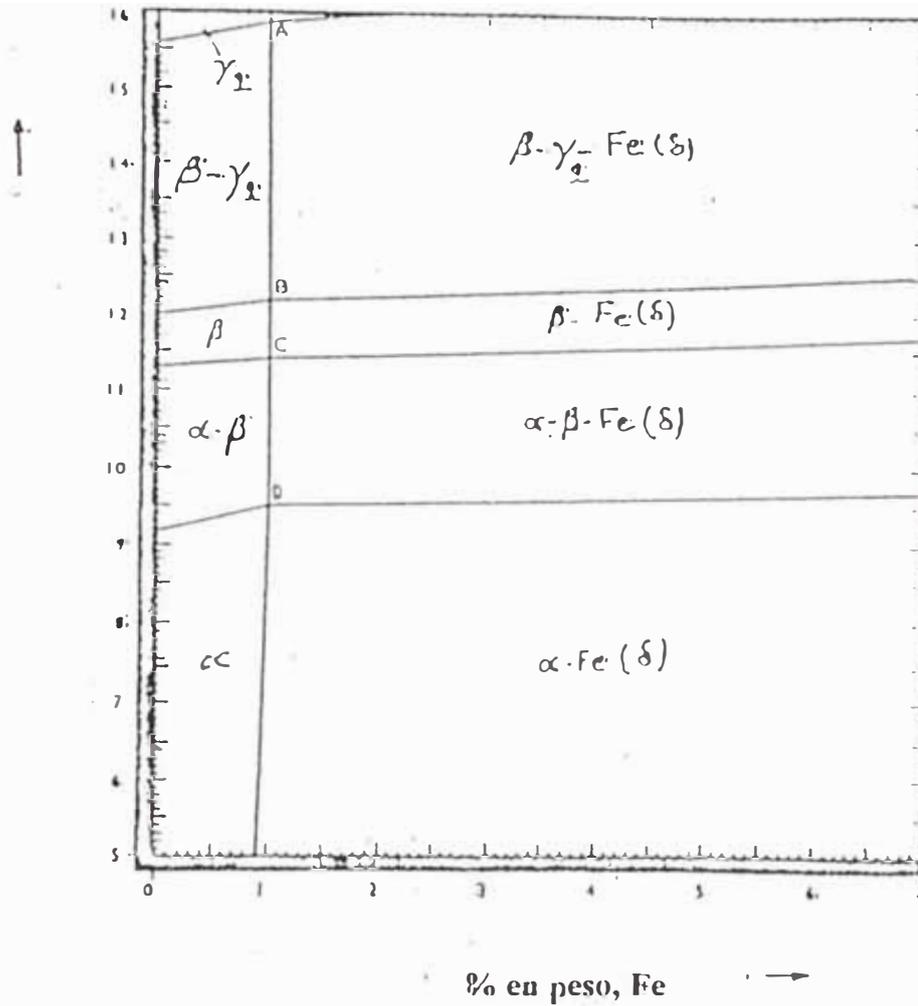
### I.3.3 INFLUENCIA DE OTROS ALEANTES .

#### Níquel

Este elemento aumenta la resistencia a la rotura y al impacto. El níquel produce una gran estabilización de la fase  $\beta$  en aleaciones monofásicas. La mezcla  $\alpha + \beta$  en aleaciones bifásicas puede ser retenida mediante un 2 % de adición de níquel, aún con una baja velocidad de enfriamiento. Tiene un efecto diferenciado sobre la resistencia a la tracción según el espesor de la pieza, siendo recomendable su uso para espesores mayores a 10 mm, que es donde ejerce la totalidad de sus cualidades, pudiendo llegar a incrementar la resistencia a la tracción hasta en  $10 \text{ Kg./mm}^2$ , si está asociado al hierro.

Por otro lado, la adición de níquel, simultáneamente a la de hierro, genera un efecto favorable en la modificación de la estructura estable, pues el campo de formación del intermetálico  $\gamma_2$  es desplazado hacia la derecha e incluso suprimido y se amplía el campo de la solución sólida  $\alpha$  permitiendo mayores contenidos de aluminio (ver Fig. I.11), con lo que mejora aún más la resistencia a la corrosión. Así en una aleación con 10 % de aluminio, 5 % de hierro, 5 % de níquel, y el resto cobre, se tendrá el eutectoide a partir de 11 % de aluminio, por lo que la fase  $\gamma_2$  no aparecerá a menores contenidos de aluminio.

% en peso, Al



	Al %	Fe %
A	15.9	1.0
B	12.2	1.0
C	11.4	1.0
D	9.5	1.0

Fig. 1.9 . Diagrama Cu-Al-Fe. Corte horizontal a 600 °C [18].

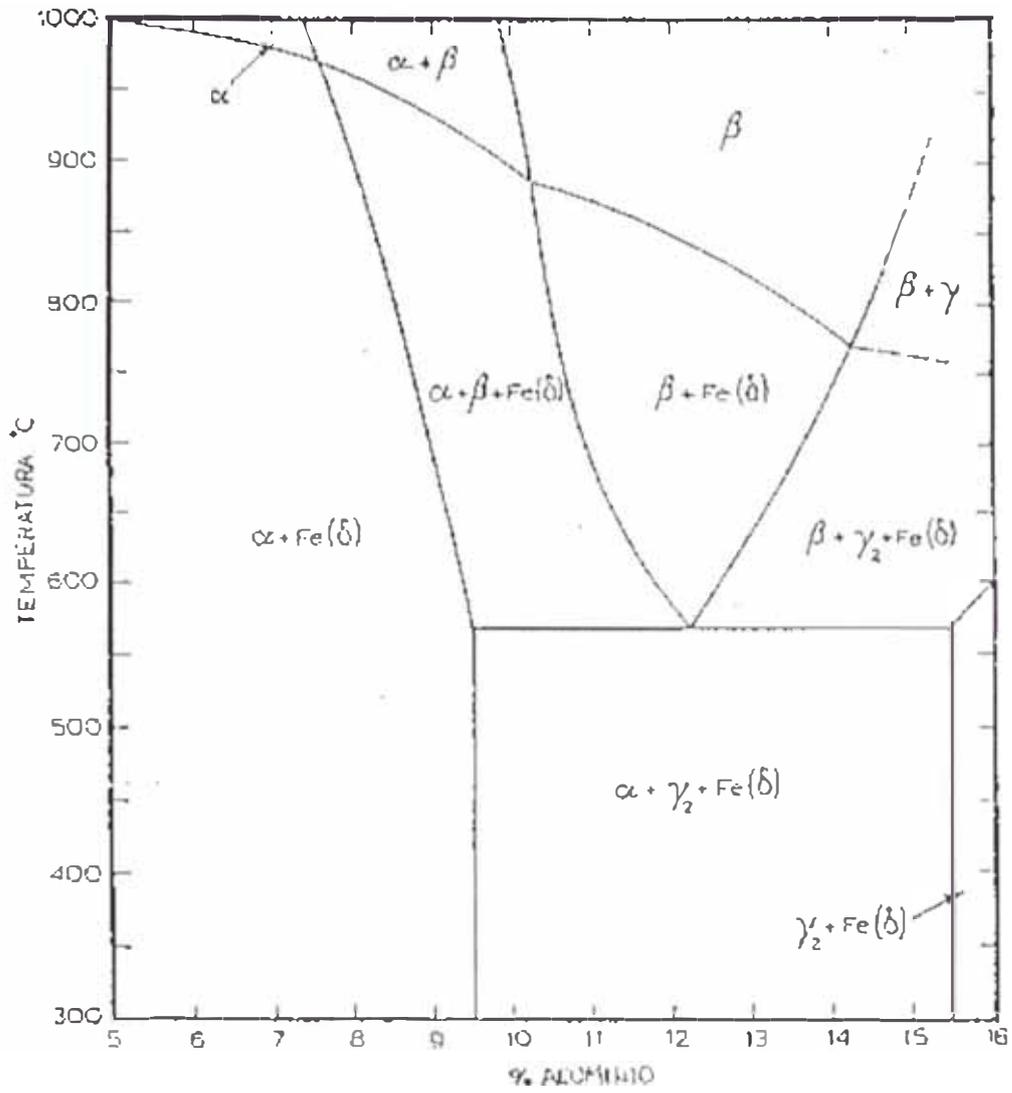


Fig. I.10 . Diagrama Cu-Al-Fe. Corte vertical a 3 % Fe [18].

## **Silicio**

Este es un elemento perjudicial que afecta especialmente la soldabilidad, la resistencia al impacto y la ductilidad (por ejemplo, en hélices para barco, se exige que el silicio, el hierro y el fósforo no excedan de 0,005 % cada uno, ya que pueden originar puntos duros). Recientemente se ha encontrado que tenores del orden del 0,005 a 0,06 % de silicio mejoran la maquinabilidad.

## **Estaño**

Mejora la resistencia a la corrosión por el agua de mar, si se usa en bajos tenores (menores al 0,2 %). Sin embargo, Foseco (M.R.), proveedor de insumos para fundición, asegura que la presencia de estaño en un cuproaluminio es muy peligrosa pues lo fragiliza y endurece.

## **Fósforo**

La presencia de este elemento, por pequeña cantidad que haya, reduce la resiliencia de la aleación y prolonga el intervalo de solidificación. El fósforo afecta sensiblemente a la ductilidad y la elongación, en tenores mayores a 0,05 %, pues presenta un considerable efecto fragilizante, y genera puntos duros. Por consiguiente no debe usarse como desoxidante.

## **Plomo**

Este elemento se adiciona normalmente para mejorar el poder antifricción de la aleación, pero además también mejora la maquinabilidad. Si las propiedades de lubricación exigidas en la aleación son altas se añade normalmente hasta 9 % de plomo, aunque la resistencia a la tracción se verá afectada y no pasará de 30 Kg./mm<sup>2</sup>.

El plomo afecta la soldabilidad sensiblemente, y , desde tenores de 0,5 % , afecta las propiedades mecánicas. Siempre deben tomarse las precauciones para evitar la segregación.

## **Zinc**

Este elemento afecta a la resistencia a la corrosión de los cuproaluminios, pues favorece la descincificación y aún la desaluminización en ellos.. En tenores menores al 0,75 % de zinc no afectan las propiedades mecánicas de los cuproaluminios.

## CAPITULO II: PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA.

### II.1. Las fases fuera del equilibrio.

II.1.1 La fase  $\beta_1$

II.1.2 La fase  $\gamma'$

II.1.3 La fase  $\beta_1'$

II.1.4 La fase  $\beta'$

II.1.5 La fase  $\chi$

II.1.6 Morfología de las fases martensíticas

### II.2. Transformaciones durante el temple

II.2.1 Transformación orden-desorden

II.2.2 Transformación martensítica

II.2.3 Transformación masiva

II.2.4 Solubilización y precipitación

II.2.5 Variables involucradas

### II.3. Transformaciones durante el revenido.

II.3.1 Etapas en el revenido

II.3.2 Variables en el revenido

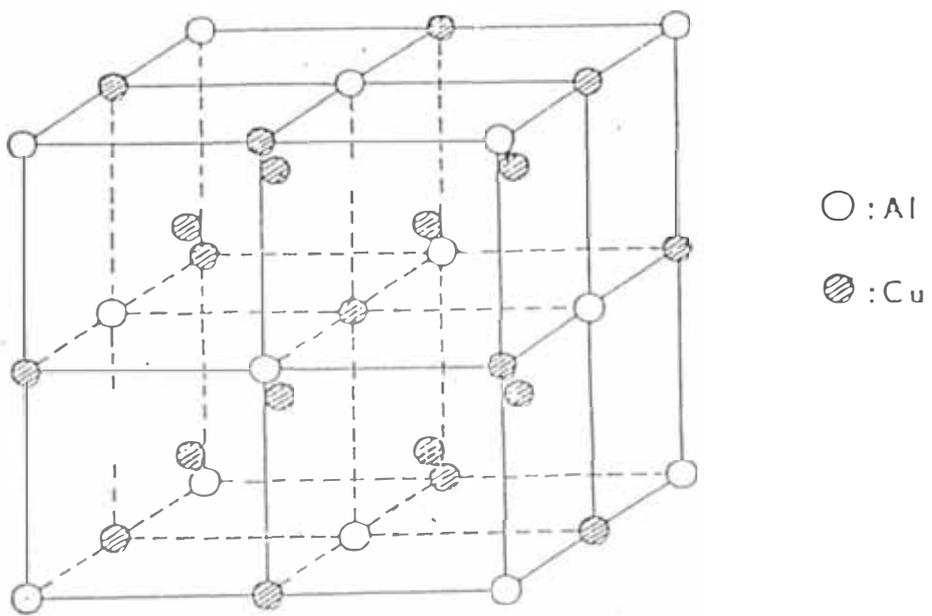


Fig. II.1. Estructura de  $\beta_1$ .

$$(001) \gamma' \sim 4^\circ (101) \beta_1$$

y

$$[010] \gamma' // [111] \beta_1$$

Los planos de maclaje son  $\{201\}$ ,  $\{121\}$  del sistema ortorrómbico ( $\{1\bar{1}01\}$ HCP) sobre los cuales se realiza el cizallamiento necesario para la transformación. El plano de deslizamiento ha sido determinado experimentalmente por Greninger [21] y es  $\{133\}$  de la fase  $\beta_1$ . Los cálculos teóricos de Mackenzie y Bowles [22] concuerdan bien con los resultados experimentales obtenidos por Greninger y Kurdjumov.

La estructura de la fase  $\gamma'$  está caracterizada por un modo de apilamiento 2H, según la terminología de Sato [14], o sea A B' A C'. Los planos compactos se forman a partir de  $\{110\}$  de la fase  $\beta$ . Según Swann y Warlimont [7], la fase  $\beta$  no puede transformarse en la fase  $\gamma'$  por deformación, como lo indicaran Kurdjumov [5], Greninger [21] y Nakanishi [23] (deducción que se puede obtener por comparación de estas dos estructuras al estado deformado).

### II.1.3 LA FASE $\beta_1'$

La martensita  $\beta_1'$  es una martensita ordenada y con defectos internos. Esto la distingue de la martensita desordenada  $\beta'$ . La estructura de la fase  $\beta_1'$  es sujeto de controversias a causa de la difusión responsable de sus famosas líneas o manchas

lineales de difracción. La mayoría de los modelos (propuestos por Wassermann, Warlimont et al, Nakanishi, y Obinata)[5] concuerdan por asignar a la fase  $\beta$  un número de coordinación 12 sobre un plano denso. Sin embargo, si Wassermann considera que ésta martensita posee una estructura cúbica centrada en las caras, Obinata y Greninger [21] consideran que se trata de una estructura hexagonal compacta distorsionada.

Nishiyama y Kajiwara [24] han propuesto una estructura basada en el apilamiento periódico de 18 capas (ver Fig. II.2) mientras que Warlinmont y Wilkins proponen un modelo de apilamiento de 22 capas con una alternancia de secuencias características de una estructura cúbica de caras centradas y una estructura hexagonal compacta respectivamente. Nakanishi, por su lado, propone un modelo de 18 capas de simetría ortorrómbica.

Para Swann y Warlinmont [7] la red elemental consiste de dos estructuras cúbicas de caras centradas formando una red elemental cuadrática (tetragonal). Los índices  $(h,k,l)$  de los planos de la martensita distorsionada  $\beta'$  se convierten en  $(h,k,2l)$  de la fase cuadrática ordenada  $\beta_1'$ ; de manera similar los índices que señalan las direcciones  $[u,v,w]$  en  $\beta'$  devienen en  $[u,v,(w/2)]$  para  $\beta_1'$ . Las reflexiones dadas por las super redes y por los desplazamientos de los defectos concuerdan con la estructura propuesta.

Si bien la estructura de esta fase queda aún sujeta a controversias, los autores concuerdan en decir que el plano de deslizamiento está a  $2^\circ$  de  $\{133\} \beta$  y que de concordar con la simetría de  $\beta_1$ , tendría 12 variaciones de planos de deslizamiento. Así mismo, se admite que la transformación está basada en una correspondencia de Bain, i.e., una familia de planos  $\{110\}$  de  $\beta_1$  se transforma en planos compactos de  $\beta_1'$  (ver Fig. II.3).

Algunos investigadores suponen la existencia de una fase  $\beta''$ , asociada a la fase  $\beta$  donde el aspecto característico en rosetas solo sería revelado por ciertos reactivos. Según Swann y Warlinmont [7], esto sería un aspecto particular que asume la fase  $\beta_1'$  haciendo que el orden de la solución sólida  $\beta_1$ , de donde deriva  $\beta_1'$ , se establezca por germinación y crecimiento. Cristalográficamente,  $\beta''$  no se distingue de  $\beta'$ .

#### II.1.4 LA FASE $\beta'$

Las aleaciones templadas y que tienen menores tenores de aluminio en la zona bifásica, se transforman en una martensita desordenada  $\beta'$  con defectos internos. Esta fase desordenada se diferencia de las otras dos variantes de martensita, en que el tiempo de ordenamiento desde la fase  $\beta$  a la fase  $\beta'$ , a la temperatura de transformación martensítica  $M_s$ , es demasiado elevado.

La estructura está sujeta a controversias. Para Swann y Warlinmont [7], ésta fase posee una estructura cúbica de caras centradas muy deformada por los defectos internos. Ellos encontraron que ciertas reflexiones corresponden exactamente a la fase  $\alpha$  (estructura FCC), mientras que ciertas intensidades maximales de difracción son desplazadas hacia las posiciones del sistema hexagonal para adecuarse a la distorsión de la red. Esto llevaría a otros autores a interpretar la estructura de la martensita  $\beta'$  (y por tanto de  $\beta_1'$ ) como hexagonal compacta [5], [21] o monoclinica o triclinica[23].

Las tensiones debidas al enfriamiento y las tensiones mecánicas debidas a las diferencias de tamaño entre los átomos de cobre y los átomos de aluminio traen como consecuencia la aparición de un gran número de defectos de apilamiento [5]. Como los defectos de apilamiento de la retícula FCC corresponden a pequeñas zonas de la estructura hexagonal, una gran densidad de estos defectos indicará en un diagrama de difracción la presencia de una fase hexagonal compacta y la interpretación de la estructura será entonces errónea y/o difícil.

Cuanto más importante sea la distorsión de la red, más fuerte será la intensidad relativa de la difracción que podría atribuirse a una celda hexagonal compacta, porque el número de defectos de apilamiento será importante. De la misma forma, un tenor creciente en aluminio lleva a un aumento de las tensiones internas. Una disminución de la energía de defectos de apilamiento se presenta paralelamente al aumento en el tenor de aluminio [5]. Swann y Warlinmont indican que la energía de defectos de

apilamiento es al parecer insensible a la composición para las aleaciones que tienen más de 6 % de aluminio (ver Fig. I.6).

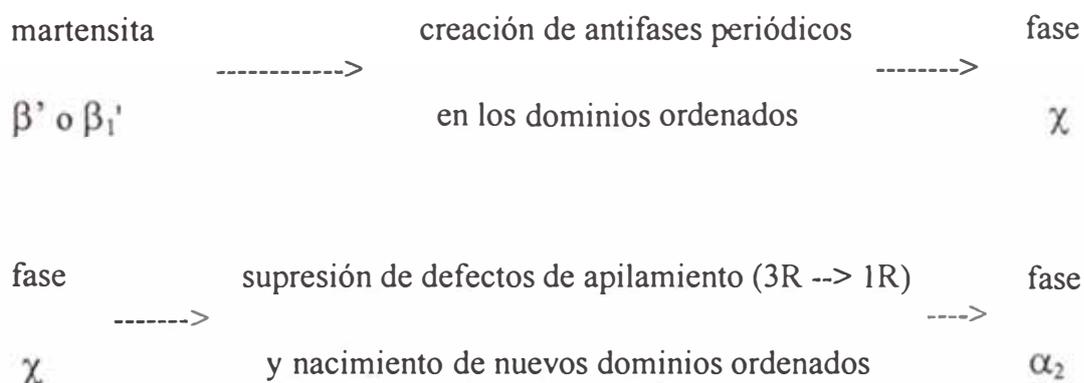
La interpretación de Swann y Warlinmont concuerda bien con los resultados de Delaey [25] que indican que, según la relación concentración electrónica/concentración atómica, la martensita adquiere una estructura FCC para los tenores bajos en aluminio y HCP para los tenores elevados en aluminio. La existencia de tensiones internas, producidas durante la transformación, crean una estructura de tipo 3 R, con la misma secuencia de apilamiento ABCBCACAB que muestra  $\beta_1'$  pero con un período dos veces más corto que aquella fase desordenada. La red ortorrómbica comprende 9 capas en vez de 18. Cristalográficamente la nomenclatura 9 R sería más adecuada que la 3 R para  $\beta_1'$  mientras que 18 R designaría a  $\beta_1'$ .

### II.1.5 LA FASE $\chi$

Esta es una fase que aparece en el curso del revenido de la martensita, cuya existencia ha sido mostrada por los estudios de Duval [31], y, Lefever y Delay [32]. Es a partir de esta fase que se forma la fase  $\alpha_2$  para los revenidos por encima de los 350 °C. La fase  $\chi$  es metaestable, con las mismas características de estructura y de morfología que la martensita, excepto por la subestructura de período largo, y con la misma secuencia de apilamiento ABC BCA CAB.

Los estudios realizados se hicieron para tenores de 10,0 a 13,5 % de aluminio. La fase  $\chi$  no ha sido observada en el revenido de la martensita  $\gamma'$  [32]. Su velocidad de formación disminuye cuando aumenta el tenor de aluminio. La morfología del estado templado subsiste después de la aparición de esta fase, con la conservación de los dominios ordenados inicialmente presentes. Esta fase no aparece jamás en la forma de partículas distribuidas en la matriz martensítica; solamente es visible un cambio en los límites de los dominios antifásicos. Es solamente la difracción electrónica la que revela la fase  $\chi$ .

Por tanto, la estructura de base 3R de la martensita será también la de la fase  $\chi$ . Los tiempos de incubación varían mucho con la temperatura, i.e., de 2 h a 8 h a 350 °C [32]. Su formación y su transformación subsecuente en  $\alpha_2$  descansarían en los mecanismos siguientes [31]



Si el tenor en aluminio es 14,2 % (o aquel del dominio de  $\alpha_2$ ), aparece una fase  $\mu$  ( $\text{Cu}_4\text{Al}$ ) de estructura tipo manganeso  $\beta$  como una etapa previa a la aparición de  $\gamma_2$ [5].

## II.1.6 MORFOLOGIA DE LAS FASES MARTENSITICAS

Las martensitas  $\beta'$ ,  $\beta_1'$  y  $\gamma'$  presentan una estructura en bandas paralelas de gran longitud. La posición cristalográfica particular de los planos de deslizamiento es de la forma  $\{1,k,k\}$ . Al microscopio electrónico se observa que las plaquetas de las fases  $\beta'$  y  $\beta_1'$  presentan marcadas estriaciones internas muy finas como resultado de una alta densidad de defectos de apilamiento (ver Fig. II.4). Estas estriaciones no muestran similitud con las maclas finas observadas por Pitsch [33] y por Kelly y Nutting [34] en el caso de las martensitas ferrosas. Por el contrario, el maclaje puede descartarse como causa de estas estriaciones, pues la simetría de maclaje no ha sido jamás observada en algún espectro de difracción de plaquetas de  $\beta'$  y  $\beta$

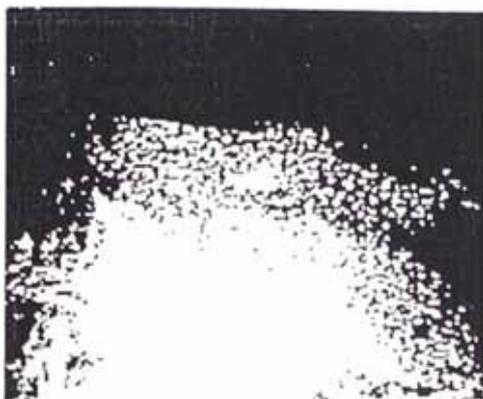
Por otro lado, la fase  $\gamma'$  se distingue de la fase martensítica  $\beta$  mediante microscopía electrónica, más no en microscopía óptica. Sus plaquetas están formadas por bandas paralelas de 100 a 500 Å. Utilizando fondo negro y difracción de electrones, se muestra que las bandas están en relación de maclas. La mayor parte de las maclas internas forman un sistema que atraviesa completamente las plaquetas de martensita, pero ciertas plaquetas contienen dos tipos de maclas.

En la fase  $\gamma'$ , la matriz y las maclas de las plaquetas de martensita están subdivididas por finas estriaciones que aparentemente concuerdan con la dirección de cizallamiento. Un análisis de la determinación de direcciones de éstas trazas revela

que éstas finas estriaciones representan tanto a maclas de orden superior como a defectos de apilamiento. En la región  $\beta + \gamma'$ , las plaquetas de martensita de ésta fase pueden aparecer aisladas o las dos fases pueden estar contenidas en la misma plaqueta. En éste caso la transición es abrupta. La frecuencia de aparición de  $\beta_1'$  en  $\gamma'$  es inferior a la frecuencia de  $\gamma'$  en  $\beta_1'$

En este sentido, Swann y Warlimont [7] observaron que la microestructura indicaba que las plaquetas aparecen al comienzo con la formación de  $\beta_1'$  y enseguida continúan creciendo longitudinalmente por la formación de  $\gamma'$  o viceversa. Se acepta que el tipo de martensita pueda cambiar asimismo el crecimiento en el sentido longitudinal de una plaqueta, sin embargo, estos autores no han observado ningún cambio suplementario en el crecimiento lateral. En una sola plaqueta bifásica, la velocidad de crecimiento lateral es la misma para cualquiera de las fases y el plano de deslizamiento de la plaqueta está ligeramente desviada.

Las diferentes características de todas las fases de la región del diagrama Cu-Al que nos interesan, son resumidas en la Tabla II.1.



(a)



(b)



(c)



(d)

**Fig. II.4. Martensitas encontradas por microscopía : a) Fase  $\beta'_1$  en el seno de la matriz  $\beta'$  , 33000 X ; b) Fase  $\beta'_1$  y la mezcla  $\beta' + \beta'_1$  , 33000 X ; c) Estructura similar a b), con maclaje interno, 1245 X; d) Fase  $\gamma'$  formando bandas gemelas y con estriaciones interiores muy finas (area encerrada por una circunferencia), 40000 X. [5], [55]**

## II.2 TRANSFORMACIONES DURANTE EL TEMPLE

Un enfriamiento rápido de la fase  $\beta$  produciría fases fuera del equilibrio, según dos transformaciones sucesivas:

Primero, una transformación orden-desorden que se produce en el rango de 500 a 550 °C, y conduce a la fase  $\beta_1$  (composición  $\text{Cu}_3\text{Al}$ ); luego, una transformación martensítica aparece a una temperatura más baja. La temperatura  $M_S$ , que corresponde al inicio de esta transformación, varía muy cercanamente con la composición (ver Fig. I.6). Además, según que el tenor de aluminio aumenta encontramos respectivamente las fases martensíticas  $\beta'$ ,  $\beta$  y  $\gamma'$ , según las regiones bifásicas intermedias (ver Fig. I.7).

Kurdjumov, Kaminsky y Gawranek [5] han mostrado que las temperaturas de transformaciones orden-desorden y de la aparición de la martensita varían según la composición de las aleaciones. Aunque la temperatura de transición orden-desorden crezca o decrezca ligeramente, aquella de la transformación martensítica baja notablemente si el tenor de aluminio crece, de tal suerte que una aleación de 14,7 % de aluminio está formada únicamente por fase  $\beta_1$  a temperatura ambiente, como lo ha verificado Greninger [21].

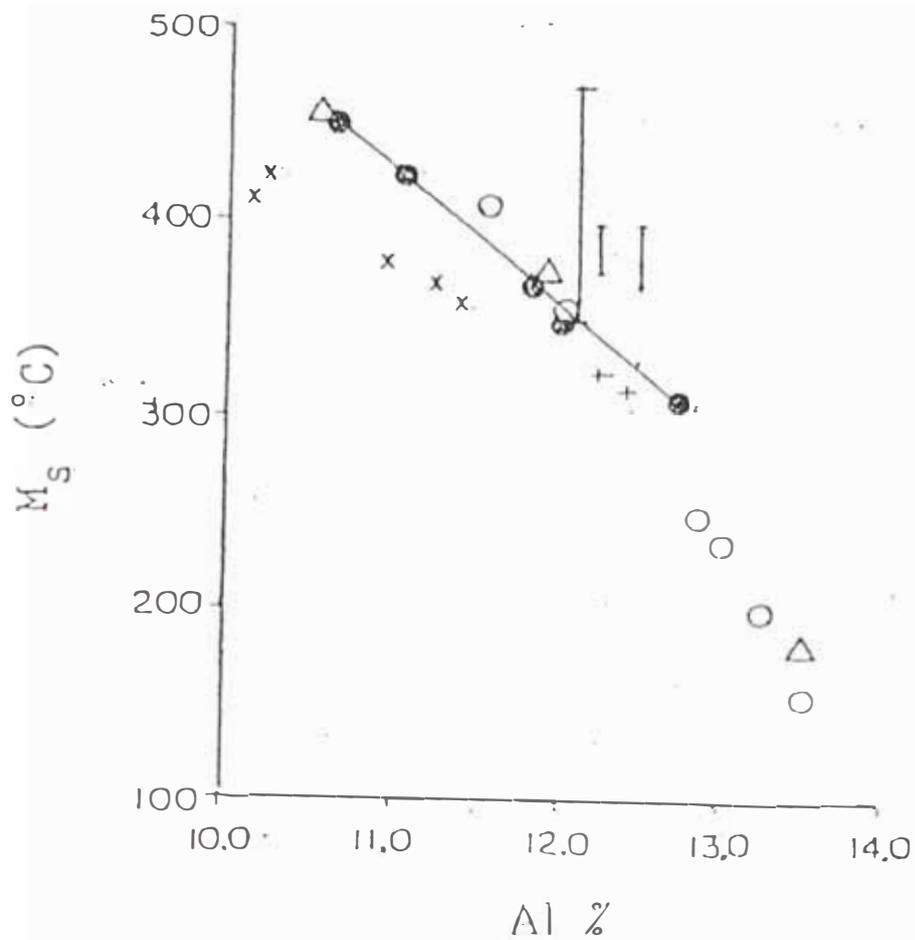
**TABLA II.1 Características de las fases del diagrama Cu-Al en la vecindad de Cu<sub>3</sub>Al; según diversos autores [5].**

FASE	TIPO DE ESTRUCTURA	a (Å)	b (Å)	c (Å)	LIMITES
$\alpha$	FCC desordenada A1	3,61-3,66	-	-	0 a 9 % ; temperatura ambiente
$\alpha_2$	FCC ordenada	3,678	-	-	10,8-11,8 %
$\beta$	BCC desordenada A2	2,917	-	-	12,5 %
		2,95	-	-	11,3 % ; 672 °C
$\beta_1$	cúbica ordenada DO3	5,84			11,9 % ; 350 °C
$\beta'$	FCC desordenada A1				$\leq$ 11 %
	ortorrómbica desordenada	4,494	5,194	19,10	martensita con defectos
$\beta'_1$	tetragonal ordenada	3,676		7,352	11,86 %
	ortorrómbica ordenada	4,494	5,194	38,19	martensita con defectos internos
$\gamma_2$	romboédrica latón $\gamma$ (P43m)	8,686	-	-	Cu <sub>9</sub> Al <sub>4</sub>
$\gamma'$	ortorrómbica ordenada	4,51	5,20	4,22	13,6 % ; martensita finamente maclada

Lutjering y Warlimont [31] han mostrado la existencia de una región en que las fases  $\beta$  y  $\beta_1$  están en equilibrio, justificando así el trazo de un dominio bifásico (ver Figs. I.6 y I.7). La existencia de esta región también fue confirmada por las investigaciones de Ello [5].

La reversibilidad de la transformación orden-desorden ha sido puesta en evidencia por el trabajo de Kaminsky, Kurdjumov y Neumark [5] sobre una aleación binaria con 12,7 % de aluminio. Luego de un calentamiento rápido de la fase ordenada  $\beta_1$  (para evitar la descomposición en la mezcla eutectoide  $\alpha + \gamma_2$ ), el paso de la fase  $\beta_1$  a la fase  $\beta$  desordenada se produce a la misma temperatura que aquella de la aparición del orden.

Se ha establecido que la transformación martensítica inhibe la transformación orden-desorden y que ella se produce igualmente desde las fases  $\beta$  y  $\beta_1$ . Swann y Warlinmont [7] han constatado que las plaquetas de martensita atraviesan sin distinguos las regiones  $\beta$  y  $\beta_1$ . Hay que anotar igualmente que Jellison y Klier [27] han propuesto otras formas para la región bifásica  $\beta + \beta_1$ .



Símbolo	Autores	Método utilizado
○	Gawranek et als (1936)	Metalografía y rayos X
I	Haynes (1954)	Idem.
x	Sistiaga y Hernández (1959)	Análisis térmico y resistividad eléctrica
+	Sistiaga y Hernández (1962)	Idem.
△	Jellison y Klier (1965)	Análisis térmico y metalografía
●	Regidor et als (1974)	Idem

**Fig. II.5. Temperatura  $M_s$  en función de la composición, según diversos autores.**

## II.2.2 TRANSFORMACION MARTENSITICA

Sus principales características son:

- Transformación por cizallamiento, esencialmente atérmica y sin difusión. El producto de transformación es obtenido desde la matriz por un movimiento coordinado de un gran número de átomos, casi sin cambio de composición. Cada átomo que se desplaza una fracción de distancia interatómica hacia su nueva posición, genera tensiones producidas por el movimiento idéntico de átomos vecinos. Cada uno conserva los mismos vecinos, solo las posiciones relativas son diferentes. Por ello se le llama 'transformación militar' por oposición a la 'transformación civil' representada por la difusión. Cuando la matriz es ordenada como en el caso de los cuproaluminios, el producto de la transformación es igualmente una fase ordenada.

- La transformación que se efectúa en el enfriamiento continúa entre las dos temperaturas  $M_s$  y  $M_f$ . La transformación se inicia desde que la temperatura está debajo de la correspondiente a  $M_s$ , y se produce por la formación de nuevos cristales de martensita y no por el crecimiento de los primeros. Además ésta es una transformación en la que las velocidades de germinación y crecimiento son extremadamente grandes (tiempos de propagación del orden de  $10 \exp(-4) \text{ s}$ ). La transformación se inicia por una germinación seguida de una propagación muy rápida de interfases planas matriz-producto según una velocidad comparable a la del sonido.

- Siguiendo la teoría clásica de la transformación martensítica, la temperatura de formación de la martensita es independiente de la velocidad de enfriamiento. Este enunciado es poco categórico y hasta ligeramente inexacto a causa del fenómeno poco conocido hasta ahora de la estabilización de la fase no transformada. Por un lado, están aquellos autores [26],[27], [30] que han encontrado una cierta relación entre  $M_s$  y la velocidad de temple. Por otro lado, están las observaciones de transformaciones isotérmicas de Haynes [26] y de Hull y Garwood [5]. Para los cuproaluminios la temperatura de transformación estaría relacionada a la velocidad de temple [30].

- La naturaleza cooperativa de la transformación martensítica implica que la interfase entre la matriz y la fase martensítica sea coherente, para que todos los átomos puedan realizar los mismos movimientos. La coherencia de la interfase que existe obligatoriamente antes de la transformación puede desaparecer después, para adecuarse a la deformación plástica de una o de las dos fases. En cuanto a las relaciones de orientaciones, existe cercanía entre la razón cristalina del producto martensítico y la celda de la matriz cercana. Las plaquetas constituyentes del producto de transformación son separadas de la matriz por una interfase plana, llamada ‘plano de acomodamiento’ o ‘plano de habitat’.

- En el curso de una transformación martensítica, la variación de volumen endurece la matriz. Este endurecimiento puede desacelerar y hasta detener la transformación. En cambio, el endurecimiento de la fase metaestable provoca un efecto autocatalítico que

corresponde a una germinación inducida por los esfuerzos (o presiones) de la transformación responsables de un germen. Esto resulta en una transformación explosiva (burst).

- En el caso de los cuproaluminios, la transformación se realiza sobre las juntas de granos  $\beta$ , los que quedan casi intactos [31]. Cumple una relación de Hall-Petch [32] e igualmente una relación entre el espesor de las plaquetas de martensita y el tamaño de grano de la fase  $\beta$ . Un más fuerte engrosamiento de los granos de fase  $\beta$  llevará a un mayor espesor de las plaquetas de martensita. La nucleación y el crecimiento de las plaquetas de martensita son controlados, además de las imperfecciones de red, por las juntas o límites de grano.

- Queda claro que en una transformación martensítica, en tanto que significa una distorsión, de hecho sucederá que las tensiones internas favorecen la transformación. Para una lámina endurecida en frío, la temperatura de inicio de la transformación martensítica  $M_s$  está más abajo que para la misma lámina recocida. Al parecer el metal endurecido en frío se opone menos a la deformación plástica que acompaña la formación de martensita y por otro lado parece que las plaquetas se forman a partir de las zonas que se encuentran más tensionadas [35], [36].

- Parece ser también que la deformación en frío, al bajar la temperatura  $M_s$ , provee una acción semejante a la agitación térmica que ayuda a los átomos a atravesar las

barreras de energía para pasar de estados metaestables a fases estables. Kurdjumov [45], Greninger [21] y Nakanishi [23] arriban a la conclusión discutible que la fase martensítica  $\gamma'$  puede también obtenerse por deformación en frío de la fase martensítica  $\beta_1'$  o por el revenido de ciertas fases del sistema Cu-Al. De otra parte, Delaey, Tas et als. [32], en trabajo con los monocristales de martensita  $\beta_1'$ , encontraron que estos muestran una completa conversión en FCC o HCP por una transformación inducida por deformación.

Veamos, ahora como las fases martensíticas se generarían en el caso de los cuproaluminios con la composición  $\text{Cu}_3\text{Al}$ . Nosotros presentamos resultados bibliográficos obtenidos para tenores inferiores a 14 % hasta justamente 9,4 %, límite admitido de las aleaciones bifásicas.

**\* Transformación martensítica a  $\gamma'$  :**

Para las relaciones de orientaciones entre  $\beta$  y  $\gamma'$ , Kurdjumov encontró que:

$$(001)\gamma' \sim 4^\circ (101)$$

y

$$[010]\gamma' // [111]\beta_1.$$

Los planos de maclaje son  $\{201\}$ ,  $\{121\}$  del sistema ortorrómbico ( $\{1\bar{1}01\}$ HCP) sobre los cuales se realiza el cizallamiento necesario para la transformación. El plano de deslizamiento ha sido determinado experimentalmente por Greninger [21] y es  $\{133\}$  de la fase  $\beta_1$ . Los cálculos teóricos de Mackensie y Bowles [22] concuerdan aceptablemente bien con los resultados experimentales de los dos investigadores mencionados.

La estructura de  $\gamma'$  está caracterizada por un modo de apilamiento 2H, según la terminología de Sato [14], o sea A B' A C'. Los planos compactos se forman a partir de  $\{110\}$  de la fase  $\beta_1$  (al igual que como para  $\beta$  ver la Fig. II.3). Según Swann y Warlimont [4], la fase  $\beta_1'$  no puede transformarse en fase  $\gamma'$  por deformación, como lo indicara Kurdjumov [5], Greninger [21] y Nakanishi [23] (comparación de estas dos estructuras al estado deformado).

#### **\* Transformación martensítica a $\beta_1'$ :**

Como ya se ha indicado, la estructura  $\beta_1'$  es sujeto de controversias a causa de la difusión responsable de sus famosas líneas o manchas lineales de difracción, aunque la mayoría de los modelos propuestos concuerdan por asignar a la fase  $\beta_1'$  un número de coordinación 12 sobre un plano denso. Nishiyama y Kajiwara [24] han propuesto una estructura basada en el apilamiento periódico de 18 capas mientras que

Warlinmont y Wilkins [5] han propuesto 22 capas con una alternancia de secuencias características de una estructura cúbica de caras centradas y hexagonal compacta respectivamente.

Swann y Warlinmont [7] consideran que la transformación es fundamentalmente una transformación BCC  $\rightarrow$  FCC y que persiste una correspondencia de posiciones atómicas típica de las transformaciones martensíticas. La red elemental obtenida de esta manera consiste de dos estructuras cúbicas de caras centradas formando una red elemental tetragonal. Los índices (h,k,l) de los planos de la martensita distorsionada  $\beta'$  se convierten en (h,k,2 l) de la fase tetragonal ordenada  $\beta_1'$ ; de manera similar los índices que señalan las direcciones [u,v,w] en  $\beta'$  devienen en [u,v,(w/2)] para  $\beta_1'$ . Las reflexiones dadas por las super redes y por los desplazamientos de los defectos concuerdan con la estructura propuesta.

Después de adoptar una celda de dimensión reducida y de simetría poco elevada, Nakanishi [23] propone un modelo de 18 capas de simetría ortorrómbica. A partir de la capa A que está en un plano (110) deformado de la celda  $\beta$  considera diversos apilamientos por deslizamientos sucesivos y compatibles con las dislocaciones parciales de la red, aproximándola así, considerando tres capas consecutivas colocadas en el mismo sentido, a un cubo de caras centradas. Considerando las intensidades de líneas en los diagramas, Nakanishi señala que los deslizamientos se producen una capa o lámina en un sentido, por dos láminas en el otro sentido.

La estructura está caracterizada por un modo de apilamiento 3R según la secuencia:



Todos concuerdan en decir que el plano de deslizamiento está a  $2^\circ$  de  $\{133\} \beta_1$  y que de concordar con la simetría de  $\beta_1$ , tendría 12 variaciones de planos de deslizamiento. Además, que la transformación se basa en una correspondencia de Bain, i.e., una familia de planos  $\{110\}$  de  $\beta_1$  se transforma en planos compactos de  $\beta_1'$  (ver Fig. II.3):



### **Transformación martensítica a fase $\beta'$**

En esta transformación, el tiempo de ordenamiento desde la fase  $\beta$  a  $\beta'$ , a la temperatura de transformación martensítica  $M_s$  es demasiado elevado. La estructura resultante está muy deformada por los defectos internos que distorsionan la red. Las tensiones debidas al enfriamiento y las tensiones mecánicas debidas a las diferencias de tamaño entre los átomos de cobre y de aluminio traen como consecuencia la

aparición de un gran número de defectos de apilamiento [37]. Cuanto más importante sea la distorsión de la red, más fuerte será la intensidad relativa de la difracción que podría llevar a considerar a la celda como hexagonal compacta, porque el número de defectos de apilamiento será importante.

De la misma forma, un tenor creciente en aluminio lleva a un aumento de las tensiones internas. Una disminución de la energía de defectos de apilamiento se presenta paralelamente al aumento en el tenor de aluminio [37]. Según Swann y Warlinmont , cuyos resultados concuerdan con los de Delaey [32], es según la relación concentración electrónica/concentración atómica, que la martensita adquiere una estructura FCC para los tenores bajos en aluminio y HCP para los tenores elevados en aluminio.

### **II.2.3 TRANSFORMACION MASIVA**

Este es un tipo de transformación que se produce durante el temple o enfriamiento rápido de una aleación y que, sin embargo, no proporciona una estructura con la morfología de placa, o de aguja, típica de las transformaciones martensíticas, sino que la nueva fase de baja temperatura toma una morfología de tipo amorfo. Las principales características de las transformaciones masivas son : las fases madre y producto tienen la misma composición (no difusional); la velocidad de crecimiento es alta, pero no tanto como en el caso de la martensita; no se observa cambio de forma

sobre una superficie libre, como ocurre con la martensita; y, la intercara fase madre-producto que emigra es un límite incoherente.

De aquí que la transformación masiva se comporta en forma similar a la transformación martensítica en que la nueva fase se forma rápidamente sin ningún cambio de composición. Sin embargo, el mecanismo de rápido crecimiento del caso martensítico no se halla presente y se tiene simplemente un límite de ángulo alto en muy rápida migración debida a una fuerza impulsora grande que es generalmente menor a aquella involucrada en las reacciones martensíticas;; y en algunos sistemas ocurrirá una transformación masiva a bajos subenfriamientos, mientras que una transformación martensítica ocurrirá a mayores subenfriamientos. Son pasibles de sufrir este tipo de transformación los aceros de bajo carbono y algunos latones y bronces.[56]

La fase  $\alpha$ , en el sistema Cu-Al, puede aparecer por difusión a larga distancia, más claramente, por difusión masiva [5] después del temple, según los niveles de enfriamiento más o menos rápidos, más que por transformación martensítica. Este tipo de transformación se hace a partir de la fase media  $\beta$ , y la nueva estructura supone una transferencia de átomos a corta distancia en la interfase entre las dos fases, y, como se ha dicho, no significa ningún cambio de composición. Ella comprende nucleación y crecimiento y está térmicamente activada, y se presenta tanto en el enfriamiento como en el calentamiento.

El término “masivo” fue justamente introducido por Greninger [5] para describir el aspecto masivo de la microestructura de los granos de la fase  $\alpha$  obtenida por temple de la fase  $\beta$  de alta temperatura, rica en aluminio, del sistema Cu-Al. Este tipo de transformación remarca la importancia y complejidad del sistema bajo estudio.

#### **II.2.4 SOLUBILIZACION Y PRECIPITACION.**

Aunque el temple es un tratamiento de endurecimiento bastante común, la mayoría de las aleaciones susceptibles de endurecerse por tratamiento térmico responden más bien al proceso de "solubilización y precipitación". Veamos el diagrama de equilibrio parcial de una aleación de éste tipo (Fig. II.6), donde un metal base A está aleado con un elemento B, el cual puede disolverse en estado sólido en A solo a temperaturas y en cantidades delimitadas por el sector demarcado por 1-2-3 y 4. Si una aleación tiene un % de B menor que la del punto 3 y la calentamos a una temperatura entre los puntos 5 y 6, luego de cierto tiempo de permanencia a ésta temperatura, lograremos que se forme una solución sólida donde todo el contenido de B está disuelto en A.

Si, a continuación, enfriamos bruscamente impedimos que B se precipite fuera de la solución sólida (que es lo que sucedería con un enfriamiento lento), manteniéndose la aleación a temperatura ambiente (a este tratamiento se llama solubilización). Hasta aquí la dureza no aumentará sino que se mantendrá en valores considerablemente

bajos; pero si volvemos a calentar, ésta vez a una temperatura bastante inferior, como la marcada con 7 en la figura, el exceso de B precipitará en forma muy fina provocando un importante aumento de dureza. (A ésto se llama precipitación o ‘envejecimiento artificial’, y si el proceso se realiza a temperatura ambiente se le denomina ‘envejecimiento natural’).

Son susceptibles a este tipo de procesos muchas aleaciones entre las que podemos mencionar cobre-berilio, cobre-cromo, aluminio-cobre, aluminio-zinc, magnesio-aluminio, titanio-aluminio, e inclusive algunas aleaciones ferrosas. Trabajos realizados en los últimos lustros [1],[3],[5] indican que los cuproaluminios presentan en el temple, un endurecimiento no solo debido a transformaciones martensíticas, sino también a un proceso de solubilización y precipitación, sucediéndose ambas casi simultáneamente. Recuérdese que éste fenómeno también se presenta en aceros de herramienta que presentan endurecimiento secundario por revenido, y es justamente en el tratamiento térmico de revenido que ésta condición es revelada, por lo que se revisará este asunto con más detalle en el acápite II.3.

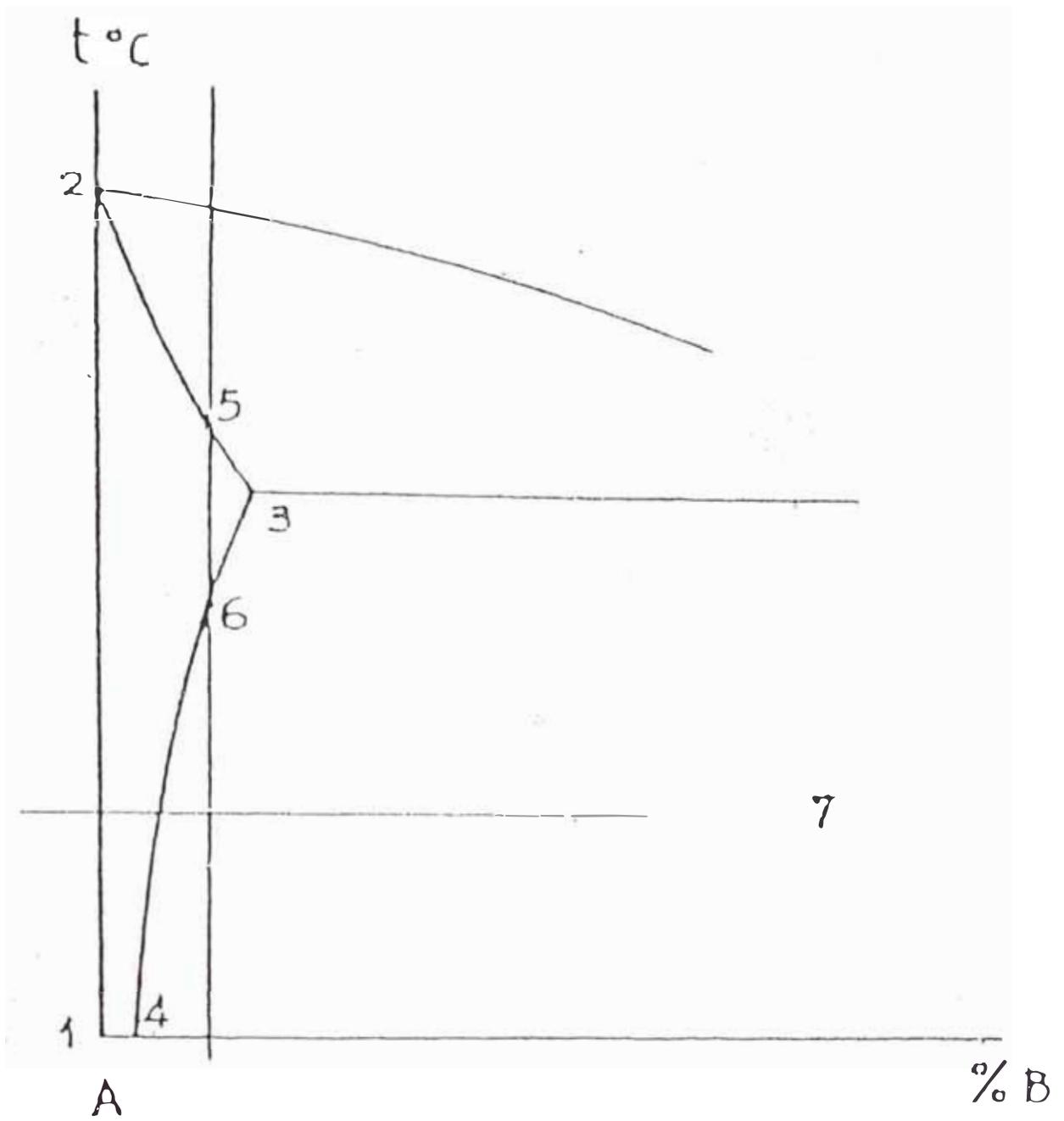


Fig. II.6. Diagrama típico para solubilización y precipitación.

## **II.2.5 VARIABLES INVOLUCRADAS**

### **A) Composición química.**

La dureza máxima alcanzada en el temple depende del contenido de aluminio fundamentalmente, y es poco afectada por diferencias pequeñas en composición química. Por debajo de 8,5 % de aluminio, la respuesta al temple no es importante, pero entre 8,5 y 11,5 %, la dureza obtenible por temple aumenta notablemente, aunque a mayores tenores de aluminio cae otra vez (ver Fig. I.2).

### **B) Temperatura.**

Su efecto es importante para garantizar una completa transformación martensítica[38], requiriéndose unos 1000 °C para ello. Sin embargo, menores temperaturas (800 °C o algo más) también dan aceptables valores de dureza.

### **C) Estado inicial o microestructura inicial.**

Los materiales fundidos en arena requieren mayores temperaturas de temple (900 °C o más) para dar martensitización completa[5], aunque hay que señalar que temples incompletos también dan durezas aceptables.[2] Obviamente los materiales forjados son más reactivos al temple y requieren menores temperaturas de temple. [5]

#### **D) Medio de temple.**

Los cuproaluminios han demostrado reaccionar igualmente bien, en cuanto a la dureza obtenida, usando diferentes medios de temple (agua, aceite, salmuera)[1],[3] (ver Fig. II.7).

### **II.3 TRANSFORMACIONES DURANTE EL REVENIDO.**

Bajo la denominación de revenido, se conoce al tratamiento térmico, que consiste en calentar un producto (generalmente) siderúrgico, después del templado, a una temperatura inferior al punto crítico  $A_{c1}$  (temperatura de transformación eutectoide) seguido de un enfriamiento muy rápido. Con este tratamiento se pretende conseguir algunos de los fines siguientes:

- Mejorar los efectos del temple, llevando al metal tratado a un estado de mínima fragilidad.
- Disminuir las tensiones internas que se originan en el temple.
- Modificar las características mecánicas de las piezas templadas, produciendo los efectos siguientes:

1.- Disminuir la resistencia a la rotura por tracción, el límite elástico y la dureza.

2.- Aumentar las características de plasticidad, alargamiento, estricción y las de tenacidad y resiliencia.

Se ha podido comprobar que de dos estructuras 'perlíticas' estables a una misma temperatura, la de mayor resiliencia es la obtenida por revenido de la martensita.

Vemos, pues, que con el calentamiento de revenido se consigue el doble efecto de eliminar las tensiones y favorecer el retorno de la martensita a estados de mayor estabilidad.

### **II.3.1 ETAPAS EN EL REVENIDO.**

Las transformaciones en el revenido se producen por etapas, al igual como sucede en los aceros. Aunque en la mayoría de los aceros revenidos, la dureza disminuye muy suavemente hasta los 200 °C y luego cae aceleradamente, en algunos aceros de herramientas, se observa primero una leve disminución y luego un aumento de dureza entre los 400 y 600 °C de temperatura de revenido, para luego caer otra vez. Esto último también sucede en los cuproaluminios, pero no en el mismo rango de temperaturas, pues se encuentra que con el revenido la dureza aumenta hasta alcanzar los 400 °C para luego caer en forma brusca[1],[3] (ver Fig. II.8 y II.9).

Tiempo de calentamiento: 30 min [1]

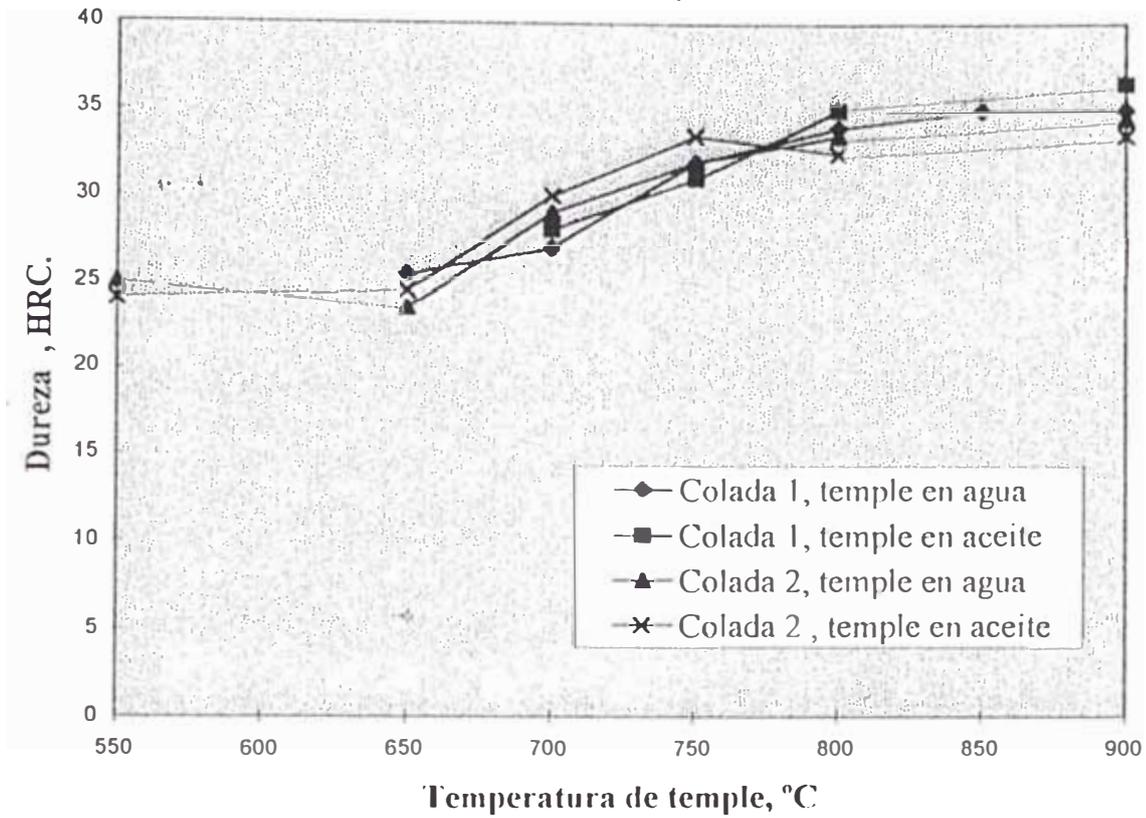


Fig. II.7 Efecto del medio de temple sobre la dureza en cuproaluminios, según Páez[1].

Este comportamiento, según Páez, insinuaría que los cuproaluminios responden tanto al proceso de endurecimiento por transformación martensítica como por el de solubilización y precipitación, al igual que lo hacen los aceros de herramientas. En otras palabras, el enfriamiento brusco aumenta la dureza al impedir la salida del exceso de aluminio de la solución sólida  $\beta$ ; pero con el revenido este exceso de aluminio precipitaría en forma muy fina como  $\gamma_2$  provocando un nuevo aumento de dureza.

Basándose en las modificaciones significativas que se expresan en evoluciones estructurales detectadas tanto por variaciones de propiedades mecánicas como por dilatometría y por análisis térmico diferencial (ATD); Ocampo[5] ha formulado la existencia de cuatro etapas bien marcadas de evolución (estudiando la aleación binaria Cu-Al10) del revenido, según la temperatura. Estas etapas serán revisadas en lo que sigue.

### **II.3.1.1 Etapa o estadio I.**

Este estadio se presenta entre los 20 y 150 °C, y aquí las ‘lagunas’ introducidas por el temple juegan un rol muy importante. ‘Lagunas’ es un término usado para referirse a un estado o ‘fase’ cuya naturaleza no está definida nunca por el punto que corresponde a esa composición en el diagrama de fases, por ejemplo, en el caso de mezclas hipo o hipereutectoides la proporción relativa de sus fases está definida

realmente por los límites de composición que, en su diagrama de fases, encierran a esa mezcla (de acuerdo a la regla de Gibbs). La migración y anihilación de estas lagunas de temple en el curso del revenido está en el origen de los diferentes estadios de revenido[39].

Estos estadios de revenido estarán también ligados a las interacciones con el soluto, los límites de grano y las dislocaciones. Asimismo, mediciones de fricción interna a temperatura ambiente mostraron una disminución a partir de 40 °C que representaría la migración de las lagunas de temple y su comportamiento a bajas temperaturas de revenido. Estas lagunas de baja energía [40] serían responsables del endurecimiento observado entre la temperatura ambiente y 60 °C, que es igualmente notado por Bader et al.[41].

También se ha encontrado un proceso de interacciones complejas de las lagunas de temple que serían el origen del pequeño pico exotérmico observado en ATD a 120 °C, que también es obtenida en forma análoga por Popplewell y Crane [42] con la solución  $\alpha$  deformada. Esta migración de las lagunas de temple estarán así relacionadas al desplazamiento del pico de ductilidad detectada por Ocampo et als [43]. Este pico aparece a 180 °C para ensayos de tracción a la temperatura ambiente, y a 120 °C para ensayos de tracción en caliente.

### II.3.1.2 Etapa o estadio II.

Este estadio se extiende a ambos lados de la temperatura característica de 250 °C (i.e., de 150 a 300 °C). Se ha supuesto que los cambios estructurales presentes a 200 °C estarían en relación con un orden (ciertamente un orden de corta distancia) que llevaría a una migración de las lagunas provenientes del temple y del equilibrio térmico. Una interacción de éstas lagunas con los defectos puede significar el desarrollo del orden de corta distancia de la martensita  $\beta'$ ; o un efecto Suzuki [44], como consecuencia de la baja energía de los defectos de apilamiento [7],[45]; o una modificación de los dominios ordenados de  $\beta_1'$  que están diseminados en la fase  $\beta'$ . Estas hipótesis han sido planteadas para aleaciones monofásicas  $\alpha$  [41],[46 a 49].

La modificación de los fenómenos de ordenamiento está en el origen de la ductilidad observada entre 160 y 220 °C, y del máximo observado en fricción interna a 160 °C y su disminución a 215 °C. La ductilidad parece estar relacionada con una transformación bajo esfuerzos de la martensita  $\beta'$  en otra estructura difícil de detectar. El aumento abrupto de la microdureza a partir de 150 °C sugiere que la fase  $\alpha$  proveniente de la transformación martensítica no juega un rol importante, a pesar de que ésta fase es detectada por difracción de rayos X a partir de 200 °C.

La anihilación de las lagunas de temple que se dá a partir de 220 °C, con migración de lagunas de equilibrio, está en el origen de una modificación estructural a un estadio transicional nuevo con un crecimiento de dominios. Este estadio de transición sería responsable del endurecimiento máximo observado a 250 °C, así como de la estabilidad de la microdureza en caliente después de 3 horas de mantenerse a ésta temperatura. Esta estructura de transición estable a 250 °C precedería la formación de la fase  $\chi$  a más alta temperatura.

El cambio de pendiente a 280 °C en medidas de fricción interna en caliente, parece indicar la desaparición de ésta etapa de transición, lo que la hace diferente de la fase  $\alpha_3$  de Gaudig y Warlimont[16].

### **II.3.1.3 Etapa o estadio III.**

Este estadio sucede entre 300 y 400 °C. La desaparición de la estructura de transición formada a 250 °C lleva a la aparición de nuevos estados ordenados intermedarios pero poco conocidos como la fase  $\chi$  [13],[31],[50]. Entre 300 y 360 °C, a la par que disminuyen la fricción interna y los índices de tracción R y E, se tiene que la elongación comienza a aumentar hasta cerca de 400 °C. Todos éstos fenómenos están relacionados a la reacción peritectoide detectada por ATD a 360 °C y a la formación

de la fase  $\gamma_2$ . Esta hipótesis es apoyada por los resultados de Popplewell y Crane[42] quienes no encontraron un pico entálpico a 350 °C trabajando con aleaciones monofásicas  $\alpha$  no deformadas.

Por su lado, Kinoshita et als.[46], no observaron ninguna variación en calor específico a temperatura de 330 °C en aleaciones monofásicas. Ocampo [5] encontró que el pico era mayor en el estado de bruto de colada que en el estado templado (puesto que en aquel la cinética de transformación peritectoide es más lenta), confirmando que el fenómeno está bien relacionado al dominio bifásico. La presencia de  $\gamma_2$  modifica en forma importante las propiedades mecánicas, tanto más cuanto más se prolongue la reacción.

#### **II.3.1.4 Etapa o estadio IV.**

Esta etapa se presenta entre los 400 y 600 °C. El estado inicial de éste estadio está pues en el dominio bifásico  $\alpha + \gamma_2$ , mientras que la desaparición de la martensita no se realiza sino hasta alcanzar los 450 °C para revenidos de una hora. Pero a partir de 400 °C ya se observa un ablandamiento y un incremento de la ductilidad por la presencia de una matriz  $\alpha$  que contiene a  $\gamma_2$ . La ductilidad aumenta aún más con la aparición de una globalización de la fase  $\gamma_2$  del eutectoide cerca de los 560 °C para tiempos de revenido mayores.

Por su lado, Ocampo encontró valores bien bajos de ductilidad en ensayos de tracción en caliente, que solo supo explicar relacionándolos a una microfluidez de la aleación.

### II.3.2 VARIABLES EN EL REVENIDO

Las variables más importantes son, nuevamente al igual que para los aceros, los siguientes: composición química, temperatura de revenido y tiempo de revenido.

La **composición química** ejerce influencia en la forma como la dureza cae bruscamente con una **temperatura** de revenido de entre 400 y 500 °C [1]. En general se ha encontrado un máximo de dureza de revenido en el entorno de los 400 °C, netamente superior a los 40 HRc (ver fig. II.9); sin embargo aquellas aleaciones con menor contenido de elementos endurecedores níquel y fierro mostraban una caída más rápida apenas a los 400 °C, mientras los que tenían mayor contenido de níquel y fierro (pero dentro del rango de composición de la aleación ASTM B 148 9D) mostraban la caída de dureza recién a los 450 °C . Entre 500 y 600 °C la caída de dureza es menos acentuada y es menor también la influencia de la composición química.

Mas allá de 600 °C, la composición actúa nuevamente provocando un eventual aumento de dureza, en aquella aleación con mayor contenido de níquel y hierro, probablemente debido a que en el calentamiento se ha alcanzado la formación de constituyente  $\beta$  . Si bien la temperatura prima en el proceso de difusión mismo, el

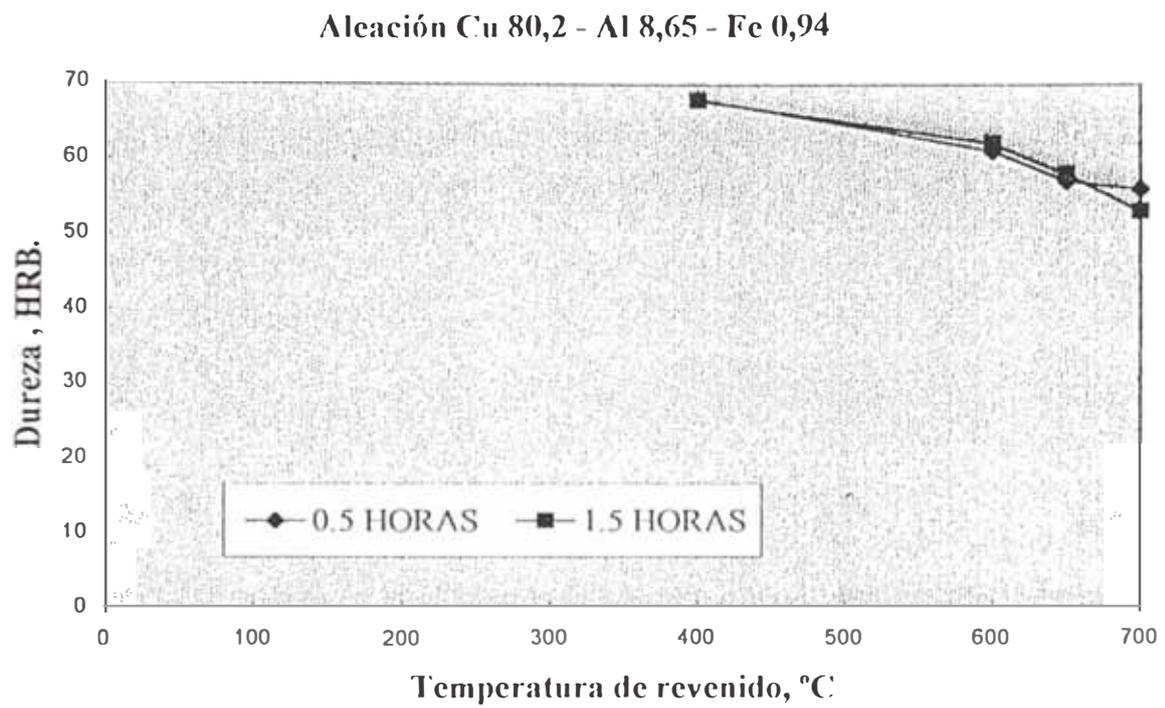
tiempo de revenido prima en la transformación de fases generada, y por supuesto, al igual que en los aceros, también ejerce influencia sobre las propiedades mecánicas del producto revenido.

El **tiempo** , junto a la temperatura, es una de las dos variables operativas de mayor importancia para el revenido de todo tipo de metales o aleaciones. En el caso de cuproaluminios, Ocampo encontró que el efecto del tiempo era diferenciado, según la temperatura de revenido que se estaba utilizando, siendo un valor de temperatura importante el rango de entre 400 y 450 °C, en que se operaba un endurecimiento secundario.

Para un revenido a 400 °C, Ocampo manifiesta que a los 15 segundos no había una diferencia notable entre la microestructura de temple y de revenido, excepto por una escasa precipitación a partir de las plaquetas de martensita; a los 6 minutos de revenido la precipitación es más importante y la fase  $\gamma_2$  es detectada con micrografía óptica; después de 30 minutos es notoria la precipitación de las fases  $\alpha$  y  $\gamma_2$  en los límites de grano y lo largo de las plaquetas, y la dureza disminuye menos rápidamente; la precipitación aumenta con la duración del revenido y las juntas de grano se vuelven sinuosas y mal delimitadas; los rayos X confirmaron la presencia de fase  $\gamma_2$  después de una hora de revenido, mientras paulatinamente disminuyeron los rayos correspondientes a  $\beta'$  y se reforzaron aquellos correspondientes a la fase  $\alpha$ .

Por debajo de 400 °C, se tiene que la precipitación de la fase  $\alpha$  en los límites de grano y en las interfases martensíticas aumenta en los primeros minutos de revenido; después de dos horas, las plaquetas de martensita se muestran más paralelas y ordenadas, aunque para temperaturas cercanas a 360 °C se nota una cierta disminución de la fase  $\alpha$  probablemente debido a su cercanía con la temperatura de reacción peritectoide; las estructuras en zig-zag parecen aumentar con la duración del revenido; los rayos X confirman la presencia de martensita, de la fase  $\alpha$ , pero la fase  $\gamma_2$  no es detectada; la dureza cae continuamente.

Para temperaturas de revenido mayores a 400 °C, Ocampo encontró que a los 8 minutos de revenido, la microestructura presentaba una muy escasa precipitación arborescente en los límites de grano y en las interfases martensíticas, y acompañada por un mayor paralelismo de las plaquetas; a los 30 minutos de revenido, la descomposición en las fases  $\alpha + \gamma_2$  es total, más permanece el efecto morfológico de las plaquetas de martensita sobre la microestructura; sin embargo, para tiempos de revenido más largos, ésta configuración desaparece y se facilita la difusión de los átomos a gran distancia.



**Fig. II.8** Efecto de la temperatura de revenido sobre la dureza en cuproaluminios, en el rango de 400 a 700 °C [3].

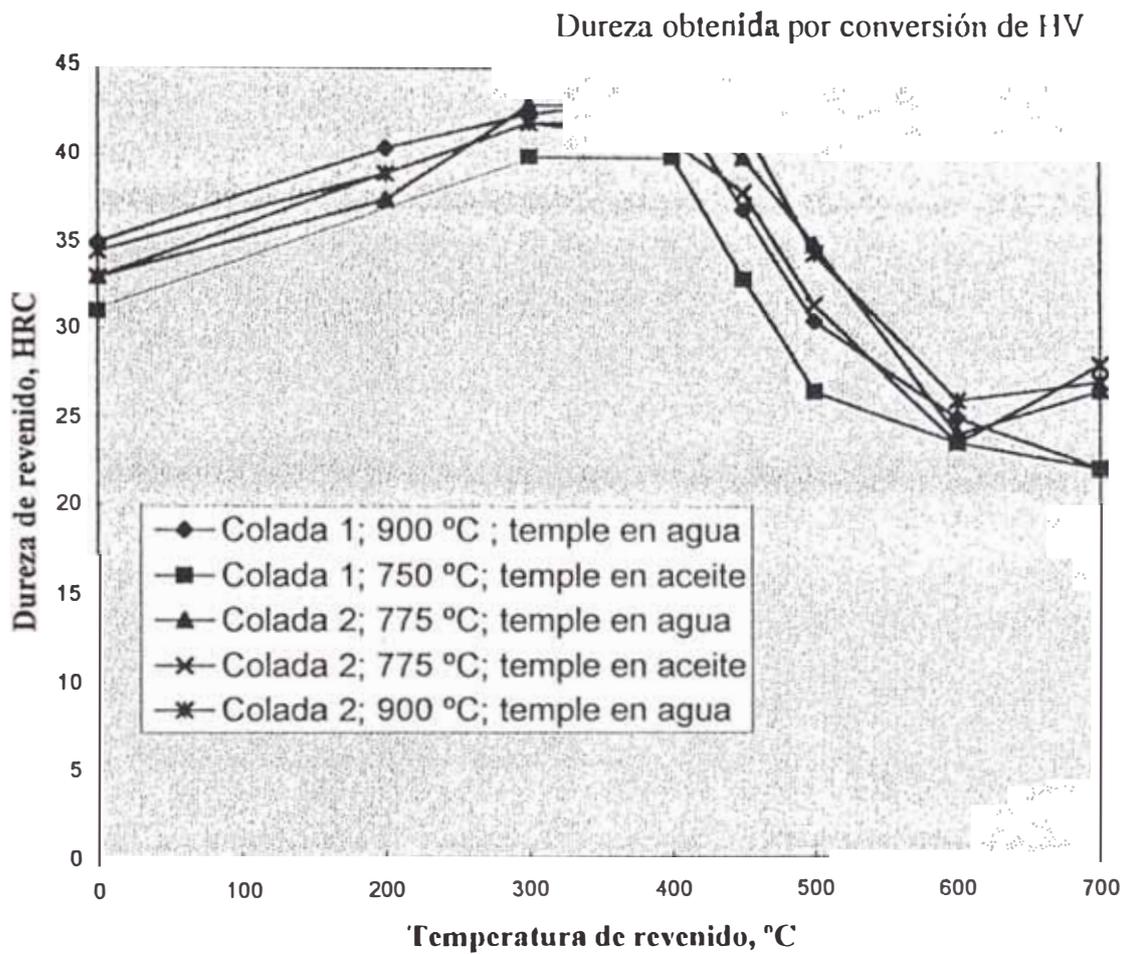


Fig. II.9 Efecto de la temperatura de revenido sobre la dureza en cuproaluminios, mostrando el efecto mixto de martensitización y solubilización-precipitación, según Páez[1].

Otras variables a considerar son

\* **Velocidad de enfriamiento:** Después del calentamiento a la temperatura necesaria para conseguir las características deseadas la velocidad de enfriamiento durante el revenido no ejerce teóricamente influencia alguna en las propiedades, salvo en el caso de ser muy rápida, ya que pueden surgir tensiones internas capaces de originar deformación en las piezas; por tanto, lo más prudente es que el enfriamiento no se haga innecesariamente rápido. Esto es válido tanto para aceros como para cuproaluminios.

\* **Influencia de las dimensiones de la pieza:** Ya sabemos que cuanto mayores son las dimensiones de las piezas y menor la templabilidad del metal, la heterogeneidad estructural después del temple es más acentuada, y va disminuyendo la proporción de martensita conforme penetramos hacia el interior, donde predominarán sucesivamente los constituyentes más estables. Por tanto, al revenir una pieza en esas condiciones, mientras que las estructuras martensíticas comienzan a transformarse a bajas temperaturas, las otras no experimentan transformación, siendo posible homogenizar progresivamente la estructura, tanto más cuanto mayor sea la temperatura que se alcance en el revenido. Otro tanto puede decirse para el caso de los cuproaluminios.

\* **Homogeneidad del calentamiento de la pieza:** Es importante tener en cuenta la forma en que se distribuye el calor dentro de la cámara del horno, ya que la presencia de gradientes de temperatura actuando sobre la pieza determinarán también gradientes

de microestructura y sobre todo de propiedades mecánicas en el cuerpo de la pieza. La heterogeneidad de propiedades mecánicas en el producto tratado térmicamente será proporcional a los gradientes de temperatura en el espacio y en el tiempo, presentes en la cámara del horno.

## CAPITULO III : PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### III.1. Preparación de las aleaciones.

III.1.1 Fundición de cuproaluminios

III.1.2 Composición química

III.1.3 Densidad

III.1.4 Probetas

### III.2. Tratamientos térmicos utilizados.

III.2.1 Curva de calentamiento del horno

III.2.2 Tratamiento térmico de temple

III.2.2.1 Tiempo y temperatura

III.2.2.2 Medios de enfriamiento

III.2.3 Tratamiento térmico de revenido

III.2.3.1 Tiempo y temperatura

III.2.3.2 Medios de enfriamiento

III.2.4 Ensayo de la punta templada

## CAPITULO III

### PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

#### III.1 PREPARACION DE LA ALEACION.

##### III.1.1 FUNDICION DE CUPROALUMINIOS

La aleación se fabrica inicialmente por fundición. Los detalles se encuentran en el Anexo. Hemos optado por la siguiente composición inicial nominal:

CuAl10Fe1Mn2

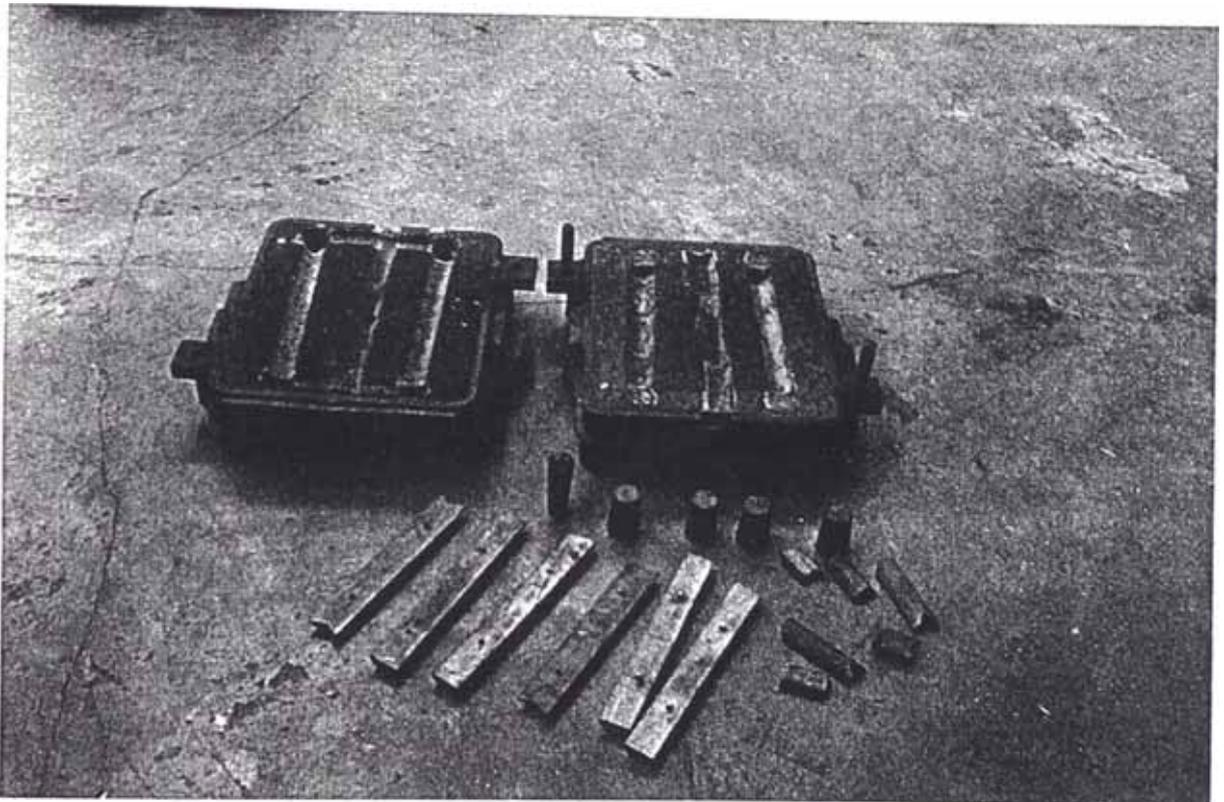
##### III.1.2 COMPOSICION QUIMICA

La composición que realmente se obtuvo se muestra en la Tabla III.1.

**TABLA III.1. Composición química final de la aleación.**

Al (%)	Fe (%)	Mn (%)	Si (%)	Zn (%)	Sn (%)	Pb (%)	Ni (%)
9.58	1.548	1.975	0.617	0.910	0.500	0.422	0.029

(\*) El Cu es remanente.



• **Fig. III.1. Caja de moldeo y sus respectivos modelos.**



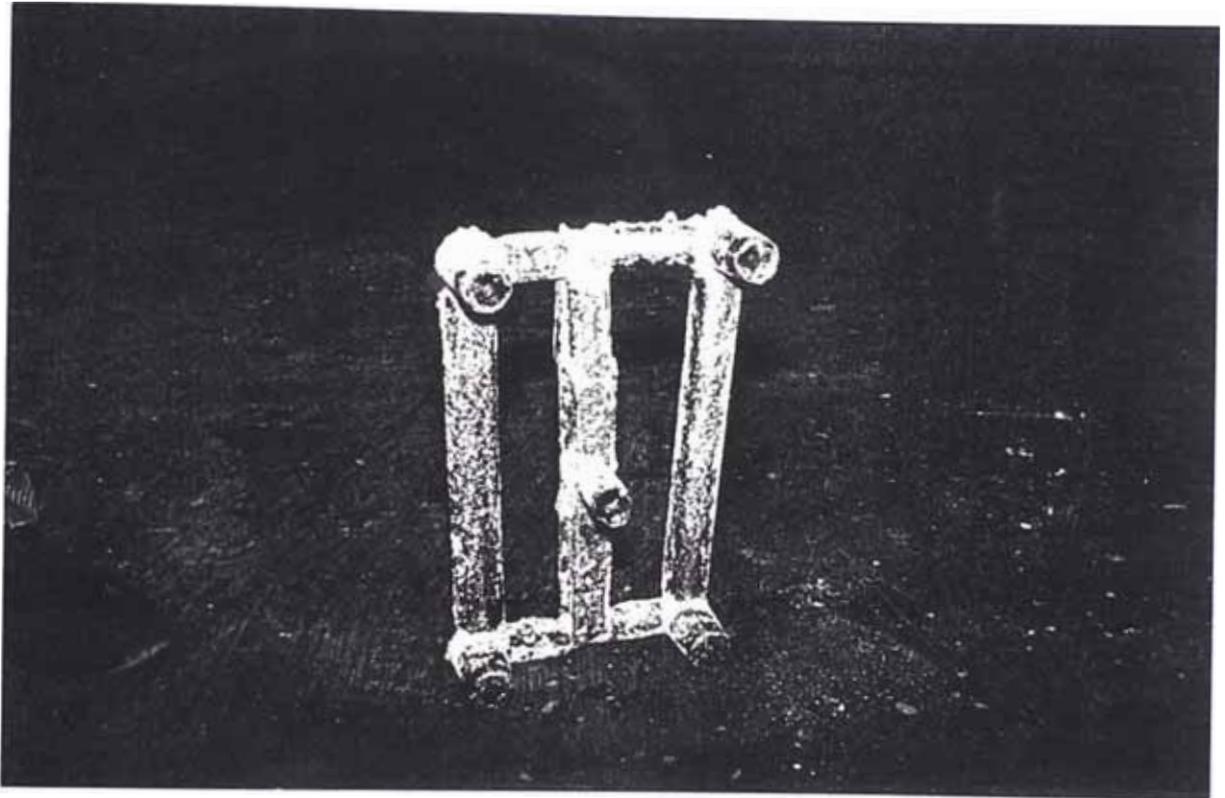
**Fig. III.2. Horno de fusión en el momento de la colada.**

### **III.1.3 DENSIDAD**

La densidad experimental promedio de la aleación arroja 7,2 gr/cc a una temperatura aproximada de 20 °C.

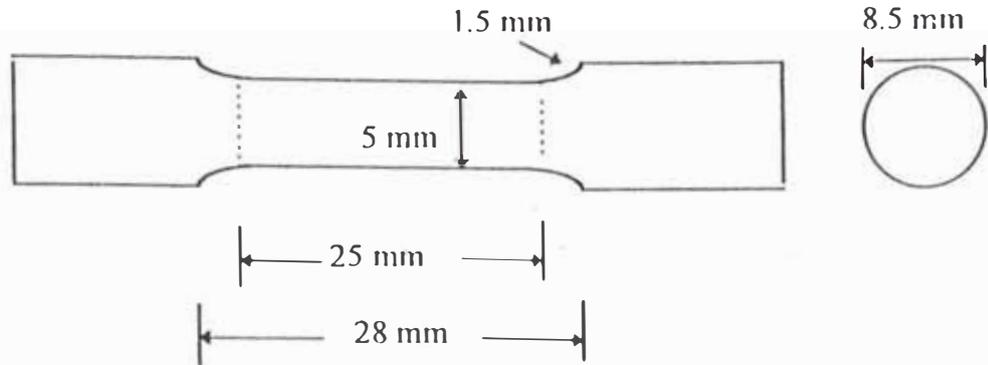
### **III.1.4 PROBETAS**

Las probetas de dureza fueron discos de 10 mm de espesor por 12 mm de diámetro aproximadamente. Las probetas de tracción e impacto se fabricaron según las dimensiones que se detallan en la Fig. III.4. Las probetas para el ensayo de la punta templada se prepararon de material en bruto de colada (dos probetas) así como también una probeta de material recocido por 2 horas a 900 °C con enfriamiento posterior en el horno (para evitar cualquier posibilidad de presencia de una estructura Widmannstätten), según las dimensiones que se detallan en la Fig. III.5.

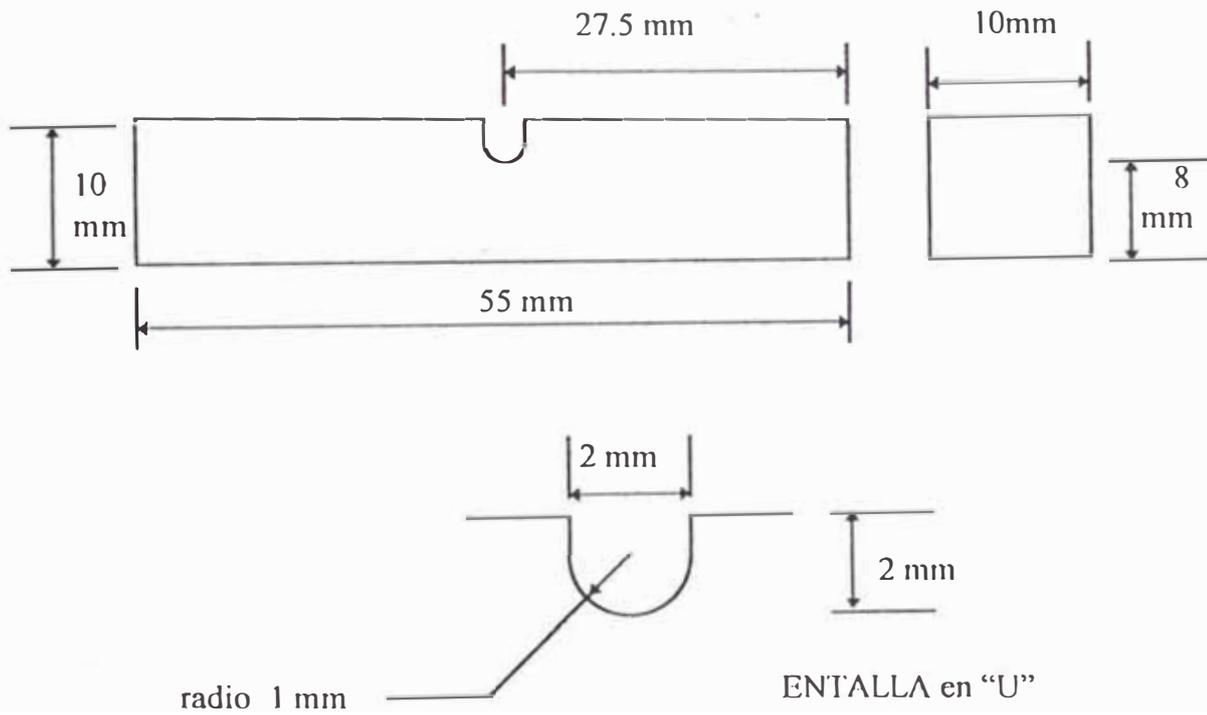


**Fig. III.3. La pieza bruta desmoldeada.**

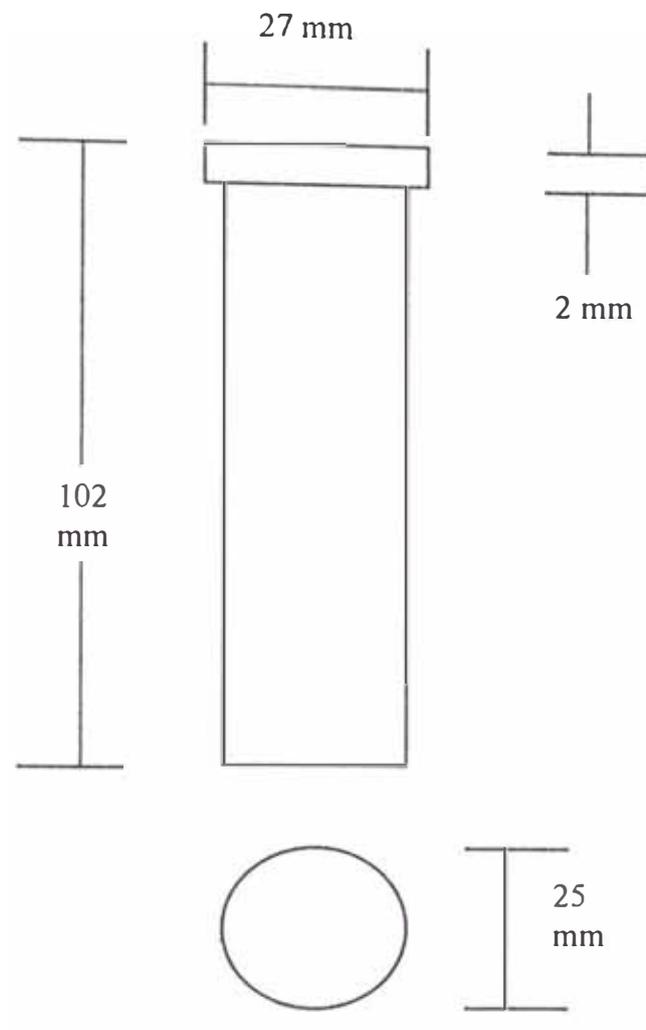
### PROBETA PARA ENSAYOS DE TRACCION



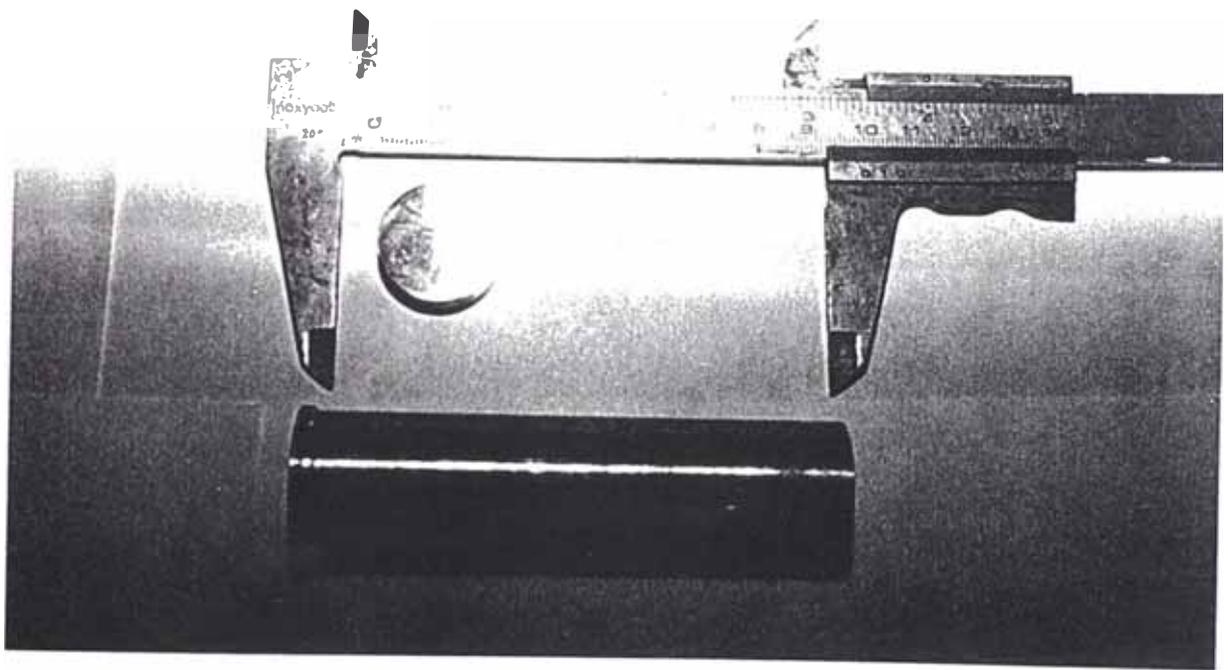
### PROBETA PARA ENSAYO DE IMPACTO CHARPY [80]



**Fig. III.4. Dimensiones de las probetas de tracción e impacto.**



**Fig. III.5. Dimensiones de las probetas para el ensayo de la punta templada[57].**



**Fig. III.6. Vista de las probetas .**

## **III.2 TRATAMIENTO TÉRMICO**

### **III.2.1 CURVA DE VELOCIDAD DE CALENTAMIENTO DEL HORNO USADO.**

Tanto para el tratamiento de temple como para el de revenido se usó un Horno de Mufla VEB alemán de 0-1200 °C, con cámara de 40 X 40 X 50 cms., cuya curva de calentamiento se muestra en la Fig. III.7.

### **III.2.2 TRATAMIENTO TERMICO DE TEMPLE.**

#### **III.2.2.1 Tiempo y Temperatura del tratamiento térmico.**

Se probó con varias temperaturas de temple (700 a 1000 °C) para fines de comparación, aunque algunos trabajos de investigación preliminares [1],[2],[3], mencionan que la mejor temperatura de temple está entre 900 y 1000 °C para este tipo de aleaciones, lo que asegura un temple completo.

#### **III.2.2.2 Medios de temple.**

Se usaron como medios de temple aceite, salmuera y agua, todos a temperatura ambiente.

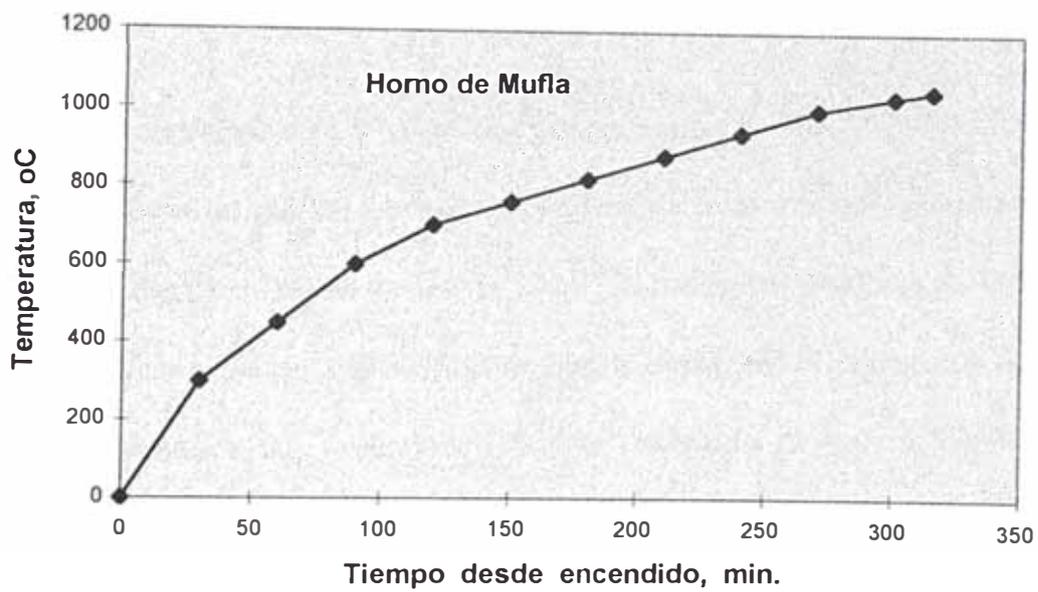
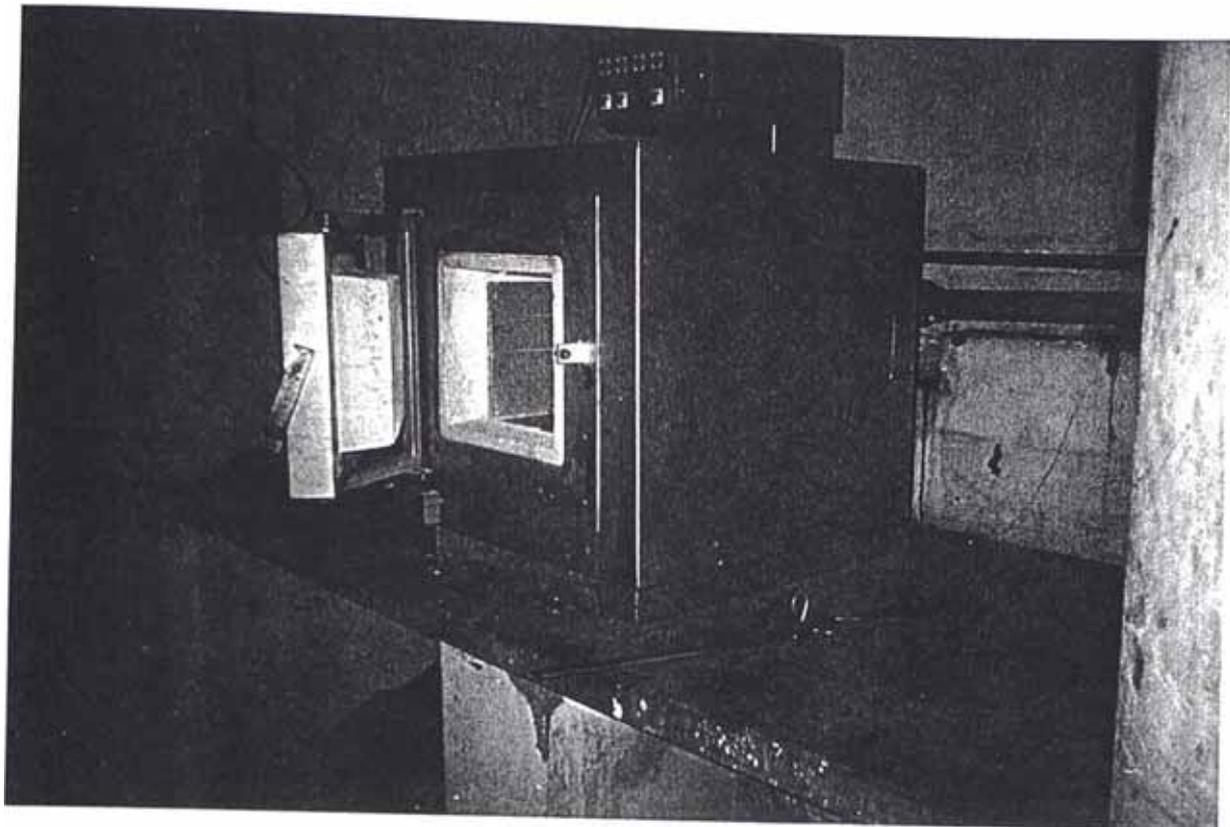


Fig. III.7. Características del horno de tratamientos térmicos.

**TABLA III.2. Puntos experimentales de temple**

**(Códigos de probetas).**

CODIGO DE PROBETAS	TEMPLE EN AGUA	TEMPLE EN SALMUERA	TEMPLE EN ACEITE
DESDE 700 °C	11	15	19
DESDE 800 °C	12	16	20
DESDE 900 °C	13	17	21
DESDE 1000 °C	14	18	22

### **III.2.3 TRATAMIENTO DE REVENIDO.**

#### **III.2.3.1 Tiempo y Temperatura del revenido.**

Se utilizó un tiempo de 1.6 h (96 min) y temperaturas de 100, 250, 400, 550 y 700 °C, para todas las probetas templadas con los diferentes medios y temperaturas de temple. Además se usó un tiempo de 12 h (720 min) y temperaturas de 100, 400 y 700 °C, para probetas provenientes de temple desde 900 °C en agua y salmuera. Adicionalmente a una probeta del material templado en agua a 900 °C, se le dividió en varias partes a las cuales se les revino a 400 °C por diferentes tiempos.

Los puntos experimentales se muestran en la Tabla III.3.

Variabes independientes : temperatura y tiempo .

Variabes respuesta : dureza.

### **III.2.3.2 Medio de enfriamiento.**

El medio de enfriamiento usado, después de mantener la pieza el tiempo y a la temperatura correspondientes, fue el aire en todos los casos.

Como pruebas suplementarias se realizaron una prueba de recocido a 900 °C por 2 h, y una prueba de normalizado a 900 °C por 1 h, para efectos de comparación.

### **III.2.4 ENSAYO DE LA PUNTA TEMPLADA.**

Las probetas en bruto de colada fueron calentadas una a 900 °C y otra a 1000 °C, mientras la tercera probeta en estado de recocido lo fue a 900 °C; todas por un tiempo de 1 hora. Luego se procedió al temple en un chorro de agua en una instalación especial para la realización del Ensayo de la punta templada.[57].

**TABLA III.3. Puntos experimentales de revenido.**

MAT. DE ORIGEN	700 °C POR 1.6 H	550 °C POR 1.6 H	400 °C POR 1.6 H	250 °C POR 1.6 H	100 °C POR 1.6 H
Probeta 11	31	43	55	67	79
Probeta 12	32	44	56	68	80
Probeta 13	33	45	57	69	81
Probeta 14	34	46	58	70	82
Probeta 15	35	47	59	71	83
Probeta 16	36	48	60	72	84
Probeta 17	37	49	61	73	85
Probeta 18	38	50	62	74	86
Probeta 19	39	51	63	75	87
Probeta 20	40	52	64	76	88
Probeta 21	41	53	65	77	89
Probeta 22	42	54	66	78	90

MAT. DE ORIGEN	700 °C POR 12 H	400 °C POR 12 H	100 °C POR 12 H
Probeta 13	29	26	25
Probeta 17	30	27	24

**TABLA III.3. Puntos experimentales de revenido (continuación).**

MATERIAL DE ORIGEN	TIEMPO DE REVENIDO A 400 °C	CODIFICACION PROBETA
Probeta 13	10 min	91
Probeta 13	32 min	92
Probeta 13	60 min	93
Probeta 13	26 h	94
Probeta 13	64 h	95
Probeta 13	6 min	96
Probeta 13	6 min (a 300 °C)	98

## CAPITULO IV : RESULTADOS EXPERIMENTALES

### IV.1. Caracterización Metalográfica

IV.1.1 Evaluación del estado inicial

IV.1.2 Evaluación en estado de temple

IV.1.3 Evaluación en estado de revenido

### IV.2. Propiedades Mecánicas.

IV.2.1 Evaluación del estado inicial

IV.2.2 Evaluación en estado de temple

IV.2.3 Evaluación en estado de revenido

IV.2.3 Resultados del Ensayo de la punta templada

## **CAPITULO IV**

### **RESULTADOS EXPERIMENTALES.**

#### **IV.1 CARACTERIZACION METALOGRAFICA.**

Se prepararon las superficies de las muestras mediante pulido mecánico hasta polvo de alúmina, luego de lo cual cada muestra se atacó químicamente con Cloruro Férrico en solución alcohólica, por 15 a 30 s; se lavó con abundante agua y luego con alcohol etílico, y finalmente se secó.

Las observaciones metalográficas se hicieron con un microscopio Metaval. Las fotografías se obtuvieron con una cámara reflex y en otros casos se obtuvo registros directamente transmitidos a una computadora con ayuda de una interfase.

##### **IV.1.1 EVALUACION DEL ESTADO INICIAL**

Aquí consideraremos tanto el material en bruto de colada como en estado recocido y en estado normalizado. Se obtuvieron las metalografías mostradas en las Fotomicrografías IV.1 a IV.8.



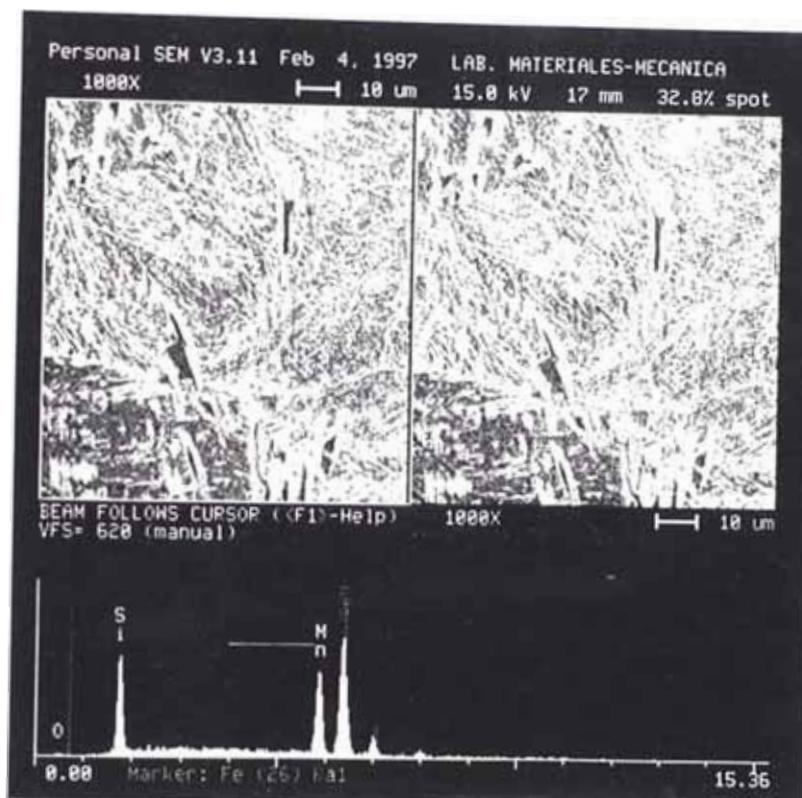
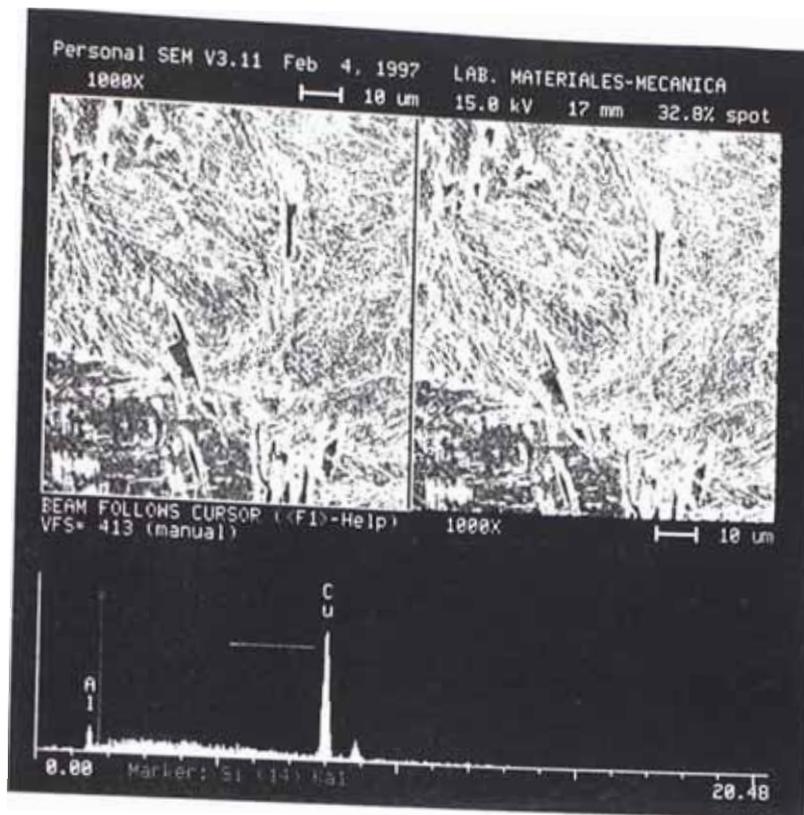
**Fig. IV.1. Equipo de pulido metalográfico.**

El uso del microscopio electrónico con microsonda que posee la Pontificia Universidad Católica, y que nos fue muy gentilmente cedido por el Jefe del Laboratorio de Materiales Ing. Jesús Ruiz, nos permitió determinar la composición de la fase intermetálica que aparecía con una tonalidad azulada y con formas geométricas agudas y también en rosetas, y que era de Fe 67,5 % - Si 11,0 % - Mn 21,5 %. Se aprecia el diagrama de difracción de esta fase y la estructura metalográfica a más de 1000X para la probeta templada en aceite desde 700 °C (probeta 15), en la Fotomicrografía IV.36.

Adicionalmente la determinación del tamaño de grano nos permitirá apreciar el efecto que la temperatura tiene sobre este tamaño (Ver Fig. IV.4).

#### **IV.1.3 EVALUACION EN ESTADO DE REVENIDO**

Se escogieron las probetas que mostraban características singulares y que aportaran al estudio de la transformación martensítica que nos atañe; obteniéndose las fotomicrografías IV.36 hasta IV.46.



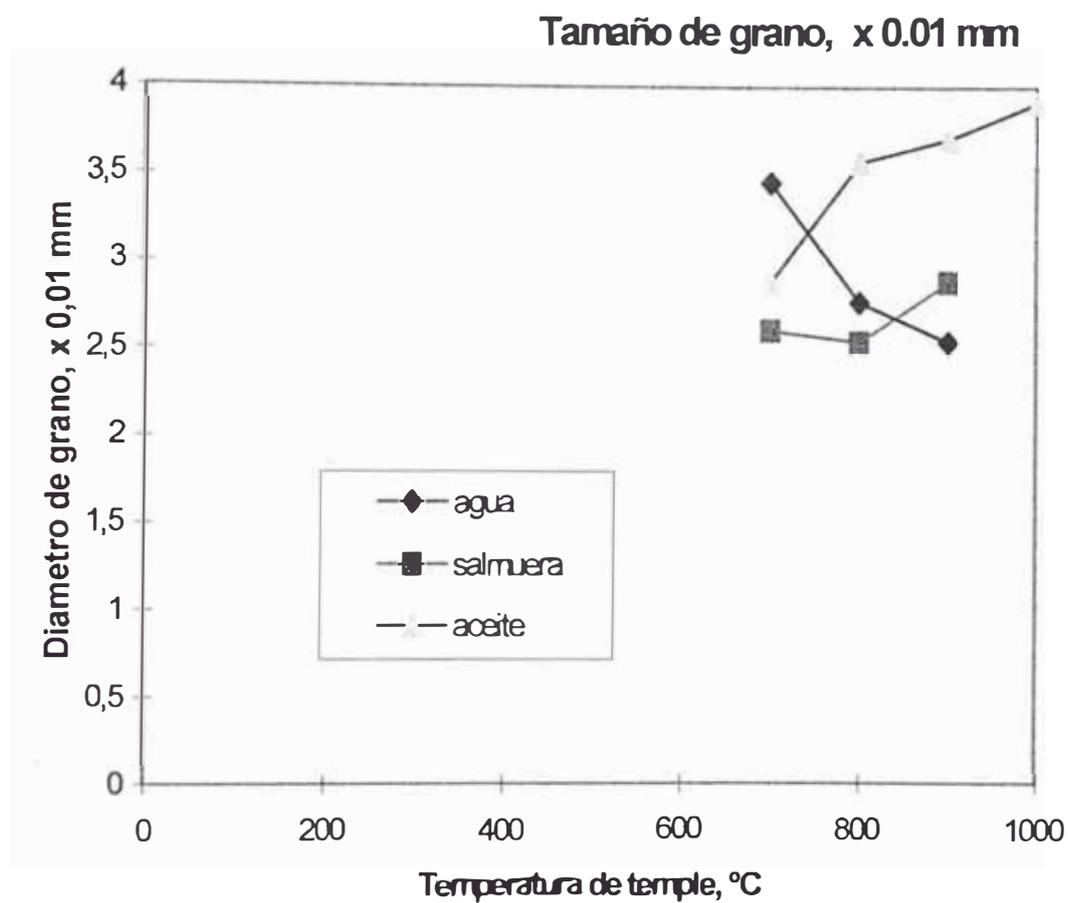
**Fotomicrografía IV.36. Vista de microscopía electrónica (con microsonda) aplicada a la muestra templada en aceite después de una hora de calentamiento a 700 °C. Se aprecian los diagramas de difracción para la fase martensítica y para la fase intermetálica Fe-Si-Mn.**

## IV.2 PROPIEDADES MECANICAS

Ensayos de tracción . Los ensayos se realizaron a una temperatura ambiental promedio de 20 °C, en una máquina de tracción horizontal Housenfield de 2 Ton.

Ensayos de Dureza : Las muestras de 10 mm de espesor así como las probetas Jominy se ensayaron con un microdurómetro Leitz Wetzlar (Germany) usando el método Vickers con carga de 500 g ( $HV_{500p}$ ) y 60 s de tiempo de aplicación de carga, a temperatura ambiente promedio de 20 °C. Además se utilizó un durómetro Wilson para el método Rockwell Escala C, cuyos valores se usaron para fines de comparación, verificándose la aparición de grietas en muchas de sus improntas (como lo menciona Páez [1]) así como la divergencia de sus valores.

Ensayos de Impacto : Se usaron probetas de sección cuadrada de 10 x 10 X 55 mm, con entalla en "V" (Probeta Charpy tipo A, ver Fig. III.4), con una máquina BVB (estealemana) de 30 kpm de energía máxima. La temperatura ambiente promedio de Ensayo fue de 20 °C.



**Fig. IV.4. Efecto de la temperatura de temple sobre el tamaño de grano, para los diferentes medios de temple usados .**

#### IV.2.1 EVALUACION DE LA ALEACION EN ESTADO INICIAL

El resultado de los ensayos de tracción se resumen en la Tabla IV.1. El diagrama  $\sigma$  vs  $\epsilon$  correspondiente se muestra en la Fig. IV.7.

**TABLA IV.1. Resultados de ensayos de tracción en bruto de colada .**

<b>RESIST.A TRACCION (Kg/mm<sup>2</sup>)</b>	<b>ESFUERZO FLUENCIA (Kg/mm<sup>2</sup>)</b>	<b>ELONGACION (%)</b>	<b>ESTRICCION (%)</b>
23.5	14.9	43.5	44.6

Los resultados de los ensayos de dureza e impacto se muestran en la Tabla IV.2.

**TABLA IV.2 . Dureza y resiliencia de bruto de colada**

<b>RANGO</b>	<b>DUREZA (HV<sub>500p</sub>)</b>	<b>DUREZA (HRC)*</b>	<b>RESILIENCIA (Kg-m/cm<sup>2</sup>)</b>
Máximo	311	31.1	14.12
Mínimo	291	28.8	16.25
Promedio	299	29.7	16.25

(\*) La dureza HRC se obtuvo por Tablas de equivalencia, ya que el indentador Rockwell "Brale" astillaba la impronta haciendo inútil la lectura de dureza.

### Bruto de colada

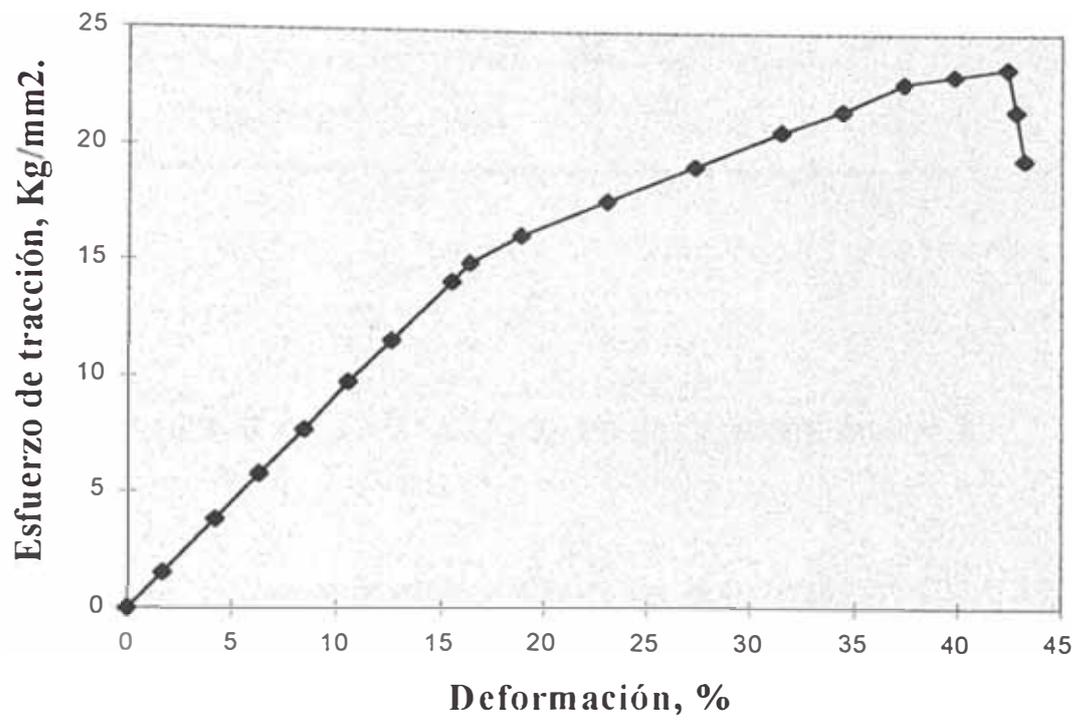


Fig. IV.7. Diagrama  $\sigma$  vs  $\epsilon$ , para la probeta en bruto de colada.

Además se evaluó una probeta en estado RECOCIDO y otra en estado NORMALIZADO, obteniéndose las siguientes durezas:

**TABLA IV.3 . Dureza en estados recocido y normalizado**

<b>DUREZA (HV<sub>500p</sub>)</b>	<b>RECOCIDO a 900 °C x 2h</b>	<b>NORMALIZADO a 900 °C x 1h</b>
Máximo	434	342
Mínimo	324	245
Promedio	365	290

#### **IV.2.2 EVALUACION DE LA ALEACION EN ESTADO DE TEMPLE**

Los resultados de los ensayos de tracción se muestran en la Tabla IV.4 y en la Fig. IV.8. Los resultados de los ensayos de dureza e impacto se resumen en las Tablas IV.5 y IV.6. Las Figs. IV.9., IV.10. y IV.11. nos permiten ver las variaciones de dureza para cada medio de enfriamiento respectivamente, mientras la Fig. IV.12. nos permite ver el efecto de la temperatura de temple sobre las durezas promedio para los tres medios de enfriamiento.

**TABLA IV.4. Resultados de ensayos de tracción en estado de temple .**

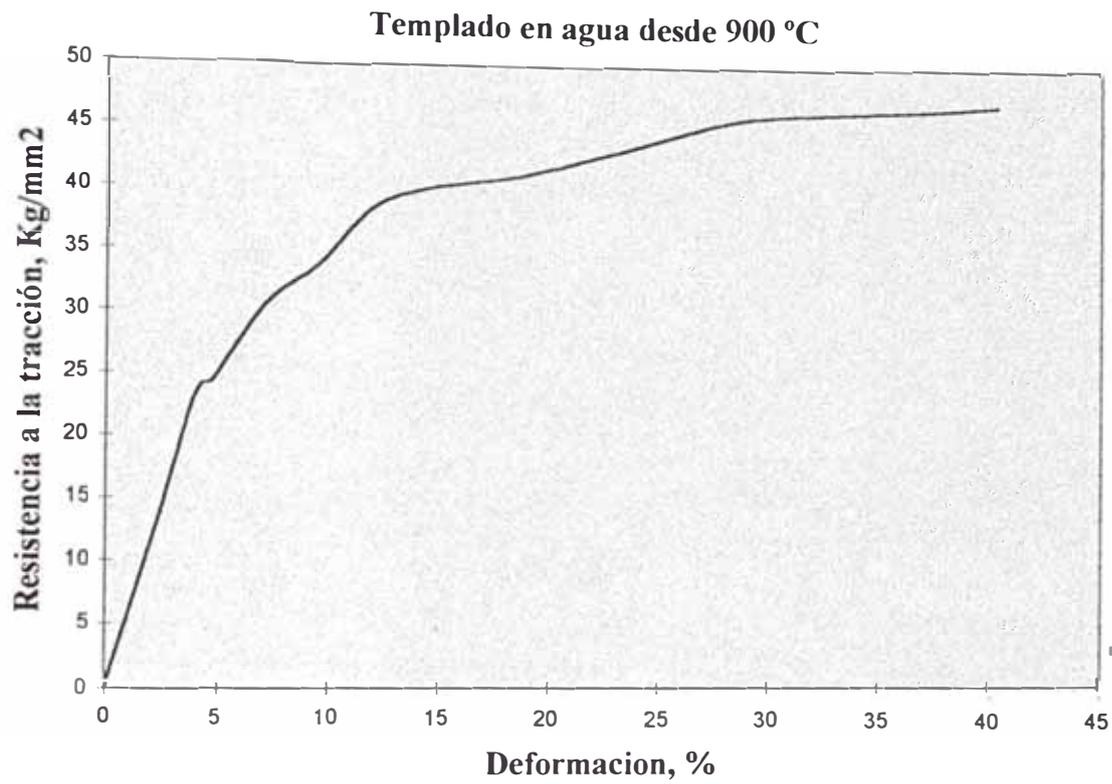
<b>RANGO</b>	<b>RESIST. A TRACCION (Kg/mm<sup>2</sup>)</b>	<b>ESFUERZO FLUENCIA (Kg/mm<sup>2</sup>)</b>	<b>ELONGACION (%)</b>	<b>ESTRICCION (%)</b>
Máximo	47.1	24.8	32.7	39.9
Mínimo	50.0	----	----	----

NOTA : Temple en agua desde 900 °C.

**TABLA IV.5 . Dureza a diferentes temperaturas de temple y en diferentes medios de enfriamiento.**

<b>DUREZA HV<sub>500p</sub></b>	<b>Agua</b>	<b>Salmuera</b>	<b>Aceite</b>
Temple desde 700 °C	244	233	245
Temple desde 800 °C	261	277	252
Temple desde 900 °C	276	273	265
Temple desde 1000 °C	260	258	259

NOTA: son valores promedios obtenidos luego de no menos de 6 indentaciones.



**Fig. IV.8. Diagrama  $\sigma$  vs  $\epsilon$  , para la probeta templada en agua después de un calentamiento de 60 min. a 900 °C**

**TABLA IV.6. Resiliencia en estado de temple**

<b>MUESTRA</b>	<b>TEMPERATURA/ MEDIO DE TEMPLE</b>	<b>RESILIENCIA (Kg-m/cm<sup>2</sup>)</b>
Probeta 13	900 °C / agua	1.598
Probeta 14	1000 °C / agua	1.528

NOTA: Calentamiento por 1 h.

#### **IV.2.3 EVALUACIONES DESPUES DEL REVENIDO**

Los ensayos de dureza de las probetas revenidas arrojaron los resultados mostrados en las Tablas IV.7 a IV.11. Estos son valores promedios de no menos de 6 indentaciones.

**TABLA IV.7. Dureza de revenido de la aleación templada en agua y revenida por 1.6 h a diferentes temperaturas.**

<b>DUREZA HV<sub>500P</sub></b>	<b>700 °C</b>	<b>550 °C</b>	<b>400 °C</b>	<b>250 °C</b>	<b>100 °C</b>
Temple desde 700 °C	290	299	365	276	245
Temple desde 800 °C	294	257	339	280	271
Temple desde 900 °C	298	321	388	336	285
Temple desde 1000 °C	298	312	424	310	270

**TABLA IV.8. Dureza de revenido de la aleación templada en salmuera y revenida por 1.6 h a diferentes temperaturas .**

<b>DUREZA HV<sub>500P</sub></b>	700 °C	550 °C	400 °C	250 °C	100 °C
Temple desde 700 °C	270	277	388	290	239
Temple desde 800 °C	298	302	367	321	259
Temple desde 900 °C	291	305	390	330	272
Temple desde 1000 °C	315	290	393	324	279

**TABLA IV.9. Dureza de revenido de la aleación templada en aceite y revenida por 1.6 h a diferentes temperaturas .**

<b>DUREZA HV<sub>500P</sub></b>	700 °C	550 °C	400 °C	250 °C	100 °C
Temple desde 700 °C	267	299	380	282	259
Temple desde 800 °C	284	357	349	290	283
Temple desde 900 °C	289	337	354	299	283
Temple desde 1000 °C	303	241	358	307	290

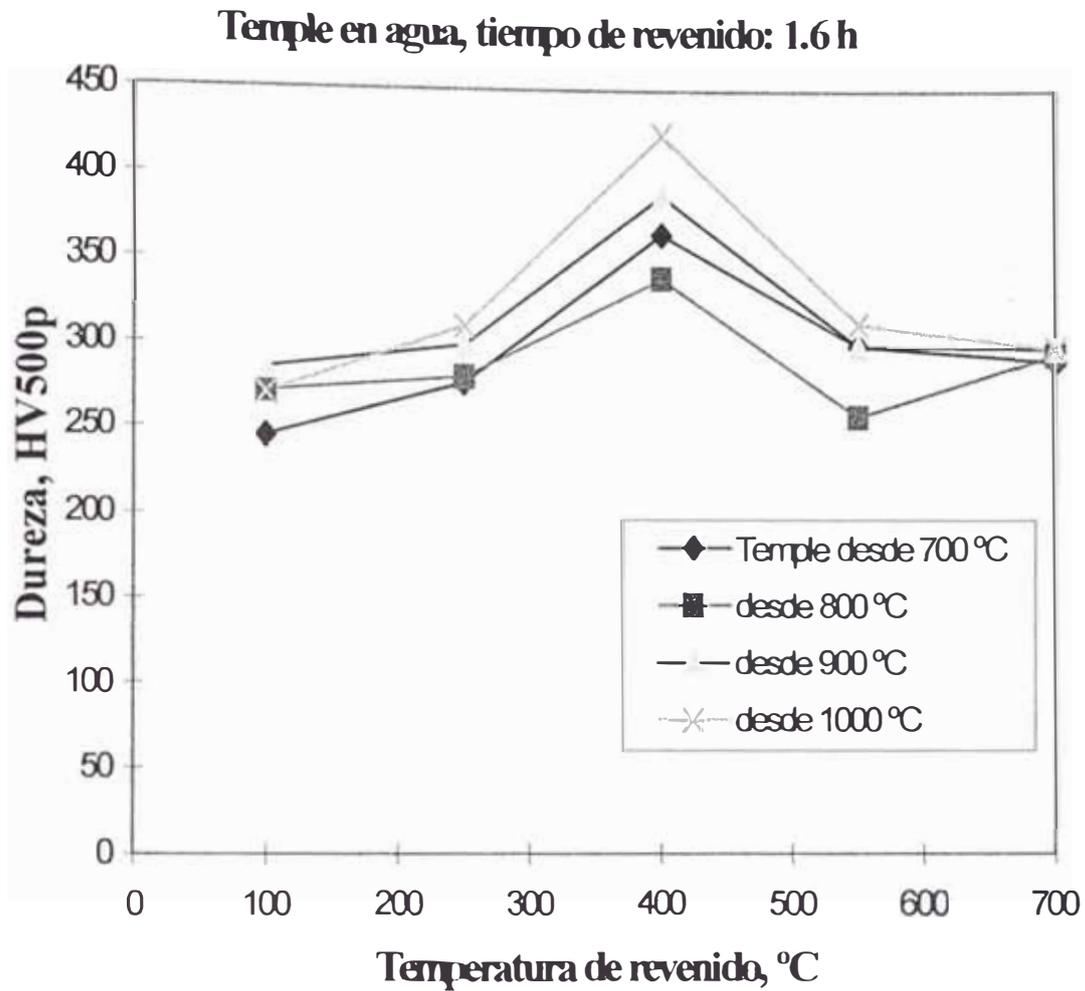
**TABLA IV.10. Dureza de revenido de la aleación templada desde 900 °C en agua y salmuera y revenida por 12 h a diferentes temperaturas .**

<b>DUREZA HV</b>	700 °C	550 °C	400 °C	250 °C	100 °C
Temple en agua	288	299	373	310	276
Temple en salmuera	291	299	349	285	245

**TABLA IV.11. Dureza de revenido de la aleación templada desde 400 °C en agua y revenida por diferentes tiempos .**

TIEMPO DE REVENIDO (min)	DUREZA DE REVENIDO (HV500p)
0	276
6	307
10	349
32	385
60	405
96	388
720 (12h)	373
1560 (26h)	296
3840 (64h)	289

Las Figs. IV.13. a IV.17. muestran también estos resultados.



**Fig. IV.13.** Efecto de la temperatura de revenido sobre la dureza, cuando se ha templado en agua desde diferentes temperaturas, después de un calentamiento de 60 min. Tiempo de revenido: 96 min.

### **IV.2.3 RESULTADOS DEL ENSAYO DE LA PUNTA TEMPLADA**

Se prepararon tres probetas , dos en bruto de colada y una en estado de recocido (con el propósito de impedir la presencia de estructuras Widmannstatten, en el producto templado). De las dos primeras, una se calentó a 900 °C por 1h y la otra a 1000 °C por 1 h, procediéndose luego a la prueba. La probeta recocida fue calentada a 900 °C por 1 h procediéndose luego al Ensayo de la punta templada.

Posteriormente se realizó la medida de dureza HRc desde el extremo templado cada 1/16 pulg. En el caso de la probeta en estado inicialmente recocido se realizaron las medidas de durezas también con el microdurómetro en unidades HV<sub>500p</sub>. Se obtuvieron las curvas que se muestran en las Figs. IV.18 a 20.

Las mediciones fueron hechas con indentador Rockwell

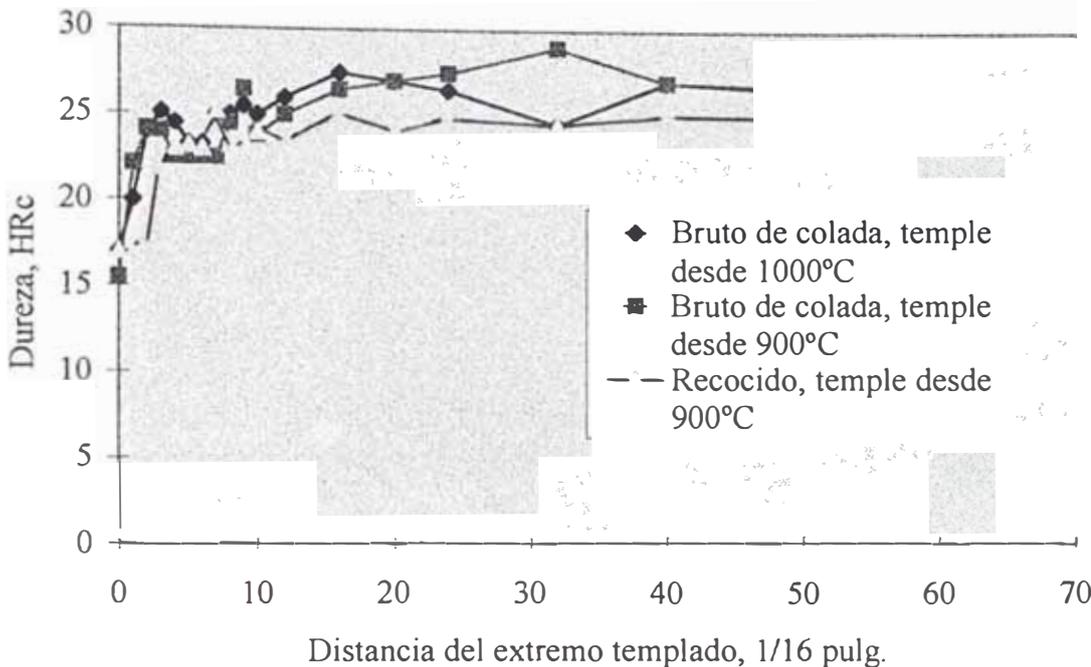


Fig. IV.18. Resultados de los Ensayos de la punta templada para las tres probetas.

## CAPITULO V : DISCUSION DE RESULTADOS EXPERIMENTALES

### V.1. Parámetros de temple.

V.1.1 Temperatura de temple

V.1.2 Medio de temple

V.1.3 Otros

### V.2. Parámetros de revenido.

V.2.1 Temperatura de revenido

V.2.2 Tiempo de revenido

V.2.3 Modelo matemático en el revenido.

## **CAPITULO V**

### **DISCUSION DE RESULTADOS EXPERIMENTALES**

#### **V.1 PARAMETROS DE TEMPLE**

##### **V.1.1 TEMPERATURA DE TEMPLE**

De los resultados experimentales encontrados en el presente trabajo, se puede ver (de las Figs. IV.9 a IV.12) que la temperatura de temple tiene influencia en la dureza alcanzada, dando mayor dureza para temple desde 900 °C, y valores muy cercanos a ésta dureza para temples desde 800 y 1000 °C; se tienen durezas del orden de 260 a 280 HV<sub>500p</sub>. Sin embargo, la dureza es aún aceptable cuando se tiembla desde 700 °C (230 a 245 HV<sub>500p</sub> aproximadamente).

Esto concuerda aceptablemente con los resultados encontrados por Páez, quién trabajando con cuproaluminios aleados con níquel y fierro (que, en estado de temple, son más duros que el nuestro bajo estudio), y con tenores del orden de 10,7 11,1 % de aluminio, encontró además que la dureza era claramente menor cuando se templaba desde temperaturas menores a 700 °C. Recordemos que la temperatura eutectoide es de alrededor de 565 °C.

Sin embargo, hay que contrastar los resultados generales obtenidos con los de Páez, pues para él (como para Coutinho [38]) el temple significa un aumento de dureza con respecto al material recocido o normalizado, mientras que en nuestro caso la martensita (que en dureza va desde 233 hasta 277 HV<sub>500p</sub>) exhibe una menor dureza que el producto recocido (que muestra durezas variando entre 324 y 434 HV<sub>500p</sub>) y en algunos casos menor también que el producto normalizado (con durezas desde 245 hasta 342 HV<sub>500p</sub>). La explicación de ésta sustancial diferencia solo radica en las diferencias de composición, especialmente la presencia de níquel que actúa como un elemento endurecedor en el material de Páez y de Coutinho.

Metalográficamente se ve que la temperatura de temple influye en el tamaño de grano (ver Fig. IV.4) aunque este efecto parece ser diferente, según que el medio de temple usado sea agua o aceite. Extrañamente para el caso de temple en salmuera el tamaño de grano parece ser independiente. Las placas alargadas y finas de martensita atraviesan, en algunos casos enteramente, el grano. También se observa martensita en ‘zig zag’. La temperatura de temple también tendrá algunos efectos como veremos más adelante.

### **V.1.2 MEDIO DE TEMPLE**

El medio de temple usado ha tenido influencia en la dureza alcanzada a cada temperatura de temple. Como se puede apreciar en la Fig. IV.12, el temple en aceite

da durezas ligeramente menores que usando los otros medios de temple, y además la dureza varía menos con la temperatura de temple. El temple con agua proporciona claramente una mayor dureza (casi 280 HV<sub>500p</sub>) cuando se tiempla desde 900 °C; mientras que al usar salmuera la máxima dureza se obtuvo para 800 °C, aunque a 900 °C la dureza daba un valor muy cercano a ésta. Los resultados de este estudio indican que templando desde 1000 °C la dureza de temple es independiente del medio de temple usado.

Metalográficamente el medio de temple influye en la cantidad de martensita en ‘zig zag’ presente, encontrándose ésta en mayor proporción cuando se usa aceite como medio de temple. El medio de temple también producirá efectos en la dureza de revenido como veremos más adelante.

### **V.1.3 OTROS**

#### **ESTRUCTURA INICIAL**

Lo importante es evitar la aparición de estructuras Widmanstättenn (como la de la Fotomicrografía IV.9, obtenida en un bronce al aluminio que no es objeto del presente estudio) que pudieran haberse generado en el proceso de fusión y que lleven a la fragilización del material en los procesos posteriores. Esto probablemente no se puede detectar con ensayos de dureza sino solamente con metalografía y eventualmente

ensayos de impacto. La aparición de éste tipo de estructuras puede evitarse con un forjado o con un recocido que las destruya.

En este sentido, nos puede ser útil el comparar las curvas de la Fig. IV.18, de donde observamos que las probetas en estado de bruto de colada dan curvas muy similares si se tiemplan desde 900 o desde 1000 °C, mostrando ambas curvas cierta variabilidad o irregularidad de sus valores. Sin embargo la curva de la probeta recocida, aunque da valores menores de dureza muestra menor variabilidad de sus valores, denotando la homogenización conseguida en el recocido.

Aprovechamos para comentar la Fig. IV.20 que nos permite ver que el método de dureza Vickers es mejor que el Rockwell pues exhibe menos variabilidad de sus valores. Además nosotros pudimos comprobar como el indentador ‘Brale’ del método Rockwell astillaba las improntas de algunas muestras durante los ensayos.

### **TAMAÑO DE GRANO DE LA FASE $\beta$**

Como ya se ha dicho, la temperatura de temple influye en el tamaño de grano de la fase martensítica, encontrando que para el caso del temple en agua el tamaño de grano cae al aumentar la temperatura de temple, mientras que para el aceite el tamaño de grano se incrementa al aumentar ésta. Para el temple en salmuera el efecto no es importante. Por otro lado, es obvio de la evaluación metalográfica, que los límites de grano son muy visibles en los cuproaluminios bajo estudio, debido a que la

transformación martensítica se detiene en los bordes de grano contrariamente a lo que sucede en el caso del acero.

## **TEMPLABILIDAD**

Los ensayos de la punta templada realizados nos han permitido ver como la profundidad de temple no va más allá de 0,5 pulgadas , no siendo muy fácil determinar el punto exacto, debido sobre todo a que no se presenta una gran diferencia de dureza entre el extremo templado y la zona no templada (alrededor de 8 HRC de diferencia).

## **V.2. PARAMETROS DE REVENIDO**

### **V.2.1 TEMPERATURA DE REVENIDO**

De las Figs. IV.13 a IV.16, en todos los casos se observa que el revenido a 400 °C da la máxima dureza, independientemente del tiempo de revenido y de las condiciones de temple. Esto concuerda aceptablemente con los resultados reportados por Ocampo [5] (aleación de cobre con 10,1 % de aluminio, para la cual la dureza caía después de un máximo a 360 °C) y por Páez [1]. Ellos encontraron, al igual que nosotros para la aleación bajo estudio, que, en general, hubo un aumento de dureza con respecto al producto templado, al aumentar la temperatura de revenido, hasta por debajo de 400 °C, aunque para Ocampo esto era menos notable (ver Figuras II.8 y II.11).

Sin embargo, en nuestro estudio el efecto del medio de temple fue más marcado, pues las probetas templadas en agua dieron mayor dureza con un máximo de 424 HV<sub>500p</sub> para el revenido de 1,6 horas a 400 °C, de una probeta templada desde 1000 °C. Por otro lado, se observa también que, para temples en agua y salmuera, mayores temperaturas de temple significan más altas durezas de revenido; mientras que cuando se tiempla en aceite, la dureza de revenido es prácticamente independiente de la temperatura de temple (ver Tablas IV.7 a IV.9 y Figuras IV.13 a IV.15).

En la presente investigación se ha encontrado que el revenido a temperaturas de 600 °C o más lleva a un mantenimiento o eventualmente a un ligero incremento de la dureza con el aumento de la temperatura, cuando se ha templado en agua o salmuera; mientras que cuando se ha templado en aceite, la dureza de revenido sigue cayendo después de los 400 °C y aún a los 700 °C de temperatura de revenido. Páez, sin embargo, encontró que esto dependía de la composición de la aleación, de modo que a 10,73 % de aluminio había disminución de dureza en el revenido a 700 °C, mientras que con 11,14 % de aluminio había un aumento de ésta. Esto probablemente se debía a que en el calentamiento se había alcanzado la formación del constituyente  $\beta$ .

De las numerosas metalografías obtenidas, se puede ver como al aumentar el tiempo de revenido, se inicia primero una etapa de formación de la estructura tipo 'canasta', mientras poco a poco va aumentando la formación de fase alfa por coalescencia y sorbitización de las placas martensíticas hasta que a tiempos muy prolongados o temperaturas de revenido más altas, se va obteniendo una estructura tipo normalizada

o hasta de bruto de colada, según como sea el enfriamiento. La estructura mostrada en la Fotomicrografía IV.47 es muy similar a las observadas en las Fotomicrografías IV.1, IV.2 , IV.7 y IV.8 .

## **V.2.2 TIEMPO DE REVENIDO**

De la Fig. IV.16 puede verse que la dureza de revenido es máxima siempre a la temperatura de revenido de 400 °C, independientemente del tiempo. Sin embargo, comparando con las figuras precedentes, se puede decir que la dureza es ligeramente menor a mayores tiempos de revenido. Esto concuerda con los resultados de la Tabla IV.11, donde se ve primero un aumento acelerado de dureza en los primeros minutos de revenido alcanzándose el máximo después de una hora disminuyendo la dureza luego lentamente al incrementarse el tiempo de revenido. Esto concuerda, en términos generales, con los resultados obtenidos por Ocampo, que se aprecian en la Figura V.1.

La evaluación metalográfica lleva a explicar esto en términos de un proceso de ‘sorbitización’, como lo plantea Coutinho [38], donde se produce un fenómeno de precipitación por dispersión a partir de la descomposición de las agujas martensíticas, haciendo que estas sean cada vez más finas, lo que además de llevar a la aparición de martensita del tipo ‘canasta’, lleva a un aumento de dureza; mientras van apareciendo áreas cada vez mayores de fase  $\alpha$  libre. Al aumentar el tiempo de revenido estas finas agujas martensíticas se van sorbitizando perdiendo su agudeza y haciendo crecer las zonas  $\alpha$ , llevando a una paulatina disminución de dureza.

### V.2.3 MODELO MATEMATICO EN EL REVENIDO

Se aprovecharon el conjunto de pruebas de revenido para plantear modelos matemáticos que relacionen la temperatura y el tiempo de revenido con la dureza final obtenida en el producto templado y revenido. Se han planteado dos modelos matemáticos para el revenido de la aleación estudiada (Anexo III). El primer modelo correspondiente a un diseño hexagonal (i.e., con nueve puntos experimentales) arroja un factor de correlación  $r^2 = 0,979$ , que se verifica aceptablemente para temperaturas de revenido de entre 100 y 700 °C y tiempos de revenido de entre 1,6 y 22,4 horas, encontrándose una desviación máxima del valor calculado con respecto al valor real de dureza (en HV<sub>500p</sub>) en el rango de [-49,834 ; +36,749]. Sin embargo, y como es lógico, para condiciones de tiempo y temperatura fuera del rango considerado, la desviación puede ser muy fuerte.

El modelo obtenido por regresión lineal usando todos los 18 datos obtenidos en el presente trabajo (temperaturas de revenido entre 100 y 700 °C, y tiempos de revenido de entre 6 minutos y 64 horas) arrojó un factor de correlación de  $r^2 = 0,88408$ . Esta vez el rango de desviación del valor calculado de dureza (en HV<sub>500p</sub>) respecto del valor real estuvo entre [-26,829 ; +38,972].

## OBSERVACIONES

La comparación de los resultados de medidas de densidad encontrados para las muestras en los diferentes estados muestran un valor ligeramente mayor para el bruto de colada (7,2 a 7,3  $\text{g/cm}^3$ ), encontrando para las probetas normalizadas una densidad de 7,1 a 7,2  $\text{g/cm}^3$ ; y para las probetas recocidas y templadas una densidad de 7,1  $\text{g/cm}^3$

Durante el tratamiento térmico, se forma una pátina gris (no cáscara) en piezas tratadas por largo tiempo a más de 400 °C. En otras piezas solamente se aprecia un leve opacamiento de la superficie. Los óxidos formados son densos y se adhieren fuertemente a la superficie haciendo disminuir la velocidad de corrosión [51].

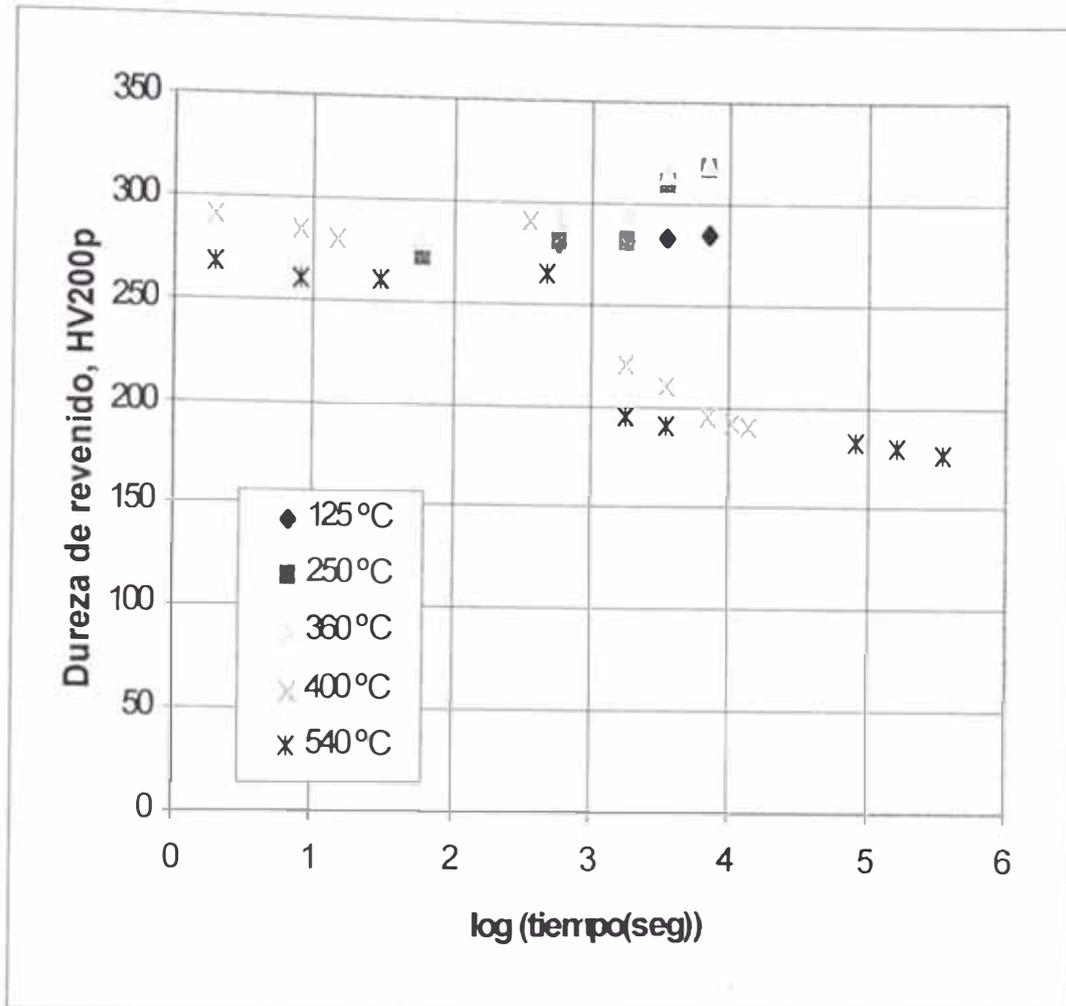


Figura V.1. Efecto del tiempo de revenido sobre la dureza, para diferentes temperaturas de revenido, para la aleación Cu-10,1 % Al; según Ocampo[5].

## CONCLUSIONES

1. La transformación  $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$  es un proceso controlado por difusión. Esta transformación eutectoide se completa a alrededor de 565 °C en un tiempo considerablemente largo de enfriamiento (del orden de 1°C / minuto, según Ocampo).
2. Cuando el enfriamiento es rápido la fase  $\beta$  es parcial o totalmente retenida y transformada en martensita por un proceso sin difusión.
3. La velocidad de enfriamiento es muy importante para definir la estructura obtenida en cuproaluminios. Así, un enfriamiento al aire no dará una estructura 'perlítica'.
4. Después del temple, la estructura está constituida por alargadas y finas placas de martensita; la transformación martensítica se detiene en los límites de grano los cuales se encuentran bien delimitados.
5. Se aprecia también martensita en 'zig zag'. El uso de aceite como medio de temple parece favorecer su formación.
6. Las probetas templadas muestran pequeñas cantidades de fase  $\alpha$ , formadas por transformación masiva, en los bordes de grano, diferenciándose de la estructura martensítica que es muy sensible a la luz polarizada.

7. Un análisis de composición ha detectado una cierta desaluminización en la pieza recocida, la que puede mostrar tenores de aluminio tan bajos como 5 % en la superficie. Sin embargo, hay que añadir que la oxidación es tolerable debido a que los óxidos formados se adhieren a la superficie formando una película muy densa y de pequeño espesor haciendo que la velocidad de oxidación disminuya.

8. Para nuestra aleación, la dureza de estado templado es menor a la dureza del metal en estado recocido o normalizado. Sin embargo, ésta se incrementa notablemente con el revenido superando las durezas de recocido y normalizado.

9. El uso de un medio de temple más energético incrementa la dureza obtenida en el producto templado.

10. Las temperaturas de temple óptimas están entre 800 y 900 °C, aunque temperaturas de temple menores también dan resultados aceptables.

11. Considerando los resultados del revenido, el efecto de la temperatura de temple es apreciable cuando se temple en agua y salmuera, más no es así cuando se temple en aceite. En el primer caso, a mayores temperaturas de temple se alcanzan mayores durezas en el producto revenido.

12. El proceso de revenido genera inicialmente una martensita tipo 'canasta', muy característica, que lleva a un aumento de la dureza de revenido.

13. Luego se pasa a un proceso de “sorbitización” de la estructura. A bajas temperaturas de revenido se tiene la formación paulatina de fase alfa por descomposición de la martensita: mientras que a mayores temperaturas de revenido se acelera la precipitación de la fase  $\gamma_2$  en los bordes de grano de la martensita primero y de la fase  $\alpha$  después. La martensita tipo placa y en zig zag, producto del temple, se hace mayor en cantidad y se transforma más en una estructura tipo “canasta” y en zig zag con el revenido.

14. En el producto templado no solo se aprecia la fase  $\alpha$  en los bordes de grano, sino también dentro de los granos, debido al efecto del hierro como aleante, como lo probó Ocampo [5], que también tiene un efecto de endurecimiento en el curso del revenido.

15. El tamaño de grano está en el orden de la décima de milímetro para nuestra aleación debido al efecto del hierro como afinador de grano. Para la aleación de cobre con 10 % de aluminio de Ocampo, éste estaba en el orden del milímetro[5].

16. El níquel es responsable por la dureza mayor de templado que de revenido, reportada por otros; tendencia que nuestra aleación no mostró al carecer de este elemento.

17. Es importante evitar la aparición de estructuras Widmanstätten para impedir la fragilización del material en su procesado posterior.

18. El hecho de poder controlar sus propiedades mecánicas finales, dentro de un relativamente amplio rango, mediante tratamientos térmicos (temple y revenido), hacen de los cuproaluminios una familia de aleaciones muy interesante. A esto podemos añadir las magníficas propiedades químicas (resistencia a la corrosión) y físicas (conductividad eléctrica, no magnética, buen brillo) mostradas por estas aleaciones.

19. Otra forma de incrementar sus propiedades mecánicas y anticorrosivas es mediante la adición de aleantes como el Níquel y otros.

20. El primer modelo matemático, para el revenido, correspondiente a un diseño hexagonal (i.e., con nueve puntos experimentales) arroja un factor de correlación  $r^2 = 0,979$ , que se verifica aceptablemente para temperaturas de revenido de entre 100 y 700 °C y tiempos de revenido de entre 1,6 y 22,4 horas.

21. El modelo obtenido por regresión lineal usando todos los 18 datos obtenidos en el presente trabajo (temperaturas de revenido entre 100 y 700 °C, y tiempos de revenido de entre 6 minutos y 64 horas) arrojó un factor de correlación de  $r^2 = 0,88408$ .

22. El análisis comparativo de costos por kg de aleación muestra que los cuproaluminios tienen un costo que es la tercera parte de un acero inoxidable para similar aplicación, lo que demuestra la gran ventaja de usar este tipo de aleaciones donde se requieran las propiedades que ellas exhiben.

## REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

1. PAEZ, J.L. "El tratamiento de temple y de revenido en los bronce al aluminio " Rev. El fundidor . 1983.
2. SILVA,O.; GUTIERREZ,R. Et als. "Estudio del efecto del tratamiento térmico en dos cuproaluminios Cu-Al-Fe y Cu-Al-Fe-Mn sobre su resistencia a la corrosión en medios industriales". Memorias del V CONGRESO NACIONAL DE INGENIERIA METALURGICA . Tomo I. Cusco, 1993.
3. SILVA, O.; GOICOCHEA,K. ; ABRIGO, Y. ; VASQUEZ, R. "Fabricación de Cuproaluminios" PROYECTO UNI-CENTROMINPERU. Informe Técnico, 1990.
4. SCHWEITZER, PHILIP S. Editor. Corrosion protection handbook. Marcel Dekker Inc. 1983.
5. OCAMPO RODRIGUEZ, G. Thése "Sur la décomposition après-tempre de la phase betta de l'alliage Cu 10.1%Al.- .influence du Nickel et du Fer " Universitát Pierre et Marie Curie (París VI), 1980.
6. MACK, D.J., y, JEWETT, R.P. Journ. Inst. of Metals, 92 (1963) 59.
7. SWANN, P.R., y, WARLIMONT, H. Acta Metalur. , 1 (1963) 511
8. BERNARD, E. , y, DUVAL, P. Phys. Stat. sol. , 34 (1976) 135.
9. AVNER, S.H. Introducción a la metalurgia física. McGraw-Hill, México, 1979.
10. JONES,H., y , MOTT,N.F. Theory of properties of metals and alloys. Dover Inc. New York, 1936.
11. WEST, D.R.F., y, Thomas,D.L. Jour. Inst. of Metals, 83 (1954) 505.
12. COPE, R.G. Jour. Inst. Of Metals, 87 (1958) 330.

13. DUVAL, P. Thèse Fac. Sci., CNRS, N° AO6505, Rouen (1972).
14. SATO,H.; TOTH,R.S.; y, HONGO,G. Jour. Phys. Chem. Sol., 28 (1967) 137.
15. KUWANO, N.; OGATA,I.; TOMOKIYO, Y,; EGUCHI,T. Trans. J.I.M., 18 (1977) 195.
16. GAUDIG,W.; WARLIMONT,H. Acta Met., 26 (1978) 709.
17. SMITHELLS, C.J. Metals reference book. Butter Work Scientific Pub., New York, 1960.
18. Copper Development Ass. , Pub. N° 44, London, 1965.
19. MACKEN, P.J. "The production of aluminium bronze sand castings".The British Foundryman . October 1964.
20. BUTLER, H., y, FLETCHER, A.J. Jour. Inst. of Metals, 98 (1970) 16
21. GRENINGER, A.B. Trans AIME, 133 (1939) 204.
22. MACKENZIE, J.K., y, BOWLES, J.S. Acta Metalur, 5 (1957) 137.
23. NAKANISHI, N. Trans. J.I.M. , 2 (1961) 79 y 2 (1961) 85 .
24. NISHIAYAMA, Z.; y, KAJIWARA, S. Jap. J. Appl. Phys., 2 (1963) 478.
25. DELAEY,L.; y, LEFEVER, I. Acta Met. , 20 (1972) 797.
26. HAYNES, R. Jour. Inst. of Metals , 83 (1954) 105.
27. JELLISON,J., y KLIER, E.P. Trans AIME , 233 (1965) 1694.
28. THOMAS, D.L. Jour. Inst. of Metals, 94 (1966) 250.
29. CARPENTER, H.C.H., y, EDWARDS, C.A. Proc. Inst. Rech. Engrs., (1907) 57.
30. REGIDOR,J.J.; CRISTINA, M.C.; y, SISTIAGA, J.M. Revista de Metalurgia, 10 (1974) n° 3 165.
31. DUVAL, P.; y, HAYMANN, P. Mém. Sci. Rev. Metal., LXX n°2 (1973) 159.

32. DELAEY,L. ET ALS . Materials Sci. Eng., 15 (1974) 263.
33. PITSCI, W. Jour. Inst. of Metals, 87 (1959) 444.
34. KELLY, P.M.; y, NUTTING, J. Jour. Iron and Steel Inst., 197 (1960) 199.
35. BARRET, C.S., y, TRANTZ,O.R. Trans. AIME, 175 (1948) 579.
36. SCHEIL, E. Z. Anorg. Allgem. Chemie, 207 (1932) 21.
37. HOWIE,A.; y, SWANN,P.R. Phil. Mag., 6 (1961) 1215.
38. COUTINHO, T.A. Metalografía de não ferrosos. Edit. P. Blucher, Sao Paulo, 1981.
39. EGUCHI, T.; KINOHITA, C., y , TOMOKIO,K . Trans. J.I.M. , 194 (1978) 198 .
40. WECHSLER,M.S., y, KERNOHAN, R.H. Acta Met., 7 (1959) 599.
41. BADER, M., ELDIS, G.T., y, WARLIMONT, H. Met. Trans. 7 A (1975) 249.
42. POPPLEWELL,J.M., y , CRANE, J. Metall. Trans., 2 (1971) 3411.
43. LEBIENVENU, M.; OCAMPO,G.; y, DUBOIS,B. Publicación aceptada para Materials Science Engineering, para fines de 1980.
44. VARCHAVSJY,A. ET ALS. Met. Trans. 6 A (1975) 577.
45. OBINATA, J. Memoirs Ryoj. College of Eng., 3 (1931) 285.
46. KINOSHITA,C. ; TOMOKIYO,Y.; y EGUCHI,T. Phil. Mag., B 38 (1978) 221.
47. TRIEB,L. y VEITH,G. Acta Met., 26 (1978) 185.
48. FADIN,V.P.; PANIN,V. Ye, y , DUDAREV, Ye F. Phys. Met. Metallo., 14, 1 (1962) 33.
49. KULKARNI,S.D. Acta Met., 21 (1973) 1461.
50. LEFEVER,I.; y DELAEY,L. Acta Met., 20 (1972) 797.

51. KOLACHEV, J.; GABIDULIN, R.M.; FIGUZOV, Yu.V. Tecnología de tratamiento térmico de metales y aleaciones no férreos. Ed. MIR, Moscú, 1983.
52. BARBERY, J.; y, WEILL-COULY, P. Les cuproaluminiums. Centre d'Information Cuivre, Laitons, Alliages. France.
53. BREZZINA, P. "Heat treatment of complex aluminium bronzes". International Metals Review, Vol. 27, N° 2, 1982.
54. PICKERING, H.W. "Basic investigations of cooper alloys - surfaces and their reaction with gases and aqueous solutions". International Cooper Association, Ltd. 1992.
55. ASM. Metals Handbook. "Martensitic structures", Vol. 8, pág. 673. 1985.
56. VERHOEVEN, J.D. Fundamentos de metalurgia física. Ed. Limusa. México, 1987.