



ESCUELA SUPERIOR POLITECNICA DEL LITORAL

Facultad de Ingeniería en Mecánica

**"ANALISIS MICROESTRUCTURAL DE LOS
CUPROALUMINIOS COMPLEJOS
TEMPLADOS BAJO DIFERENTES
CONDICIONES DE AUSTENIZACION"**

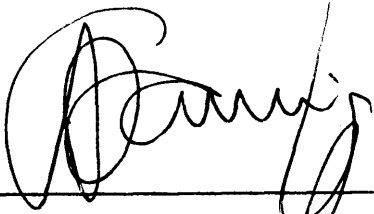
TESIS DE GRADO

Previa a la obtención del Título de:

INGENIERO MECANICO

Presentada por:

Boris G. López Andrade



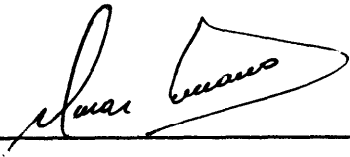
Dr. Alfredo Barriga R.

**DECANO DE LA FACULTAD DE
INGENIERIA EN MECANICA**



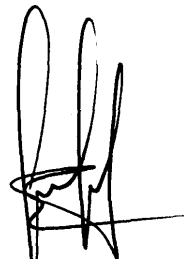
Ing. Ignacio Wiesner F.

DIRECTOR DE LA TESIS



Ing. Omar Serrano

MIEMBRO DEL TRIBUNAL



Ing. Julián Peña

MIEMBRO DEL TRIBUNAL

AGRADECIMIENTO:

A la ESPOL y su cuerpo docente por la instrucción recibida, en especial al Ing. Ignacio Wiesner F., quien am su inquebrantable espíritu investigador, ha sabido guiarme para llegar a feliz término de mi tesis.

AGRADECIMIENTO ESPECIAL:

Al Museo Antropológico del Banco Central del Ecuador, especialmente al Arq. Freddy Olmedo, a la Dra. Carolina Jerbis y al Ing. Alfredo García, quienes prestaron incondicionalmente su ayuda para que llevara a cabo mi investigación.

DECLARACION EXPRESA:

La responsabilidad por los hechos, ideas y doctrinas expuestas en esta Tesis, corresponden exclusivamente a su autor, y el patrimonio intelectual de la misma corresponde a la Escuela Superior Politécnica del Litoral.

A handwritten signature in black ink, consisting of a large, stylized 'B' followed by 'G. López Andrade'.

Boris G. López Andrade

RESUMEN:

El tema consiste en el **tratamiento térmico** de temple y **análisis microestructural** del cuproaluminio complejo cuya **denominación** es UNSC95500.

La primera parte consistirá en **obtener probetas** de dicha aleación, para lo cual se hace necesario **fundir algunas** de ellas con **metodología** desarrollada en tesis anteriores.

A tales probetas las someteremos al **tratamiento térmico** de temple considerando dos factores importantes:

- a) **Tiempo de austenización;** y
- b) **Temperatura de austenización.**

Seguidamente, a las probetas tratadas les haremos un **análisis microestructural** para revelar sus **fases** y **microconstituyentes**, lo cual **dará las propiedades** de la aleación.

Finalmente, haremos **ensayos** para conocer las propiedades **mecánicas** de las probetas **tratadas**, las cuales **deberán** estar acorde a las **obtenidas** en el **análisis microestructural**.

De esta manera podremos concluir y recomendar las **condicione8** bajo las cuales se lleva a cabo un **tratamiento térmico** de temple **óptimo** para la **aleación**.



INDICE GENERAL

	Pag.
RESUMEN	7
INDICE GENERAL	8
INDICE DE FIGURAS	10
INDICE DE TABLAS	13
INTRODUCCION	14
CAPITULO 1: FUNDAMENTOS TEORICOS.	
1.1 Generalidades	15
1.2 Propiedades y Aplicaciones	16
1.3 Diagrama de Equilibrio de los Cuproaluminios Complejos	30
1.4 Diagrama TTT de los Cuproaluminios Complejos	37
1.5 Técnica de Fundición	58
CAPITULO II: DESARROLLO EXPERIMENTAL	
2.1 Metodología	65
2.2 Equipo Experimental y Materiales	72
2.3 Obtención de Probetas (Fusión)	78
2.4 Análisis Químico	87
2.5 Temple de Probetas	88
2.6 Análisis Microestructural	89
2.7 Ensayos Mecánicos	103
CAPITULO III: ANALISIS DE RESULTADOS	
3.1 Análisis Mecánico	108
3.2 Análisis Microestructural	119

	Pag.
CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	122
ANEXOS	124
BIBLIOGRAFIA	132

INDICE DE FIGURAS

<i>NO.</i>		<i>Pág.</i>
1	Cuproaluminio binario colado en arena	17
2	Cuproaluminio al hierro	17
3	Cuproaluminio al hierro - níquel	18
4	Variación de la microestructura según el contenido de aluminio	19
5	Variación de la dureza de acuerdo al contenido de aluminio	19
6	Diagrama de equilibrio cobre - aluminio	32
7	Diagrama de equilibrio para aleaciones recocidas durante un tiempo prolongado	33
8	Diagrama de equilibrio de la aleación Cu - Al - 5 Fe - 5 Ni	34
9	Representación esquemática de las fases kappa	35
10	Variación del punto eutéctico de acuerdo al contenido de Ni	37
11	Efecto del aluminio y razón de enfriamiento sobre la transformación ordenada.	38
12	Estructura martensítica de una aleación Cu - 10.5 Al	39
13	Representación esquemática de la formación de martensita	40
14	Diagrama CT para Cu - 11.8 Al	43
15	Diagrama CT y propiedades mecánicas para Cu - 10.5 Al	44
16	Diagrama CT y propiedades mecánicas para Cu - 10.5 Al - 4.8 Fe	45
17	Diagrama CT y propiedades mecánicas para Cu - 10.5 Al - 5.0 Ni	47
18	Diagrama CT y propiedades mecánicas para Cu - 10.5 Al - 4.6 Fe - 5 Ni	48
19	Diagrama CT y propiedades mecánicas para Cu - 8.8 Al - 5.4 Fe - 5 Ni	49

Na		Pag.
20	Diagrama CT y propiedades mecánicas para Cu - 9.9 Al - 5.3 Fe - 5.1 Ni	50
21	Diagrama CT y propiedades mecánicas para Cu - 11.5 Al - 5.3 Fe - 5.1 Ni	51
22	Diagrama CT y propiedades mecánicas para Cu - 12.5 Al - 4.9 Fe - 5.1 Ni	52
23	Diagrama TTT para 83.93 Cu - 10.57 Al	54
24	Diagrama de transformación de la aleación binaria al 12% de aluminio	55
25	Diagrama de transformación de la aleación ternaria al 12% de aluminio y 3% de níquel	57
26	Flujograma para la elaboración de las probetas mediante el segundo método de fundición.	69
27	Horno de fusión	74
28	Crisol de 10 Kgs. de capacidad	74
29	Moldes metálicos	75
30	Conjunto de instrumentos utilizados para la fundición	75
31	Horno de tratamiento térmico	76
32	Microscopio metalográfico	77
33	Procedimiento a seguir para obtener una correcta fundición	79
34	Probeta que contiene 14% de aluminio	83
35	Probetas obtenidas de la fundición	89
36	Microestructura de la aleación C95500 sin temprar	90
37	Microestructura de la probeta 800 - 10	91
38	Microestructura de la probeta 800 - 30	91
39	Microestructura de la probeta 800 - 50	92
40	Microestructura de la probeta 830 - 10	92
41	Microestructura de la probeta 830 - 30	93
42	Microestructura de la probeta 830 - 50	93

No.		Pag.
43	Microestructura de la probeta 860 - 10	94
44	Microestructura de la probeta 860 - 30	94
45	Microestructura de la probeta 860 - 50	95
46	Microestructura de la probeta 890 - 10	95
47	Microestructura de la probeta 890 - 30	96
48	Microestructura de la probeta 890 - 50	96
49	Microestructura de la probeta 920 - 10	97
50	Microestructura de la probeta 920 - 30	97
51	Microestructura de la probeta 920 - 50	98
52	Microestructura de la probeta 950 - 10	98
53	Microestructura de la probeta 950 - 30	99
54	Microestructura de la probeta 950 - 50	99
55	Microestructura de la probeta 980 - 10	100
56	Microestructura de la probeta 980 - 30	100
57	Microestructura de la probeta 980 - 50	101
58	Microestructura de la probeta 1010 - 10	101
59	Microestructura de la probeta 1010 - 30	102
60	Microestructura de la probeta 1010 - 50	102
61	Gráfico dureza vs. temperatura de austenizado (C95500)	110
62	Gráfico dureza vs. tiempo de austenizado (C95500)	111
63	Diagrama de barras dureza vs. temperatura de austenizado (C95500)	112
64	Diagrama de barras dureza va. tiempo de austenizado (C95500)	113
65	Gráfico dureza vs. temperatura de austenizado (9.45% de Al)	115
66	Gráfico dureza vs. tiempo de austenizado (9.45% de Al)	116
67	Diagrama de barras dureza vs. temperatura de austenizado (9.45% Al)	117
68	Diagrama de barras dureza vs. tiempo de austenizado (9.45% Al)	118

INDICE DE TABLAS

No.		Pág.
I	Composic[i]n qu[im]ica de los cuproaluminios complejos	15
II	Propiedades de algunos cuproaluminios complejos	21
III	Propiedades de cuproaluminios complejos	24
IV	Resistencia a la corrosi[3]n de los cuproaluminios	25
V	Condiciones de torneado para cuproaluminios complejos	26
VI	Aplicaci[3]n de los cuproaluminios complejos de acuerdo al contenido de aluminio	29
VII	Fases de equilibrio de los sistemas Cu - Al - X	31
VIII	Composic[i]n qu[im]ica de las fases kappa	36
IX	P[er]didas de carga	59
X	Temperatura de vaciado de los cuproaluminios complejos	61
XI	Rangos de composic[i]n y propiedades para los cuproaluminios complejos	68
XII	An[al]isis qu[im]ico de la primera y segunda fundici[3]n	81
XIII	Pasos requeridos para la [u]ltima fundici[3]n	86
XIV	An[al]isis qu[im]ico de todas las fundiciones	87
XV	Durezas obtenidas en el temple de la aleaci[3]n C95500	104
XVI	Durezas obtenidas en el temple de la aleaci[3]n con 9,45% de Al	105
XVII	Control de los cuproaluminios complejos seg[un] la norma ANSI/ASTM 148-71 para aleaciones C95500 coladas	108
XVIII	Control de los cuproaluminios complejos seg[un] la norma ANSI/ASTM 148-71 para aleaciones C95500 templadas	114
XIX	Resumen de las propiedades obtenidas para la aleaci[3]n C95500	114
XX	Reactivos y procedimiento para ataque metalogr[af]ico	131

INTRODUCCION:

A nivel ingenieril muchas veces se hace necesario el uso de materiales que posean excelentes propiedades mecánicas, y que tengan una elevada resistencia a la corrosión. Es en este campo donde los cuproaluminios complejos tienen un uso muy frecuente.

Sin embargo, algunas veces las propiedades mecánicas que poseen estas aleaciones no satisfacen las condiciones en las cuales van a trabajar, por lo cual es necesario mejorarlas por medio de un tratamiento térmico que comúnmente es el temple. Si bien el temple mejora algunas propiedades como la dureza y resistencia a la tracción, disminuye otras como la ductilidad; por este motivo se hace necesario un tratamiento posterior de recocido.

En base a lo expuesto anteriormente, el objetivo que nos hemos planteado es el de obtener las condiciones bajo las cuales se llevará a cabo un tratamiento de temple que mejore estas propiedades mecánicas; así como también, analizar las microestructuras que son las causales para el cambio de las propiedades en los cuproaluminios complejos.

CAPITULO I: FUNDAMENTOS TEORICOS.

1.1 GENERALIDADES:

Los cuproaluminios son aleaciones de cobre que contienen entre 8 y 12% de aluminio. Cuando se les adiciona cantidades eventuales de hierro, níquel y de manganeso (entre 2 y 5%), se las denomina “complejas”. En la tabla 1 se da la composición típica de estas aleaciones.

Tabla 1: Composición Química de los Cuproaluminios Complejos.

NúmeroU-NS	0 5 4 0 0	C95400
Cobre, mínimo	83.0	78.0
Aluminio	10.0 - 11.5	10.0 - 11.5
Hierro	3.0 - 5.0	3.0 - 5.0
Manganeso	0.5 máx.	3.5 máx.
Níquel	2.5 máx.	3.0 - 5.5
Total de elementos	99.5	99.5

Manual ASTM, 1976.

Los cuproaluminios son aleaciones apreciadas por su elevada resistencia a la corrosión. Además, estas aleaciones pueden mejorar sus propiedades mecánicas

cuando se las somete a algún tratamiento térmico; esto ha dado a un **creciente** interés industrial por ellas.

1.2 PROPIEDADES Y APLICACIONES:

1.2.1 Propiedades:

Las propiedades de un metal o **aleación** en estado **sólido** son **determinadas** por su estructura. La estructura depende de algunos factores **tales** como la composición **química**, forma de moldeo y posterior tratamiento térmico o **mecánico**.

Los cuproaluminios que salen de **fundición** están generalmente **constituidas** por dos fases (Fig. 1): **una solución sólida** rica en cobre (**fase α**) y de una fase β' , producto de la **transformación martensítica** de la fase β al templarla desde altas temperaturas. Si se **enfria** lentamente la **aleación** en lugar de **martensita** tendrá un **eutéctico** $\alpha + \Gamma_2$.

La **adición** de **hierro** en cantidades **superiores** al **0,5%** precipita inclusiones en **forma** esférica **que** contienen aproximadamente **70%** de hierro (Fig. 2).

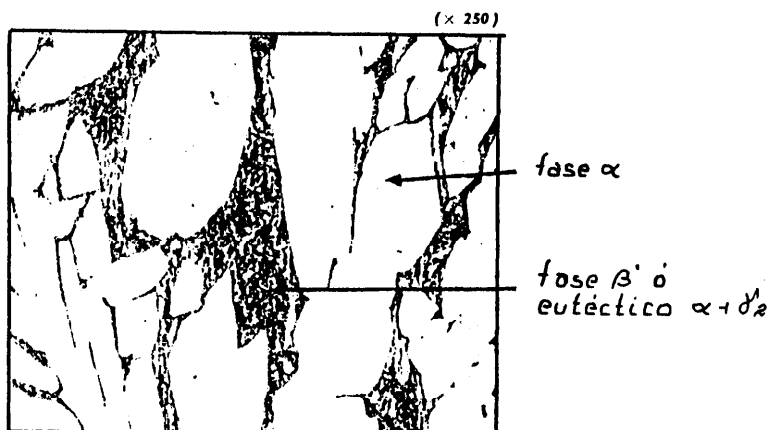


Fig. 1: Cuproaluminio binario *dado en arena* con 9.6% de Al, (Ref. 2).



Fig. 2: Cuproaluminio *al hierro*; Al = 9.8%, Fe = 3.8% ; (Ref. 2).

Una fase complementaria, rodeando a la **fase a**, aparece cuando se agrega níquel a la **aleación (Fig. 3)**. Esta fase juega un rol muy importante ya que **es** eh quien le da mayor **resistencia a la corrosión** .

Al igual **que** en los **aceros**, los cuproaluminios son susceptibles de **modificar** sus propiedades y **microestructuras** mediante tratamiento **térmico** como veremos **más** adelante.

La variación del contenido de aluminio varía las propiedades de la aleación. En las **figuras 4 y 5** se **muestra** como **afecta** esto en la **microestructura** y en la dureza respectivamente.

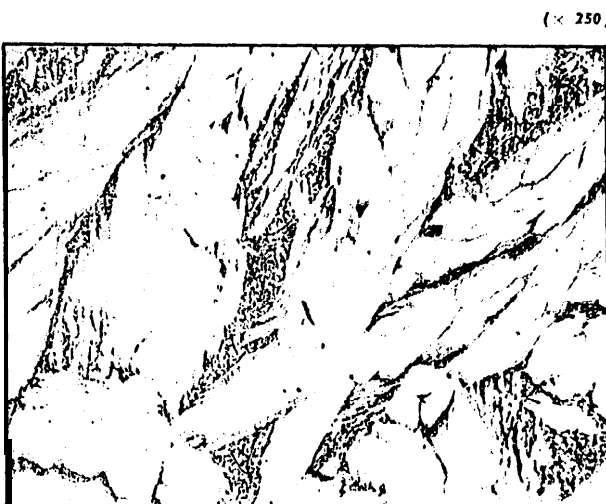


Fig. 3: Cuproaluminio al hierro-níquel; Al = 9.3%, Fe = 3.2%, Ni = 3.1%; (Ref. 2).

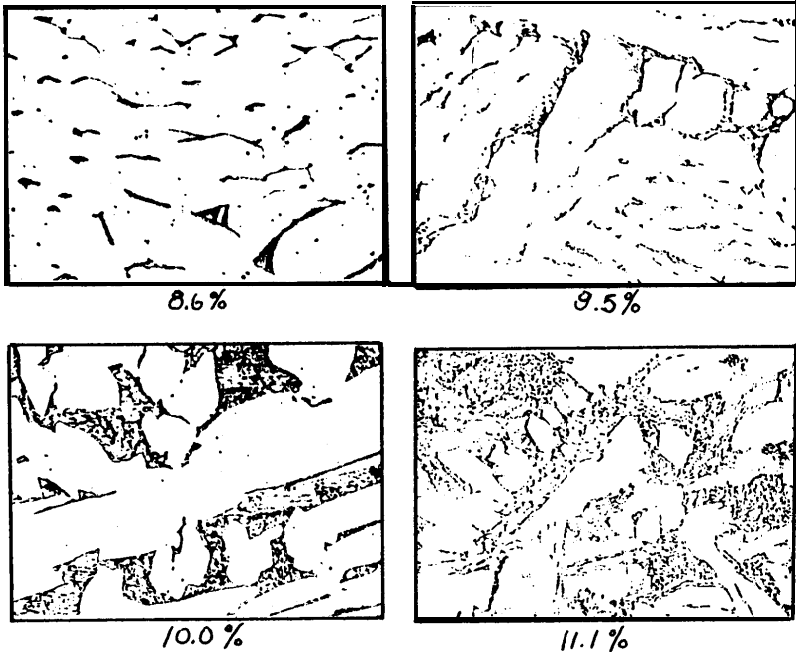


Fig. 4: Variación de la microestructura según el contenido de aluminio, (Ref. 2).

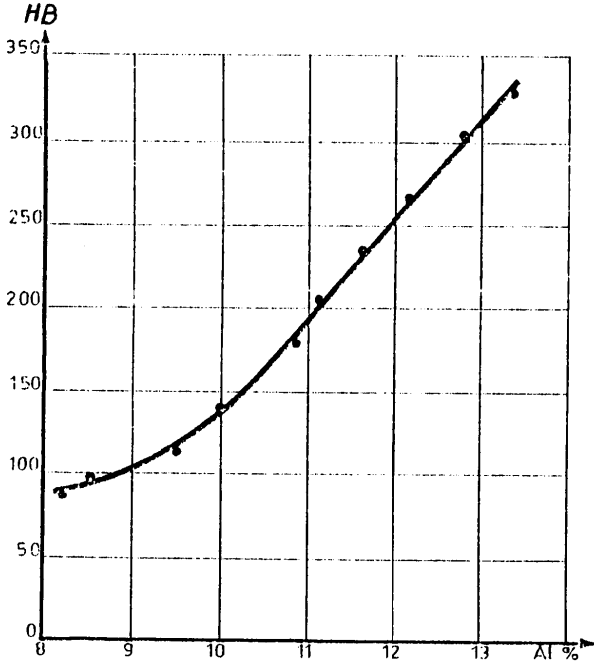


Fig. 5: Variación de la dureza de acuerdo al contenido de aluminio, (Ref. 2).

A continuación hacemos un resumen de la influencia que ejercen los principales elementos aleantes sobre los cuproaluminios:

Aluminio: Añadido al cobre como un constituyente predominante en la aleación para formar una serie de aleaciones de elevada resistencia. La solubilidad de este en el cobre es cerca del 9.5 %.

Hierro: Añadido a las aleaciones de cobre como un constituyente fortalecedor para broncees el silicio, aluminio y manganeso. Se combina con el aluminio o el manganeso para formar componentes duros. Estos componentes se encajan ellos mismos dentro de la matriz para dar las aleaciones resistentes al desgaste. El hierro, cuando se precipita como una impureza, no es deseable puesto que este forma zonas endurecidas que son perjudiciales para el maquinado.

Níquel: Introducido a los broncees como un elemento aleante para refinar el grano y endurecer la aleación. Este también es usado en cantidades superiores al 15% en latones al níquel para desplazar esta a la cantidad de zinc. En esta aleación, provoca aumento de tenacidad resistencia a la corrosión, pureza. En otras aleaciones es utilizado para aumentar la resistencia al desgaste. Cuando se

presenta como impureza, este no causa efectos perjudiciales; y muchas especificaciones permiten tenerlo en aproximadamente 1%.

Manganeso: Usado principalmente como un elemento aleante para dar alta resistencia a latones, cuando este forma componentes con otros elementos aleantes tales como hierro y aluminio. Este también es usado, en alguna cantidad, para desoxidar. No es considerado muy perjudicial como impureza.

La tabla II muestra las propiedades que tienen los principales cuproaluminios complejos.

Tabla II: Propiedades de algunos Cuproaluminios Complejos.

Aleación	Composición					Dureza HB	Resistencia Tracción Ksi	Elongación en 50 mm %	Módulo Elástico Gpa
	Cu	Al	Fe	Ni	Mn				
C95200	8	8	3	9	- -	125	80	35	105
C95300	89	10	1	-	-	130	65	12	110
C95400	8	5	1	1	4 - -	170	75	6	110
C95500	8	1	1	1	4 4 -	200	90	5	110
C95700	75	8	3	2	12	205	90	20	125

Propiedades mecánicas:

Los cuproaluminios complejos poseen muy buenas propiedades **mecánicas** y pueden incluso reemplazar a los aceros al carbono en aplicaciones donde se **requiere** una alta **resistencia** a la **corrosión**. **Estas** propiedades se mejoran con un **tratamiento térmico**.

Como indica la figura 5, un cuproaluminio puede tener **diferentes** durezas dependiendo de la composición de aluminio. Dureza es **sinónimo** de mayor resistencia a la **tracción** y menor ductilidad. En la **práctica** es recomendado no sobrepasarse del 12 al 13% de aluminio **porque** la **aleación** se vuelve completamente **frágil**.

Sin tratamiento la dureza puede variar de 110 a 260 HB, la **elongación** de 5 a 35% y la resistencia a la **tracción** de 70 a 124 Ksi.

En la tabla III damos las **propiedades** de los cuproaluminios **más** comunes.

Resistencia a la Corrosión:

Las fases presentes en la **aleación** influyen bastante en la resistencia **a** la **corrosión**. Es **así que** la fase **alfa** tiene excelente resistencia, pero si aumentamos el contenido de

aluminio, más **allá** del **8%**, se presenta otra estructura con la **fase α** , que pueden ser las **fases β y γ** . La **fase β** es menos resistente que la **fase α** ; pero la **fase $\alpha + \gamma$** es mucho menor. Las **estructuras metastables** presentan buena resistencia a la **corrosión** y **son** mejores que **las** que **presentan** una estructura recocida

En general, los cuproaluminios complejos que **poseen** entre el **5%** y **12%** de aluminio tienen excelentes propiedades **anticorrosivas** y resistencia **a** la oxidación inclusive **a** altas temperaturas.

El níquel en cierto porcentaje, del **1** al **2%**, mejora la resistencia a la corrosión; **mientras** que el hierro no tiene efecto **sobre** la **aleación**.

Entre las aleaciones de cobre, los **cuproaluminios se consideran** en la categoría de menor velocidad de corrosión en medios **marinos**. La **pérdida** de **metal** por corrosión **se** puede expresar por medio de la siguiente **expresión (Ref. 6)**:

$$d = (0.1) t^{1/3}$$

donde **d** = **pérdida** en micras.

t = tiempo de **exposición** en años.



El comportamiento de los cuproaluminios complejos en varios medios de corrosión se han clasificado en tres categorías como se indica en la tabla IV.

Tabla III: Propiedades de los Cuproaluminios Complejos.

Número UNS	Resistencia Tensil Ksi	Resistencia a la Fluencia Ksi	Elongación %	Dureza (a) HB
C95300 (b)	70-85	30-35	20 - 35	110 - 160
C95300 (c)	80 - 95	40 - 55	12 - 16	160 - 225
C95400 (b)	75-95	30 - 41	12 - 20	150 - 185
C95400 (c)	90 - 100	45 - 52	6 - 15	190 - 235
C95500 (b)	90 - 105	40-50	7-20	175 - 210
C95500 (c)	110 - 124	60 - 80	5 - 12	215-260

(a) 3000 Kg de carga; (b) Colado en arena; (c) Templado.

Metals Handbook, Vol 2, 1988.

Maquinabilidad:

Los cuproaluminios están en el grupo de aleaciones de cobre mas difíciles de maquinar, y comparándolas con aquel que es mas fácil, BU maquinabilidad es del 50 a 60%. En todo caso es conveniente el correcto afilado de la herramienta, y mantener las condiciones que indica la tabla V para el torneado.

Tabla IV: Resistencia a la Corrosión de los Cuproaluminios.

MedioCorrosivo	Calificación*	MedioCorrosivo	Calificación
Acido Acético	A	Acetona	A
Acetileno	C	Alcohol	A
Amoniaco, gas húmedo	C	Amoniaco sin humedad	A
Gelatina	A	Glicerina	A
Anilina	B	Cerveza	A
Agua Potable	A	Whisky	A
Bebida3 Carbonatadas	A	Dióxido de Carbono	A
Cloro húmedo	C	Cloruro desodio	A
Acido Sulfúrico al 78%	A	AceiteCombustible	A
Freón	A	Glucosa	C
AcidoMuriático	B	Asfalto	A
Benzina	A	Vinagre	A
Jarabe de caña de azúcar	A	Cloro Seco	A
Acido Cítrico	A	Gas Propano	A
Eters	A	Aceite de Algodón	A
Gasolina	A	Acido Sulfúrico al 95%	B

* A = Recomendado; B = Aceptable; C = No recomendado.

Table V: Condiciones para el Torneado de Cuproaluminios Complejos.

Número UNS	Maquinabilidad*	Velocidad, smf**	Avance, ipr** *
Desbaste			
C95300	55%	300	0.009
C95400	60%	300	0.011
C95500	50%	250	0.011
Acabado			
C95300		950	0.004
C95400		950	0.004
C95500		950	0.004

***Aleación C36000 100% de maquinabilidad (61.5 Cu, 35.5 Zn, 30 Pb)**

****smf= pie superficial por minuto; ipr= pulgadas por vuelta.**

Metals Handbook, Vol. 3, 1972.

Soldabilidad:

Para que haya un correcto proceso de soldadura, el metal o sus aleaciones deben poseer propiedades adecuadas de conductividad, resistencia mecánica y resistencia a la corrosión. Debido a que el cobre y sus aleaciones presentan estas tres propiedades, son muy a menudo unidos con soldadura en la industria metal-mecánica.

Para soldadura de arco se pueden utilizar los siguientes procesos:

- Soldadura de arco con electrodo revestido (SMAW)
- Soldadura de arco con gas de tungsteno (GTAW)
- Soldadura de arco con metal y gas inerte (GMAW)
- Soldadura de arco por plasma (PAW)
- Soldadura con arco sumergido (SAW)

La soldadura de punto o de costura por resistencia eléctrica también es utilizada para las aleaciones de cobre con baja conductividad. Se puede soldar espesores de hasta 1.5 mm.

1.2.2 Aplicaciones:

Las aleaciones ricas en manganeso poseen mayor facilidad de fundición debido a su bajo punto de fusión. Ellas son preferidas por lo tanto, para la manufactura de grandes piezas marinas como hélices. Las aleaciones de Cu-Al-Be fueron diseñados para revestimientos de soldadura resistentes a la cavitación. Las aleaciones Cu-Al, am adiciones de cobalto, tienen excelente resistencia a la corrosión en agua de mar, y son especialmente resistentes al desgaste. Las aleaciones Cu-Al-Sn fueron diseñados para

propósitos arquitectónicos ya que poseen buen brillo. Las aleaciones **Cu-Al-Si** son usadas para componentes que tienen **que** operar en contacto con agua de mar, debido a su buena resistencia a la corrosión y excelente soldabilidad.

Las aplicaciones **típicas** de los cuproaluminios complejos se esquematizan en el siguiente cuadro:

Aleación C95300: - Canastas para remojo en **salmuera**

- **Tuercas**

- Engranés

- Equipos marinos

- Piezas o lagartos de soldas

- Herramientas antichispa, etc.

Aleación C95400: - Impulsores de bombas

- Bocines, **piñones, sinfin**

- Asientos y guías de **válvulas**

- **Ampuestas** para rodillos laminadores

- Herramientas antichispa

- Placas deslizadoras, etc.

Aleación **C95500:** - Propulsores marinos

- **Guías** y asientos de **válvulas** en motores de **aviación**

- **Piezas** resistentes **a** la corrosión

- Bocines, **Piñones, sinfin**

- Ganchos y canastas para remojo

- **Agitadores para la** industria de **papel**, etc.

* Las aleaciones C95300 y C95400, no **son** adecuados para **exposición** en **ácidos** oxidantes. **Además su uso prolongado** a temperaturas **entre** 320 y 505°C puede reducirle ductilidad y tenacidad.

* **La aleación C95500** no es apropiada para uso en **ácidos** fuertemente oxidantes.

De acuerdo **al** contenido de aluminio, las aplicaciones del **cuproaluminio** se dan en la tabla VI:

Tabla VI: Aplicación de los Cuproaluminios Complejos de acuerdo al contenido de aluminio.

8 a 9 % de aluminio	- Trabajo suave: bocines, chapas, etc
9 a 11% de aluminio	- Trabajo Pesado: Guías de válvulas , carcazas de bombas, impellers, hélices de embarcaciones , etc.
11 a 14% de aluminio	- Trabajo Extrapesado , sin empactos : hileras y matrices para estampadoras.

Metals Handbook, vol. 2, 1989.

1.3 DIAGRAMA DE EQUILIBRIO DE LOS CUPROALUMINIOS

COMPLEJOS:

Para la correcta **selección** del tratamiento **térmico**, el conocimiento del diagrama de equilibrio de la **aleación**, es **fundamental**. Este, presenta la **región** de la alta temperatura, fase β , y de la **transformación eutéctica** $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$. Todas las posibles fases se presentan sobre el diagrama.

La **microestructura**, **después** del **enfriamiento** lento, no **corresponden** con **la estructura** de **equilibrio** en algunos sistemas **Cu-Al-X** ($X = \text{Fe, Ni, Mn}$). La tabla VII muestra una lista de las fases de **equilibrio** para algunos sistemas.

Cu - Al:

La figura 6 **representa** al diagrama de **equilibrio** de esta **aleación**. Para tratamiento **térmico** de temple y revenido, la alta **temperatura** de la **fase β** es **esencial**. Esta fase se transforma, como la **austenita** en las aleaciones Fe - C, en **martensita**, **bainita**, o una **manera** de **eutéctico**.

Tabla VII: Fases de Equilibrio que se encuentran en los Sistemas Cu-Al-X.

Designación	Descripción	Sistema de Aleación
α	Solución sólida rica en cobre	TodosCu-Al-X
β	Solucih sólida de alta temperatura	TodosCu-Al-X
γ_2	Componente intermetálico con amplio rango de solubilidad	Cu - Al Cu - Al - Fe Cu - Al - Ni
a_2	Fase peritética	Cu - Al Cu - Al - X
δ_{Fe}	Hierro - δ	Ch-Al-Fe
Fe_3Al	Componente intermetálico	Cu - Al - Fe
$FeAl (\kappa)$	Componente intermetálico con amplio rango de solubilidad	Cu - Al - Fe
$NiAl (\kappa)$	Componente intermethlico con amplio rango de soluibilidad	Cu - Al - Ni
κ	Componente intermethlico con amplio rango de solubilidad	Cu - Al - Fe - Ni Cu - Al - Fe - Ni - Mn

Tratamiento Térmico de Bronces al Aluminio, Brezina.

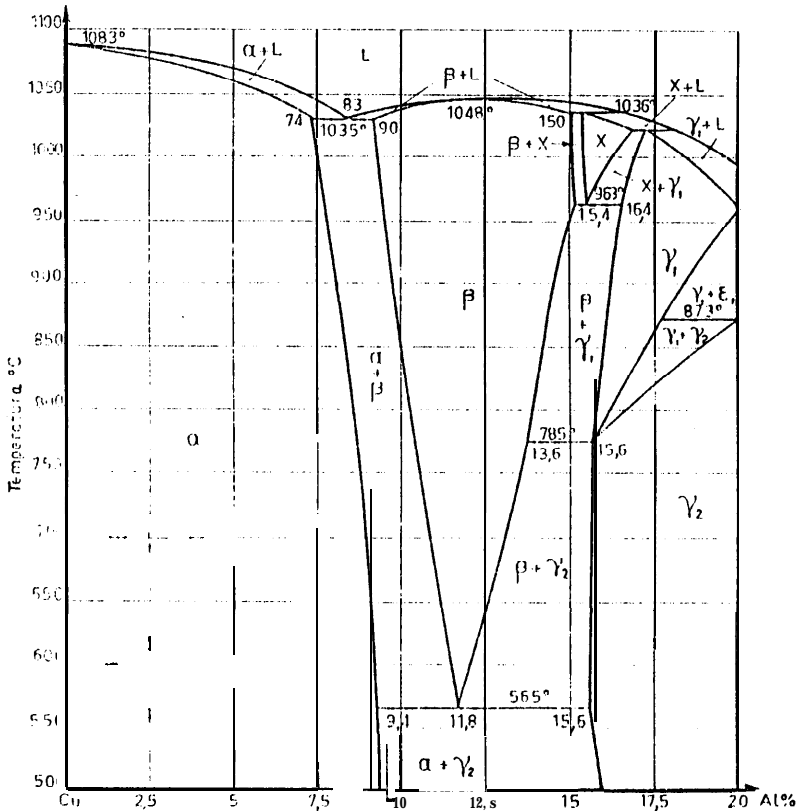


Fig. 6: Diagrama de equilibrio Cu-Al, (Ref. 2).

En las aleaciones con un contenido de aluminio menor que 9,4%, la transformación $\beta \rightarrow \alpha$. Igual ocurre con la transformación martensítica.

A 370°C y 11,25% de aluminio, la fase α_2 es formada peritectoidalmente. Este equilibrio es dado solamente después de un prolongado recocido de algunas semanas de duración- ; de modo que este equilibrio (Fig. 7) es solamente importante para aplicaciones a elevada temperatura.

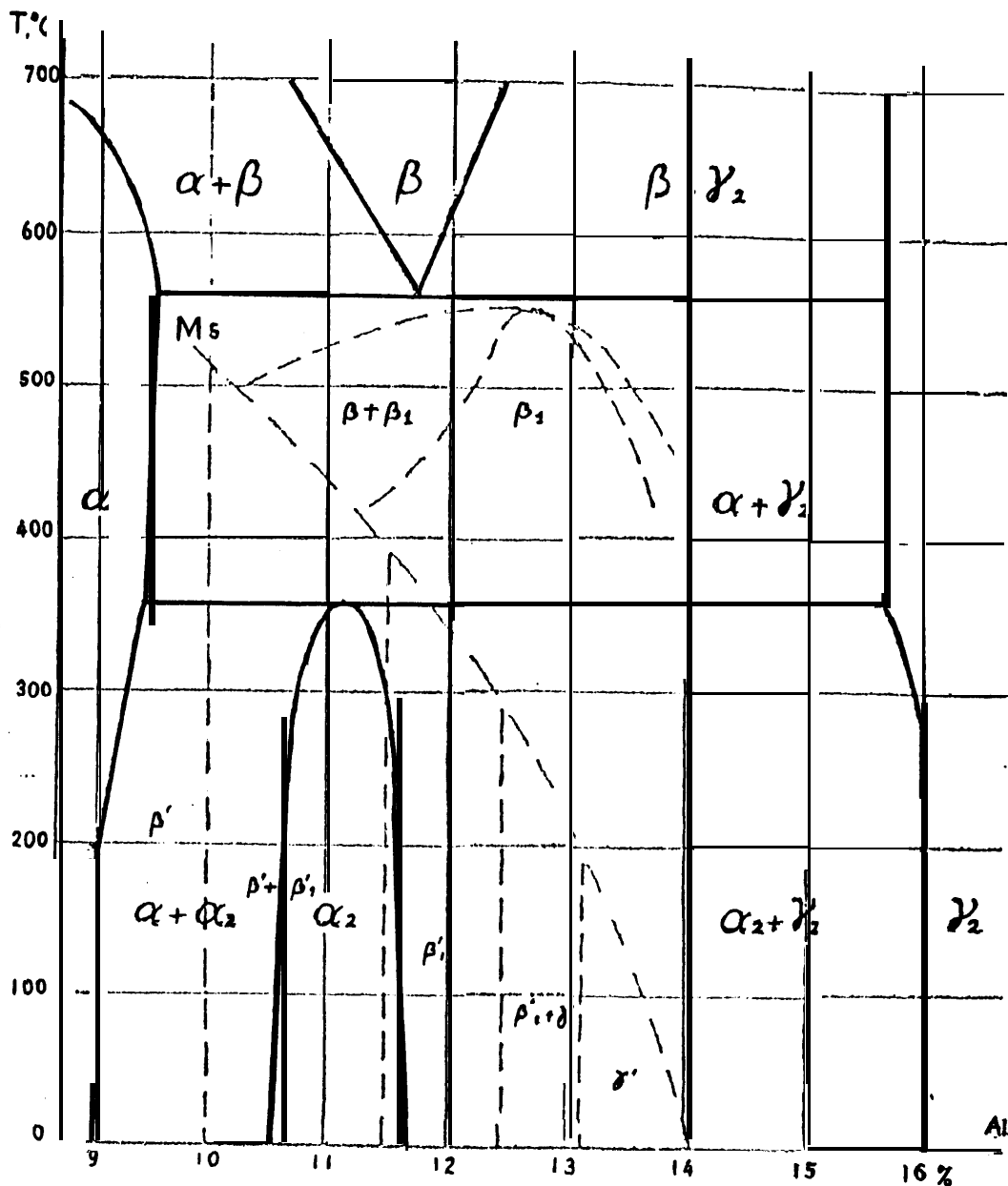


Fig. 7: Diagrama de Equilibrio para aleaciones Cu-Al recocidas durante gran tiempo, (Ref. 3).

Excepto por esta transformación peritética, la microestructura después de un enfriamiento lento (Fig. 1) corresponde aproximadamente al diagrama de equilibrio de la figura 6.

Cu - Al - Fe - Ni:

El diagrama de **equilibrio** de esta **aleación**, figura 8, presenta una nueva **fase** denominada kappa (κ). **En** este sistema **cuaternario** se tiene una **microestructura** que tiene precipitaciones ricas en hierro y níquel cuando es **enfriada** lentamente. La figura 3 muestra esta **microestructura**.

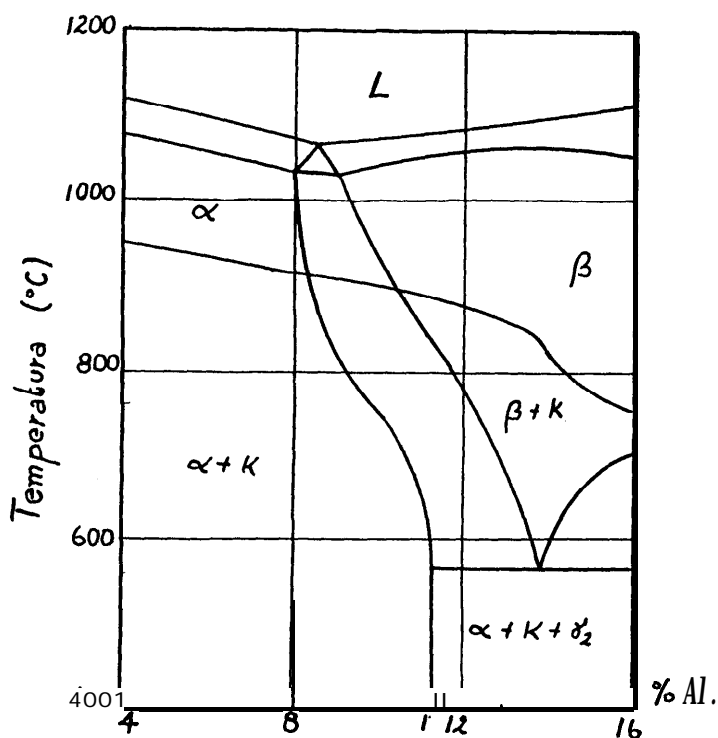


Fig. 8: Diagrama de Equilibrio de la aleación Cu-Al-5Fe-5Ni, (Ref. 1).

Estudios recientes de estos sistemas **cuaternarios** muestran que hay solamente un **componente intermetálico** de Fe y Ni. **Esta** fase es designada como la fase κ , y tiene

una estructura de **superrejillas** como la CsCl.

La figura 9 presenta una **designación esquemática** que muestra la variedad de **formas** de la fase κ , después de un **enfriamiento lento**. LA composición química de estas **fases** están dadas en la tabla VIII.

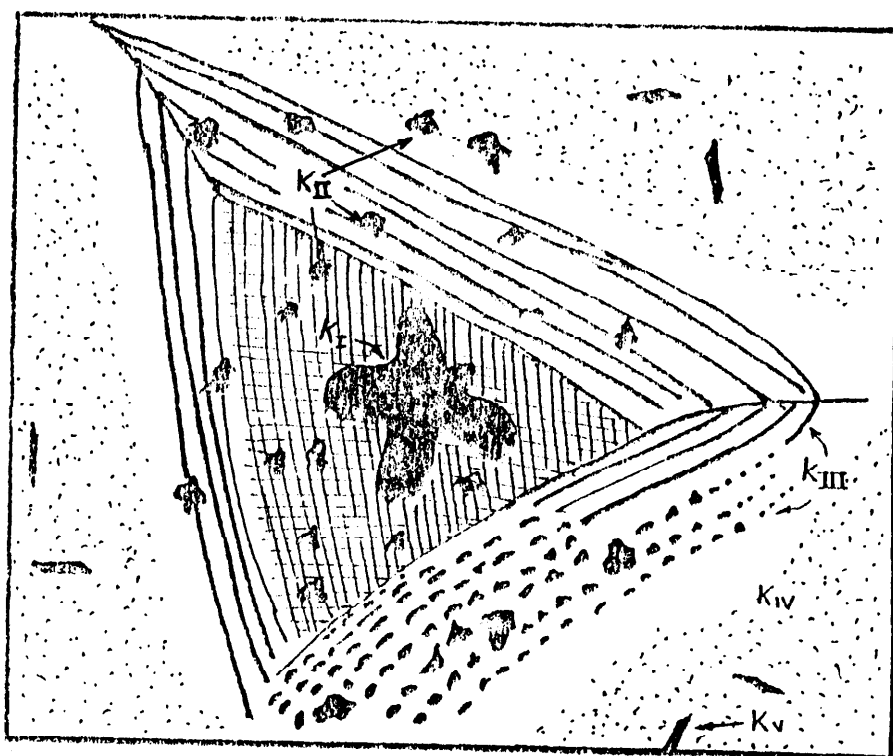


Fig. 9: Representación esquemática de las fases κ , (Ref. 1).

Hay considerables diferencias entre el estado de equilibrio y las **microestructuras** resultantes en un **enfriamiento** lento. Estas **diferencias** se resumen **así**:

1. **Forma y composición química** de las partículas κ .
2. En estado de no equilibrio, como en una **aleación** binaria. La cantidad de la fase 72 en las celdas de **segregación** depende del **tamaño** de grano.

Tabla VIII: Composición Química de las Fases κ .

Tipo - κ	Condición	Cu	Al	Fe	Ni	Mn
I	Fundido	0-41	0-25	3-74	1-21	0-78
II	Fundido, enfriado o - y recocado	0-35	14-23	28-71	8-26	---
III	Fundido, enfriado lentamente y recocado	19-66	11-20	8-34	16-26	0-1
IV	Fundido 675°C pot-6 h	15-50 8	11-17 14	29-50 63	12-17 14-16	--- 1
V	675°C pot-16 h	10-11	20-27	25-34	35-39	1

Tratamiento Térmico de Bronces al Aluminio, Brezina.

Los distintos contenidos de hierro y níquel en el cuproaluminio hacen variar el punto eutéctico hacia la derecha o izquierda; así se indica en la figura 10.

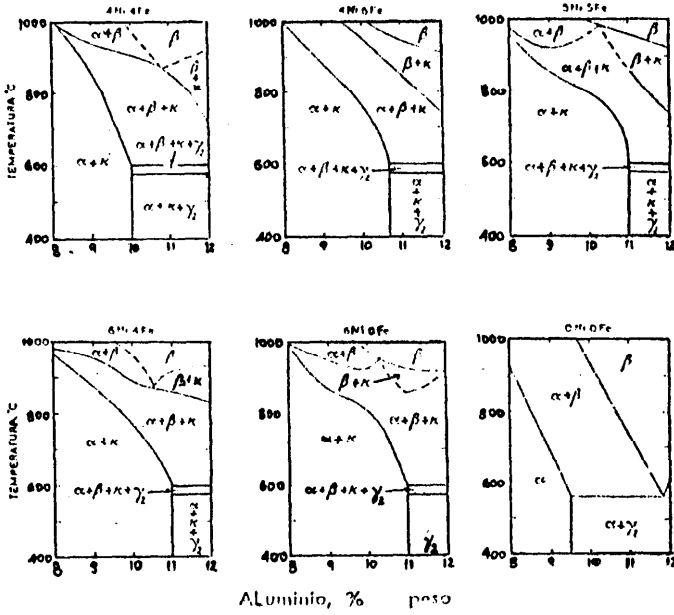


Fig. 10: Variación del punto Eutéctico, Ref.11.

1.4 DIAGRAMAS TTT DE LOS CUPROALUMINIOS COMPLEJOS

Antes de entrar a ver estos diagramas, revisaremos brevemente como ocurren algunas transformaciones de fase entre las que se encuentra la martensítica.

Transformación Martensítica:

Para entender este tipo de transformación, que se resume en la figura 11, los investigadores han tenido que recurrir a técnicas de análisis térmico y difracción de rayos X.

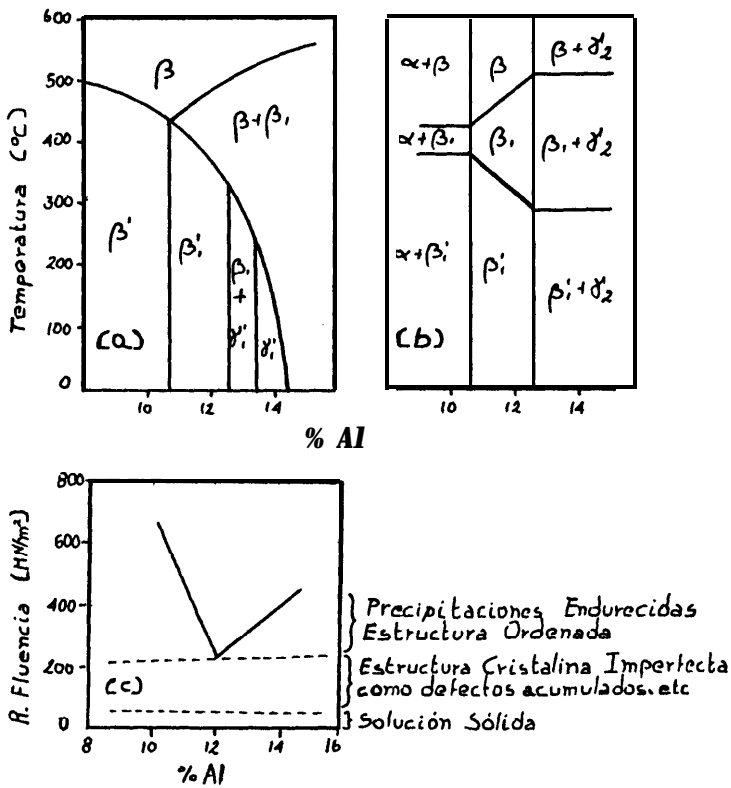


Fig. 11: Efecto del Al y razón de enfriamiento

sobre la transformación ordenada. a)

Transformación metaestable en aleaciones Cu-Al durante el temple en agua. b) Transformación metaestable durante enfriamiento en aire. c) Resistencia del temple en agua.

(Ref. 1).

La **martensita** β_1 es importante en algunas aleaciones comerciales, y puede ser descrita de una manera **simplificada** como sigue:

- i) **Estructura** básica cúbica centrada en **las** caras (similar **a** la **fase** α).
- ii) Estructuras de superrejillas debido a la transformación ordenada $\beta \rightarrow \beta_1$.
- iii) Una “superestructura” ocasionada probablemente por la **acumulación** de defectos dispuestos **periódicamente**.

Las tres estructuras **martensíticas** en la figura 11, **pueden ser** solamente **identificadas** por **análisis** de **difracción**. No es posible distinguir una de la otra por medio de un microscopio óptico. La figura 12 nos da un ejemplo de la figura **martensítica**.

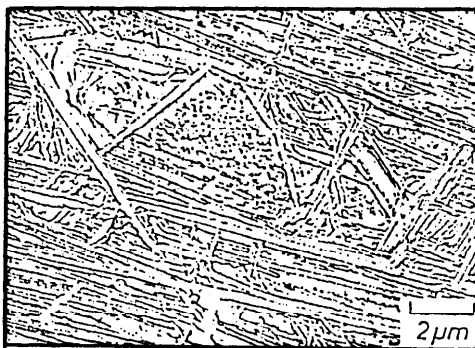


Fig. 12: Estructura **martensítica**. Cu-10.5Al, 800°C por 1 h. y **enfriado** en agua. (Ref. 1).

En aleaciones ternarias con cerca del 5% de hierro y níquel, la **precipitación** de partículas ricas en estos elementos no puede ser **evitada**; siempre **a** muy altas velocidades de temple. En adición, no es posible obtener una estructura completamente **martensítica** en estas aleaciones y **con** esas **razones** de temple. Solamente en la **aleación Cu - 10.5 Al - 5 Ni** es posible obtener una **estructura** con placas de **martensita** gruesa. El elemento estabilizador de la fase beta, el níquel, favorece por lo tanto la **transformación** martensítica; mientras que el elemento estabilizador de la fase alfa, el hierro, suprime la **transformación** martensítica y favorece la **formación** de estructuras **bainíticas**.

En la figura 13 damos **una** idea **esquemática** de como se lleva a cabo el **proceso de formación** martensítica en las aleaciones **Cu - Al**.

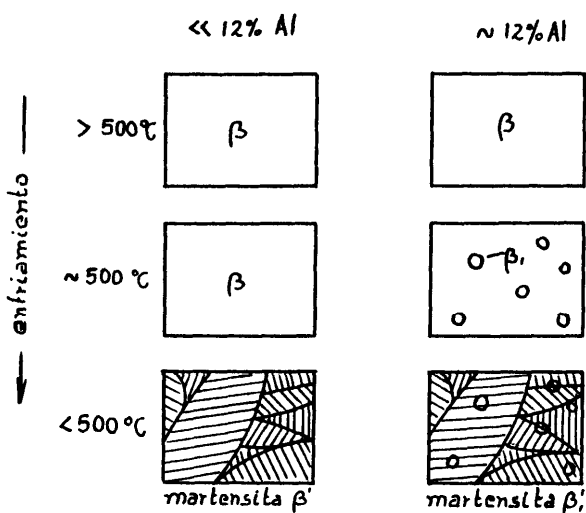


Fig. 13: Representación esquemática de la formación de martensita en las aleaciones Cu-Al, (Ref. 1).

En algunas aleaciones que teniendo un equilibrio pro-eutectoide de la fase alfa de cerca del 50%, es prácticamente imposible evitar la precipitación de la fase β durante el temple. La fase α y el eutéctico laminar $\alpha + \beta$ frecuentemente tienen una estructura Widmānstätten, y esta estructura puede ser interpretada erróneamente como martensita.

Influencia del Tratamiento de Solución:

Mucha de la fase β es obtenida a los pocos minutos de exponer a la probeta a la temperatura de austenización ó de solución. La permanencia prolongada a esta temperatura conduce solamente a cambios menores en la dirección del estado de equilibrio. La razón de difusión del aluminio en la fase β es mucho mayor que en la fase α . Si hay algo de la fase α en la estructura, no habrá crecimiento de grano. Solamente después de completar la disolución de la fase α , un rápido crecimiento del grano ocurrirá; por lo tanto es importante controlar el tiempo de exposición porque el incremento del tamaño de grano disminuye las propiedades mecánicas de la aleación tratada.

Diagramas Enfriamiento-Transformación (CT):

Cu - Al:

Las transformaciones del eutectoide binario de la fase β en una aleación Cu - 11.8 Al se presenta en la figura 14. Las estructuras martensita gruesa, bainita fina y eutectoide $\alpha + \gamma_2$ se forman con un decremento de la razón de enfriamiento.

En la aleación hipoeutéctica técnicamente más interesante (fig. 15), la martensita puede ser formada a muy altas razones de enfriamiento. La bainita fina es observada en un rango limitado de razones de enfriamiento. Sobre un amplio rango de velocidades de enfriamiento, la fase α pro-eutectoide no puede ser evitada. El aluminio está por lo tanto enriqueciendo la fase β residual, y las transformaciones son muy similares a aquellas en la aleación eutectoide (Fig. 14).

Cu - Al - Fe:

Es obvio de la figura 16 que la adición de aproximadamente 5% de hierro varía la conducta de transformación ligeramente. Esto es porque una alta proporción del hierro

es precipitada en las formas de partículas ricas en hierro, así que la matriz puede transformarse en una manera a la aleación binaria.

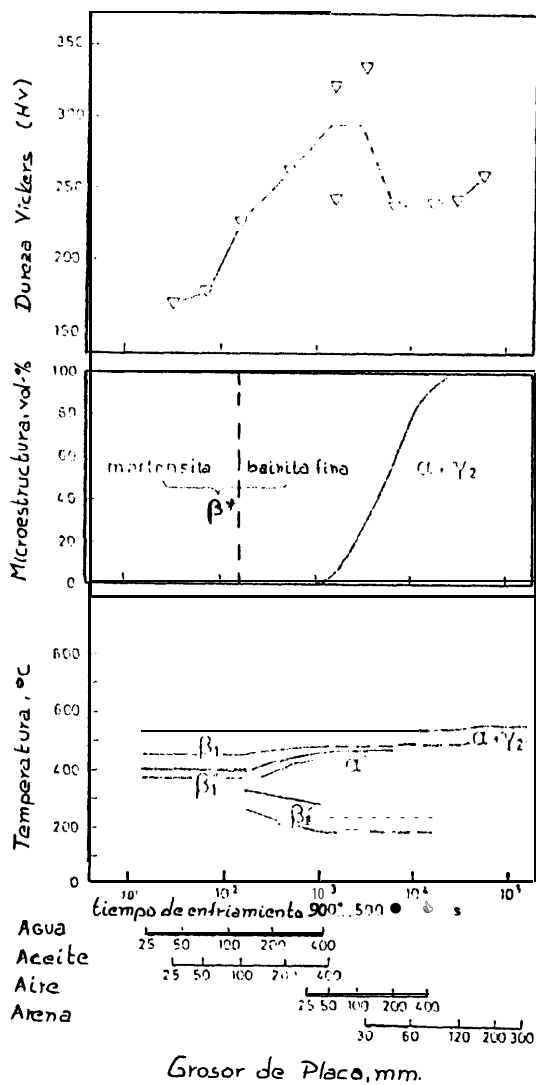


Fig. 14: Diagrama CT para Cu-11.8Al. Tratamiento de solución a 800°C por 1 h. (Ref. 1).

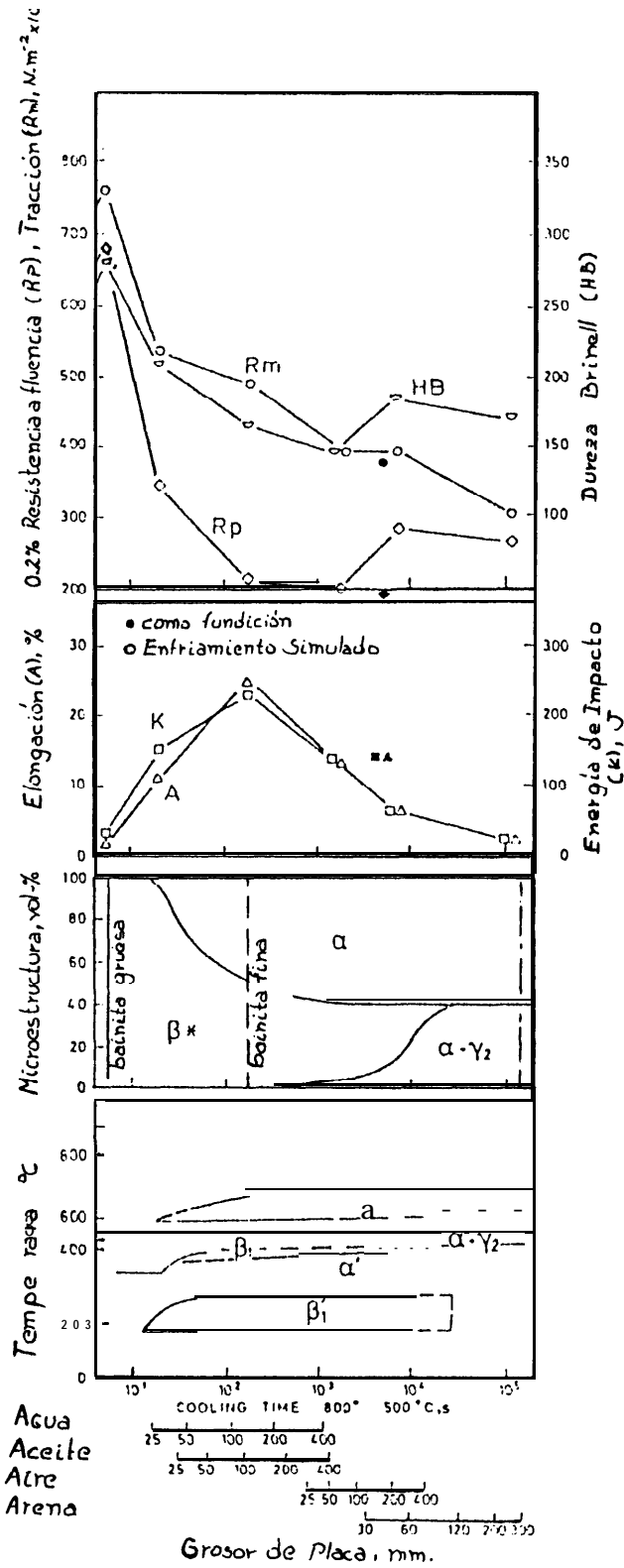


Fig. 15: Diagrama CT y propiedades mecánicas como función del tiempo de enfriamiento para Cu-10.5Al, tratamiento de solución a 850°C por 1 h. Enfriamiento simulado. (Ref. 1).

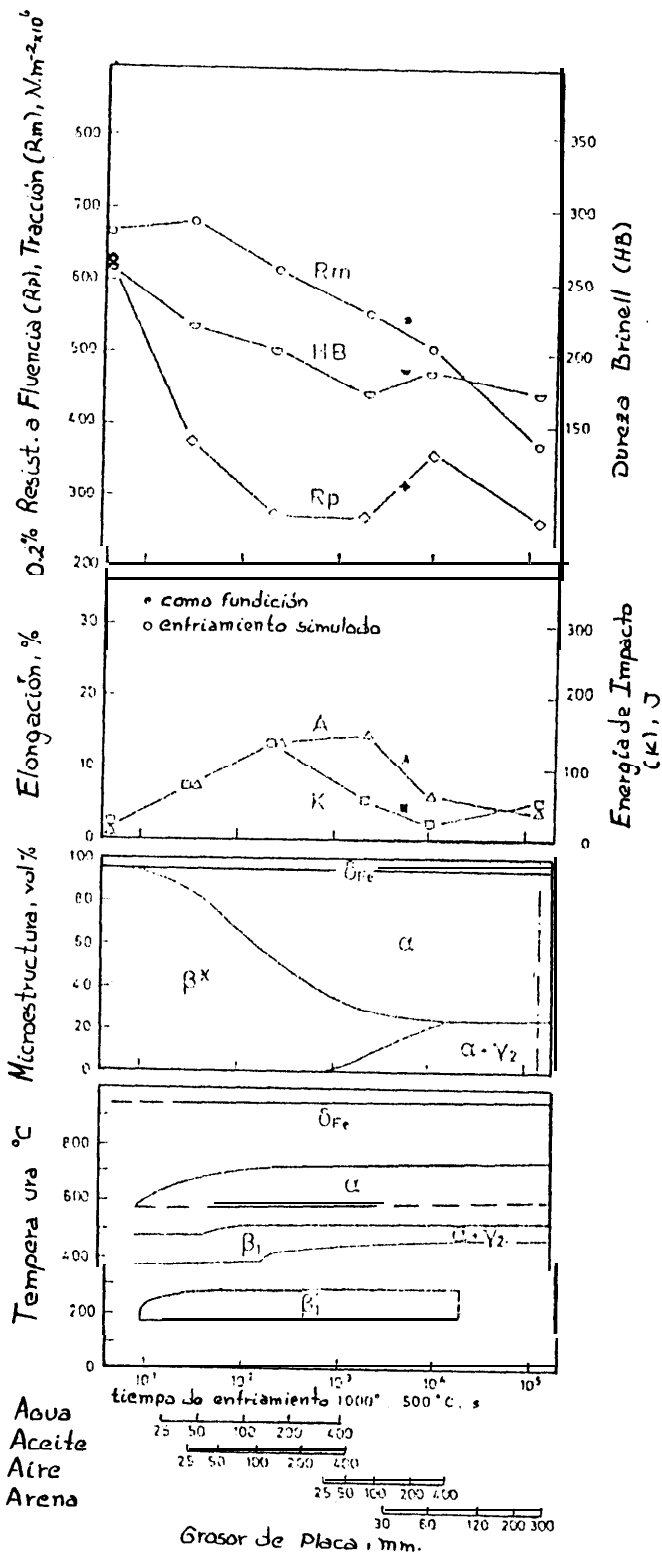


Fig. 16: Diagrama CT y propiedades mecánicas como función del tiempo de enfriamiento para Cu-10.5Al-4.8Fe, tratamiento de solución a $1000^{\circ}C$ por 1 h. Enfriamiento simulado. (Ref. 1).

Cu - Al - Ni:

El níquel tiene una gran influencia sobre la conducta de **transformación** porque:

- i) Finas precipitaciones ricas en **níquel** que tienen un contenido de **aluminio** mucho mas alto que las **partículas** ricas en hierro, son formadas.
- ii) Considerables cantidades de eutéctico laminar $\alpha + \text{NiAl}$ son formadas (**Fig. 17**).

Cu - Al - Fe - Ni:

La **figura 18** presenta alguna influencia con la adición de **hierro** y **níquel** **sobre** la **conducta** de **transformación**.

La influencia del contenido de aluminio sobre la conducta de **transformación** de aleaciones complejas son representadas en las figuras 19-22. Como era de esperarse, la dureza también se incrementa a medida que aumentamos el contenido de aluminio. La precipitación de la fase α pro-eutectoide y la **transformación** eutéctica $\alpha + \text{km}$, **están** desplazadas a razones de enfriamiento **bajas**.

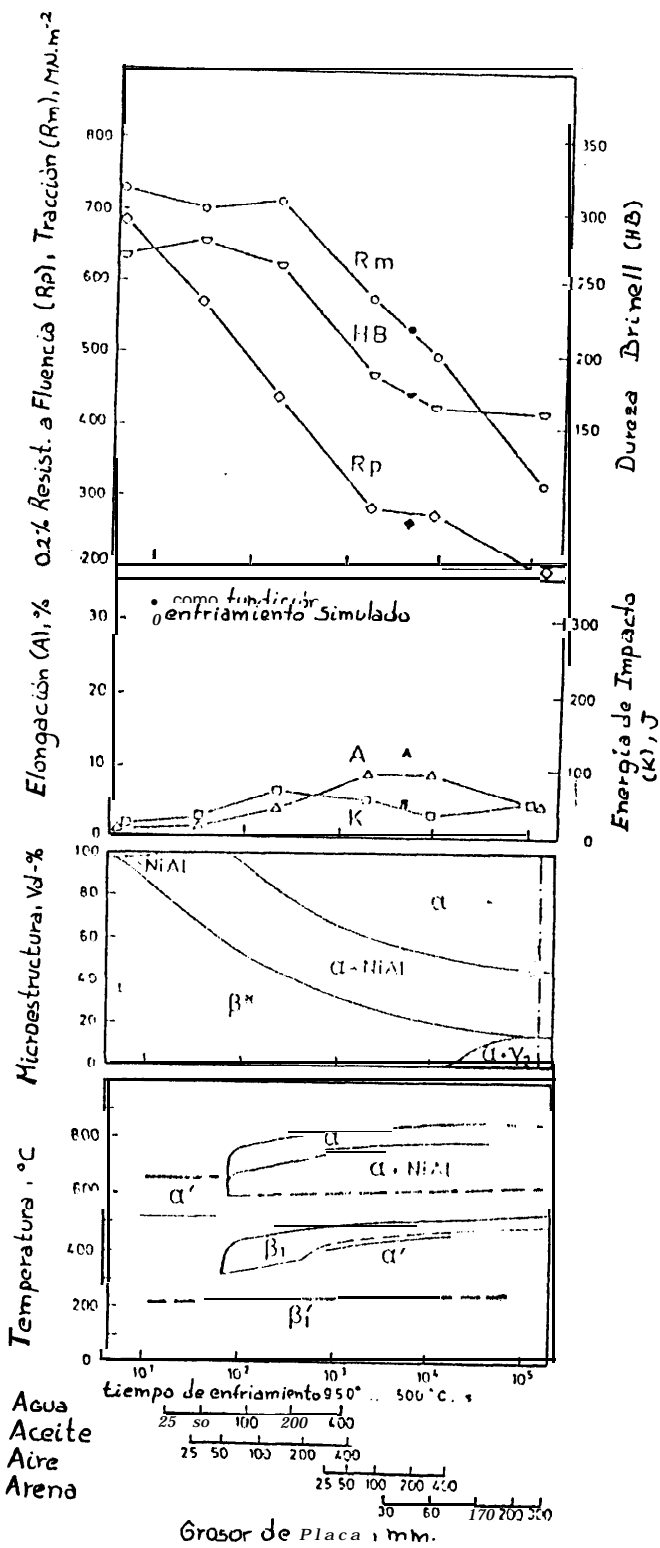


Fig. 17: Diagrama CT y propiedades mecánicas como función del tiempo de enfriamiento para Cu-10.5Al-5.0Ni, tratamiento de solución a 950°C por 1 h. Enfriamiento simulado. (Ref. 1).

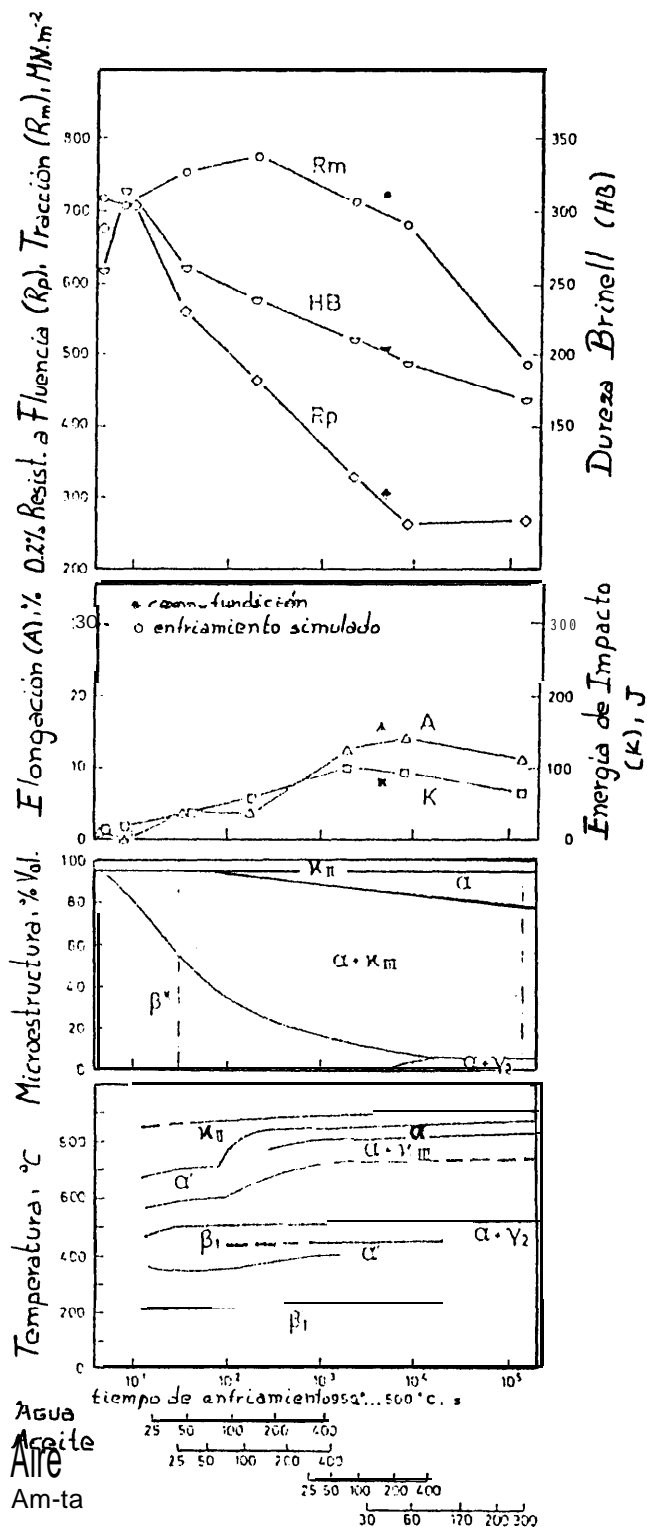


Fig. 18: Diagrama CT y propiedades mecánicas como función del tiempo de enfriamiento para Cu-10.5Al-4.6Fe-5Ni, tratamiento de solución a 950°C por 1 h. Enfriamiento simulado. (Ref. 1).

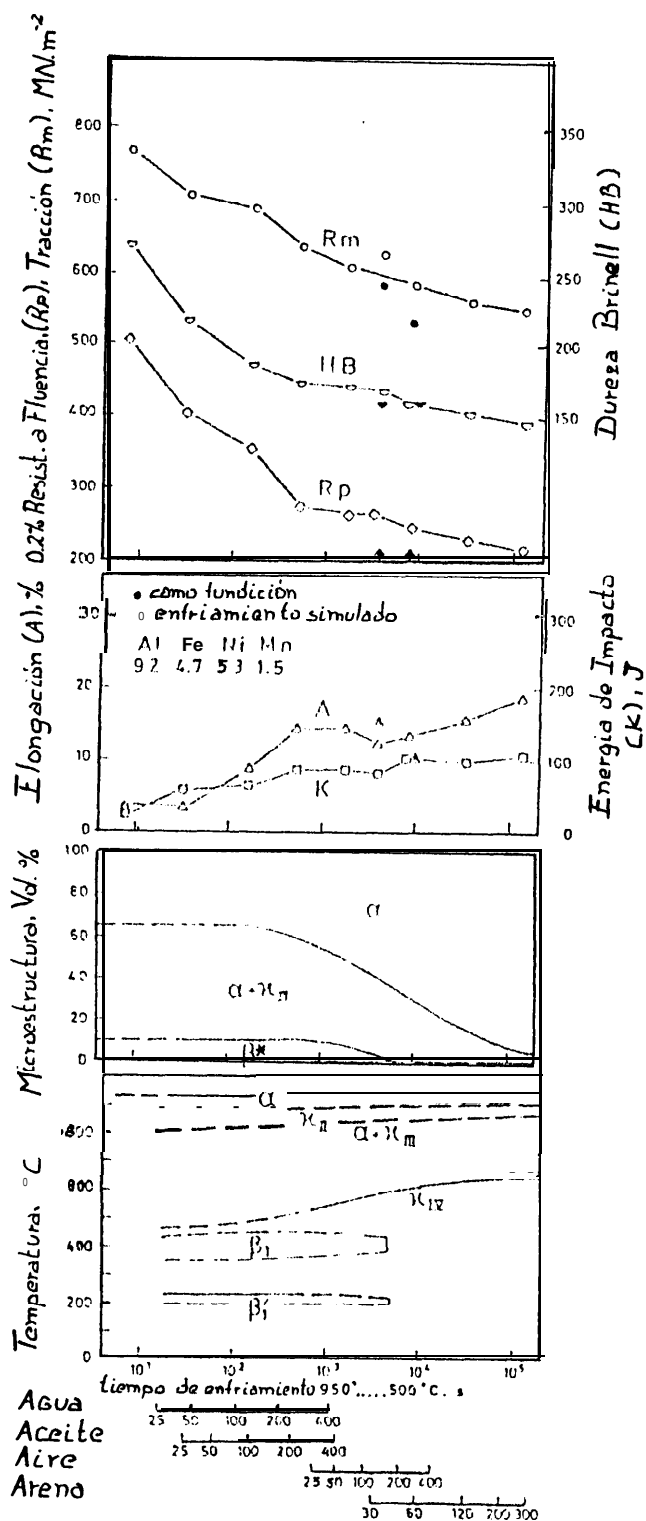


Fig. 19: Diagrama CT y propiedades mecánicas como función del tiempo de enfriamiento para Cu-8.8Al-5.4Fe-5Ni-0.9Mn, tratamiento de solución a 1000°C por 1 h. Enfriamiento simulado. (Ref.1).

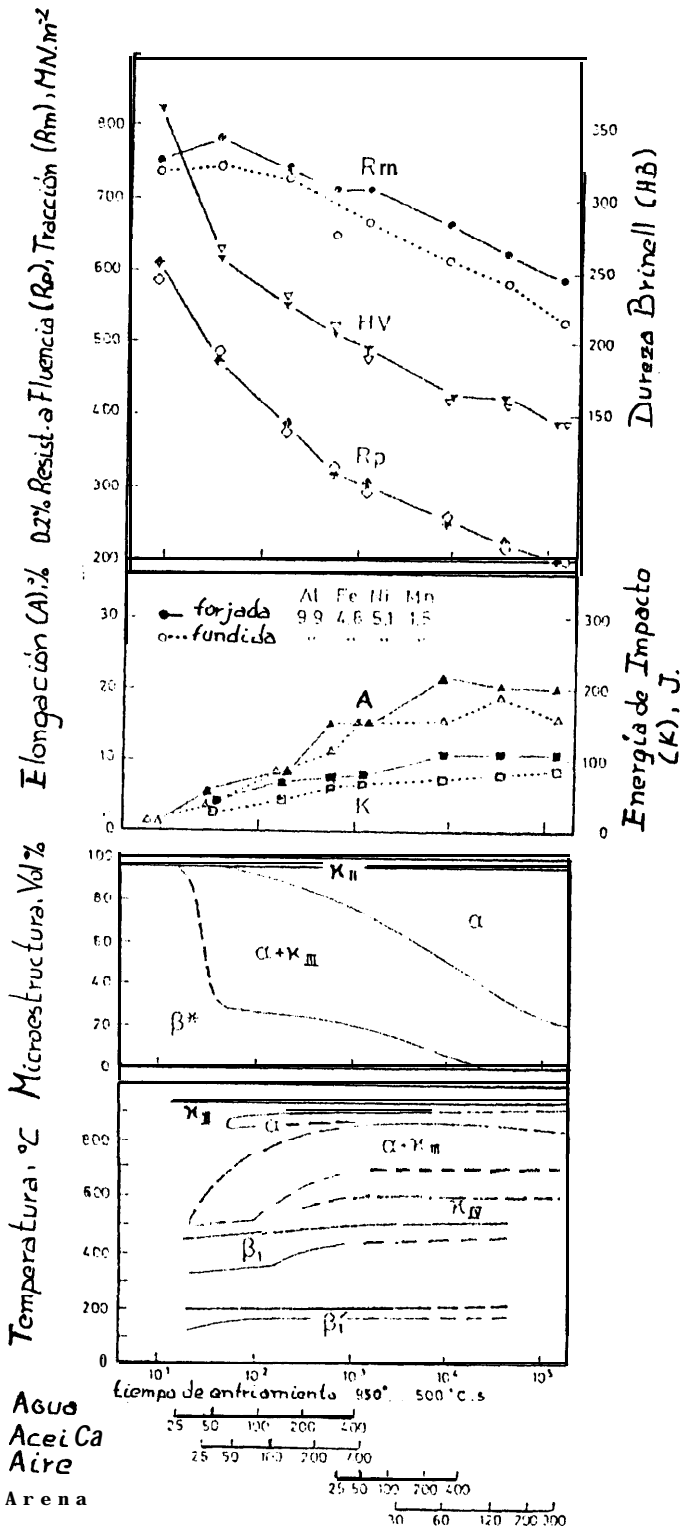


Fig. 20: Diagrama CT y propiedades mecánicas como función del tiempo de enfriamiento para Cu-9.9Al-5.3Fe-5.1Ni-0.9Mn, tratamiento de solución a 950°C por 1 h. Enfriamiento simulado. (Ref. 1).

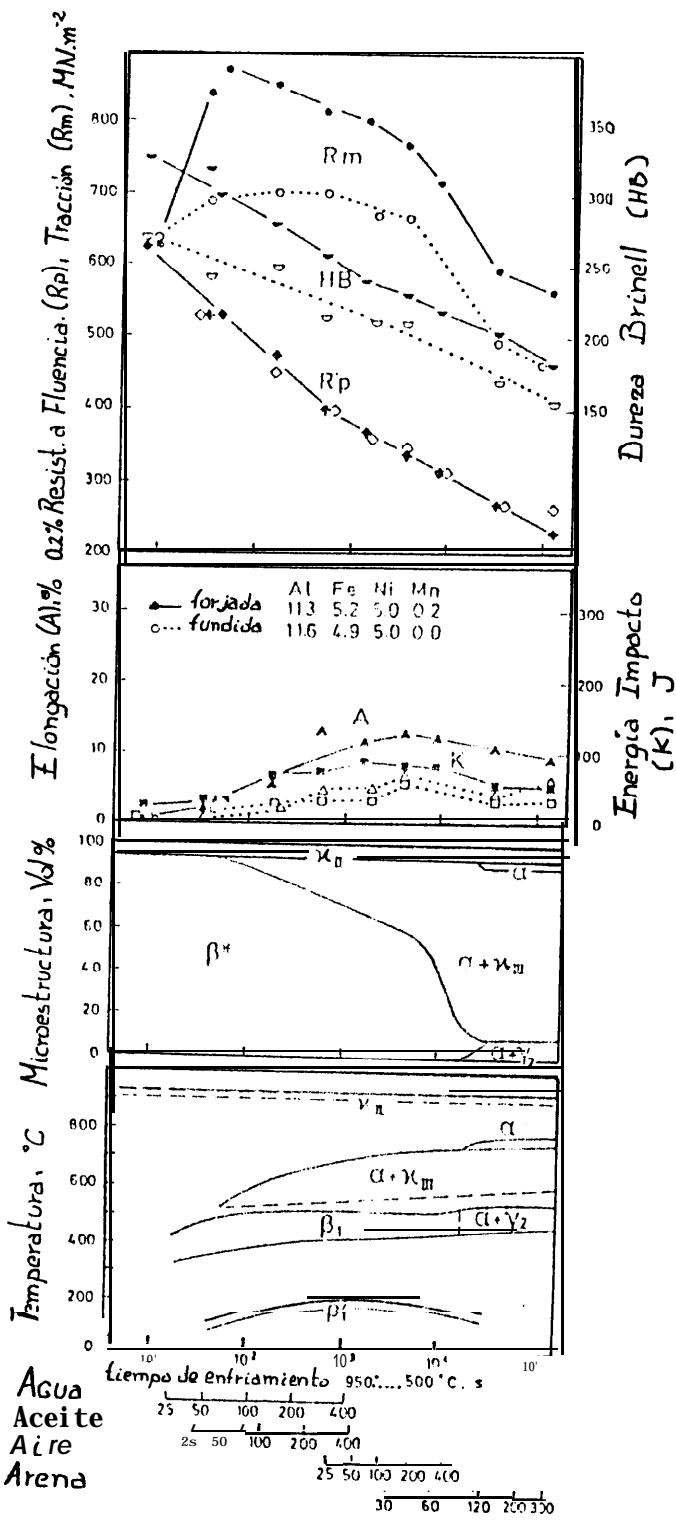


Fig. 21: Diagrama CT y propiedades mecánicas como función del tiempo de enfriamiento para Cu-11.5Al-5.3Fe-5.1Ni-0.9Mn, tratamiento de solución a 950°C por 1 h. Enfriamiento simulado. (Ref. 1).

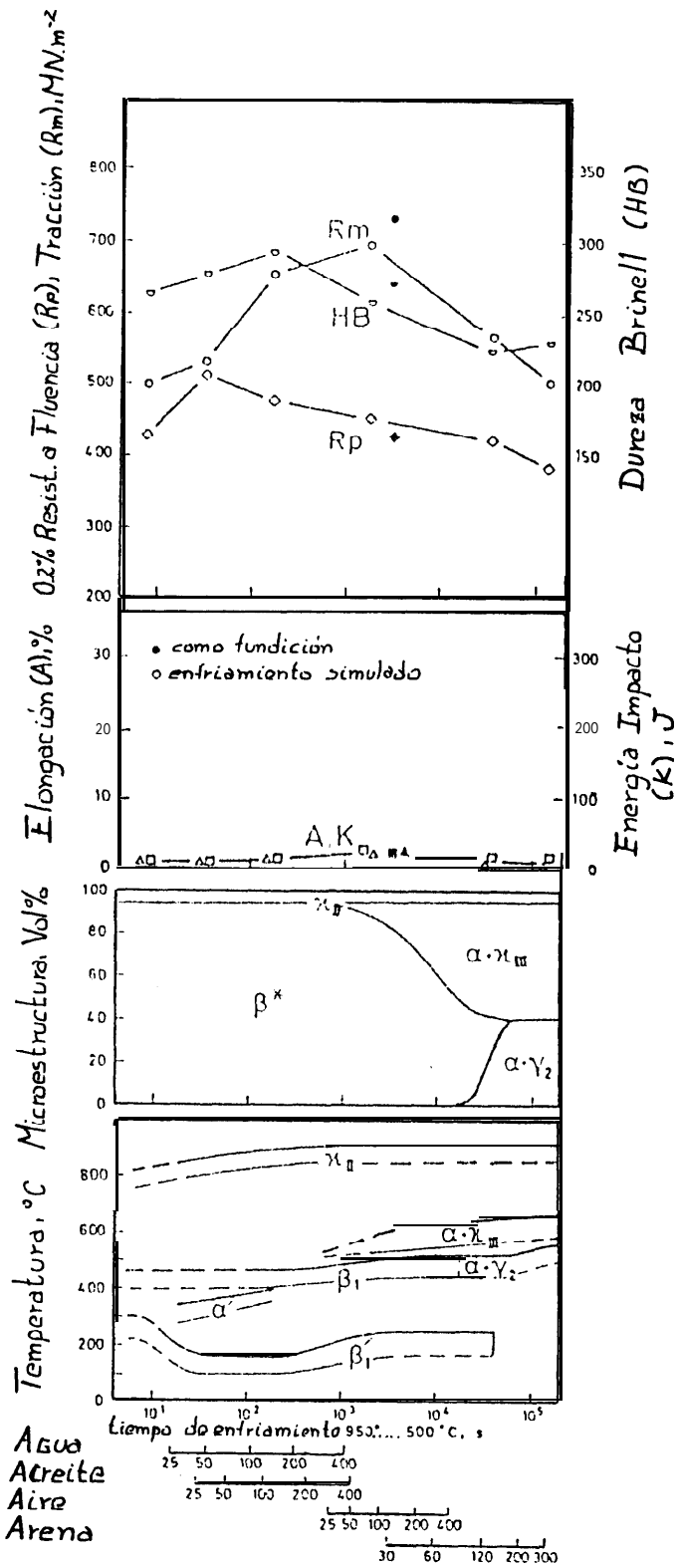


Fig. 22: Diagrama CT y propiedades mecánicas como función del tiempo de enfriamiento para Cu-12.5Al-4.9Fe-5.1Ni tratamiento de solución a 950°C por 1 h. Enfriamiento simulado. (Ref. 1).

Para aleaciones que tienen un contenido de aluminio **mas** bajo, la **formación** de κ v puede ser medida por análisis térmico. La estructura **eutécticoide** $\alpha + \gamma_2$, ocurre a bajas **razones** de **enfriamiento**. A altos contenidos de **aluminio**, la cantidad de la estructura eutéctica $\alpha + \kappa$ y $\alpha + \gamma_2$ se incrementa se acuerdo con el diagrama de equilibrio.

Diagramas Tiempo-Temperatura-Transformación de S o s Cuproaluminios Complejos.

La transformación **isotérmica** ha encontrado **pequeñas** aplicaciones practicas. Cualquier conocimiento del proceso de transformación, el cual toma lugar en el tratamiento **isotérmico**, ha sido obtenido en serie para proveer conocimientos **técnicos**.

A **continuación** detallamos los diagramas **TTT** para algunas composiciones de estas aleaciones:

Cu - Al:

La **región** de transformación presenta la clásica curva C en el diagrama **TTT** (Fig. 23). Esta es una curva ligeramente influenciada por la transformación procedente de

procesos ordenados. Una estructura amplia es formada a relativamente baja temperatura.

El diagrama de la figura 24 muestra las fases que se pueden obtener con cualquier velocidad de enfriamiento requerida en una aleación binaria al 12% de aluminio.

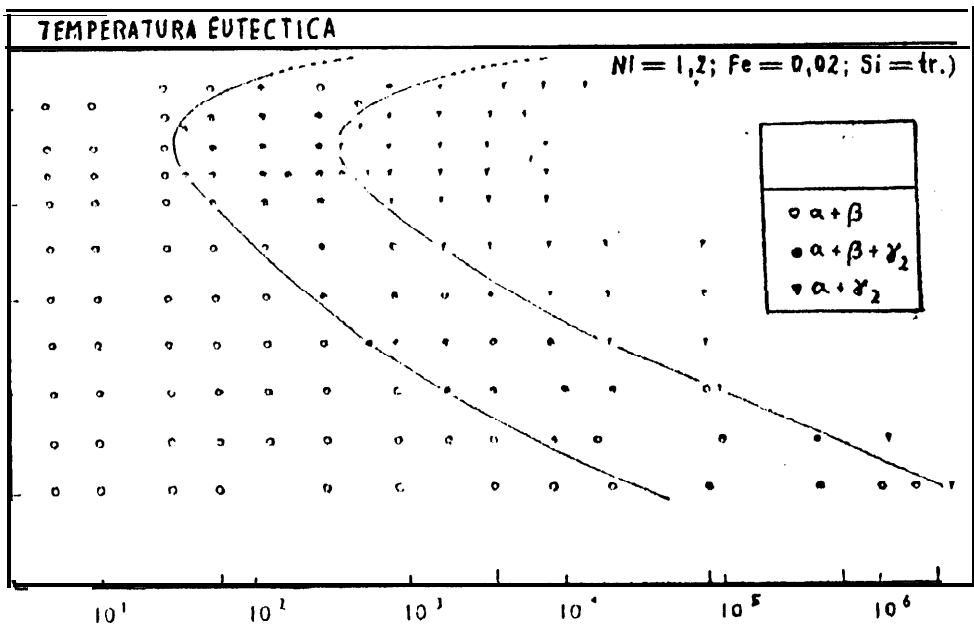


Fig. 23: Diagrama TTT para 88.93Cu-10.57Al.

(Ref. 11).

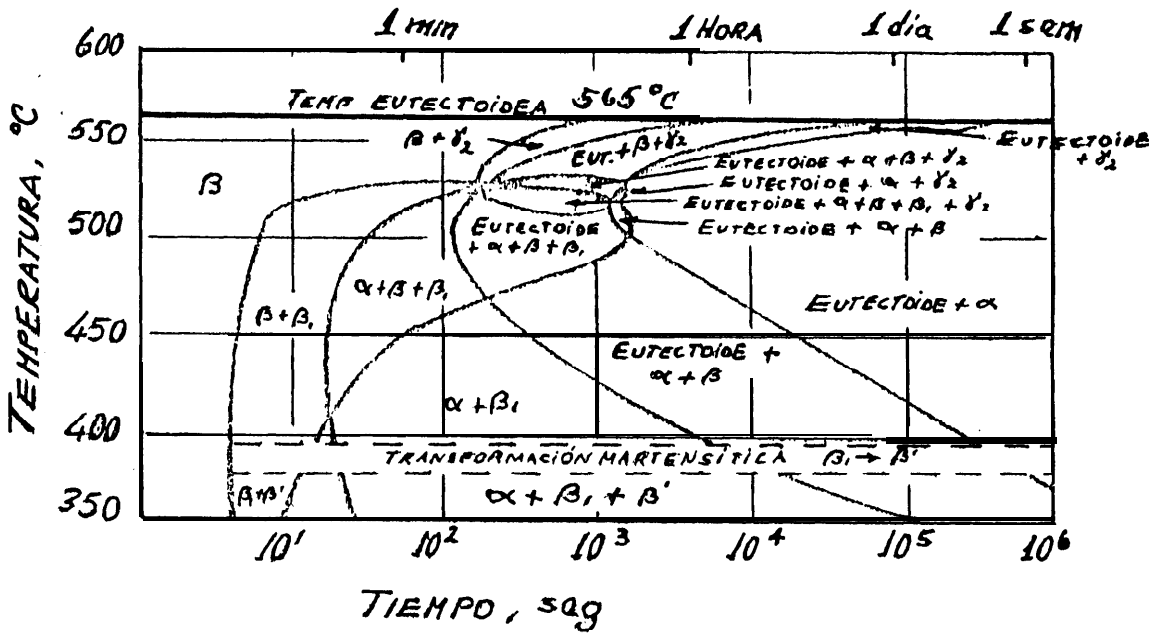


Fig. 24: Diagrama de **transformación** de la aleación **binaria** al 12% de Al. (Ref. II).

Cu - Al - Fe:

La transformación en estas aleaciones son similares a las que ocurren en las aleaciones binarias.

En las adiciones con hierro y adiciones de manganeso, **después** de 5 horas de tratamiento **isotérmico**, la transformación de la fase β es completa, pero solamente en la región de cerca de 500°C. Como es **esperado**, la **transformación** comienza en la

aleación hipoeutética con la formación de la fase ϵ . Precipitaciones endurecidas son **asumidas** debido al contenido de partículas de hierro, las cuales son formadas en el rango 350 - 400 °C.

Un contenido de hierro de cerca del 5% en la aleación **hipoeutética** con 10% de aluminio, **tiene** una **influencia retardadora** sobre la transformación **eutectoide** a 400 °C.

Cu - Al - Ni:

La influencia mencionada anteriormente es mas pronunciada en aleaciones con adiciones de níquel.

La figura 25 nos da las fases que se pueden obtener dependiendo de la **velocidad de enfriamiento** para una aleación con 12% de aluminio y 3% de **níquel**.

Cu - Al - Fe - Ni:

Durante el temple de placas de 3 mm. de espesor en un banco de agua **sal**, la estructura tipo **Widmāstatten** $\alpha + \kappa$, puede ser **obtenida** a temperaturas de alrededor de 400 °C. A 500 °C la **microestructura** directamente **después** del temple consiste generalmente de $\alpha + \kappa$. La fase κ se aglomera con incremento del tiempo de **permanencia**. La

estructura en forma de agujetas iguales, es **también** mantenida **después** de una **marcada glomeración** e la fase κ ; por ejemplo **después** de un tiempo de permanencia de 3×10^6 segundos a 700°C .

Para obtener una estructura **completamente martensítica**, es necesario tener solo níquel en la **aleación**. Esto se debe a que el **níquel actúa** como elemento **estabilizador** de la fase β . El hierro, **en cambio**, actúa como estabilizador de la fase α , lo que conlleva a la formación de estructuras **bainíticas**.

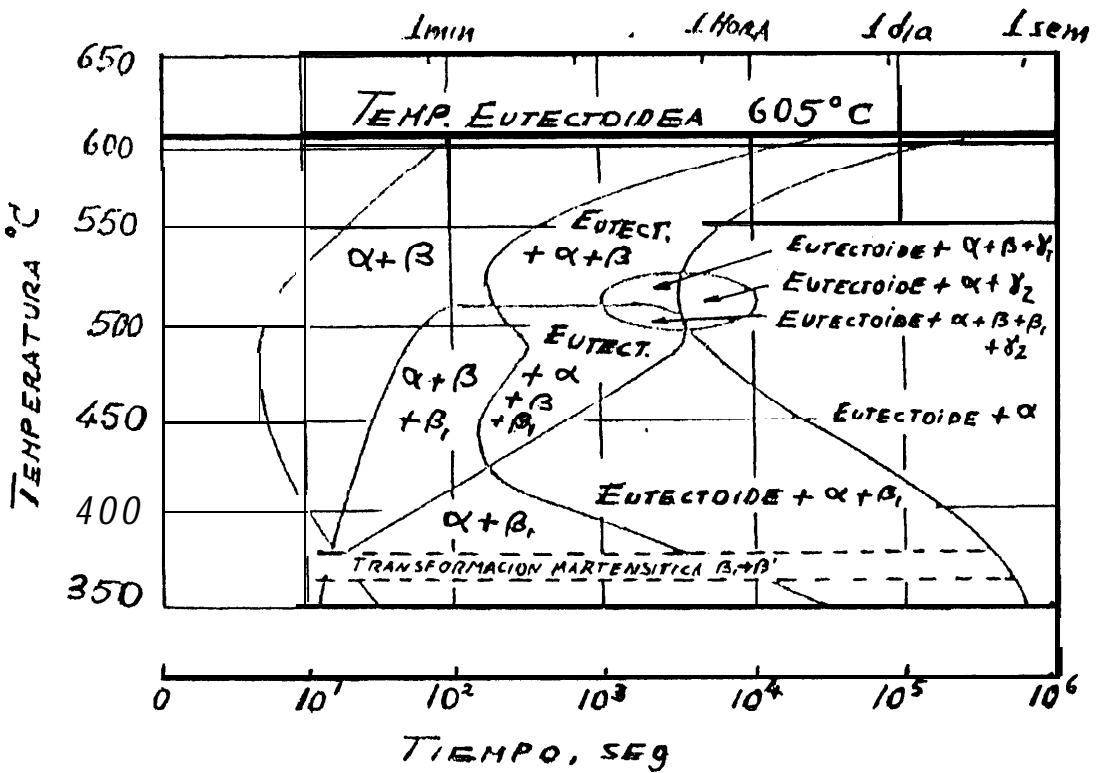


Fig. 25: Diagrama de transformación de la aleación ternaria al 12% de Al y 3% de Ni. (Ref. II).

1.5 TECNICA DE FUNDICION:

Los cuproaluminios complejos pueden ser fundidos en cualquier medio siempre y cuando se tenga un pleno control de la **atmósfera**. Con este control se evita **absorción**, oxidación y vaporización del metal.

Para elaborar las probetas de nuestra **aleación**, debemos considerar algunos factores que se resumen **a continuación**:

Atmósfera del Horno:

Es un factor importante que se debe **considerar** en la fundición. Una adecuada **atmósfera** nos **proveerá** de un metal libre de poros y sin **pérdidas** de material. El hidrogeno es la causa principal que provoca porosidad en el metal. Por lo tanto, para evitarlo se aconseja **fundir** de la siguiente manera:

- Fundir con llama oxidante. No se recomienda la llama reductora porque contiene vapor de agua y del cual se desprende **hidrógeno**.
- Tratar de no sobrecalentar la **aleación** ya que **con** el incremento de temperatura, aumenta la solubilidad del **hidrógeno** en el cobre.

- La **utilización** de llama oxidante provoca pérdidas de material, especialmente aluminio. Por tal motivo, al momento de calcular la carga, **también** se debe considerar las pérdidas de acuerdo a la tabla IX:

Tabla IX: Pérdidas de Carga

Metal	Pérdida (%)
Cobre	1.0
Aluminio	3.0
Hierro	no se considera
Niquel	no se considera

Otra manera de evitar **pérdidas** es utilizando **fundentes** y evitando romper la fina película de aluminio que se forma sobre la superficie de la colada.

Aunque no es recomendado fundir con llama reductora, si se cuenta con agentes desgasificantes adecuados se lo puede hacer.

Carga del Horno:

Es importante saber colocar correctamente la carga en el horno ya que dependiendo de esto se pueden evitar riesgos **tales** como:

1. Daños físicos a equipos y operarios. Si se introduce la carga o **algún** equipo con humedad, al entrar en contacto con el cobre líquido puede haber una explosión que arroje por los aires el material líquido. Por lo tanto, para evitar esto es necesario **precalentar** cualquier **instrumento o carga** que se vaya a introducir en el horno.

2. Pérdidas de carga. Esto se refleja en la **composición final** de la aleación. Este punto se debe tener en **consideración** porque los cuproaluminios complejos varían mucho sus propiedades dependiendo de la **composición** química. Para evitar esto, los materiales deben ser **lingoteados** antes de calcular la carga que va a ser introducida en el horno. Nunca colocar virutas, alambres, laminas o piezas **pequeñas** en el horno, al menos esperar que la carga inicial este líquida para introducirlos.

Materias Primas:

Como mencionamos en la **sección** anterior, las materias deben ser lingoteadas y de alta pureza. Los lingotes son obtenidos a partir de chatarra de cobre y aluminio en alambres.

Temperatura de la Colada:

Esta temperatura se recomienda tenerla entre 28 a 55 °C de recalentamiento sobre la **temperatura** de vaciado. La temperatura de vaciado se muestra en la tabla **X**, para algunos cuproaluminios complejos.

Tabla X: Temperatura de vaciado para algunos Cuproaluminios Complejos.

Aleación	Número UNS	Fundiciones Delgadas	Fundiciones Gruesas
89 Cu, 10 Al, 1 Fe	C95300	1120 - 1205'	1095 - 1150
86 Cu, 10 Al, 4 Fe	C95400	1150 - 1230	1095 - 1175
81 Cu, 11Al, 4 Fe, 4Ni	C95500	1230 - 1290	1175 - 1230

*** Temperaturas en °C.**

Metals Handbook, Vol. 15, 1989.

Fundentes y Desgasificantes:

El propósito de agregar fundentes es el de evitar la oxidación y **pérdida** de constituyentes de la **aleación**, mientras **que** los desgasifkantes son utilizados para extraer el **hidrógeno** remanente que puede quedar atrapado **dentro** de la **aleación** cuando solidifka.

Los fundentes forman una capa impermeable sobre la superficie líquida, o formar una atmósfera protectora que cubre el metal. La primera no permite salir al **hidrógeno** de la **aleación**. Entre los fundentes más utilizados son el **carbón** de **leña**, vidrio, sal ordinaria mezclada con criolita o **fluoruro** aluminio de sodio, cobre al manganeso.

Para desgasificar, es necesario saber previamente si la colada contiene gases atrapados.

Una manera de averiguarlo es por medio de la prueba del **rechupe**, que consiste en lo siguiente:

- Colar una probeta.
- Si la parte superior de la probeta muestra un considerable **rechupe (contracción)**, la colada está libre de gases y por lo tanto no es necesario ponerle la pastilla desgasificante.
- Por el contrario, si se presenta el **rechupe** y más bien se alza la parte superior de la probeta a manera de un **cake**, es necesario poner **desgasificante**.
- Se debe tener la precaución de no sobrecalentar la colada que será utilizada para la probeta porque cuando se eleva la temperatura el metal se dilata más, y por lo tanto el **rechupe** que nos puede salir es producto de la **dilatación** y más no de la existencia de gases.

Los **desgasificantes** mas comunes son el **anhidrido carbónico**, el nitrógeno gaseoso, pastillas **desgasificantes**, etc.

Colado:

Este es el último paso para llegar **a** obtener la pieza. Puede ser que la colada este en optimas condiciones, pero si al momento de colarla no se efectúa un control adecuado, la pieza se **echará a** perder.

A **continuación** presentamos algunos de los pasos **a** seguir para tener un buen colado:

1. Tener todos los instrumentos que se requieren listos para evitar **pérdida** de tiempo.
2. **Um** vez que se realizo la prueba del **rechupe** retirar inmediatamente la colada del horno. **Desgasificar** si es necesario.
3. Verificar la **temperatura** de colado de acuerdo **a** la tabla X.
4. **Precalear** los moldes que van **a** ser Llenados.
5. Colar con flujo **laminar** y constante. Evitar en lo posible turbulencias que arrastren escorias **dentro** de la pieza.

6. Inclinarse el molde para colar. Esto evitará turbulencias

7. Utilizar mazarotas en los moldes.

CAPITULO II: DESARROLLO EXPERIMENTAL.

En este capítulo explicaremos la forma como se obtuvo la aleación y el método utilizado para encontrar condiciones bajo las cuales se pueden mejorar sus propiedades con un tratamiento térmico de temple. Además verificaremos por vía microscópica la estructura que provoca dichos cambios.

2.1 METODOLOGIA:

Nos guiaremos en las siguientes etapas:

1. Elaboración de la aleación.
2. Tratamiento térmico.
3. Análisis Mecánico y Microestructural.
4. Determinación de los parámetros efectivos para la aplicación del tratamiento térmico.

2.1.1 Elaboración de la Aleación:

Se empieza recolectando los metales que son necesarios para la elaboración de la aleación. Este material esta formado por alambres conductores de cobre y aluminio; y como se discutió en la sección 1.5, es necesario lingotearlos para disminuir las perdidas durante la fundición. El níquel se lo obtiene puro en forma de polvo o de electrodo. El hierro, de clavos de acero de bajo carbono.

Enseguida procedemos a calcular la carga dependiendo de los porcentajes requeridos.

Estos porcentajes son:

Cobre : 81%

Aluminio : 11%

Hierro : 4%

Níquel : 4%

Además debemos agregar las cantidades que aproximadamente se pierden durante la fundición de acuerdo a la tabla IX.

Cuando la **aleación** ya **ha** sido **colada**, se extrae una **pequeña cantidad** de viruta fina en el **tomo para que** en el Laboratorio de química, **por el método de absorción atómica**, **efectuar el análisis químico** de la misma y **verificar los porcentajes** deseados. Si los **resultados del análisis** nos indican **que** los **porcentajes** no son los **correctos**, simplemente **se** vuelve a tundir las **probetas agregándole** la cantidad de metal que **requiere** para llegar a la **composición ideal**.

Otra manera de **obtener** la **aleación**, consiste en que cuando se tenga todo el **material** tundido, **se** cuele una probeta a la **que se le debe** aplicar un ensayo **mecánico consistente en** verificar su ductilidad. Si la probeta **se** rompe en un **ángulo** de **10°** que equivale al 6% de ductilidad, indica esto que el aluminio anda **alrededor** del 11% en la **aleación** (tabla **XI**). Si el **ángulo** de ruptura es mayor, simplemente se va agregando **pequeñas** cantidades de aluminio y a la vez colando hasta **obtener** el **ángulo de** ruptura deseado. En la figura 26 **se resume lo expuesto en este párrafo**.

La ventaja de **utilizar este método es que se** logra una **rápida aproximación** de la **composición** de **la aleación**, y por lo tanto, no **hay** que esperar los resultados del **análisis químico** para **realizar la nueva fundición**.

Cabe indicar que todas las probetas **serán** colocadas en molde **metálico**.

**Tabla XI: Rangos de Composición y Propiedades para algunos
Cuproaluminios Complejos.**

d e s i g n a c i o n e s

Elementos y Propiedades	BS 1409-AL12	ASTM-B148 Aleación 95% (9L)	ML-B-2480 (Aleación 95%)
Al%	8.8 - 10.0	10 - 11.5	8.5 - 9.5
Mn%	1.5 máx.	3.5 máx.	0.75 - 1.5
Fe%	4.0 - 5.5	3.0 - 5.0	3.5 - 4.5
Ni%	4.0 - 5.5	3.0 - 5.5	4.0 - 5.0
UTS, kpsi	93	90	85
YS, kpsi	36.3 (0.2%)	40	35
Elong. %	13	6	15

AFS Transactions.

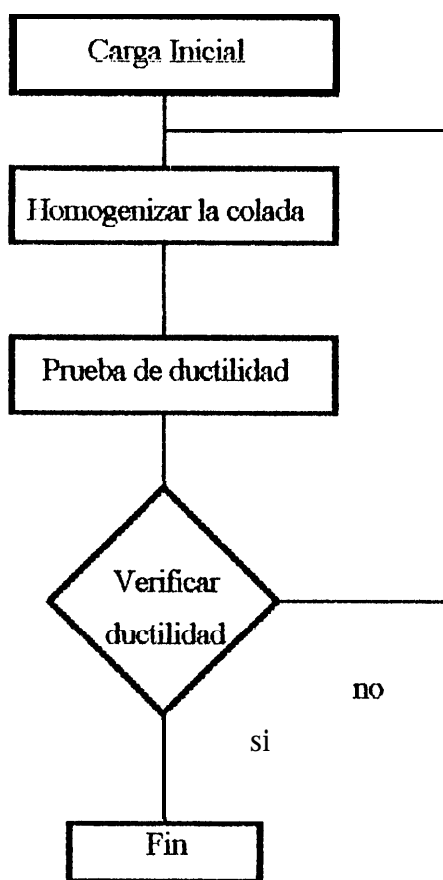


Fig. 26: Flujograma para la elaboración de las probetas mediante el segundo método de fundición.

2.1.2 Tratamiento Térmico:

Una vez obtenida la aleación y verificada la composición requerida, se procede al tratamiento térmico de temple. Para efectuar este ensayo consideramos dos factores importantes; Temperatura de austenización y tiempo de austenización.

A la temperatura la haremos variar en el intervalo **que abarque** todo el **rango** de la fase β de la aleación, de **acuerdo** al diagrama de equilibrio de la figura 8 y al porcentaje de elementos. Este rango **abarca aproximadamente** desde los 800 hasta los 1010 °C, y el **temple** lo realizaremos **aumentando** gradualmente 30 °C a la temperatura de austenizado.

El otro **parámetro** involucrado es el tiempo, al cual lo haremos variar en el rango de **10 a 50 minutos** y de 10 en 10, para cada temperatura de **austenización**.

El tratamiento **térmico** debe ser homogéneo para todas las condiciones **ya** mencionadas. Por **lo** tanto, las probetas a temprar deben tener las mismas dimensiones y un mismo medio de **enfriamiento, agua en este caso**.

En el anexo 1 se establecen las **condiciones** de temple para los **bronces en general** (ref. 5).

2.1.3 Análisis Mecánico y Microestructural:

A cada **condición** de temple se efectuara **medición** de dureza, ductilidad y **observación** del **tamaño** de grano. El **ensayo** de dureza se lo **hará** con el **durómetro** Rockwell.

Luego se **hará** el **análisis microestructural** a las probetas templadas en los tiempos de 10, 30 y 50 minutos. El método para el pulido y ataque se explica detenidamente en el anexo 2. Mediante este **análisis** se revelaran las fases presentes en la **aleación**, especialmente **martensita**, que influyen en las propiedades de la **aleación**.

2.1.4 Determinación de los Parámetros Efectivos para la Aplicación del Tratamiento Térmico:

En base a los ensayos **mecánicos** y microestructurales de las probetas **templadas**, estaremos en capacidad de recomendar cuales son los **parámetros** para **efectuar** el **tratamiento**.

Mientras **más** dureza tenga la probeta, la microestructura **presentará** mayor cantidad de **martensita**. De **ahí** que **una** estructura completamente **martensítica** (a pesar de que

- Moldea de acero (Fig. 29)
- Termómetro
- Tenazas
- Balanza de 20 Kg. de capacidad
- Sujetador de crisol
- Agitador de acero
- Guante. de cuero
- Gafas protectoras
- **Descoriador**

En la figura 30 se muestra en conjunto algunos de los **instrumentos** descritos.

Para el Tratamiento Térmico:

- Horno de **tratamiento** térmico (Fig. 3 1)
- Termómetro
- Tenazas
- **Guantes**
- Contenedor de agua

Fig. 31: Homo de Tratamiento Técnico.

Para las Pruebas de Laboratorio:

- **Equipo de análisis químico**
- **Esmeril**
- **Banco de lijas**
- **Pulidora de paño**
- **Microscopio metalográfico (Fig. 32)**
- **Durómetro Brinell**
- **Secadora**
- **Pipeta**

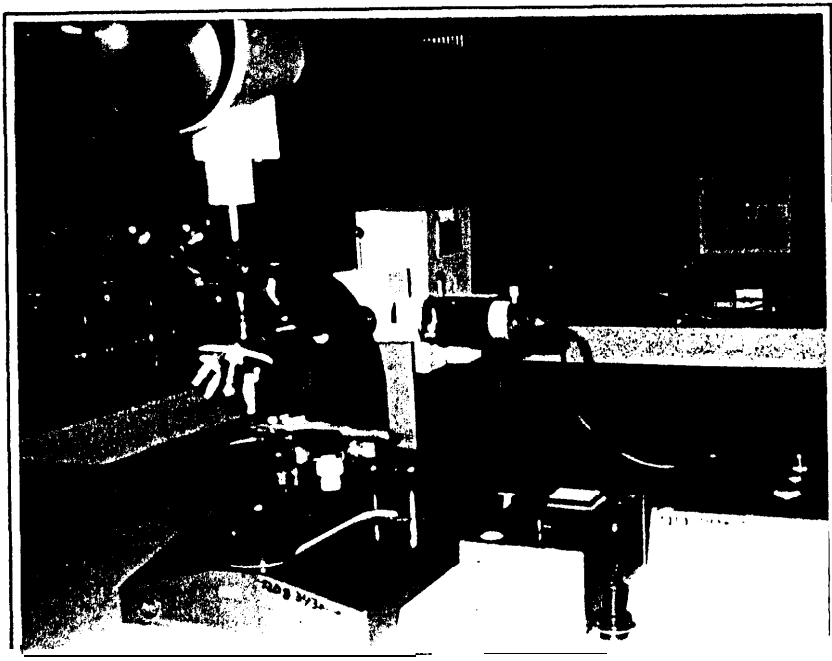


Fig. 32: Microscopio metalográfico.

2.2.2 Materiales:

Para la Fusión:

- Alambres conductores de cobre**
- Alambres conductores de aluminio**
- Electrodo de níquel**
- Clavos de acero**
- Fundentes: Sal común, vidrio, tubos de cobre**

Para el Análisis Metalográfico:

- Agua destilada
- Acido sulfúrico
- Dicromato de potasio
- Percloruro de hierro
- Cloruro de sodio
- Alcohol
- Lijas 180, 280, 360, 500 y 600
- Pasta abrasiva de alumina

2.3 OBTENCION DE PROBETAS (FUSION):

El procedimiento para la fundición wnsiste en calcular la carga total a fundir, y a partir de esta, con los debidos porcentajes, obtener la cantidad de materiales o elementos que constituyen la aleación UNSC95500.

En la figura 33 se da un esquema en el que nos guiamos para efectuar la fundición de las probetas, una vez que se han realizado los respectivos cálculos de carga.

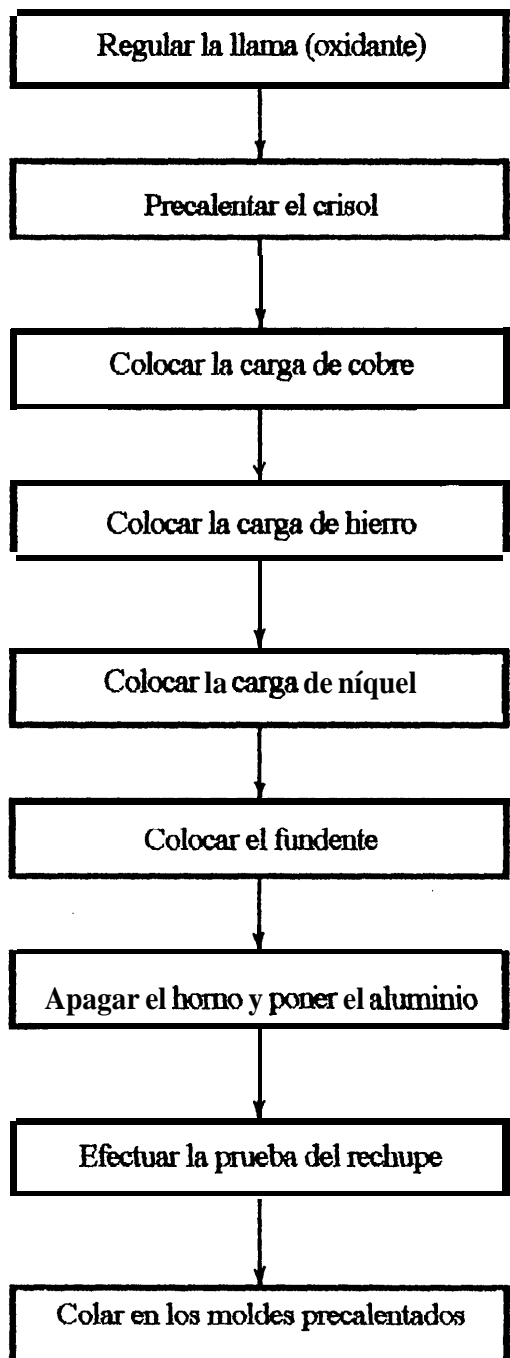


Fig. 33: Procedimiento a seguir para obtener una correcta fundición.

Antes de llegar a la **aleación** requerida, he necesario **efectuar algunas** fundiciones y controlar al mismo tiempo los elementos para evitar pérdidas. A continuación detallamos cada una de ellas:

Primera Fundición: 81 Cu, 11 Al, 4 Fe, 4 Ni

Carga total = 5396 grs.

Cu = 4434 grs (incluida **pérdida** de 1%)

Al= 603 grs (incluida **pérdida** de 3%)

Fe= 211 grs

Ni= 211 grs

Segunda Fundición: 81 Cu, 11 Al, 4 Fe, 4 Ni

Esta **fundición** es similar a la primera.

Carga Total = 5396 grs.

Cu = 4434 grs (incluida **pérdida** de 1%)

Al= 603 grs (incluida perdida de 3%)

Fe= 211 grs

Ni = 211 grs

Para las fundiciones anteriores se utilizo como fundente sal común. La prueba del **rechupe** indico que no era necesario desgasificar las coladas.

Una vez obtenidas las probetas, se les extrajo viruta que fue llevada al laboratorio de química (una muestra de cada **fundición**) para efectuarle el **análisis** químico. Los resultados obtenidos se muestran en la tabla **XII**.

Tabla XII: Análisis Químico de la Fundición 1 y 2.

Fundición	Cu	Al	Fe	Ni	otros
1	88.13	5.05	3.47	3.42	0.93
2	87.70	5.01	3.0	3.44	0.85

comparando esta tabla con la tabla 1, para la **aleación C95500**, los **porcentajes para** el cobre, hierro y níquel **están** dentro de lo permitido; mientras que el **porcentaje** del aluminio esta demasiado bajo. La sal **común** no **cumplió** el papel esperado como fundente.

En vista de estos resultados fue necesario otra fundición que se detalla a **continuación**.

Tercera Fundición: 81 Cu, 11 Al, 4 Fe, 4 Ni.

Carga Total = 4928 **grs**.

Cu = 4032 **grs** (incluida **pérdida** de 1%)

Al = 558 **grs** (incluida **pérdida** de 3%)

Fe = 197 **grs**

Ni = 197 **grs**

De la **primera fundición** tenemos 3938 **grs**. disponibles, que representan las siguientes cantidades de elementos:

Cu = 3471 **grs**

Al = 199 **grs**

Fe = 137 **grs**

Ni = 135 **grs**

Por lo tanto, para la tercera fundición necesitamos:

$$\text{Cu} = 4032 - 3471 = 641 \text{ grs}$$

$$\text{Al} = 558 - 199 = 349 \text{ grs}$$

$$\text{Fe} = 197 - 137 = 60 \text{ grs}$$

$$\text{Ni} = 197 - 135 = 62 \text{ grs}$$

Con estas cargas procedimos a la fundición, agregando 5% extra de aluminio (28 grs) debido a las grandes pérdidas que sufrimos durante las dos primeras fundiciones. Como fundente se utilizaron tubos de cobre plateados (compuestos a base de litio). El resultado de colocar este fundente fue que se perdió menos aluminio de lo esperado, arrojando el análisis químico un porcentaje de aluminio de más de 14%. Este porcentaje de aluminio aumenta considerablemente la fragilidad en el material al punto que, con solo darle un pequeño golpe, se rompe en mil pedazos como se muestra en la figura 34.



Fig. 34: Pedazo de una probeta que contiene más del 14% de Al. Es apreciable su fragilidad.

Cuarta fundición 1 Al, 4 Fe, 4 Ni.

En esta fundición ya no consideramos pérdidas de aluminio tan elevadas, sino que trabajamos con las anteriores.

Carga total = 63 15 grs.

Cu = 5 166 grs (incluida pérdida de 1%)

Al = 7 15 grs (incluida pérdida de 3%)

Fe = 253 grs

Ni = 253 grs

De la segunda fundición tenemos disponibles 3855 grs, que en elementos, representa las siguientes cantidades:

Cu = 3381 grs

Al = 193 grs

Fe = 116 grs

Ni = 135 grs

Por lo tanto necesitamos:

Cu = 5166 - 3381 = 1785 grs

$$\text{Al} = 715 - 193 = 522 \text{ grs}$$

$$\text{Fe} = 253 - 116 = 137 \text{ grs}$$

$$\text{Ni} = 253 - 135 = 118 \text{ grs}$$

De esta **aleación** se obtuvo un porcentaje del 9.45% de **aluminio**, el cual todavía no se ajusta a los rangos requeridos **para** la aleación.

En vista de aún no se ha llegado a los porcentajes deseados de la **aleación**, fue necesario optar por el segundo método de **fundición**, detallado en la **sección** 2.1.1.

Fundición Final:

En esta **fundición**, con los porcentajes conocidos de las **fundiciones** anteriores, se agrega **pequeñas** cantidades de aluminio en la colada y se toma una probeta en cada paso para aplicarle la prueba del doblado. En base a esto, como los **demás** elementos permaneces aproximadamente **constantes**, se **llegará** a la composición deseada.

$$\text{Carga Total} = 3558 \text{ grs}$$

$$\text{Al} = 3558 \times 0.11 = 391 \text{ grs}$$

Aluminio disponible en la **aleación**:

$$\text{Al} = 3558 \times 0.0945 = 336 \text{ grs}$$

Aluminio requerido:

$$\text{Al} = 391 - 336 = 55 \text{ grs}$$

Una vez líquida toda la carga, se apaga por un instante el horno y se coloca el aluminio requerido. Inmediatamente se cuela una probeta y se efectúa la prueba de doblado. La tabla **XIII** indica los pasos requeridos hasta alcanzar el **ángulo** de ruptura deseado.

Tabla XIII: Pasos requeridos para la última Fundición.

Paso #	Al agregado grs.	Angulo de Ruptura grados
1	55.15	40
2	10.0	32
3	5.0	25
4	5.0	20
5	5.0	17

2.4 ANALISIS QUIMICO:

El análisis químico (cuantitativo), se realizó en el laboratorio del Instituto de Química de la ESPOL, por el método de absorción atómica.

Las muestras llevadas fueron de 5 grs cada una y constituidas de viruta fina que se extrajo de las probetas en el tomo. Además, para este análisis, las muestras deben ser tomadas con el mayor cuidado posible para no contaminarlas ya sea con las manos o partículas que caigan en ellas. Si no se toma las debidas precauciones el análisis químico arrojaría resultados no confiables.

En la tabla XIV se detallan todos los resultados obtenidos en el análisis de las fundiciones:

Tabla XIV: Análisis Químico de las Fundiciones.

Fundición	Cu	Al	Fe	Ni
1	88.13	5.05	3.47	3.42
2	87.70	5.01	3.0	3.44
3	78.08	14.01	3.35	3.65
4	82.53	9.43	3.60	3.84
5	81.39	10.89	3.38	3.45

2.5 TEMPLE DE LAS PROBETAS:

Para que las condiciones de temple sean las mismas en todos los ensayos, es necesario tener en cuenta:

1. Igual medio de **enfriamiento** (agua a **15°C**).
2. El tiempo de sacar la probeta del horno y sumergir en el agua debe ser mínima e igual en los ensayos (igual velocidad de **enfriamiento**).
3. Las probetas deben ser todas del mismo **tamaño**, 24 mm de **diámetro** y 8 mm de espesor (**enfriamiento uniforme**), ver en la figura 3 5.

Cuando el porcentaje de aluminio anda por debajo de **9.4%**, el tratamiento **térmico** de temple prácticamente no altera las propiedades de la **aleación**. Por lo tanto, la **aleación obtenida** con el 10.39% de aluminio si presentara **reacción** martensítica. Sin embargo, a las probetas que sobraron de la **cuarta fundición** (con 9.45% de aluminio), se les aplico el tratamiento **térmico** para **confirmar** esto.

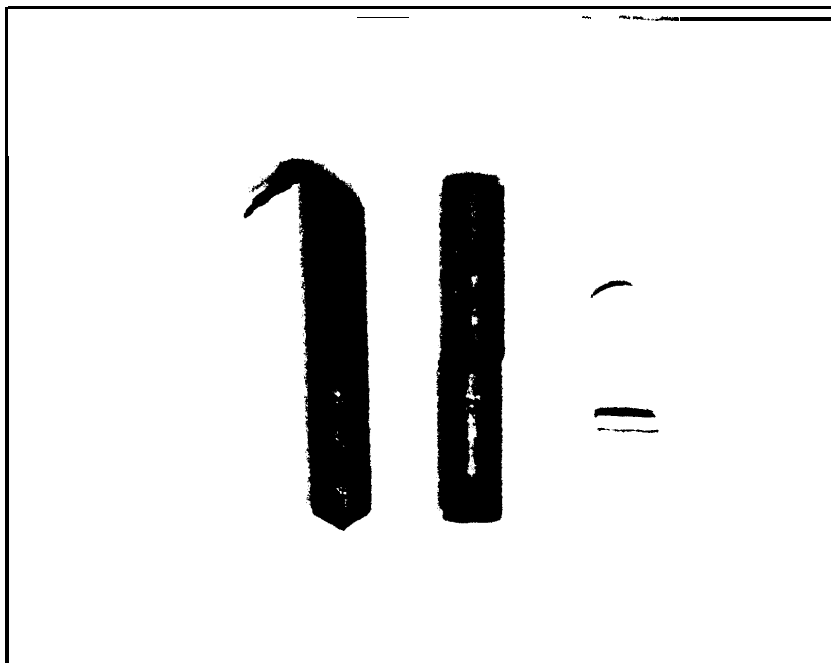


Fig. 35: Probetas: Obtenida del molde **metálico**, maquinada, **cortada** para el tratamiento y **lista** para el **examen** metalográfico.

2.6 METALOGRAFIA:

El pulido para el análisis metalográfico se lo efectúo tal como lo recomienda el anexo 2 y como reactivo, utilizamos dicromato de potasio (preparado en el laboratorio de química).

Las microestructuras obtenidas para las condiciones de temple predeterminadas, presentan todas reacción martensítica. Esto se debe a que la fase β , la que da lugar a esta reacción, se obtiene casi inmediatamente después de haber introducido en el horno

a la probeta. En las figuras siguientes, se muestra la **variación** de la cantidad de **martensita** en base al tiempo y temperatura de austenizado y, **además**, se indican los constituyentes que posee. Las probetas se las ha **clasificado** en **función** de la temperatura y el tiempo con que **fueron** templadas; así por ejemplo, la probeta **800-10** corresponde a la austenizada a 800 ° C durante 10 minutos.



Fig. 36: Microestructura de la aleación obtenida. Se aprecia Fase α , precipitados de hierro y níquel (fases kappa), fase Γ . Percloruro de hierro - X 750.



Fig. 37: Probeta 800-10. HB = 267
Percloruro de hierro - x 750.

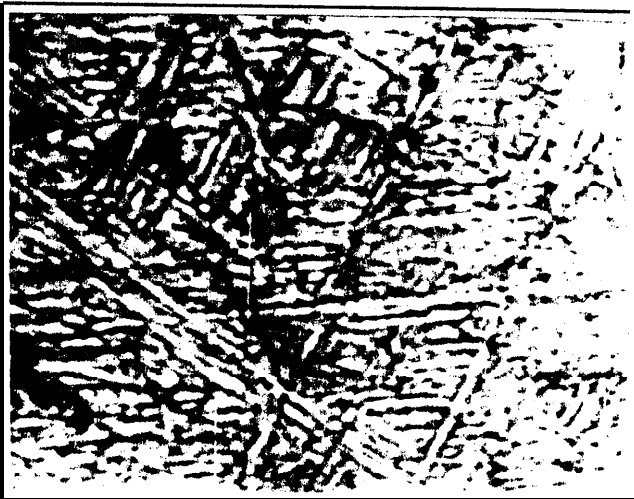


Fig. 38: Probeta 800-30. HB = 231
Percloruro de hierro - X 750.



Fig. 39: Probeta 800-50. HB = 226
Percloruro de hierro - X 750.



Fig. 40: Probeta 830-10. HB=271
Percloruro de hierro - x 750.

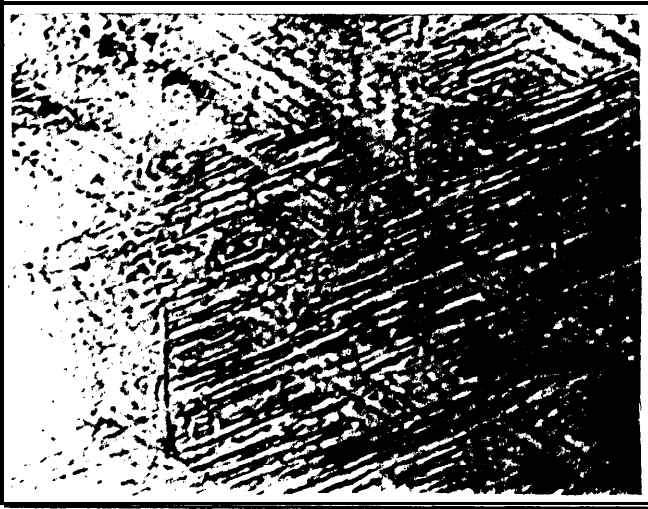


Fig. 41: Probeta 830-30. HB = 310
Percloruro de hierro - X 750.



Fig. 42: Probeta 830-50. HB = 266
Percloruro de hierro - X 750.



Fig. 43: Probeta 860-10. HB = 221
Percloruro de hierro - x 750.



Fig. 44: Probeta 860-30. HB=312
Percloruro de hierro - X 750.



Fig. 45: Probeta 860-50. HB=274

Percloruro de hierro - X 750.



Fig. 46: Probeta 890-10. HB = 276

Percloruro de hierro - X 750.

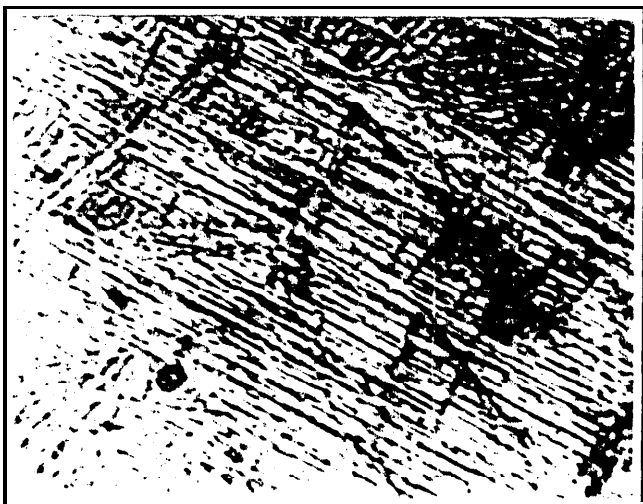


Fig. 47: Probeta 890-30. HB = 326
Percloruro de Hierro.x750 .

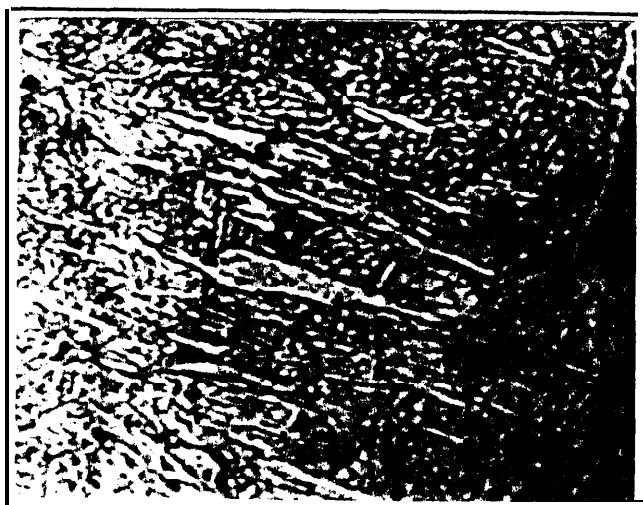


Fig. 48: Probeta 890-50. HB=270
Percloruro de Hierro. X 750.



Fig. 49: Probeta 920-m. HB = 285.8
Percloruro de Hierro. x 730.

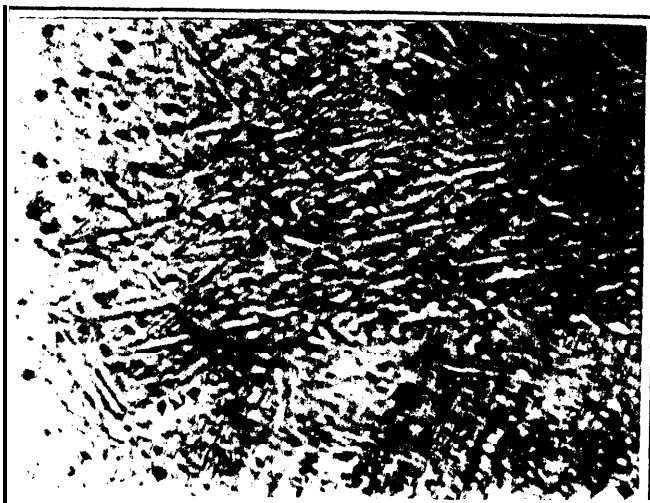


Fig. 50: Probeta 920-30. HB-320
Percloruro de Hierro. x 750.



Fig. 51: Probeta 920-50. HB = 273.5
Percloruro de Hierro. x 750.



Fig. 52: Probeta 950-10. HB = 280
Percloruro de Hierro. x 750.



Fig. 53: Probeta 950-30. HB = 321.2

Percloruro de Hierro. X 750.



Fig. 54: Probeta 950-50. HB = 270 . 2

Percloruro de Hierro. x 750.



Fig. 55: Probeta 980-10. HB = 278

Percloruro de Hierro. x 750.

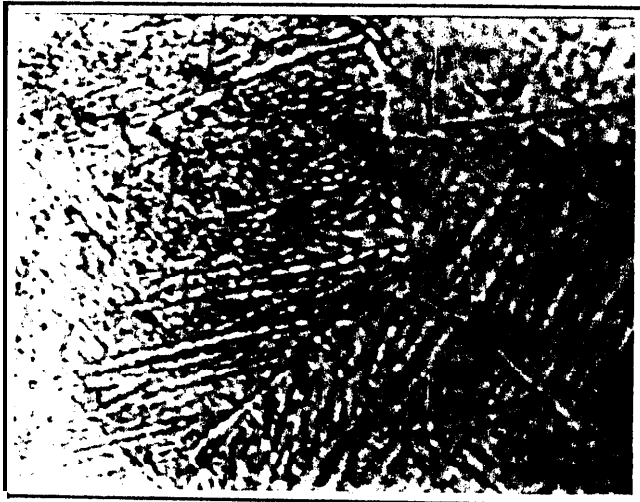


Fig. 56: Probeta 980-30. HB-318

Percloruro de Hierro. x 750.

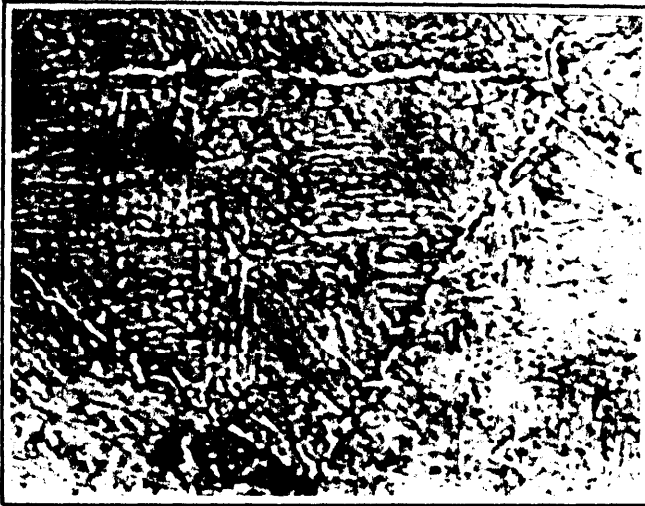


Fig. 57: Probeta 980-50. HB = 271
Percloruro de Hierro. X 750.

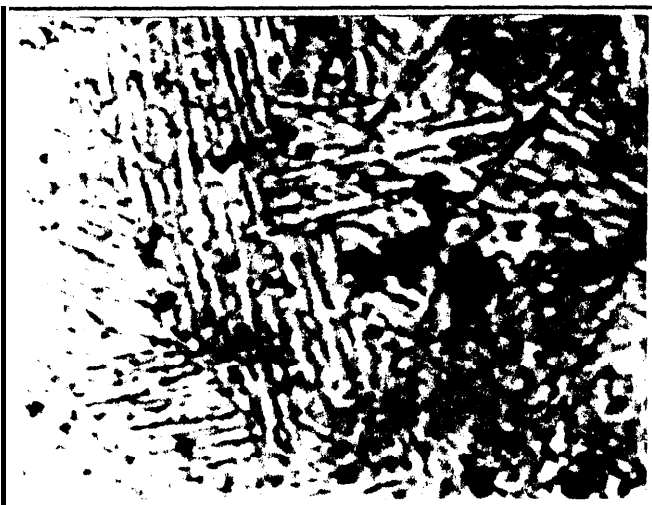


Fig. 58: Probeta 1010-10. HB = 296.7
Percloruro de Hierro. x 750.



Fig. 59: Probeta 1010-30. HB = 308.9

Percloruro de Hierro. x 750.

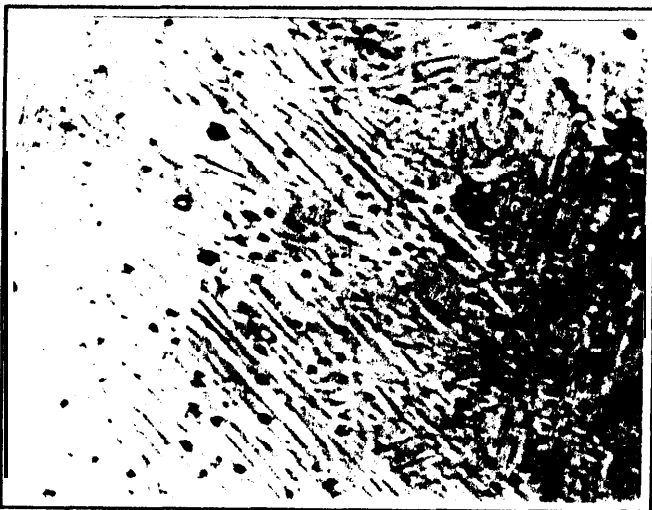


Fig. 60: Probeta 1010-50. HB = 268

Percloruro de Hierro. x 750.

2.7 ENSAYOS MECANICOS:

Los ensayos **mecánicos** que **les efectuamos** a **las** probetas dieron los siguientes resultados :

Prueba de Dureza:

La tabla XV indica las durezas **que se obtuvieron** en los distintos ensayos de temple.

Como puntualizamos en **la sección** 2.3, si se temple a las probetas que contienen aluminio por debajo del **9,4%**, no **varían** las propiedades; es decir, no presentan **reacción martensítica**. Mientras menos aluminio **contengan**, menor **reacción martensítica** va a tener. De **ahí** que aprovechando que tenemos una cantidad de cuproaluminio de alrededor de ese rango (9.45% Al), se le **efectuó** el tratamiento térmico de temple para verificar esta condición. La tabla XVI muestra solamente los ensayos de dureza que se hicieron para este tratamiento.

Los resultados demuestran que **prácticamente** estas aleaciones (con los contenidos de Al antes dichos), no **sufren variación** alguna en sus propiedades. Es mínimo el aumento de dureza.

Tabla XVI: Dureza (HB) adquirida en el temple en función del tiempo y temperatura de austenización.*

Tiempo (min.)	Temperatura (°C)							
	800	830	860	890	920	950	980	1010
10	267	271.2	221.2	276	285.8	280	278	296.7
20	274.8	292.8	290.3	295.6	318.4	312.6	316	310
30	290.56	310.2	312.36	326	320	321.2	318	308.9
40	298.6	272.4	305	302.2	295.3	301	290	286.7
50	226	265.6	274.08	270	273.5	270.2	271	266

*Aleación C95500, dureza inicial 210 HB.

Tabla XVI: Dureza (HB) adquirida en el temple en función del tiempo y temperatura de austenización.*

Tiempo (min.)	Temperatura (°C)									
	800	830	860	890	920	960	990	1010		
10	127	136.5	131	140	137.8	146	153.8	153		
20	126	132.9	128	131	143	148	160	162		
30	124	124.6	128	136	160.8	160.8	147	168		
40	122	118	138.6	134.6	146	140	146	166.8		
50	121.5	113	124	139.3	136	146	153	163		

*Aleación con 9.46% de Al, dureza inicial 120 HB.

Ch-a propiedad que analizamos brevemente **fué** el **tamaño** de grano. Conforme aumentamos el tiempo y temperatura de austenizado, el **tamaño** de grano se incrementa de una **manera** considerable. Este crecimiento se ve **reflejado en** la **disminución** de la ductilidad. Las probetas que se **rompieron** para ver el **tamaño** de grano y la ductilidad, **prácticamente** tuvieron cero ductilidad.

El **tamaño** de **grano** por **lo** tanto, influye sobre las propiedades **mecánicas** lo que nos conduce a que es preferible tomar la menor posible temperatura y tiempo para el proceso de austenizado y el posterior temple.

CAPITULO III: Análisis de Resultados.

El objetivo principal de la experimentación de la presente tesis, es el de encontrar mejoras en las propiedades mecánicas de la aleación UNS C95500, aprovechando la reacción martensítica característica que poseen estos bronce (de forma similar que en los aceros), para lo cual se han considerado ensayos de temple en diferentes condiciones de temperatura y tiempo de austenización.

Si bien es cierto que algunos de estos parámetros ya han sido dados a conocer por muchos investigadores (Anexo I), estos no provocan los cambios esperados en tales aleaciones ya que toman a los bronce de una manera muy generalizada, olvidando que cada uno de ellos difiere entre si y por lo tanto, requieren condiciones diferentes de temple.

Se ha partido de una aleación fundida en las instalaciones de INTRAMET, y cuya composición química fue controlada por absorción atómica. Durante el transcurso de esta fase de experimentación se pudieron observar algunos detalles importantes que afectan las propiedades finales de la aleación y que se destacan a continuación con la finalidad de coadyuvar en el desarrollo de una técnica de trabajo en apoyo a los fundidores: Se debe utilizar fundentes para proteger de la oxidación a los metales que constituyen la aleación; se debe considerar el porcentaje de aluminio en la aleación ya que su incremento eleva la dureza y fragilidad; no se debe sobrepasar la temperatura de colada (1180 - 1340°C); se debe controlar la temperatura de vaciado (1230 - 1290 °C).

3.1 Análisis Mecánico:

Las probetas con contenidos altos de aluminio, prácticamente no tienen ángulo de ruptura, son de fractura recta, muy frágiles (Fig. 34) y tamaño de grano grueso. Por el contrario, las probetas con menores cantidades de aluminio presentaron un ángulo de ruptura mayor a 8° , de fractura en forma de copa y cono, dúctiles y tamaño de grano fino.

Los bronce al aluminio se deben ajustar a ciertos parámetros que se establecen en normas de ciertas instituciones internacionales. Nuestra aleación fue comparada con la norma ANSI/ASTM 148-71 dándonos los resultados que se muestran en la tabla XVII. Además, el análisis cuantitativo químico realizado a la aleación (Tabla XIV), encaja con lo requerido para las aleaciones UNS C95500.

Tabla XVII: Control de los Cuproaluminios Complejos según la norma ANSI/ASTM148-71.

	Resistencia Mecánica Kpsi	Dureza HB
Norma: colado C95500	91.9	190
Obtenida	102.3	210

Para las probetas tratadas térmicamente, se observa en los gráficos 61 y 62 la variación de su dureza en función de la temperatura y tiempo de austenización. Se nota, al igual que en el

análisis metalográfico, que la duma máxima adquirida se logra en condiciones de austenizado de 890°C y 30 minutos en la aleación C95500.

En el gráfico 61 se presenta un incremento de dureza desde los 800 hasta 890°C, pero a partir de esta, la dureza se mantiene aproximadamente constante. En el gráfico 62, la dureza aumenta hasta llegar a tener un valor máximo de 326 HB a los 30 minutos de austenizado, luego del cual disminuye ligeramente. Cuando la probeta esta expuesta en el horno a elevadas temperaturas o a largos periodos de tiempo, ella sufre un inevitable crecimiento de grano que se refleja en la disminución de ductilidad y resistencia mecánica.

En los diagramas de barras (Figs. 63 y 64), se observan mas claramente los valores de dureza para las dos condiciones de temple.

Los resultados obtenidos en el temple, se comparan también con la norma ANSI/ASTM 148-71 en la tabla XIII para verificar nuestros resultados.

En la tabla XIX se da a conocer un resumen de todas las propiedades obtenidas para la aleación C95500.

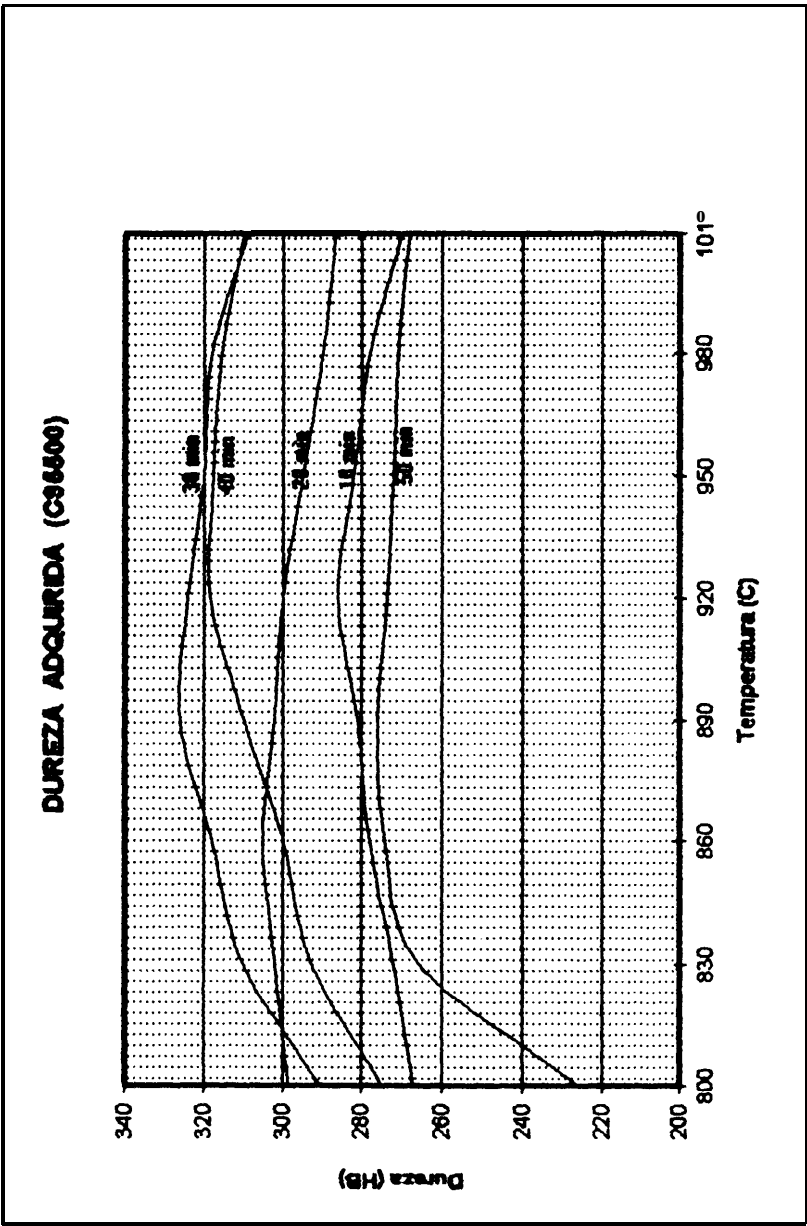


FIGURA 61
Gráfico de Durezas vs. Temperatura
de Austenizado (C95500).

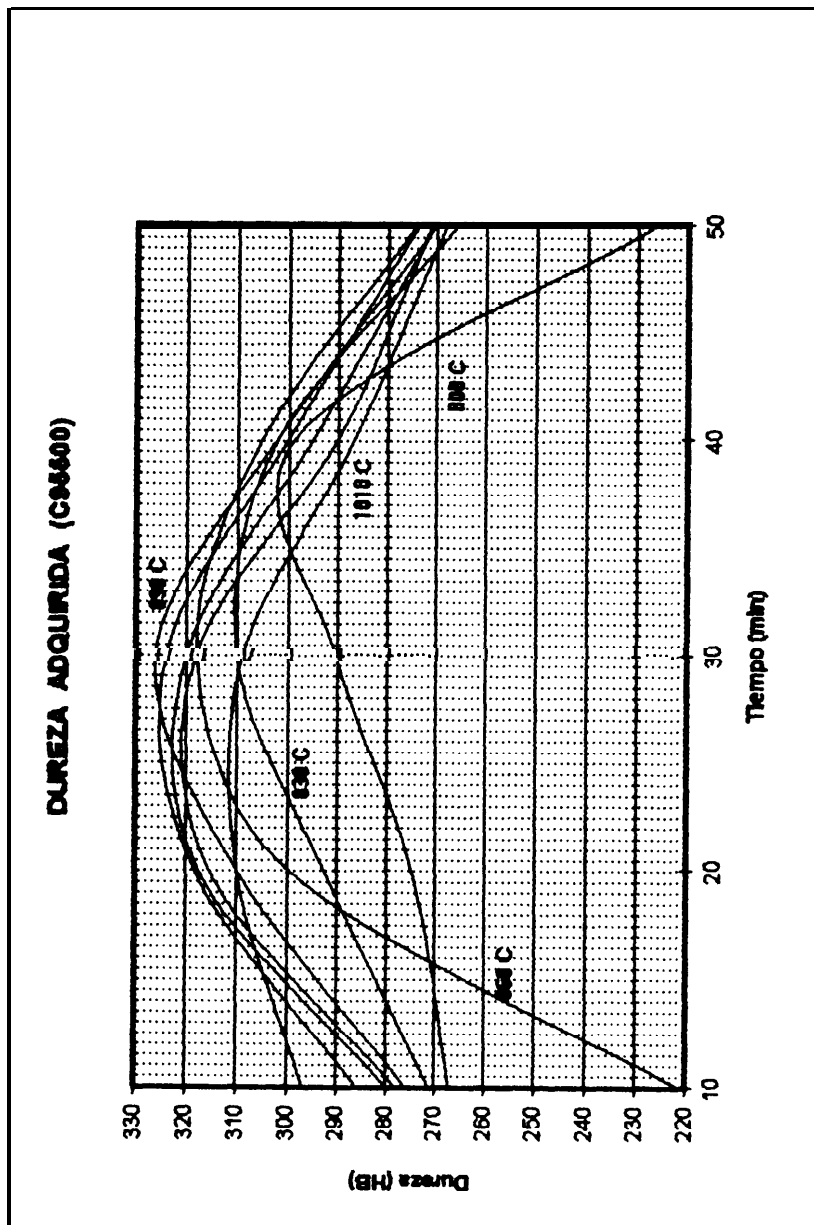


FIGURA 62
Gráfico de Durezas vs. Tiempo
de Austenizado (C95500).

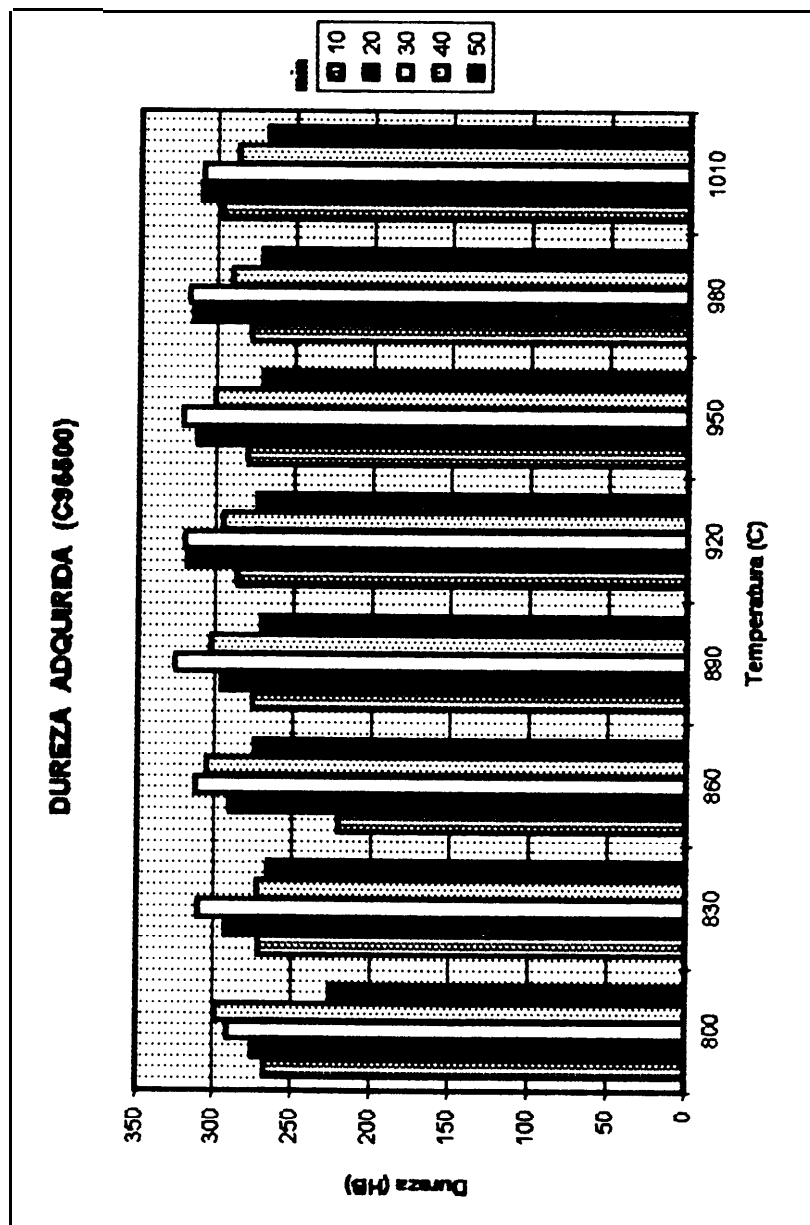


FIGURA 63
Diagrama de Barras de Dureza vs. Temperatura
de Austenizado (C95500).

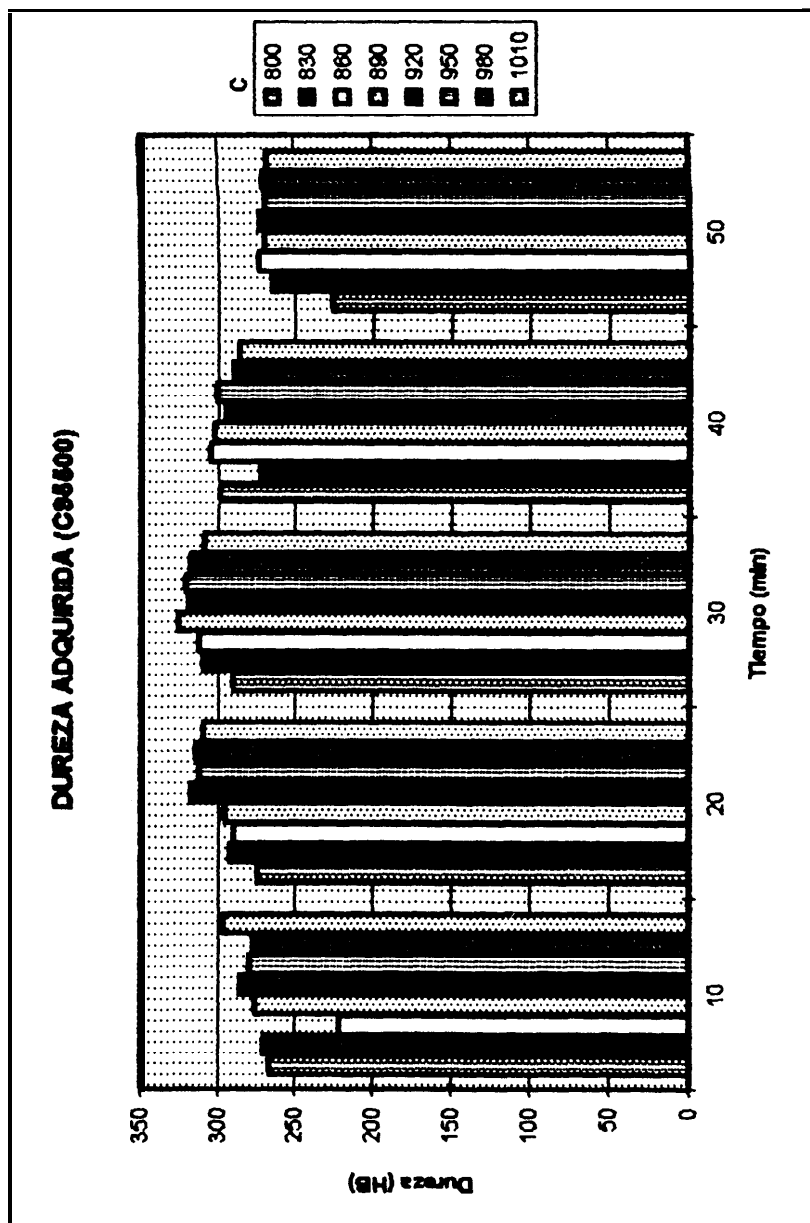


FIGURA 64
 Diagrama de Barras de Dureza vs. Tiempo
 de Austenizado (C95500).

Tabla XIII: Control de los Cuproaluminios Complejos según la norma ANSI/ASTM 148-71.

	Resistencia Mecánica Kpsi	Dureza HB
Norma: Templado C95500	112.2	200
Obtenida	124.7	326

Tabla XIX: Propiedades de la aleación C95500.

	Dureza HB	Ductilidad %	R. Fluencia Kpsi	Tamaño de grano
Colada	210	8	102.3	fino
Templado	326	< 2	124.7	fino

Para la aleación que contiene 9.45% de aluminio, en el gráfico 65 y 66 de dureza versus condiciones de temple, se nota claramente el incremento de la dureza con el aumento de la temperatura (Fig. 65); mientras que en el otro gráfico (Fig. 66), la dureza mas allá de los 30 minutos no adquiere valores mayores a 158 HB sino mas bien, disminuye un pequeño porcentaje.

En las figuras 67 y 68 se observan los mismos datos pero en diagramas de barras.

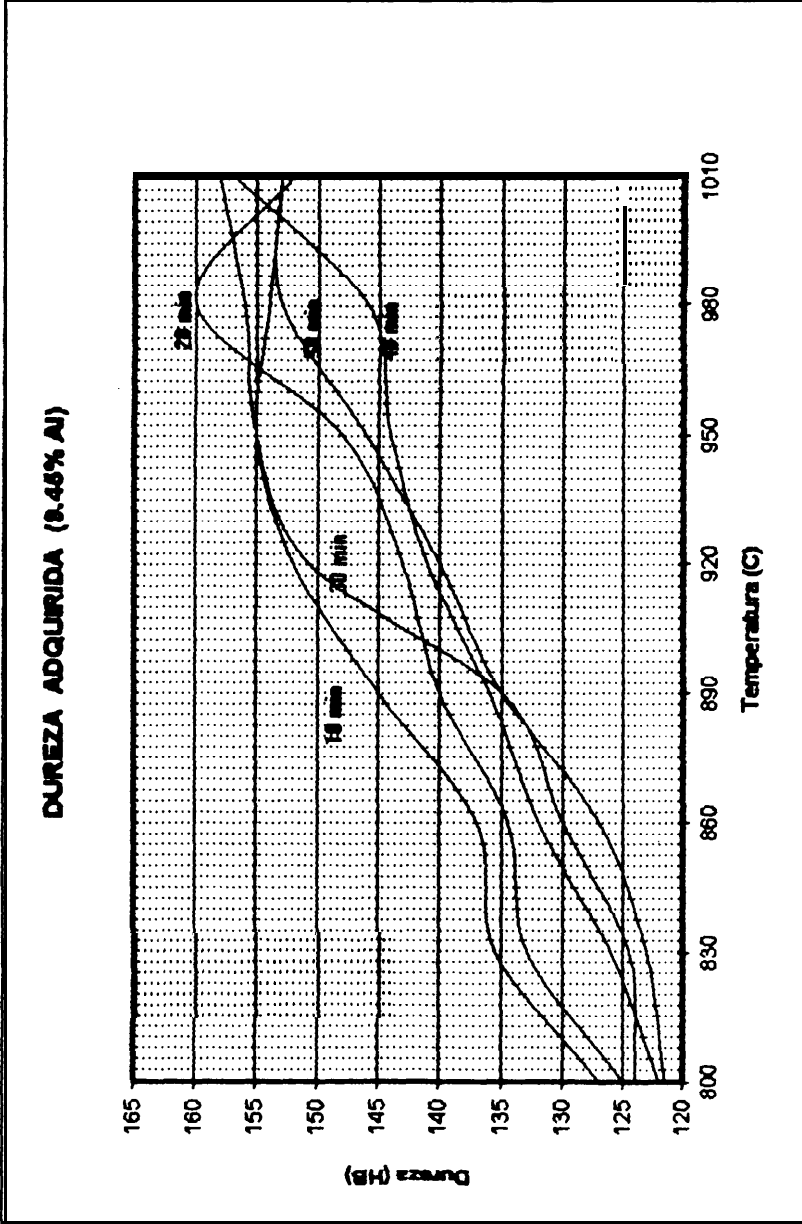


FIGURA 65
Gráfico de Durezas vs. Temperatura
de Austenizado (9,45% de Al).

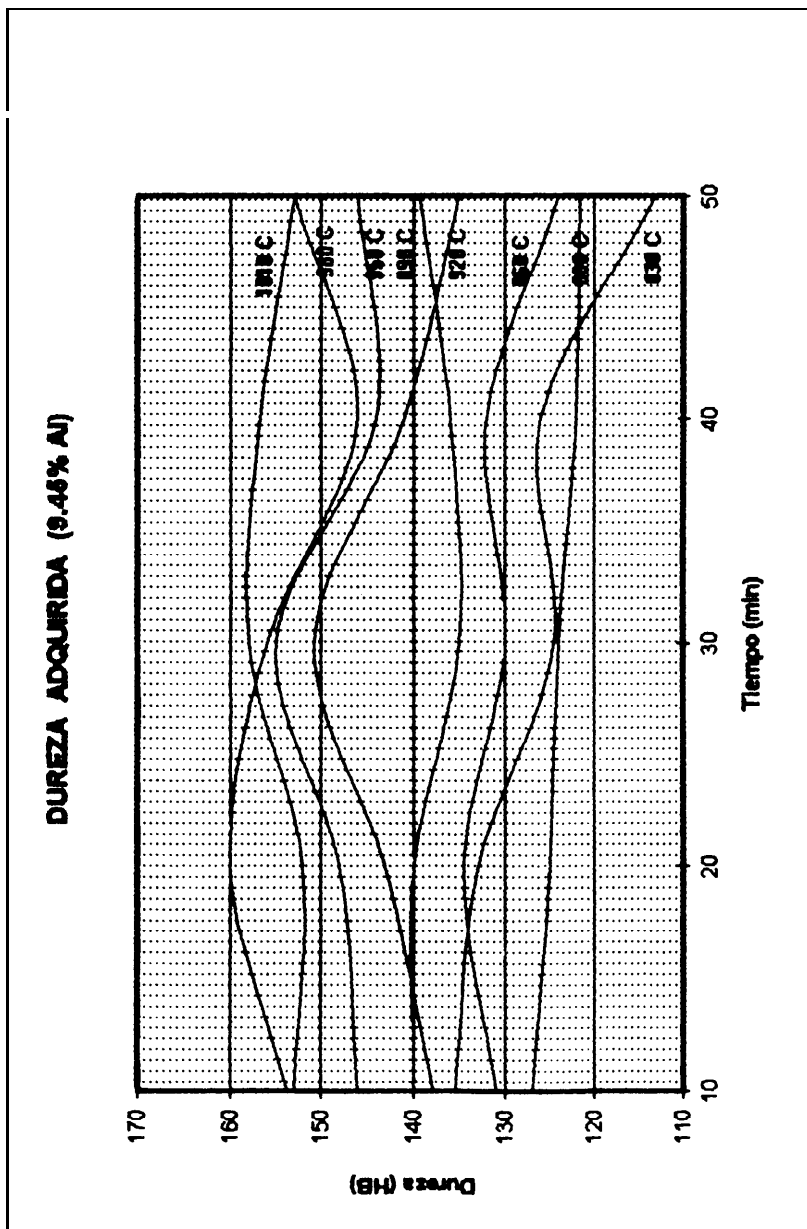


FIGURA 66
Gráfico de Durezas vs. Tiempo
de Austenizado (9.45% de Al).

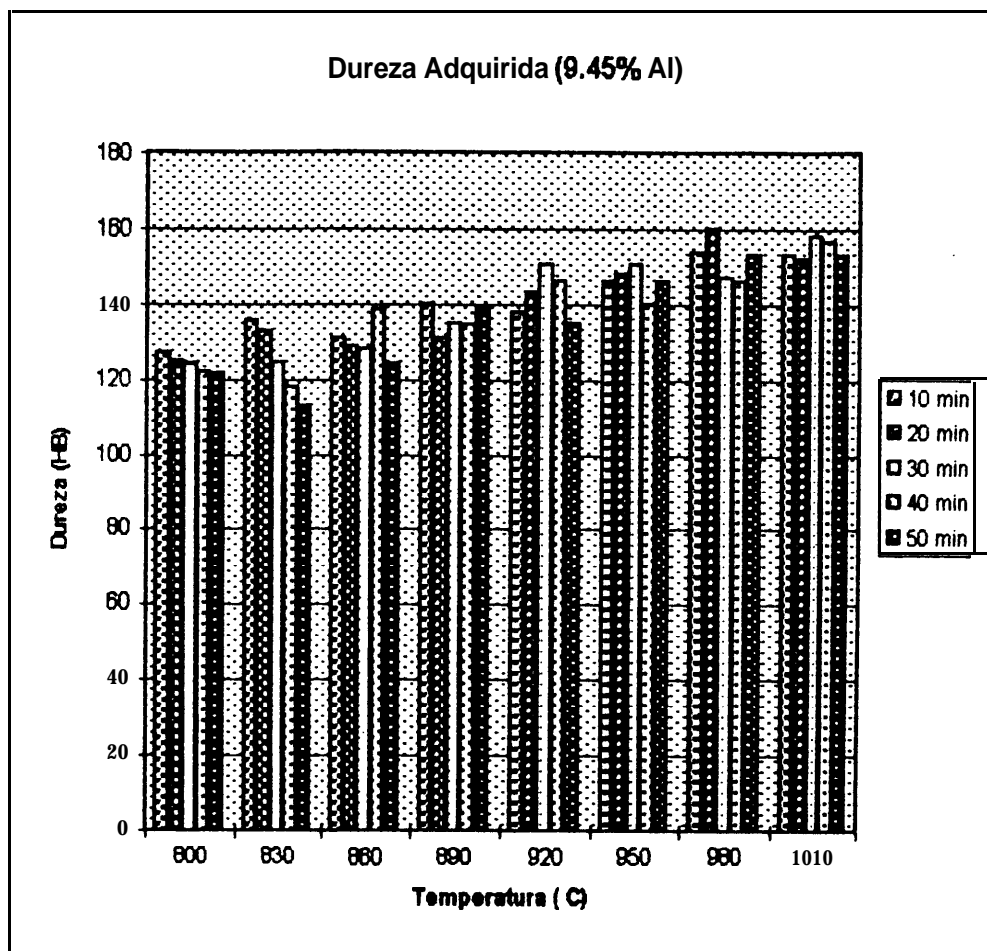


FIGURA 67

Diagrama de Barras de Durezas vs. Temperatura de Austenizado (9.45% de Al).

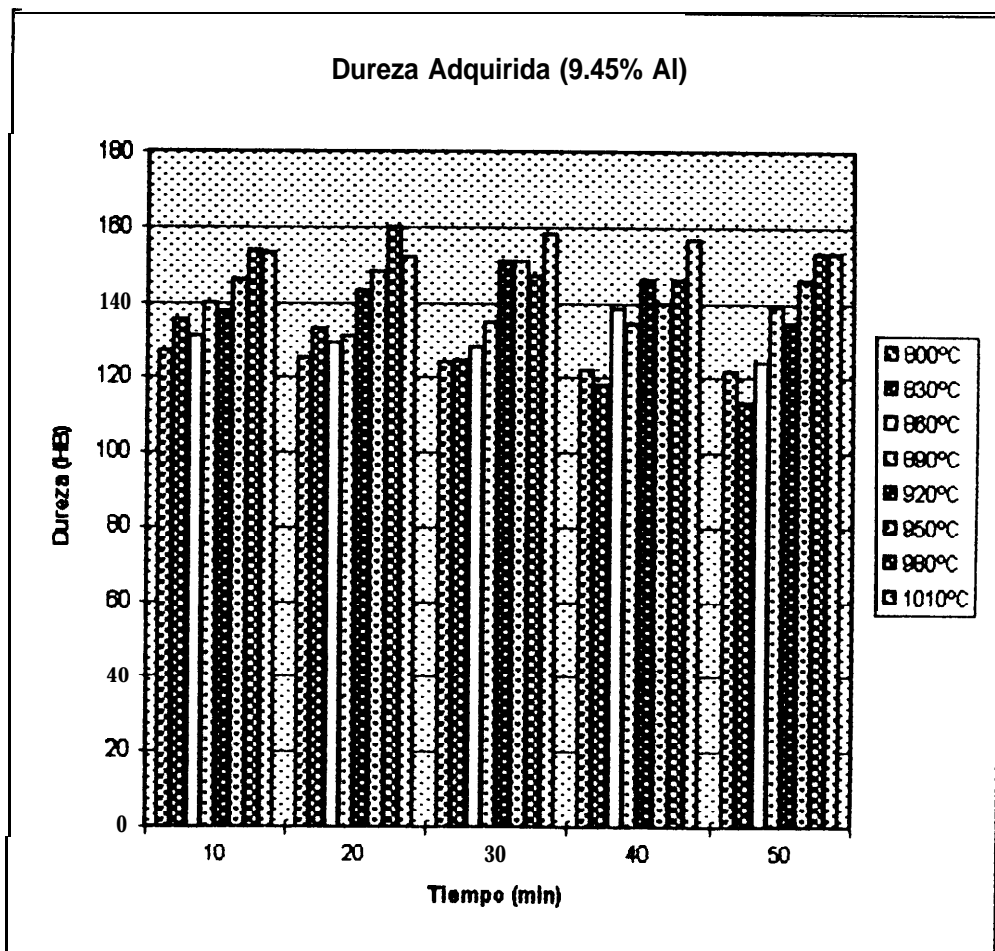


FIGURA 68

Diagrama de Barras de Durezas vs. Tiempo de Austenizado (9.45% de Al).

3.2 Análisis Microestructural:

Debido a que es la martensita la que hace variar las propiedades mecánicas de la **aleación**, otro objetivo que debemos cumplir es el de llegar a tener una **microestructura** en su mayoría formada por esta **reacción**. Decimos en su **mayoría** porque como hemos discutido en secciones anteriores, debido **al** hierro presente en la aleación, se hace imposible obtener una estructura **100% martensítica**, ya que es un elemento estabilizador que suprime dicha transformación, favoreciendo reacciones bainíticas y desprendimiento de fase alfa

Al analizar la fotomicrografías tomadas a las probetas, todas ellas revelan reacción martensítica y algunas poseen presencia de fase alfa en forma de lagunas y alrededor de los **límites** de grano (Observar en las figuras **48**, **51** y **57**). Esto nos da una idea clara de la **templabilidad** que posee la aleación e indica que la fase beta, causante de la posterior **transformación martensítica**, se forma casi inmediatamente introducida la probeta en el horno.

La cantidad de martensita que posee cada **microestructura** varía de acuerdo a las condiciones de temple. Así por ejemplo, se observa que a medida que se eleva la temperatura, la cantidad de martensita aumenta hasta lograr a **890°C** una **estructura** que posee la mayor cantidad de esta reacción (Figura 47), y a partir de la cual, los siguientes ensayos se mantienen aproximadamente constantes en esta cantidad (Referirse a las figuras 37 a la **60**

tomando como referencia un tiempo de austenizado y variando las temperaturas ordenadamente).

El tiempo de austenización también favorece la reacción martensítica, pero tiene un límite debido a la precipitación de partículas con hierro (fase κ), formadas después de una larga exposición en el homoy posterior temple, que disminuyen la dureza de la aleación tratada. Estas precipitaciones se hacen más evidentes a temperaturas elevadas (Ver los puntos negros en la figura 60). También, con el incremento del tiempo, hay un incremento de la fase alfa en forma de lagunas (Evidentes en la figura 48), lo cual disminuye el porcentaje de martensita y por ende de dureza. Por lo tanto, el límite de tiempo para evitar estas precipitaciones es de 30 min.

Durante la experimentación se hace evidente que durante el aumento de la temperatura de austenizado, el tiempo de austenizado disminuye; esto se refleja en las microestructuras de las figuras 49, 52, 55 y 58, en las cuales se tiene ya una estructura completamente martensítica (no el 100%). Es decir, a mayor temperatura, menos tiempo tomará en realizarse la descomposición $\alpha + \gamma + \kappa \rightarrow \beta$. Sin embargo, este resultado no debe ser tomado muy en cuenta porque al aumentar la temperatura, el tamaño de grano también aumenta rápidamente, lo que conlleva a la disminución de ciertas propiedades mecánicas como la ductilidad y resistencia a la tracción.

De lo expuesto en los párrafos anteriores es fácil darse cuenta de que las condiciones idóneas para el tratamiento térmico de temple son de 890°C y 30 minutos para el austenizado. Con estos parámetros se logra alcanzar una estructura uniforme y de casi el 100% de martensita (Ver la figura 44).

Del tratamiento térmico que se realizó a las probetas que contienen 9.45% de aluminio, se puede apreciar que la microestructura prácticamente no varía, no hay reacción martensítica apreciable especialmente a bajas temperaturas de temple. Sin embargo, cuando elevamos la temperatura de austenización, observamos cierto incremento en la cantidad de martensita. Este incremento es obvio ya que si nos fijamos en el diagrama de equilibrio (Fig. 8), para un porcentaje de aluminio del 9.45%, se requiere de temperatura elevadas para lograr la descomposición $\alpha + \kappa \rightarrow \beta$. El tiempo de austenizado para el cual se logra en esta aleación la mayor cantidad de martensita es de 30 min.

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES:

CONCLUSIONES:

1. Las propiedades mecánicas y composición de las probetas obtenidas para el tratamiento térmico encajan dentro de la norma ANSI/ASTM 148-71, así como también las probetas tratadas con los parámetros óptimos de austenización.
2. Para llegar a obtener las mejores propiedades posibles por medio del tratamiento térmico de temple, se experimentó con dos condiciones de austenización y cuyo valores óptimos son 890°C y 30 minutos de austenización.
3. Las precipitaciones de microconstituyentes no afectan de forma apreciable las propiedades de la aleación, especialmente cuando tenemos una estructura predominantemente martensítica.
4. La metodología aplicada para alcanzar los objetivos trazados resultó ser apropiada.

RECOMENDACIONES:

1. Debido a que la aleación C95500 es muy utilizada en la industria, es conveniente continuar con la investigación de la templabilidad que posee este material. Así por ejemplo un tema interesante de investigación sería la susceptibilidad que posee la aleación para templarse bajo diferentes medios de enfriamiento, con diferentes contenidos de aluminio, etc.

2. Si deseamos obtener una estructura 100% martensítica, es recomendable utilizar un bronce al aluminio libre de hierro o también utilizar uno que contenga níquel para favorecer dicha reacción.

A N E X O S

ANEXO1

TEMPLE DE LAS ALEACIONES DE COBRE (Tomado de Ref. 5):

La temperatura de calentamiento **para** el temple **deberá** asegurar la mas completa posible disolucih de las fases excesivas en la fase de la matriz y encontrarse en el diagrama de equilibrio entre las curvas de solubilidad del **solidus** y la línea de este. Aunque los procesos de disolución de las **fases** excesivas se aceleran considerablemente, a medida que aumenta la temperatura, el calentamiento en la cercanía inmediata a la **línea** del **solidus** es irracional desde el punto de vista **tecnológico**. En este caso, a causa de la posible **diferencia** de temperaturas en la **carga** y en el control **térmico** inexacto, surge el peligro de **requemar el artículo**. **De ahí se infiere** el estricto requisito de controlar la temperatura en los hornos de templar **con** una precisión de $\pm 10^{\circ}\text{C}$. Cabe **señalar** que temperaturas demasiado altas de calentamiento para el temple **también** pueden conducir al crecimiento del grano hasta **tamaños** inadmisibles.

El **tiempo** de calentamiento **queda definido** por la plenitud de los procesos de disolucih de las fases excesivas. Cuanto mas **dispersa** sea la **fase** excesiva, tanto con **más** rapidez se disolver&. Las aleaciones deformadas requieren menos tiempo **que** las

Coladas. Si la fase excesiva se disuelve no del todo, **será** imposible adquirir las propiedades óptimas **después** del envejecimiento. Los calentamiento prolongados, además de ocupar mucho tiempo los hornos, conducen al crecimiento del grano, **a** la deformación de cascarilla y al aumento indeseable de la zona de difusión, que contiene óxidos del elemento **aleante**.

El factor principal que limita el caldeo para el temple es el tiempo de calentamiento de los semiproductos hasta la temperatura prefijada. En la práctica la **duración** del calentamiento se escoge aproximadamente **a razón** de 1 hora por cada **25** mm. de la **sección** del semiproducto. Este tiempo depende del procedimiento del calentamiento, de la atmósfera del horno, de la geometría del semiproducto y de la masa de la carga. Las bandas y cintas con espesor más grueso de 2 mm., como regla, las calientan en hornos de carga por lotes, y las cintas con espesor menos de 2 mm., en los hornos de recalentar bandas.

El **enfriamiento** durante el temple debe ser lo suficientemente brusco para evitar que se descomponga la **solución** matriz en dicho proceso. El temple en agua provoca grandes tensiones **térmicas** residuales, así como suscita el alabeo y el encorvamiento del artículo. Por eso al elegir los medios de templar, se debe **considerar** las velocidades críticas.

Las velocidades críticas de enfriamiento, al ejecutar el temple, se pueden apreciar a base de los diagramas **termocinéticos** de **transformación (descomposición)** de fases.

Si el intervalo de tiempo en que las piezas se extraen del horno y se trasladan al **baño** de templar es relativamente prolongado, esto puede provocar cambios considerables en las propiedades tanto de un artículo aislado, como en toda la carga. Si la configuración del artículo aislada es simple, aunque su masa sea grande, las oscilaciones de las propiedades resultarían **pequeñas** gracias a que la temperatura desciende no muy rápidamente. La **dispersión** de las propiedades en toda la carga pueden alcanzar magnitudes considerables, puesto que **después** de haber sacado la carga del horno, los artículos situados arriba, se **enfrian** con mayor rapidez y el efecto de su temple sera menor en **comparación** con los artículos que se encuentran por debajo de los mismos. Por esta **razón** la estructura de las unidades de templar debe asegurar que los artículos vayan a parar directamente del horno al **baño** de templar.

La calidad del metal templado se controla recurriendo a **métodos metalográficos** o verificando el valor de la conductividad **eléctrica**.

ANEXO II

MICROEXAMINACION DEL COBRE Y SUS ALEACIONES:

Los **especímenes** de la aleación de cobre (C95500) para la examinaron microscópica son extraídos de masas grandes por corte con sierra, disco abrasivo, cizalla. etc.

Montaje:

El material de montaje mas frecuentemente usado es la baquelita. El cobre y sus aleaciones son extremadamente susceptibles al endurecimiento por trabajado; de ahí que, cuando sea posible, la cara usada para la examinaron debe ser una que no haya sido sujeta al menor corte.

Pulido:

El pulido húmedo es preferido para el cobre y todas sus aleaciones. La práctica común envuelve pulidos ásperos a la superficie de los **especímenes** para remover el metal que ha sido trabajado en frío; entonces se **dará** el pulido **final** para obtener una **superficie**

conveniente. El acabado final es obtenido usando ruedas lisas y papel de carburos de silicio de progresivamente **más** fina gravilla (usualmente 240, 320, 400 y 600). La gravilla **ultrafina** (800 y 1200) son frecuentemente usadas.

El pulido **húmedo** es el recomendado; durante cualquiera de los procedimientos, el espécimen deberá siempre ser rotado 90° después de cambiar a un **tamaño** mas fino de grano.

Pulido Preliminar:

El cobre y la **mayoría** de sus aleaciones son relativamente suaves y requieren **también** de un pulido medio que provea de un **máximo** corte con un mínimo roce. El pulido preliminar **deberá** ser efectuado usando un **paño** de nylon impregnado de pasta de diamante.

El abrasivo preferido para el pulido inicial sobre cualquiera de los **paños** (lona, algodón, nylon) es pasta de diamante de 3 a 9 um. Sin embargo, la gravilla 400 o alumina **fina** (Al_2O_3), usada con agua destilada como vehículo, es usualmente una aceptable alternativa. Una rueda de velocidad aproximadamente 200 RPM es generalmente recomendada.

Pulido Final:

Generalmente, los **pafios** de lanilla **son** preferidos para el acabado final. El abrasivo es usualmente 0.3 - um alfa - Al_2O_3 o 0.05 - um gamma - Al_2O_3 ; ambos abrasivos utilizan agua como vehículo. Otros abrasivos que han sido utilizados para dar el pulido final son el óxido de magnesio (**MgO**) en agua destilada, óxido férrico (**Fe₂O**), silicio coloidal (**SiO₂**), y pasta **fina** de diamante. Se recomienda una velocidad del la rueda de 150 a 200 RPM.

Ataque Químico:

La tabla **XXI** que escribimos a continuación lista los agentes **químicos que** son usados para el cobre y sus aleaciones e incluye además, los procedimientos de ataque y las aleaciones a las cuales cada reactivo comúnmente es aplicado.

Tabla XX: Reactivos y procedimiento para ataque metalográfico.

Composición	Procedimiento	uso
1. 20 ml NH_4OH , 0-20 ml. H_2O , 8-20 ml. 3% H_2O_2	Inmersión o frotar con algodón durante un minuto.	Usar fresco para cobre y sus aleaciones.
2. 1 g. $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3$ y 100 ml. H_2O	Inmersión.	Para cobre y sus aleaciones.
3. 2 g $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$, 8 ml. H_2SO_4 4 ml. NaCl (solución saturada), 100 ml. H_2O	Inmersión o frotar con algodón.	Para cobres, broncees al aluminio, para revelar el grano.
4. 5 g FeCl_3 , 10 ml. HCl , 100 ml. H_2O	Inmersión o frote. Para mejores resultados.	

BIBLIOGRAFIA

- 1. BREZINA P.; Heat Treatment of Complex Aluminium Bronzes; ASM; 1982.**
- 2. CENTRE TECHNIQUE DES INDUSTRIES DE LA FONDERIE; Atlas Metallographique del Alliages Cuivreux; Paris; 1975.**
- 3. DUBOIS BERNARD, OCAMPO GUILLERMO; Cupro-aluminiums Martensitiques; Paris.**
- 4. JOSE E. JARA; Fabricación de Cuproaluminios Complejos; Tesis de la Facultad de Ingeniería en Mecánica; ESPOL; Guayaquil; 1994.**
- 5. KOLACHEV B. A., GABIDULLIN R. M., PIGUZOV Yu. V.; Tecnología de Tratamiento Térmico de Metales y Aleaciones no Férricas; De. Mir; Moscú; 1983.**
- 6. METALS HANDBOOK; Selection and Application of Copper and Copper Alloy Castings; Vol. 2; USA; 1989.**
- 7. METALS HANDBOOK; Stainless Steels, Tool Materials and Purpose Metals; Vol 3; USA, 1972.**
- 8. METALS HANDBOOK; Metallography and Microestructures; Vol 13; USA; 1989.**
- 9. METALS HANDBOOK; Corrosion; Vol 10; USA; 1989.**
- 10. METALS HANDBOOK; Castings; Vol 15; USA; 1989.**
- 11. SACCHI G., AZZOLINI A.; Influenza dei Trattamenti Termici Sull'usura di alcuni Bronzi Alluminio; La Metalurgia Italiana; 1968.**

12. WEILL - COULY PIERRE, ARNAUD DOMINIQUE; **Influence** de la **Composition** et de la **Structure** del **Cupro-aluminiums** sur leur **Comportement** en **Service**; **Le Fonderie**; Abril - 1973; **pag.** 125.
13. PANSERI C., LEONI M., AMATI L.; **Influenza** del Trattamentu **Termico** sulle **Caratteristiche Meccaniche** di Barre **Estruse** di **Bronzo** di **Alluminio Complesso**.
14. THOMSON R., EDWARDS J. O.; **Effect of Compositional** and **Process Variables** on the **Tensile Properties** of **Cast Nickel - Aluminium Bronze**, **AFS Transactions**; **Otawa - Canada**; **pag.** 13.
15. **ASTM STANDARDS**; Parte 10; 1979.