

UNIVERSIDAD NACIONAL DE INGENIERIA
FACULTAD DE INGENIERIA GEOLOGICA MINERA Y METALURGICA



TECNOLOGIA DE LA ALEACION
Zn-27 Al

TESIS

PARA OPTAR EL TITULO PROFESIONAL DE

INGENIERO METALURGICO

EFRAIN EUGENIO CASTILLO ALEJOS

LIMA - PERU

1995



A mis Padres

Eugenio y Teresa

por su infinita comprensión y apoyo constante

A Nancy

por impulsarme a realizar una meta importante en mi vida

A

La Escuela De Metalurgia - UNI:

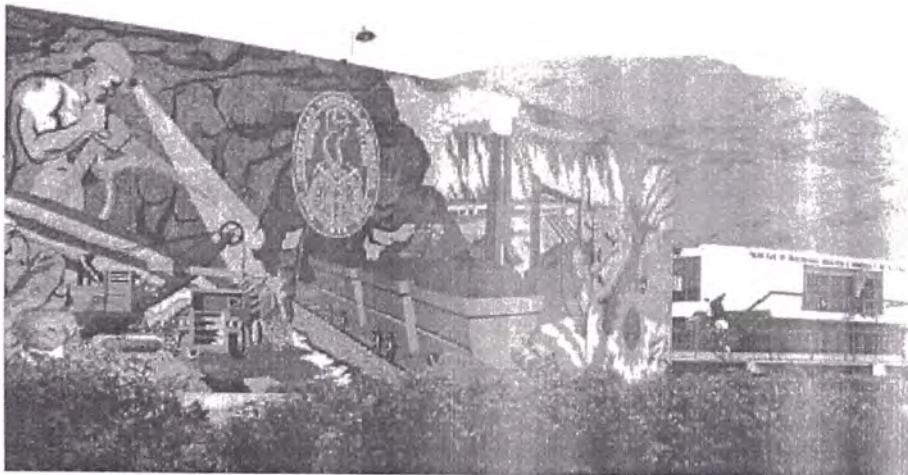
En Especial Al

*ING° RIGOBERTO SANDOVAL SALINAS
Por Brindarme Todas Las Facilidades*

*A Mis Amigos
Anibal Vivar Y Alfredo Ceroni*

Y...

*Muchos Amigos Mas
Que Guardo Un Especial Aprecio Por Ellos*



I N D I C E

I.	GENERALIDADES	
1.1	Exposición de Motivos	11
1.2	Resumen	14
II.	ESTUDIO DE LA MATERIA PRIMA	
2.1	ESTUDIO DEL ZINC	16
2.1.1	Propiedades Y Obtención del Zinc	16
a)	Propiedades	17
b)	Obtención	17
2.1.2	Aleaciones del Zinc	18
a)	Por fundición Inyectada	18
b)	Por Conformaciones Mecánicas	21
-	Para Productos Laminados	21
-	Para Productos Trefilados	22
-	Para Productos Extruidos	22
c)	Por fundición por Gravedad	22
2.1.3	Producción	23
a)	Producción de Zinc en el Perú	23
b)	Producción de Zinc Refinado y Concentrado	23
c)	Producción de Zinc por Estratos	25

d)	Producción Comparativo del sem.93 y 94	25
2.1.4	Precios	27
a)	Precio Promedio Mensual del Zinc (94-95)	27
b)	Precio Promedio Anual del Zinc	27
2.1.5	Consumo	29
a)	Consumo Local del Zinc	29
2.1.6	Exportación	29
a)	Exportación Peruana del Zinc (55-94)	29
b)	Exportación Minera Peruana	29
2.1.7	Importancia	30
a)	Importancia del Perú en la Producción Metalúrgica	30
b)	Exportaciones Peruanas	30
2.1.8	Perspectivas	32
a)	Pronóstico Precios Promedios para 1996	32
b)	Proyección de la Producción del Zinc	32
c)	Proyección de Producción del Zinc Peruano	33
d)	Evolución Probable de la Distribución (%) en el Producto Minero Metalúrgico final del Zinc	33
e)	Proyección de la Cotización Internacional del Zinc	33
2.2	ESTUDIO DEL ALUMINIO	35
2.2.1	Propiedades y Obtención del Aluminio	35
a)	Obtención	35
b)	Propiedades	36

2.2.2 Aleaciones del Aluminio	37
A) Grupo 1XXX	43
B) Grupo 2XXX	43
C) Grupo 3XXX	45
D) Grupo 4XXX	47
E) Grupo 5XXX	48
F) Grupo 6XXX	50
G) Grupo 7XXX	51
H) Grupo 8XXX	51

III. SOLIDIFICACION DEL ZINC Y SUS ALEACIONES

3.1 CINETICA DE SOLIDIFICACION	52
3.1.1 Factores	57
a) Rango de Solidificación	57
b) Temperatura de Solidificación	57
c) Baja Conductividad Térmica	57
d) Alta Conductividad Térmica	57
3.2 DIAGRAMA DE FASES	61
3.2.1 Diagrama de Fase Zn-Al	66
3.2.2 Diagrama de Fase Zn-Al-Cu	68
3.3 SIMULACION DE SOLIDIFICACION	70

IV. TECNOLOGIA DE FABRICACION

4.1 SEGREGACION, FORMAS	81
4.2 INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS ALEANTES	83
4.2.1 Aluminio	83

4.2.2	Cobre	83
4.2.3	Magnesio	83
4.2.4	Fierro	84
4.2.5	Estroncio	84
4.2.6	Silicio	84
4.2.7	Plomo, Cadmio y estaño	84
4.3	DISEÑO DE RISERS	86
4.3.1	Distancia de Alimentación	86
	a) Diagrama de fases del Metal	86
	b) Con una temperatura Alta de Solidificación	86
	c) Cuando la Conductividad Térmica del Metal	
	es baja	87
	d) Con el uso de enfriadores	87
	e) Ventajas	87
4.3.2	Fundamento Teórico de los Risers	88
	a) Forma del Riser	89
4.3.3	Tipos de Riser	92
	a) Riser Abierto	92
	b) Riser Ciego o Atmosférico	95
4.3.4	Cálculo de Risers	96
	a) Método de Adams	96
	b) Método de Caine	97
	c) Método de Bishop	99
	d) Método de Wlodawer	103
4.4	DISEÑO DEL SISTEMA DE ALIMENTACION	105
4.4.1	La Balsa	106

4.4.2	Bebedero	107
4.4.3	El Area de choque	109
4.4.4	Canal de Colada y Ataque	110
4.4.5	Escalonamiento de Areas	113
	a) Sistemas a Presión	113
	b) Sistemas sin Presión	113
4.5	PROCESO DE FABRICACION	115
4.5.1	Procedimiento de Fusión	115
4.5.2	Sistema de moldeo	116
	a) Moldes de Arena	116
	b) Moldes Permanentes	117
4.5.3	Práctica de Fundición	120
4.6	DISEÑO DE RISER PARA EL Zn-27Al	124
4.6.1	Fase 1	125
4.6.2	Fase 2	126
4.6.3	Fase Final	126
4.6.4	Distancia de Alimentación	130
4.6.5	Razón H/D y Vr/Vc	132
4.7	PROPIEDADES DE FUNDICION	133
4.7.1	Fluidez	133
4.7.2	Contracción	133
4.8	MAQUINABILIDAD	133
4.9	RECUBRIMIENTOS SUPERFICIALES	134

V. PROPIEDADES DE INGENIERIA

5.1	PROPIEDADES DE INGENIERIA	140
-----	-------------------------------------	-----

5.1.1	Técnicas de Ensayo	140
5.1.2	Ensayos de Tracción	141
5.1.3	Dureza	141
5.2	METALOGRAFIA	149
5.2.1	Generalidades	149
5.2.2	Procedimiento	149
5.2.3	Reactivos de Ataque	155
5.3	INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN LA MICROESTRUCTURA	156
5.3.1	Aluminio	156
5.3.2	Cobre	156
5.3.3	Magnesio	157
5.3.4	Fierro	157
5.3.5	Estroncio	157
5.3.6	Boro	158
5.3.7	Plomo	158
5.3.8	Estaño	158
5.3.9	Cadmio	158

VI. TRATAMIENTOS TERMICOS

6.1	GENERALIDADES	159
6.2	ENVEJECIMIENTO	159
6.2.1	Mecanismos de Envejecimiento	161
a)	Descomposición de la Fase β	162
b)	Descomposición de la Fase ϵ	164

c)	Reacción Tetrafásica de Largo Alcance . . .	165
d)	Precipitado de Zinc de la Fase α	166
e)	Precipitado del Cobre de la Fase η	166
f)	Precipitado del Aluminio de la Fase η	167
6.3	TRANSFORMACIONES	169
6.3.1	Transformaciones de Corto Alcance	169
6.3.2	Transformaciones de Largo Alcance	171
6.4	PRUEBAS DE TRATAMIENTO TERMICO	175
6.4.1	Resistencia a la Tracción versus Tiempo a Diferentes Temperaturas	175
6.4.2	Cambio Dimensional versus Tiempo a Diferentes Temperaturas	180
6.5	METALOGRAFIA	183
6.5.1	APLICACIONES	183
VII.	CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	
7.1	CONCLUSIONES	190
7.2	RECOMENDACIONES	193
VIII	BIBLIOGRAFIA	194
IX.	ANEXOS	198
9.1	LISTADO DE LAS FIGURAS	198
9.2	LISTADO DE LOS TABLAS	200
9.3	LISTADO DE GRAFICOS	202
9.4	LISTADO DE FOTOGRAFIAS	203
9.5	LISTADO DE FOTOMICROGRAFIAS	205

CAPITULO I

GENERALIDADES

1.1 EXPOSICION DE MOTIVOS

Presento este trabajo para optar el Título de Ingeniero Metalurgista; el cual he llamado "TECNOLOGÍA DE LA ALEACIÓN Zn-27Al". Para este trabajo conté con el apoyo parcial de la Universidad Nacional de Ingeniería a través de la Escuela de Metalurgia en especial del Laboratorio N° 9 de Metalurgia Física.

Una de las grandes preocupaciones de los Metalurgistas, es que nuestros metales que producimos en el Perú no se queden solo en concentrado o en metal (como lingote) sino que se fabriquen piezas y que tengan aplicación industrial, porque de esta manera estamos dando valor agregado a nuestro metal; así, como consecuencia de esto, tendremos el efecto multiplicador que significa dar empleo a más personas y se contribuirá al desarrollo industrial de nuestro país.

Conocedores de nuestra tradición minera-metalúrgica y por ser uno de los principales productores de Zinc, es que deseamos que cada vez tenga mayor aplicación industrial en nuestro país. Sabemos el gran esfuerzo que se obtiene para tenerlo como concentrado y lingote de zinc, ya que hemos realizado la tarea de separarlo de otros metales y para esto hemos contaminado nuestro ambiente, ya sea nuestros ríos cercanos a las plantas concentradores o la contaminación de nuestro aire en la obtención metálica (si bien es cierto que últimamente se está haciendo esfuerzo de disminuir la contaminación ambiental para el cual tendremos que trabajar años en este campo), entonces porque no utilizarlo para hacer piezas de aleaciones nuevas.

Entre los objetivos es desarrollar práctica mejorada de fundición que permiten la obtención de piezas de óptima calidad, sabemos que entre las principales aplicaciones del zinc como aleación se da comúnmente a través del zamak, el cual se fabrica por fundición inyectada.

La aleación Zn-27Al se puede fundir por gravedad, usando moldes de arena, yeso, permanentes, etc. Industrialmente en nuestro país no se realiza por el momento y es propósito de esta Tesis dar la tecnología de producción.

Entre las ventajas de esta aleación podemos mencionar los siguientes:

- Bajo consumo de energía.
- Bajas pérdidas de fusión.
- Propiedades mecánicas excelentes y exactitud dimensional.
- Tiene buena fluidez y se pueden hacer piezas de espesor delgado.
- Son maquinables y de buen acabado superficial.
- La oxidación y absorción de gases es mínimo.
- Buena resistencia a la corrosión.
- Se puede usar arena natural o sintética, así como moldes de yeso, cera perdida o moldes permanentes.
- Sus aplicaciones son diversas, como en grifería, aparatos eléctricos, máquina textil, ferretería y panadería.

Estudios realizados por la ILZRO (International Lead Zinc Research Organization) dieron buenos resultados, de allí que fue introducida su aplicación industrial, ya que tiene buenas propiedades porque superan a algunos latones, bronce, aleaciones de aluminio, etc.

Es por eso que tratamos de dar un pequeño aporte para dar nueva aplicación al Zinc en nuestro país, con el cual veremos compensado nuestro esfuerzo, así como es el objetivo de la Universidad de dar a conocer las nuevas tecnologías para su aplicación industrial.

1.2 RESUMEN

En el Capítulo II; se hace un estudio del Zinc: sus propiedades, aleaciones y aplicaciones mas comunes; también su producción en el Perú y la cotización del zinc; así como las proyecciones hasta el año 2003; y también una descripción del aluminio: sus propiedades y aleaciones.

En el Capítulo III; se trata de la solidificación del zinc, la cinética de la solidificación, la regla de Chvorinov; así como el concepto del diagrama de fases con sus diferentes tipos de reacciones: eutéctica, peritética, eutectoide, etc., así como el diagrama Zn-Al y el diagrama Zn-Al-Cu. También hacemos la simulación de solidificación con el software de la AFS.

En el Capítulo IV; vemos algunas formas de segregación, la influencia de los elementos aleantes en la aleación, diseño de risers, los factores que intervienen para el diseño (como la distancia de alimentación), formas y tipos de risers, diferentes métodos para el cálculo de risers, conceptos de área de choque, canal de colada y ataque. También tratamos el proceso de fabricación; donde se recomienda el proceso de fusión, moldeo y la fundición; y se hace el diseño de riser para el ZA-27. Se describe sus propiedades, así como los recubrimientos superficiales.

En el Capítulo V; se hace una evaluación de sus propiedades, como: resistencia a la tracción, dureza, etc.; se menciona sus propiedades físicas y mecánicas y su comparación con otras aleaciones; también se explica el procedimiento para realizar la metalografía de una probeta, así como la influencia de los elementos aleantes en la microestructura.

En el Capítulo VI; se trata sobre los tratamientos térmicos, en especial el envejecimiento, sus mecanismos de envejecimiento, las transformaciones de corto y largo alcance y el análisis de la influencia del tiempo y la temperatura en las propiedades como resistencia a la tracción, cambio dimensional y el análisis metalográfico.

CAPITULO II

ESTUDIO DE LA MATERIA PRIMA

2.1 ESTUDIO DEL ZINC

2.1.1 PROPIEDADES Y OBTENCIÓN DEL ZINC

En el Perú, hasta la década del 50, el zinc asociado a los minerales de plomo no tenía un valor retribuido, década tras década el zinc ha encontrado nuevos usos y aplicaciones variadas.

Entre otros: en la industria eléctrica; en la pintura (en la fabricación de pigmentos); en la fabricación de rolados, para la fabricación de artículos resistentes a la corrosión; en proceso de galvanizado sobre planchas de hierro, tanto por medio de la corriente eléctrica como en Zinc fundido.

Polvos de Zinc en la industria Química, como agente reductor, en la fabricación de piezas por embutición así como en la industria automotriz y otros usos tales como sales de zinc.

a) Propiedades

Entre las principales propiedades tenemos:

<i>Densidad</i>	7.13 g/cc
<i>Temperatura de Fusión</i>	419.4°C
<i>Temperatura de Ebullición</i>	907.0°C
<i>Sistema de Cristalización</i>	Hexagonal
<i>Coeficiente de Dilatación</i>	$4 \cdot 10^{-4}$ mm/°C
<i>Conductividad Térmica</i>	0.32 cal/cm ² /cm/°C/s
<i>Calor específico</i>	0.94 cal/g/°C

b) Obtención

La obtención del Zinc se realiza por el proceso Hidrometalúrgico (Vía Húmeda) usando principalmente ácido sulfúrico; y por el proceso Pirometalúrgico (Vía Seca) usando principalmente carbón y energía.

Los principales métodos de obtención son:

Proceso de retorta horizontal,
retorta vertical,
de vaporización,
Imperial Smelting, y
electrolítico.

2.1.2. ALEACIONES DE ZINC :

- a) Entre las aleaciones de Zinc tenemos por fundición inyectada mas conocidas como ZAMAK.

Tabla Nº 2.01
ALEACIONES DE ZINC POR FUNDICION INYECTADA O ZAMAK

ELEMENTO		T I P O			
		Zamak II	Zamak III	Zamak V	Zamak VII
Aluminio	Min	3.4	3.75	3.9	3.9
	Max	4.3	4.25	4.3	4.3
Magnesio	Min	0.02	0.03	0.03	0.05
	Max	0.05	0.05	0.06	0.02
Cobre	Min	2.5		0.75	
	Max	2.9	0.10	1.25	0.10
Hierro	Min				
	Max	0.075	0.10	0.075	0.50
Plomo	Min				
	Max	0.003	0.007	0.004	0.002
Cadmio	Min				
	Max	0.003	0.005	0.003	0.002
Estaño	Min				
	Max	0.001	0.005	0.002	0.001
U S O		Botones metálicos	Conectores eléctricos	*Electrodomestic.	Grifería

(*) Cierres para la industria de confección, Electrodomésticos, Neveras de uso industrial (bisagras y cerraduras), Alternadores y piezas de uso automotriz, etc.

IMPORTANCIA DEL Zn COMO ZAMAK EN LA INDUSTRIA AUTOMOTRIZ

Hasta 1988 sólo producíamos: portapapeles, coladores, emblemas, accesorios sanitarios, etc. (Fuente I.C.E).

Tabla N° 2.02

COTIZACIONES INTERNACIONALES:

Zamak II :	1035 \$/TM
Zamak III :	995 "
Zamak V :	1015 "
Zamak VII :	1000 "

Tabla N° 2.03

EXPORTACION A VENEZUELA DE ZINC ALEADO

A Ñ O	VOLUMEN TOTAL TM	VALOR FOB US\$
1982	1,579	1'485,759
1983	1,854	1'813,285
1984	3,617	3'776,125
1985	3,024	3'194,294
1986	5,400	5'673,827

Tabla Nº 2.04

USO DEL ZAMAK:

T I P O	U S O
ZAMAK II	- Inyección por centrífuga a baja presión - Botones metálicos (confección).
ZAMAK III	- Conectores eléctricos
ZAMAK V	- Cierres para la industria de confección - Electrodomésticos (licuadoras) - Neveras de uso industrial (bisagras y cerraduras) - Alternadores y piezas de uso automotriz* - Juguetería - Tacos de zapato
ZAMAK VII	- Grifería

(*) Industria Automotriz:

- Base para espejos, manijas abre puertas - Levanta lunas - Emblemas
- Bases para antenas - Carcasa de carburador, alternador.

Cada año 45 millones de unidades entran en circulación, sólo quisieramos cubrir un 10% serían 4.5 milones, por ejemplo, de tapas de gasolina.

Tabla Nº 2.05

PESO DE ZAMAK EN LOS VEHICULOS

A Ñ O	PESO ZAMAK	VEHICULO (Kg)
	EE.UU	JAPONES
1974	22.3	
1978	13.6	
1980-1990	9.9	6.89

Los autos modernos tienden a reducir su peso para darle mayor eficiencia, considerando una reducción mínima de 6 Kg, y 45'000,000 de autos cada año tendríamos un mercado de 270'000,000 TM en partes y piezas de zamak.

- b) Tenemos las aleaciones de zinc realizadas por conformaciones mecánicas, estas se subdividen en:

Para Productos Laminados:

Utilizan bajo porcentaje de elementos aleantes, entre los principales (ver Tabla Nº 2.06), tenemos:

Tabla Nº 2.06

ALEACION DE ZINC PARA PRODUCTOS LAMINADOS

ALEACIÓN	USO O PROPIEDADES
Zn-Cu-Ti	En la fabricación de planchas delgadas.
Zn-Al-Mg	En fotograbado.
Zn - Cu	Posee buena resistencia mecánica y al creep.
Zn - 22Al	Posee alta plasticidad.
Zn-Pb-Cd-Fe	En la industria eléctrica

Para Productos Trefilados:

No contienen cobre, ni magnesio y el aluminio puede aparecer o no; se conocen con el nombre de ZINACOR.

Para Productos Extruidos:

Contienen Cobre, Magnesio y el aluminio puede aparecer o no; se conocen con el nombre de KORLOY.

- c) Aleaciones de Zinc para fundición por gravedad, el cual en nuestro medio no son muy conocidas, tenemos a las aleaciones con 8, 12, y 27% Al. Por sus excelentes propiedades tendrán gran aceptación industrial.

2.1.3 PRODUCCIÓN :

a) PRODUCCIÓN DE ZINC EN EL PERU (TMF)

Tabla Nº 2.07

A Ñ O S	T M F
1989	620,956
1990	598,193
1991	638,064
1992	626,179
1993	668,094
1994	682,367

Fuente: MEM-DGM-Estadística Minera

b) PRODUCCIÓN DE ZINC REFINADO Y CONCENTRADO (TMF)

Tabla Nº 2.08

AÑOS	1990	1991	1992	1993	1994
TOTAL	508	542	513	565	566
REFINADO	124	157	129	162	154
CONCENTRADO	384	381	384	403	412

Fuente: Ministerio de Energía y Minas MEM.

Grafico Nro. 2.01
Produccion Total de Zinc en Peru: 89-94

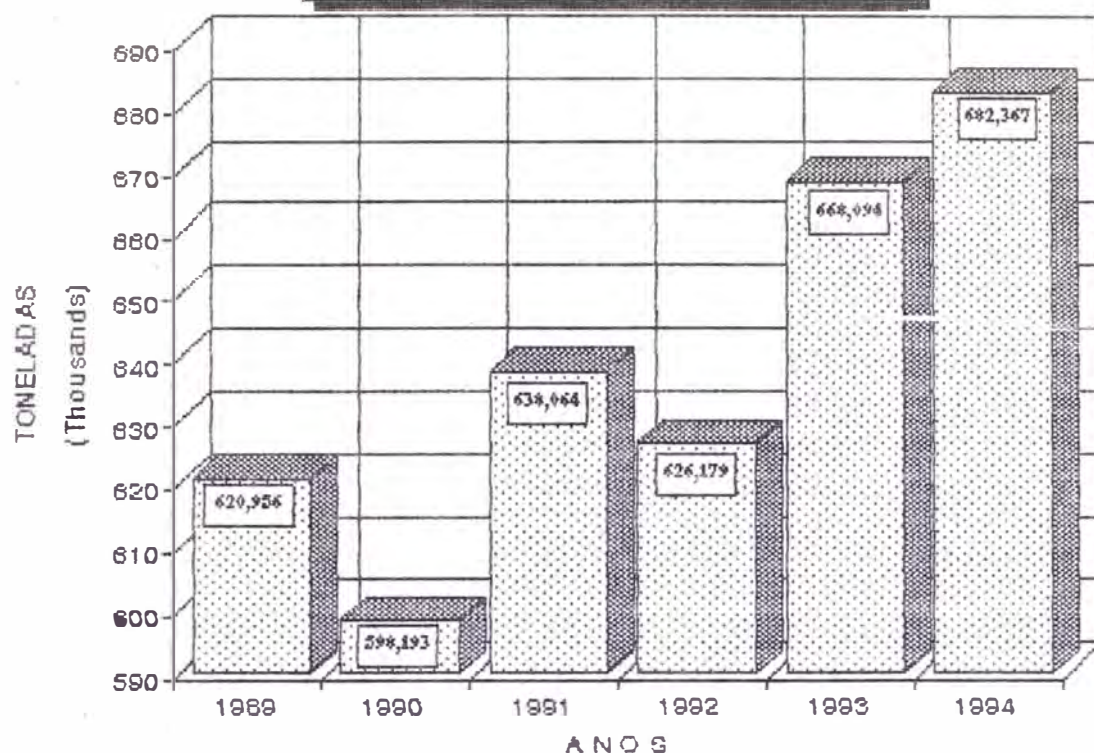
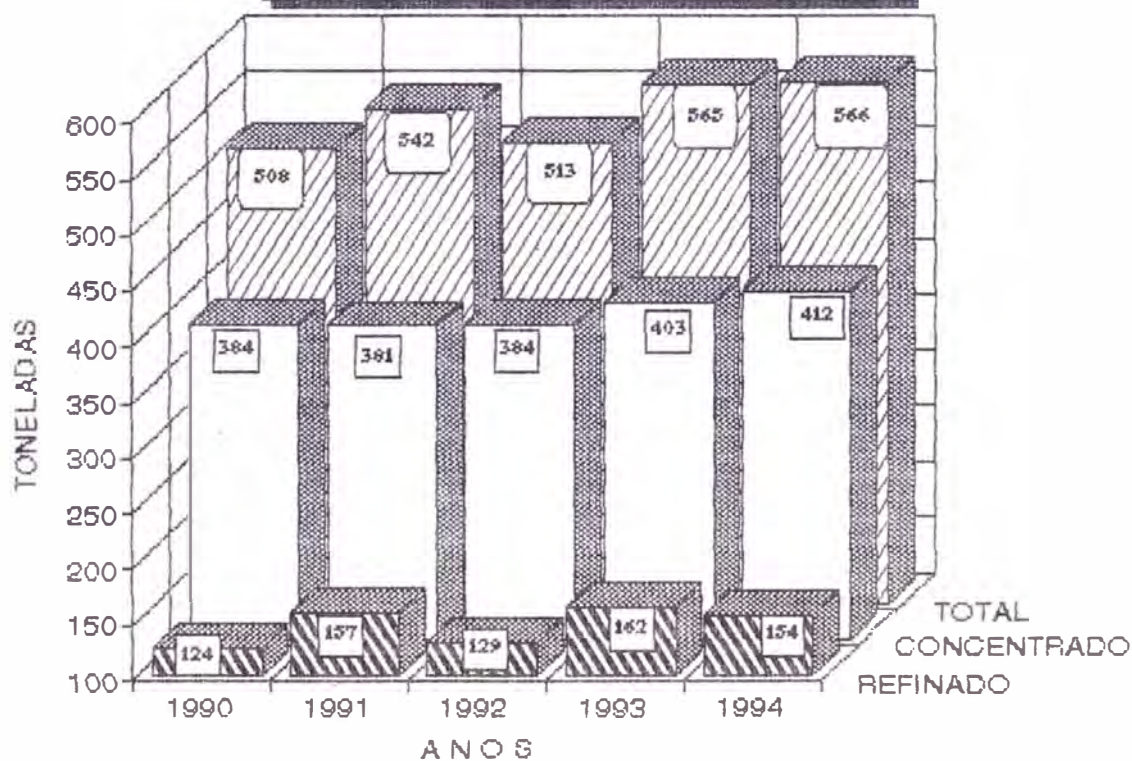


Grafico Nro. 2.02
Produccion de Zn Refinado y Concentrado



c) PRODUCCIÓN DE ZINC POR ESTRATOS (TMF)

Tabla Nº 2.09

AÑO	ESTRATOS	TMF
1989	Gran Minería	217,503
	Mediana Minería	354,714
	Pequeña Minería	48,739
1990	Gran Minería	203,643
	Mediana Minería	343,405
	Pequeña Minería	51,145
1991	Gran Minería	230,818
	Mediana Minería	361,936
	Pequeña Minería	45,310
1992	Gran Minería	238,160
	Mediana Minería	354,478
	Pequeña Minería	33,541
1993	Gran Minería	272,138
	Mediana Minería	357,909
	Pequeña Minería	38,047
1994	Gran Minería	282,604
	Mediana Minería	356,187
	Pequeña Minería	43,576

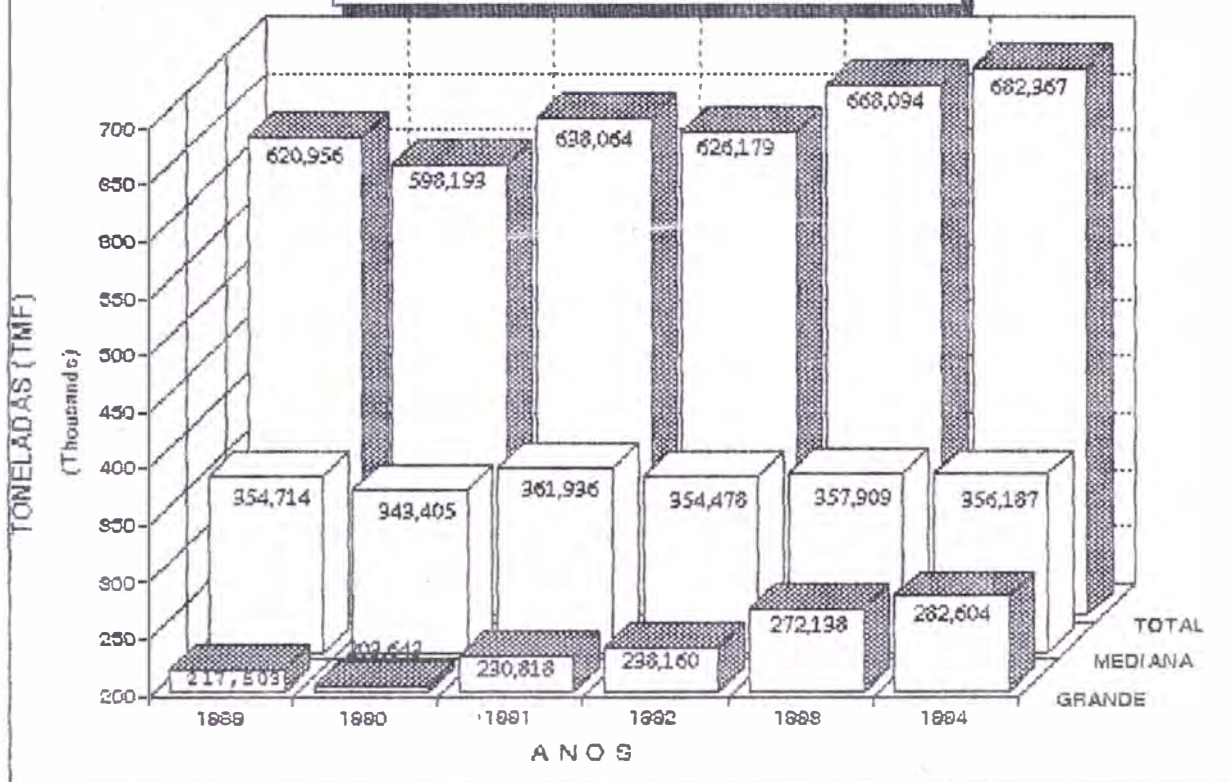
Fuente: MEM-DGM-Estadística-Minera

d) COMPARACIÓN DEL SEMESTRE 93 CON EL 94 (Producción Zn)

Tabla Nº 2.10

	Ene-Jun. 93	Ene-Jun 94	Var. (%)
TMF	307,362	322,059	4.8

Grafico Nro. 2.03
Produccion del Zinc por Estratos (TMF)



2.1.4 PRECIOS:

Los pronósticos para el precio del zinc siguen en 52 centavos/libra (ct\$/lb), para este año (1,146 \$/Tmf). La cotización LME actual para el zinc es 1,035 \$/Ton.

a) PRECIO PROMEDIO MENSUAL DEL ZINC (1994 - 1995)

Tabla Nº 2.11

1994	Ene.	Feb.	Mar.	Abr.	May.	Jun.
ct\$/lb	45.23	43.96	42.47	42.91	43.36	44.01

1994	Jul.	Ago.	Set.	Oct.	Nov.	Dic.
ct\$/lb	43.75	42.88	45.03	48.03	52.26	50.57

1995	Ene.	Feb.	Mar.	Abr.	May.	Jun.
ct\$/lb	52.47	46.84	46.38	48.16	47.07	45.81

FUENTE : BHL - PERÚ S.A.

b) PRECIOS PROMEDIOS ANUALES DEL ZINC (Zn shg)

Tabla Nº 2.12

AÑO	1991	1992	1993	1994	1995 (c)
ct\$/lb	50.70	56.26	43.65	45.28	48.17

FUENTE : METALS WEEK

(c) BHL Perú al 26/05/95

Grafico Nro. 2.04
Precio Promedio Anual del Zinc (91-95)

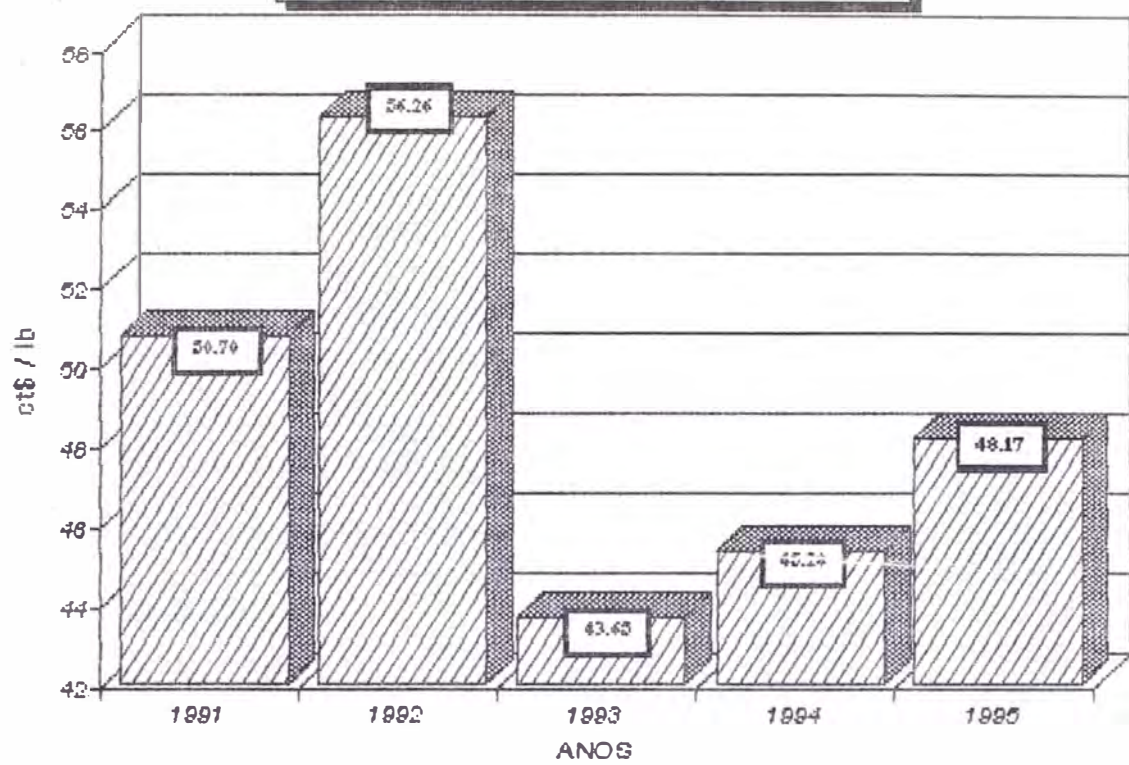
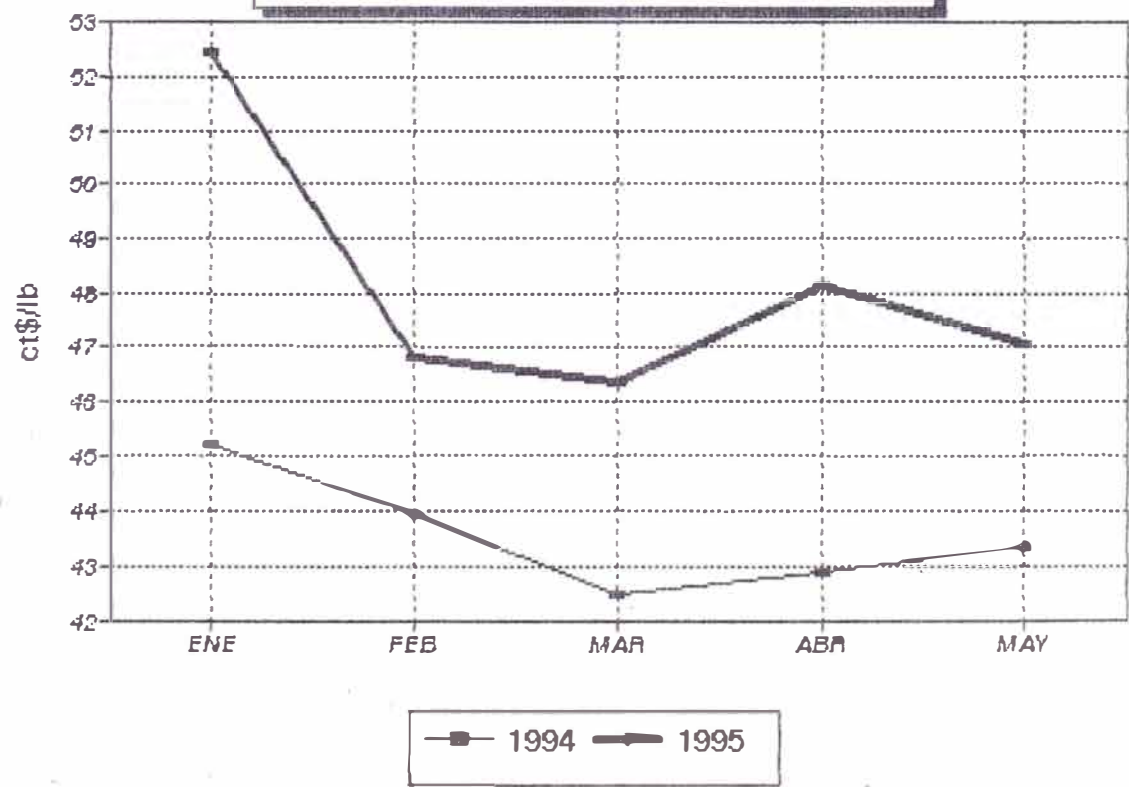


Grafico Nro. 2.05
Precio Comparativo Primer Semestre 1995



2.1.5 CONSUMO:

a) CONSUMO LOCAL DEL ZINC (Toneladas)

Tabla N° 2.13

AÑOS	1989	1990	1991	1992	1993	1994
ZINC TOTAL	58,091	54,905	67,818	107679	104086	118057
ELECTROLITICO	57,923	54,429	67,647	54,649	28,213	26,302
EN POLVO	128	74	82	87	63	120
SULFATO	40	402	89	143	146	196

2.1.6 EXPORTACIÓN:

El zinc ocupa en promedio el 21% de la exportación Minera que a fines del Siglo alcanzará el orden de 4,000 a 4,500 millones de dólares.

a) EXPORTACIÓN PERUANA DEL ZINC (1955 - 1994*) (MILLONES DE US\$)

Tabla N° 2.14

1955	1960	1965	1970	1975	1980	1985	1990	1993	1994
13.8	16.7	35.9	49.0	163.0	211.0	268.0	412.0	258.3	294.0

Fuente: BCRP (1994* estimado)

b) EXPORTACIÓN MINERA PERUANA: ZINC (Millones Dólares)

Tabla N° 2.15

AÑO	1990	1991	1992	1993	1994
VALOR	416	324	335	258	302
TMF	524	464	463	523	536

Fuente: MINISTERIO DE ENERGÍA Y MINAS

2.1.7 IMPORTANCIA:

a) IMPORTANCIA DEL PERÚ EN LA PRODUCCIÓN METALÚRGICA
Tabla Nº 2.16

METAL	PRODUCCIÓN ANUAL (T.M.)	POSICIÓN DEL PERÚ ENTRE LOS PRINCIPALES PRODUCTORES	PARTICIPACIÓN DE PERÚ EN LA PRODUCCIÓN MUNDIAL (%)
ZINC	665,000	4º	9.7
COBRE	375,000	5º	3.7
PLOMO	218,000	3º	7.9
ESTAÑO	13,700	8º	4.6
PLATA	1,600	3º	13.7
ORO	30	8º	2.0

Fuente: IDEM, GIEPZ, GOLD INSTITUTE Y U.S. BUREAU OF MINES

b) EXPORTACIONES PERUANAS (1950 - 1994*) (Millones US\$)
Tabla Nº 2.17

AÑO	COBRE	ORO	PLATA	PLOMO	ZINC	HIERRO	TOTAL EXPORTACIONES MINERAS (A)	TOTAL EXPORTACIONES (B)	(A/B) (%)
1950	10.2	4.2	8.0	12.3	10.3	0.0	45	198	23
1955	29.3	2.6	16.2	26.2	13.8	8.0	96	281	34
1960	94.5	2.7	24.1	21.6	16.7	33.2	193	444	43
1965	124.2	1.1	39.1	37.9	35.9	49.7	288	685	42
1970	252.0	0.0	29.0	63.0	49.0	72.0	465	1,034	45
1975	183.0	0.0	92.0	99.0	163.0	52.0	589	1,330	44
1980	750.0	40.0	315.0	384.0	211.0	95.0	1,795	3,916	46
1985	476.0	43.0	140.0	202.0	268.0	76.0	1,205	2,978	40
1990	732.0	9.0	79.0	182.0	412.0	57.0	1,471	3,276	45
1993	658.0	224.5	76.3	130.5	258.3	83.6	1,431	3,464	41
1994	823.0	339.0	96.0	201.0	294.0	103.0	1,856	4.400	42

Fuente: BCRP (1994 estimado)

2.1.8 PERSPECTIVAS

a) PRONÓSTICOS DE PRECIOS PROMEDIOS PARA 1996 (En US cents. por Libra)

Tabla Nº 2.18

<i>ENTIDADES FINANCIERAS</i>	<i>ZINC</i>
<i>Bain & Company</i>	<i>57</i>
<i>Billiton Metals</i>	<i>58</i>
<i>James Capel</i>	<i>55</i>
<i>Economist Intelligency</i>	<i>52.3</i>
<i>First Marathon Securit</i>	<i>57</i>
<i>Hambros Equities</i>	<i>55</i>
<i>T. Hoare & Company</i>	<i>55</i>
<i>Kleinwort Benson Secur</i>	<i>50</i>
<i>Macquaries Equities</i>	<i>51.5</i>
<i>Merrill Lynch</i>	<i>50</i>
<i>Metal Bulletin Researc</i>	<i>52</i>
<i>Metal & Minerals Resea</i>	<i>43.5</i>
<i>Richardson Greenshield</i>	<i>n/a</i>
<i>Smith New Court</i>	<i>50</i>
<i>S. G. Warburg</i>	<i>52</i>
<i>Rudolf Wolf</i>	<i>54</i>
<i>Promedio spot 1993</i>	<i>45.3</i>
<i>Promedio spot 1994</i>	<i>43.6</i>

Fuente: Financial Times 10/01/95 por Kenneth Gooding

b) PROYECCIÓN DE LA PRODUCCIÓN TOTAL DEL ZINC EN EL PERÚ (Millones de Dólares)

Tabla Nº 2.19

AÑO	1994	1995	1996	1997	1998	1999	2000	2001	2002	2003
TMF	566	570	637	642	642	935	1005	1040	1045	1055
VALOR	326	331	405	521	739	1487	1459	1162	776	736

Fuente: Ministerio de Energía y Minas-Plan Referencial de Minería: 1994-2003 - Proyecto EMTAL.

c) PROYECCIÓN DE PRODUCCIÓN DEL ZINC PERUANO (MILES - TMF)

Tabla Nº 2.20

EMPRESAS	1994	1995	1996	1997	1998	1999	2000	2001	2002	2003
CENTROMIN	257	245	245	245	245	245	265	265	267	267
IZCAYCRUZ			62	62	62	100	100	100	100	100
BROCAL (San Gregorio)					200	200	200	200	200	200
BONGARA					50	50	50	50	50	50
OTROS GRAN MINERÍA							50	80	80	80
MEDIANA Y PEQUEÑA MINERÍA	309	325	330	335	335	340	340	345	350	350
TOTAL ANUAL	566	570	637	642	642	935	1005	1040	1045	1055
REFINADO	154	164	170	170	170	175	175	175	175	175
CONCENTRADO	412	465	467	472	472	760	830	865	870	880
VALOR (MM\$)	326	331	405	521	734	1487	1459	1162	776	736

Fuente: MINISTERIO DE ENERGÍA Y MINAS - PROYECTO EMTAL

A la fecha, 72% de Concentrados en el 2000 será 83% a más que los proyectados de la Refinería de Cajamarquilla.

d) EVOLUCIÓN PROBABLE DE LA DISTRIBUCIÓN (%) EN EL PRODUCTO MINERO-METALÚRGICO FINAL DEL ZINC

Tabla Nº 2.21

AÑOS	1994	1995	1996	1997	1998	1999	2000	2001	2002	2003	PROMEDIO
Zn Refinado	27	29	27	26	19	17	17	17	17	17	21 %
Zn Concent.	73	71	73	74	81	83	83	83	83	83	79 %

Fuente: BANCO MUNDIAL Y BROOK HUNT

e) PROYECCIÓN DE LA COTIZACIÓN INTERNACIONAL DEL ZINC

Tabla Nº 2.22

AÑOS	1994	1995	1996	1997	1998	1999	2000	2001	2002	2003
US\$/lb	0.44	0.44	0.47	0.55	0.70	0.92	0.86	0.71	0.54	0.52

Fuente: BANCO MUNDIAL Y BROOK HUNT

Grafico Nro. 2.08
Proyeccion de Produccion- Precios: Zinc

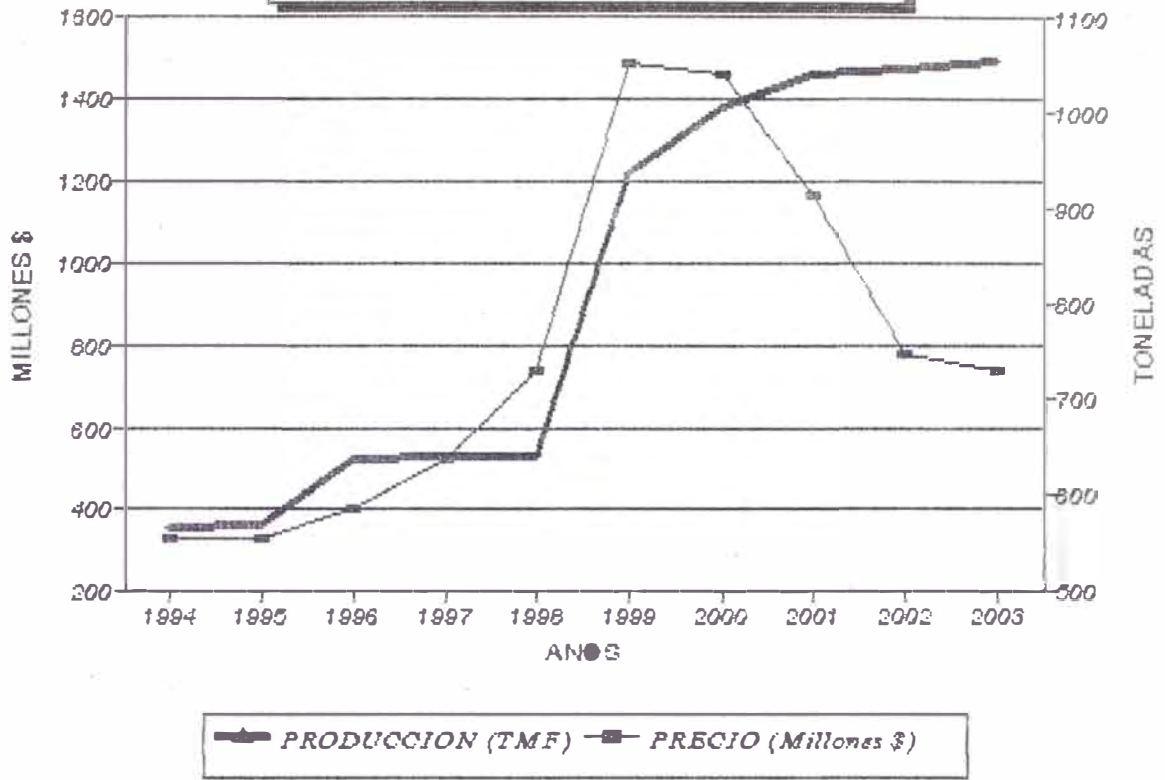
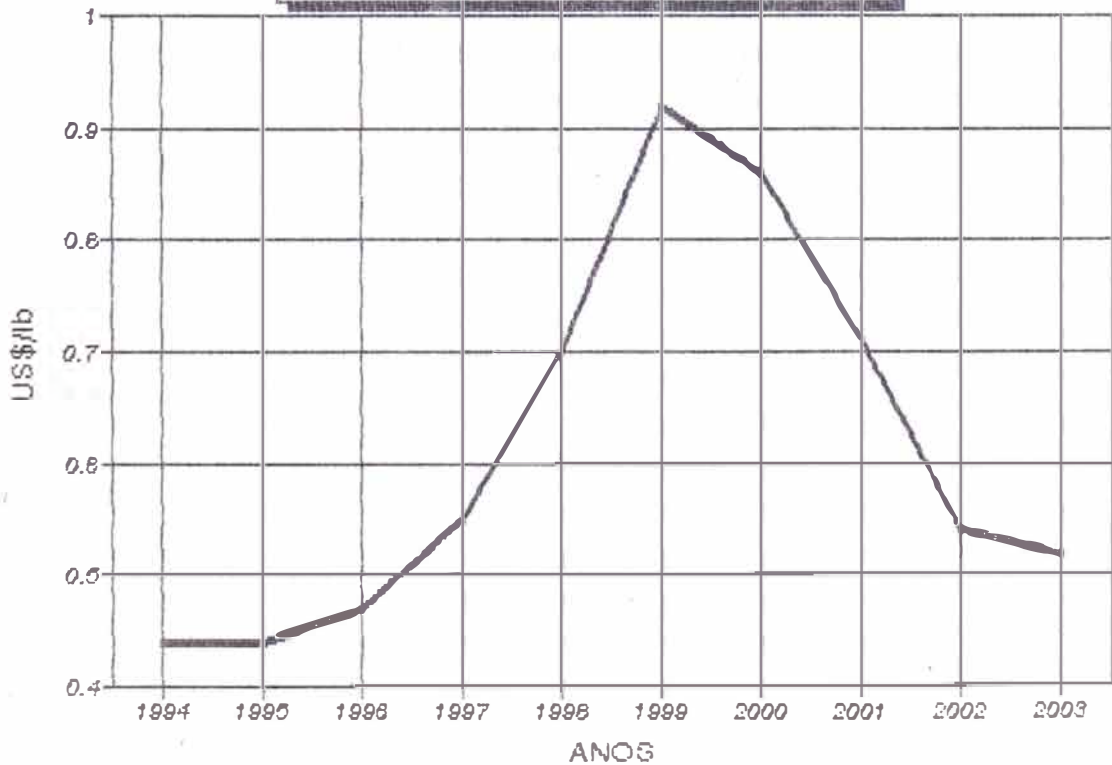


Grafico Nro. 2.09
Proyeccion cotizacion Internacional Zn



2.2 ESTUDIO DEL ALUMINIO

2.2.1 PROPIEDADES Y OBTENCIÓN DEL ALUMINIO

a) Obtención

El aluminio es un metal de gran aplicación industrial, su obtención industrial se debe al francés Sainte-Claire Deville el cual consiguió producir aluminio suficientemente puro. El más importante perfeccionamiento es dado por Heroult y Hall el cual es la introducción del procedimiento electrolítico.

La obtención (someramente) del aluminio se hace partiendo de la Bauxita que constituye el más importante mineral de aluminio (Al_2O_3 , 55-65%, el resto es Fe_2O_3 , SiO_2 , TiO_2 , H_2O , etc.); mediante un proceso químico se obtiene el óxido puro o alúmina (Al_2O_3), que se lleva a una cuba electrolítica, el ánodo del cual está constituida por uno o dos electrodos de carbón, y el cátodo por el fondo de la cuba.

Dado que la alúmina funde a una temperatura muy elevada (2040°C) se disuelve en una sal denominada criolita ($3\text{NaF}\cdot\text{AlF}_3$) y de esta manera se puede trabajar a unos 1000°C aproximadamente.

Por un fenómeno electrolítico, el óxido se descompone en aluminio, que dada la temperatura de trabajo se recoge fundido en el fondo de la cuba y en oxígeno que se desarrolla en los ánodos donde se combina con el carbono que los constituye. Para producir 1 Kg de aluminio se necesitan 4 kg de bauxita y unos 30 Kwh.

b) Propiedades

Entre las principales propiedades tenemos:

Densidad	2.703 g/cc
Sistema de cristalización	Cúbico
Temperatura de Fusión	660°C
Temperatura de Ebullición	2270°C
Calor Especifico	0.2259 cal/g.°C
Calor latente de Fusión	93 Kcal/kg
Calor de Combustión	7200 Kcal/ Kg
Contracción Lineal	1.65 %
Coeficiente de dilatación Lineal	24 x10 ⁻⁶ mm/°C
Resistividad	2.84μΩ/cm ² /cm
Conductividad eléctrica	62 % IACS
Conductividad Térmica	0.52 Kcal/sg.dm ³ °C
Densidad (a 700°C)	2.38 g /cc
Resistencia a la tracción	4 - 5 kg / mm ²
Módulo de Elasticidad	6500-7000 kg/mm ²
Elongación	50 %

2.2.2 ALEACIONES DE ALUMINIO

Las aleaciones comprendidas en las normas se pueden dividir en dos grupos principales, uno es que se usa para vaciados y el otro se emplea para fabricar formas forjadas. Para facilidad de referencia, las aleaciones para vaciados se indican por las designaciones BS 1490 LM y las aleaciones forjadas, mediante un acuerdo internacional de un sistema de cuatro dígitos de los cuales el primero de ellos indica el elemento principal de la aleación dentro del grupo como sigue:

1XXX	Aluminio con un mínimo de pureza del 99%
2XXX	Cobre
3XXX	Manganeso
4XXX	Silicio
5XXX	Magnesio
6XXX	Magnesio más Silicio
7XXX	Zinc
8XXX	Otros elementos
9XXX	Serie no utilizada

En la tabla 2.23 se presenta una comparación de las especificaciones para las aleaciones de lingote y vaciados, y en la tabla 2.24 las aleaciones forjadas.

Tabla No 2.23 COMPARACION DE ESPECIFICACIONES NACIONALES-ALEACIONES PARA VACIADOS

REINO UNIDO BS/DTD	ISO	ESTADOS UNIDOS		FRANCIA AFNOR	ALEMANIA OCC. No. DIN de la aleación
		AA	SAE		
LM0	Al 99.5			A5	
LM2	Al Si 10 Cu2 Fe	384.1	303	A-S9 U3-Y4	
LM4	Al Si5 Cu3	319.2	326	A-S5 U	G-AL Si6 Cu4
LM5	Al Mg5	514.1	320	A-G6	G-Al Mg5
LM6	Al Si12	A413.2		A-S13	G-ALSi12
LM10	Al Mg10	520.0	324	A-G10-Y4	G-Al Mg10
LM12	Al Cu10 Si12 Mg	222.1	34		
LM13	Al Si11 MgCu	A332.1	321	A-S12 U N	
LM16	Al Si5 Cu1 Mg	355.1	322		
LM18	AlSi5	A443.1	35		
LM20	AlSi12 Cu Fe	A413.1	305		G-Al Si12(Cu)
LM21	AlSi6 Cu4 Zn			A-S5 U Z	G-Al Si6 Cu4
LM22	AlSi6 Cu3 Mn			A-S5U	
LM24	AlSi8 Cu3 Fe	A380.1	306	A-S9 U3-Y4	G-Al Si8 Cu3
LM25	Al Si7 Mg	356.1	323	A-S7 G	G-Al Si7 Mg
LM26	Al Si9 Cu3 Mg				
LM27	Al Si7 Cu2				
LM28	Al Si19 Cu Mg Ni				
LM29	Al Si23 Cu Mg Ni				
LM30	Al Si17 Cu4 Mg	390.0			
LM31	Al Zn5 Mg Cr	D712	310	A-Z5G	
4L35	Al Cu4 Ni2 Mg2	242.2	39	A-U4 N T	
3L51	Al Si2 Cu Ni FeMg			A-S2 U	
3L52	Al Cu2 Ni Si FeMg				
2L91	Al Cu4	295.1	38	A-U5 GT	G-Al Cu4 Ti
2L92		295.2			
2L99	Al Si7 Mg	A356.2	336	A-S7 GO-3	G-Al Si7 Mg
DTD					
716B:722B	Al Si5 Mg			A-S4 G	G-Al Si5 Mg
722B:735B					
DTD 5008B	Al Zn5 Mg Cr	D712	310	A-Z5 G	
DTD 5018A					

Tabla No 2.24 COMPARACION DE ESPECIFICACIONES NACIONALES-ALEACIONES FORJADAS

BS e INTNAL.	Tipo de aleación rep. por el No. ISO atiguo	FRANCIA NF anterior	No. DIN	Número Internacional
1050A	Al 99.5	A5	A199.5	1050A
1080A	Al 99.8	A8		1080A
1199		A99		1199
1200	Al 99	A4	A1 99	1200
1350		A5L	E-Al	1350
2011	Al Cu6 Bi Pb	A-U5 Pb Bi	Al Cu Bi Pb	2011
2014A	Al Cu4 Si Mg	A-U4 S G	Al Cu Si Mn	2014A
2017A	Al Cu4 Mg Si	A-U4 G	Al Cu Mg1	2017A
2024	Al Cu4 Mg1	A-U4 G1	Al Cu Mg2	
2031		A-U2 N		2031
2117	Al Cu2 Mg2	A-U2 G	Al Cu Mg0.5	2117
2218				2218
2618A		A-U2 GN		2618A
3103	Al Mn1		Al Mn	3103
3105			Al Mn0.5 Mg0.5	3105
5005	Al Mg1	A-G0.6		5005
5056A	Al Mg5		Al Mg5	5056A
5083	Al Mg4.5 Mn	A-G4 M C	Al Mg4.5 Mn	5083
5251	Al Mg2	A-G2 M	Al Mg2 Mn0.3	5251
5454	Al Mg3.6	A-G2.5 M C	Al Mg2.7 Mn	5454
6061	Al Mg1 Si Cu	A-G S U C		6061
6063	Al Mg0.5 Si			6063
6082	Al Si Mg Mn	A-S G M0.7	Al Mg Si1	6082
7020	Al Zn4.5 Mg	A-Z5 G	Al Zn Mg1	7020
7075	Al Zn6 Mg Cu	A-Z5 G U	Al Zn Mg Cu1.5	7075

La composición química de las aleaciones para usos ingenieriles en general se dan en la tabla 2.25 para los materiales vaciados y en la tabla 2.26 para los forjados. En la tabla 2.27 se lista las formas en las cuales las aleaciones forjadas están normalmente disponibles.

Tabla Nº 2.25 (a) - COMPOSICIONES QUIMICAS: VACIADOS (BS 1490)

Nº de aleación	Composición+ (porcentaje de los elementos aleables)							
	Silicio	Cobre	Manganeso	Magnesio	romo	Níquel	Zinc	Aluminio
LM0								99.5 min. Sobrante
LM2	9.0-11.0	0.7-2.5						"
LM4	4.0- 6.0	2.0-4.0	0.2-0.6					"
LM5			0.3-0.7	3.0-6.0				"
LM6	10.0-13.0							"
LM9	10.0-13.0		0.3-0.6	0.2-0.6				"
LM10				9.0-11.0				"
LM12		9.0-11.0		0.2-0.4				"
LM13	10.0-12.0	0.7-1.5		0.8-1.5				"
LM16	4.5-5.5	1.0-1.5	0.4-0.6					"
LM18	4.5-6.0							"
LM20*	10.0-13.0							"
LM21	5.0-7.0	3.0-5.0	0.2-0.6	0.1-0.3				"
LM22	4.0-6.0	2.8-3.8	0.2-0.6					"
LM24	7.5-9.5	3.0-4.0						"
LM25	6.5-7.5			0.2-0.6				"
LM26	8.5-10.5	2.0-4.0		0.5-1.5				"
LM27	6.0-8.0	1.5-2.5	0.2-0.6					"
LM28	17-20	1.3-1.8		0.8-1.5		0.8-1.5		"
LM29	22-25	0.8-1.3		0.8-1.3		0.8-1.3		"
LM30	16-18	4.0-5.0		0.4-0.7				"
LM31				0.5-0.75	0.4-0.6		4.8-5.7	"

* Los niveles de impurezas para el LM6 son mas bajos que los de LM20.

Tabla Nº 2.25 (b) - VACIADOS (ESPACIO AEREO)

Especificación Bs o DTD	Composición+ (porcentaje de los elementos aleables)							
	Silicio	Fierro	Cobre	Manganeso	Magnesio	Cromo	Níquel	Zinc
4L35			3.5-4.5		1.2-1.7		1.8-2.3	
3L51	1.5-2.8	0.8-1.4	0.8-2.0		0.05-0.2		0.8-1.7	
3L52	0.6-2.0	0.8-1.4	1.3-3.0		0.5-1.7		0.5-2.0	
4L53			0.3-0.7	3.0-6.0	9.5-11.0			
3L78	4.5-5.5		1.0-1.5		0.4-0.6			
2L91				4.0-5.0				
2L92								
2L99	6.5-7.5				.20-0.45			
L119			4.5-5.5	0.20-0.30			1.3-1.7	0.15-0.25
L154								
155	1.0-1.5		3.8-4.5					
DTD 715B								0.05-0.25
722B								
727B	3.5-6.0				0.3-0.8			
735B								
DTD5008B	6.5-7.5				0.5-0.75	0.4-0.6		4.8-5.7

+ Los intervalos de composición se muestran como una base para la comparación general de las aleaciones. Para detalles de los límites de las impurezas, se debe consultar la especificación normativa. El aluminio es el sobrante.

Tabla No 2.26 - COMPOSICIONES QUIMICAS DE LAS ALEACIONES FORJADAS
(normas generales y suplementarias de ingeniería)

Designación de aleación	Composición química % en peso								
	Silicio	Fierro	Cobre	Manganeso	Magnesio	romo	Níquel	Zinc	Otros
1080A 1050A 1200 1350 2011			5.0-6.0						A199.8 min A199.50min A199.00min A199.50min Bi0.20-0.6 Pb0.20-0.6
2014A	0.5-0.9		3.9-5.0	0.40-1.2	0.20-0.8				Zr+Ti 0.20 máx.
2024			3.8-4.9	0.30-0.9	1.2-1.8				Ti+Zr 0.20 máx.
2031 2117	0.50-1.3	0.6-1.2	1.8-2.8 2.0-3.0		0.6-1.2 0.2-0.5		0.6-1.4		
2618A	0.15-.25	0.9-1.4	1.8-2.7		1.2-1.8		0.8-1.4		Zr+Ti 0.25 máx.
3103 31.05 4043A 4047A	4.5-6.0 11.0-13.			0.9-1.5 0.3-0.8	0.20-0.8				
5005 5056A				0.10-0.6	0.50-1.1 4.5-5.6				Mn+Cr0.10- 0.6
5083				0.40-1.0	4.0-4.9	0.05-.25			Mn+Cr0.10- 0.50
5154A 5251 5454 5554				0.10-0.50 0.50-1.0 0.5-1.0	3.2-3.9 1.7-2.4 2.4-3.0 2.4-3.0	0.05-.20 0.05-.20			Be,0.0008 máx.en el caso de a- lambre pa- ra soldar.
5556A 6061 6063 6082 6101A 6463 7010	0.4-0.8 0.20-0.6 0.7-1.3 0.30-1.7 0.20-0.6		0.15-0.4	0.6-1.0 --	5.0-5.5 0.8-1.2 0.45-0.9 0.6-1.2 0.45-0.9	0.05-.20 0.04-.35			
7010			1.5-2.0		2.2-2.7			5.7-6.7	Zr 0.11- 0.17
7020				0.05-0.50	1.0-1.4	0.10-.35		4.0-5.0	Zr0.8-0.20 Zr+Ti 0.08 -0.25
7075			1.2-2.0		2.1-0.25			5.1-6.4	Ti+Zr 0.20 máx.

TABLA Nº 2.27 - FORMAS EN LAS QUE ESTAN DISPONIBLES LAS ALEACIONES DE ALUMINIO FORJADO

Formas por lo común disponibles										
Designación de la aleación	Hoja y Placa	Tira	Tubo estirado	Tubo soldado longitudinalmente	Material para forjado y tubo	Material para pernos y tornillos	Material para remaches	Barra, etc.	Conductor sólido	Alambre
1080A	X	X								X
1050A	X	X		X		X	X	X		X
1200	X	X		X			X	X	X	
1350			X					X	X	X
2011								X		X
2014A	X	X		X		X	X	X		X
2031						X				
2117							X			
2618A	X	X				X		X		
3103	X	X								X
3105		X								
4043A										X
4047A										X
5005		X								X
5056A							X			X
5083	X	X		X		X		X		X
5251	X	X		X	X	X		X		X
5454	X	X		X		X		X		
5554										X
5556A										X
6061										X
6063	X	X		X				X		X
6063A	X	X						X		
6082	X	X		X		X	X	X		
6101A								X		
6463								X		
7010	X					X				
7020	X	X						X		
7075	X	X				X		X		

A.- GRUPO 1XXX: ALUMINIO CON UN MINIMO DE PUREZA DEL 99%

Las principales impurezas son por lo general, fierro y silicio, con la posible presencia de cobre o zinc en las cantidades menores a 0.1% en peso y otros elementos en cantidades inferiores a 0.5% cada uno, lo que totaliza menos de 0.15%. Mucha mercancía se fabrica a partir de una pureza seleccionada del metal que viene de las plantas de reducción, sin otras adiciones que quizás cantidades pequeñas de boro, lo que mejora los valores de conductividad eléctrica.

Las aleaciones de esta serie tienen baja resistencia a la tensión y buenos valores de alargamiento en la condición de recocido. Valores de la resistencia a la tensión más altos se obtienen con un alargamiento menor mediante el trabajo frío, como la laminación en frío para hojas o la reducción por estirado de los tubos, barras o alambres.

B.- GRUPO 2XXX: ALEACIONES DE ALUMINIO CON COBRE

Aleaciones binarias de aluminio-cobre

Forman un eutéctico con el constituyente designado como θ , funde a 591°C y no tienen una composición estequiométrica fija, sino que varía ligeramente. Las

aleaciones comerciales de aluminio-cobre contienen fierro y silicio como impurezas principales.

Aleaciones ternarias de aluminio-cobre-magnesio

Los constituyentes que pueden existir en equilibrio con la solución sólida rica en aluminio son las dos fases binarias Mg_2Al_3 y $CuAl_2$, además de dos fases ternarias designadas como S y T. La fase T tiene un intervalo de homogeneidad amplio. Sobre un intervalo bastante amplio de composiciones, el único constituyente que se separa de la solución sólida es la fase S y ésta es por consiguiente el endurecedor por envejecimiento.

Efecto de otras adiciones aleables e impurezas menores en las aleaciones aluminio-cobre:

Manganeso Cuando se presenta sólo como una impureza, pasa a la solución sólida en el aluminio.

Níquel Las aleaciones binarias ricas en aluminio de la serie del aluminio-níquel forman un eutéctica a $640^{\circ}C$ y 6.4% de níquel.

Titanio La solución sólida de Ti en Al es de 1.15% a la temperatura peritética de $665^{\circ}C$.

Circonio Este elemento produce un diagrama de equilibrio similar al de Al-Ti. No refina la estructura de granos según se ha vaciado, pero la estructura

recristalizada es más fina que la de un material parecido sin añadir Zr.

Cromo El cromo se somete a una reacción peritética a 661°C entre el líquido con un 0.4% de Cr y un sólido CrAl₇. El Zn reduce la solubilidad del cromo en el aluminio.

Plomo y Bismuto Se utilizan como adiciones de Al-Cu para mejorar la labrabilidad o maquinabilidad. Cantidades pequeñas de Pb pueden ocasionar un gran agrietamiento en la laminación en caliente, también fragilidad.

C.- GRUPO 3XXX: ALEACIONES DE ALUMINIO-MANGANESO

Aleaciones binarias de aluminio-manganeso

El Al forma un eutéctico con el constituyente MnAl₆ que contiene un 2% de Mn y que solidifica a 658.5°C, sólo a 1.5°C por debajo de la temperatura de solidificación del aluminio puro.

Las aleaciones en este sistema rara vez están en equilibrio al vaciarlas. El subenfriamiento es muy común y produce una sobresaturación, la cual puede resultar en un desplazamiento del eutéctico.

Efecto de las impurezas

Por lo general, las impurezas presentes en las aleaciones del Al-Mn son Fe, Si y Cu. En algunas aleaciones se especifican contenidos de Cu y tienen un efecto significativo sobre las características de corrosión. El hierro tiene el efecto de reducir la solubilidad del sólido del Mn en las aleaciones de Al-Mn y es posible hacer adiciones con el propósito de inhibir el crecimiento de grano en el recocido del material forjado.

Aluminio-manganeso-silicio

En este sistema existe un constituyente ternario denominado $\alpha(\text{MnSi})$ el cual forma un eutéctico con el Al, la depresión eutéctica termina en un eutéctico ternario del Al, α y silicio a 573°C.

Aluminio-manganeso-magnesio

Algunas de las aleaciones del grupo 3XXX tienen contenidos de Mg que llegan hasta un máximo de 1.5%, el propósito es mejorar las propiedades mecánicas.

Aluminio-manganeso (~4%)

El Mn(~4%) es un elemento aleable muy importante en las aleaciones "Al-Trans" (metales de transición); aleaciones refractarias, anticorrosivas y adecuadas para altas temperaturas. Las aleaciones Al-Tran no están incluidos

en las especificaciones internacionales

Productos de las aleaciones de aluminio-manganeso

Las aleaciones 3XXX son de resistencia media y se fabrican, por lo general, como hojas o placas para sus aplicaciones en hojas o paneles en los edificios para techos y paredes, utensilios domésticos, etc.

D.- GRUPO 4XXX: ALEACIONES DE ALUMINIO-SILICIO

Aleaciones binarias de aluminio-silicio

El Al y el Si forman una serie eutectífera simple con algunas solubilidades de los sólidos en ambos extremos. Pueden existir dos formas de Si en las aleaciones: la resultante de la precipitación de una solución sólida y la producida por la solidificación directa de la fusión eutética. Ambas son cristalográficamente equivalentes aunque difieren en la forma y distribución. No hay compuestos intermetálicos en Al-Si

Efecto de otros elementos

Los más importantes desde el punto de vista de la estructura y de las propiedades mecánicas, son el Na y el Fe. El primero se añade intencionalmente a la fusión antes del vaciado para producir la reacción conocida como

"modificación".

Efecto del fierro

El Fe es insoluble en estas aleaciones y está presente como el compuesto ternario β (FeSi). Si el Fe es menor del 0.6% el compuesto se encuentra como agujas y placas en el eutéctico.

Aleaciones para fundición de aluminio-silicio

Las aleaciones de Al-Si son de particular importancia en la industria de la fundición debido a su elevada fluidez. Las principales aplicaciones en formas forjadas son como barras de soldar y revestimiento de baja temperatura de fusión para soldadura fuerte de hoja de calidad y también para aplicaciones arquitectónicas.

E.- GRUPO 5XXX: ALEACIONES DE ALUMINIO-MAGNESIO

Aleaciones binarias de aluminio-magnesio

Las aleaciones binarias de Al-Mg ricas en Al forman una serie eutectífera con una considerable solubilidad del sólido en el extremo del Al. Esta aleación necesita que la manejen expertos en el taller de fundición.

Precipitación de las aleaciones de aluminio-magnesio-silicio

Se considera la precipitación como una indicación del endurecimiento de la celda unitaria pero en el caso de las aleaciones de Al-Mg se efectúa el "ablandamiento", debido al gran tamaño de la partícula en lugar de la dispersión fina del precipitado.

El efecto de las impurezas

Las dos impurezas más comunes en las aleaciones de Al-Mg son el Si y el Fe. El primero se combina con el Mg para formar el compuesto binario Mg_2Si ; y el Fe, cuando está presente como impureza, tiende a estar como $FeAl_3$.

El efecto del sodio

El sodio es una impureza que debe evitarse en las aleaciones forjadas de Al-Mg. Trabajadas en caliente, el sodio produce fragilización al formar poros aislados y grietas. En ausencia de Mg, el Na, se combina con Si.

El efecto del berilio

A menudo se agrega de 0.003 a 0.01% Be a las aleaciones de Aluminio para neutralizar el efecto perjudicial de la presencia del sodio en el caso de aleaciones forjadas, reduce la oxidación y contenido de hidrógeno del metal vaciado.

El efecto del bismuto y del antimonio

El efecto nocivo del Na en las aleaciones de Al-Mg puede eliminarse mediante un exceso de diez veces de Bi, agregar antimonio tiene un efecto similar. No son miscibles en Al a cualquier contenido medible.

F.- GRUPO 6XXX: ALEACIONES DE ALUMINIO-MAGNESIO-SILICIO

Estas aleaciones son susceptibles al tratamiento térmico para mejorar las propiedades mecánicas. La reacción entre el Mg y el Si está balanceada y se necesita un exceso ya sea de Mg o Si para completar. Pasa por varias fases: Mg_2Si aparece como un componente del eutéctico; y agregadas a las aleaciones ternarias produce nuevos constituyentes.

Se utilizan para barras de distribución, conductores y accesorios eléctricos, ya que este tipo posee la mejor combinación de propiedades conductoras eléctricas y mecánicas, las aleaciones del tipo 6063 son adecuadas para secciones intrincadas de resistencia media sometidas a extrusión en piezas arquitectónicas como barras vidriadas y marcos de ventanas. La aleación tipo 6082 es para fines estructurales y es tan fuerte y resistente a la corrosión.

G.- GRUPO 7XXX: ALEACIONES DE ALUMINIO-ZINC

Aleaciones binarias de aluminio-zinc

Forman un eutéctico a 95% de Zn que solidifica a 382°C, donde los dos constituyentes son una solución sólida que contiene 82.8% de Zn a la temperatura eutéctica, y una solución sólida de Zn que tiene 1.14% de Al. Las aleaciones binarias no son de interés comercial, pero los derivados de las aleaciones de Al-Zn-Mg son de alta resistencia que se usan bastante en la construcción de aeronaves.

Una solución sólida rica en aluminio no alcanza la saturación durante la solidificación.

H.- GRUPO 8XXX: ALEACIONES DE OTROS ELEMENTOS

Aluminio-fierro-silicio con menos de 99% de Al, tienen una resistencia mecánica mayor que la pureza mas alta; aluminio-níquel-fierro, es de interés desde el punto de vista de la corrosión acuosa a temperaturas mayores de 100°C; aluminio-estaño, se emplean como aleaciones para los metales de los cojinetes; aluminio-litio, tienen un impacto considerable en el diseño, fabricación y economía de la aviación en el futuro.

CAPITULO III

SOLIDIFICACIÓN DEL ZINC Y SUS ALEACIONES

3.1 CINÉTICA DE SOLIDIFICACIÓN

Se entiende por solidificación al fenómeno por el cual un sólido cristalino se genera en el seno de un líquido y crece a expensas del mismo. La estructura de solidificación determina las propiedades del material solidificado, de allí la importancia de comprender el fenómeno. En muchos casos, por ejemplo, se desea una estructura de granos pequeños para lo cual debe producirse un número suficientemente grande de núcleos y debe controlarse asimismo la velocidad de enfriamiento para permitir el crecimiento de los núcleos.

El proceso de solidificación está abierto a las más modernas técnicas de investigación, informaciones más correctas se derivan de las curvas de enfriamiento determinadas con termocuplas colocadas dentro de la cavidad del molde. Utilizando esta técnica se obtienen cuadros completos de la distribución de la temperatura y podemos deducir el mecanismo

de la solidificación. La solidificación de las fundiciones también ha sido examinada por análisis matemático y por simulaciones eléctricas análogas al proceso de transmisión de calor.

Por lo tanto la distribución de la temperatura dentro de la pieza, puede ser determinado tanto por isoterms aproximadamente paralelas a la superficie del molde o por el gradiente térmico en una dirección normal a esta superficie.

Cuando los metales o sus aleaciones solidifican y enfrían sufren siempre una contracción de volumen (con las excepciones notables del bismuto y la fundición gris).

Los metales fundidos se contraen en 3 etapas diferentes; pasan por una contracción líquida al enfriarse desde la temperatura de colada a la de solidificación; por una contracción de solidificación al solidificarse; y por una contracción líquida al enfriarse la pieza, ya sólida, hasta la temperatura ambiente.

Como veremos mas adelante, las dos primeras contracciones, líquido y de solidificación, son las que intervienen en el diseño de los risers, pero la última es de mayor importancia. La contracción sólida se contrarresta haciendo los modelos mas grandes que la pieza fundida requerida.

Cuando los metales puros o aleaciones de pequeño rango de solidificación (como los aceros o bajo contenido de carbono) solidifican dentro de la cavidad del molde, lo hacen formando una piel sólida que progresa hacia adentro hasta que toda la pieza este sólida; es decir existe una clara demarcación entre el sólido y el líquido remanente en el sistema. La contracción en este sistema se traduce en un hundimiento en la superficie del líquido remanente, produciéndose una cavidad central (esta puede ser interna) en la pieza, denominada rechupe, tal como se ilustra en la figura N° 3.01.

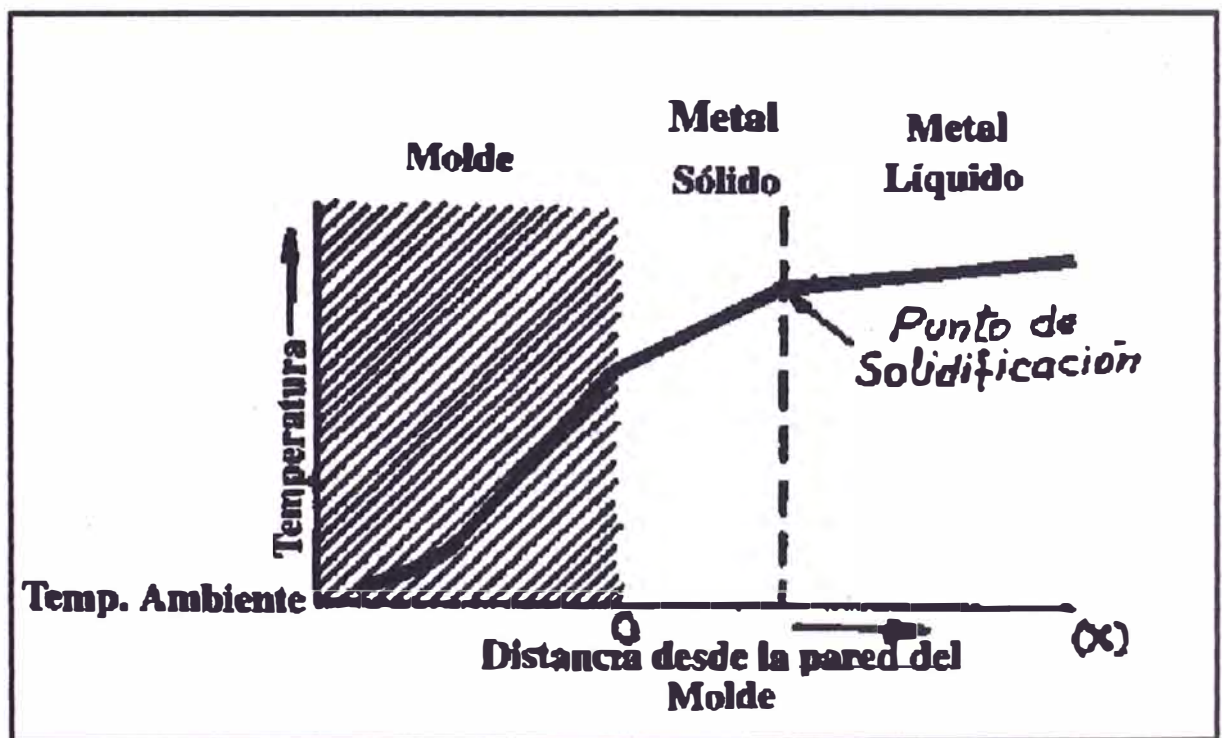


Figura N° 3.01
RECHUPE

Cuando el metal está aleado, o están presentes dentro de él aún pequeñas cantidades de impurezas, durante la solidificación, estos elementos son rechazados en la intercara líquido - sólido.

Estos elementos bajan el punto de fusión del líquido adyacente a la pared de solidificación, tendiendo a inhibir una solidificación creciente. La solidificación continúa, entonces, en dendritas que alcanzan al líquido no afectado con el resultado de que la entrecara líquido - sólido resulta dentada; en el líquido penetran diminutos cristales a manera de árbol de pino.

En este sistema los lugares de contracción estarán ahora dispersados a través de una extensa región dentro de la pieza por lo tanto el mecanismo de la alimentación será más complejo. A modo de ejemplo podemos tomar la línea AA', en el diagrama Fe-C de la figura 3.02, que representa la composición de un acero con 0.05% de carbono. Si durante el enfriamiento de este acero, medimos la temperatura, podemos obtener un cuadro de la distribución de temperaturas. Las porciones centrales de la pieza fundida están arriba de la línea de líquidus y, por supuesto, fundidas.

La capa exterior de la pieza está por debajo de la línea de solidus y por lo tanto sólida. Entre estas dos zonas existe

una zona pastosa, donde existe tanto líquido como sólido; en esta parte se produce el crecimiento de las dendritas.

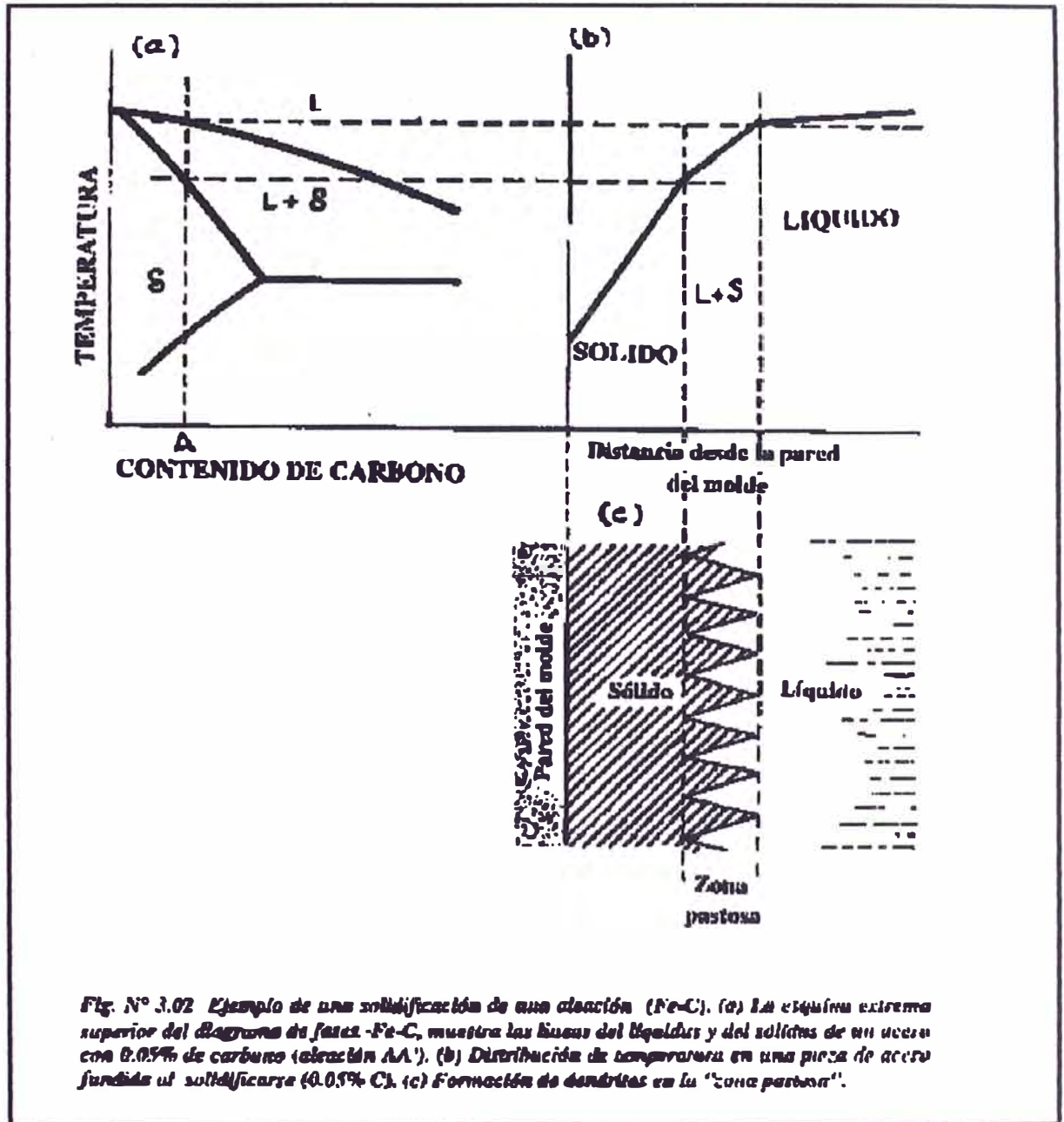


Figura N° 3.02
MECANISMO DE SOLIDIFICACION

3.1.1 FACTORES

Entre los factores que influyen sobre el modelo de solidificación tenemos:

a) Rango de solidificación:

Bajo rango de solidificación favorece la alimentación;

b) Temperatura de solidificación:

Un cuerpo caliente irradia mucho mas calor que uno frío;

c) Baja conductividad térmica:

La baja conductividad térmica del metal favorece la alimentación;

d) Alta conductividad térmica:

La alta conductividad térmica del molde favorece la alimentación.

En términos generales, la velocidad de avance de un frente de solidificación desde una superficie plana puede aproximarse a la siguiente relación parabólica:

$$x = k\sqrt{t}$$

donde:

- t : tiempo transcurrido
- x : espesor de la capa solidificada
- k : constante que depende de las propiedades térmicas del sistema (metal y material del molde)

Deseamos saber cual es el gradiente térmico en la interfase: $x=0$

- donde:
- J : es flujo de calor
 - T_1 : temperatura del liquidus
 - T_0 : temperatura del molde
 - T_v : temperatura de vaciado
 - C_M : calor específico
 - L_M : calor latente
 - α : difusividad térmica
 - m : molde
 - M : metal

$$Q_1 = A \int_{t=0}^{t=T} J dt = A \frac{2K_m (T_1 - T_0) \sqrt{t}}{\sqrt{\pi \alpha}}$$

Donde:

Q_1 = cantidad de calor que puede extraer el molde.

$$Q_2 = \rho_N V_N [L_N + C_N (T_v - T_1)]$$

Donde:

Q_2 = cantidad de calor que necesito extraer para llegar al sólido.

Por tanto: El tiempo de solidificación vendría dado al igualar Q_1 y Q_2 .

$$\frac{A 2K_m (T_1 - T_0) \sqrt{t}}{\sqrt{\pi \alpha}} = \rho_N V_N [L_N + C_N (T_v - T_1)]$$

$$\frac{V_N}{A} = \frac{2K_m (T_1 - T_0) \sqrt{t_s}}{\rho_N \sqrt{\pi \alpha_m} [L_N + C_N (T_v - T_1)]}$$

De donde llegamos a la regla de Chvorinov:

$$t_s = B \left(\frac{V}{A} \right)^2$$

Donde: B = Constante del molde

$$B = \left(\frac{\rho_N \sqrt{\pi \alpha_m} [L_N + C_N (T_v - T_1)]}{2K_m (T_1 - T_0)} \right)^2$$

A pesar de que la velocidad de solidificación está influenciada por muchos factores (entre ellos la distribución de la temperatura dentro del molde al iniciarse el enfriamiento), la influencia de la geometría de la pieza es de gran importancia en la determinación del tiempo total de solidificación.

La idea es ser capaz de predecir el tiempo de solidificación, independiente de la forma de la pieza. Un notable avance en este sentido se consiguió con el descubrimiento de la regla de Chvorinov, el cual postula que el tiempo total de solidificación de cualquier pieza, es una función directa de la relación de su volumen a su superficie esto es:

$$t = K \left(\frac{V}{A} \right)^2$$

Esta expresión se desarrolló teóricamente, pero se encontró que está de acuerdo con determinaciones experimentales, hechas sobre una variedad de piezas (desde esferas a placas).

El tiempo total de solidificación para un volumen dado de metal es grande cuando el ratio V/A es máximo, como en el caso de una esfera y es progresivamente menor para cilindros, barras y placas.

Las determinaciones del ratio V/A o de algunos factores análogos, pueden ser aplicados en la estimación de tiempos de solidificación relativos a los risers y nos da las pautas para escoger una mejor forma de riser.

3.2 DIAGRAMA DE FASES

Con el objeto de obtener las óptimas propiedades mecánicas en el desarrollo de aleaciones potenciales uno debe tener una completa comprensión de la relación existente entre las fases a cualquier temperatura dada, tal información para una serie continua de composiciones sobre un rango de temperaturas, se puede representar en la forma de un diagrama de equilibrio de fases.

Las altas resistencias resaltan por condiciones de no equilibrio producidas por el tratamiento térmico basado en el diagrama de fases. La mayoría de las propiedades variarán continuamente a través de una fase dada, conforme se varíe la composición o temperatura. Las propiedades más comúnmente usadas son: la resistividad eléctrica, parámetros de red, intensidad de líneas de Rayos X y evolución del calor. Los tres primeros son principalmente para las regiones sólidas mientras que las mediciones calóricas se usan principalmente para los cambios de fase líquida y líquido a sólido.

En pocas palabras el calor asociado con un cambio de fase causa una discontinuidad en la curva de enfriamiento a la temperatura, o sobre un rango de temperatura, sobre la cual se efectúa la transformación, mostrándose como una disminuida velocidad de enfriamiento respectivamente.

Cual sistema tiene un número de variables asociados a él, tales como presión, temperatura, componentes, números de fases. Trabajando a una presión constante de una atmósfera tendremos :

$$L=C-F+1$$

donde:

- C : Número de Componentes
- F : Número de Fases
- L : Grados de Libertad

(lo cual se conoce como regla de fases de Gibbs)

Sobre la base de la regla de fases el máximo número de fases en equilibrio en un sistema de dos componentes está dado por:

$$F=C-L+1$$

Entonces: $F = 3$ para cero grados de libertad

Las posibles reacciones líquidas en las cuales se comprende por lo menos una fase sólida son:



(*) Es un caso hipotético. No ha sido observado aún en sistemas metálicos.

Posibles reacciones de 3 fases comprendiendo solamente fases sólidas son:



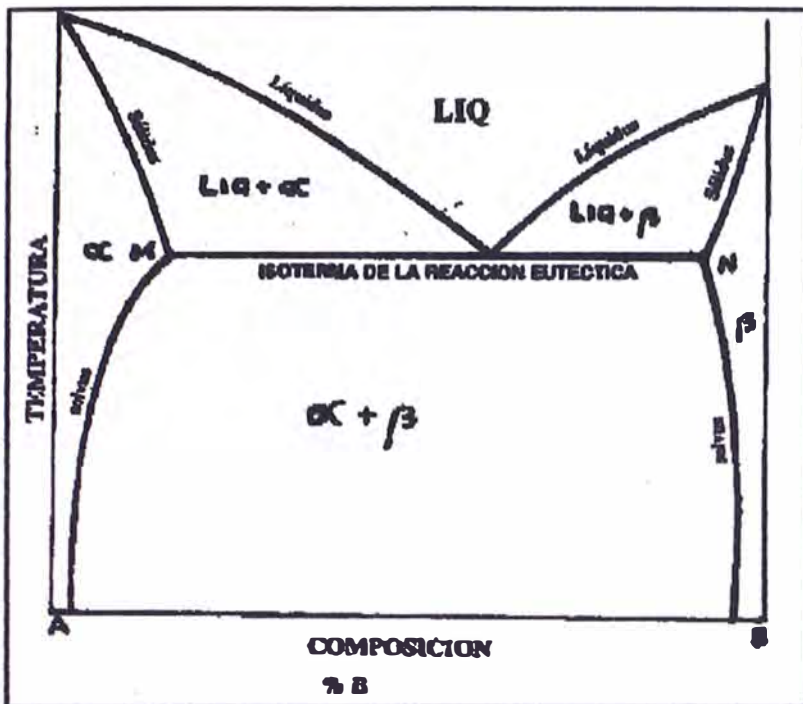


Figura Nº 3.03

Reacción Eutéctica

tenemos como ejemplo:
 Cd-Bi; Pb-Sn; Al-Si;
 Ag-Cu; Al-Be; etc.

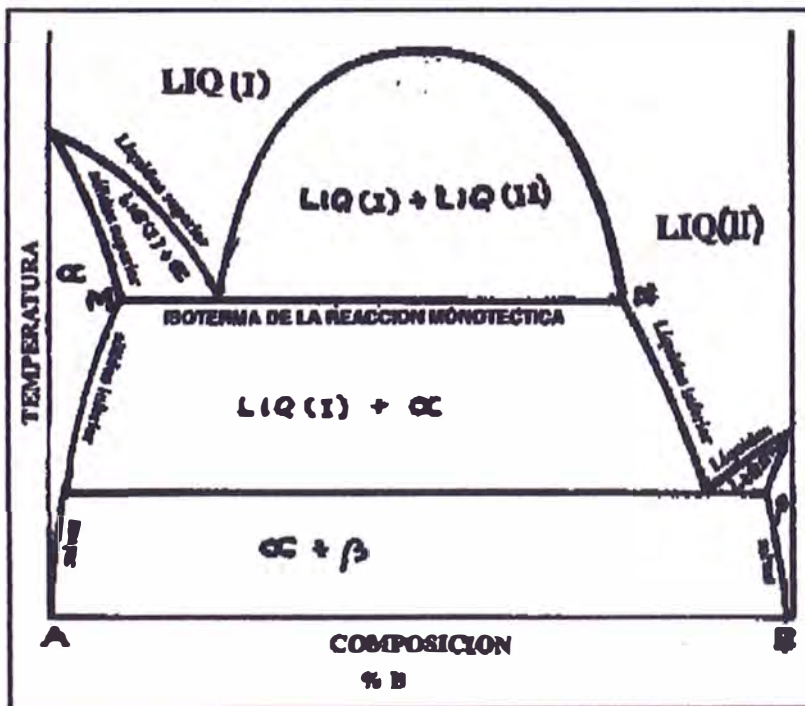


Figura Nº 3.04

Reacción Monotéctica

tenemos como ejemplo:
 Cu-Pb, Al-Pb, Al-Cd,
 Al-Bi, Zn-Bi, etc.

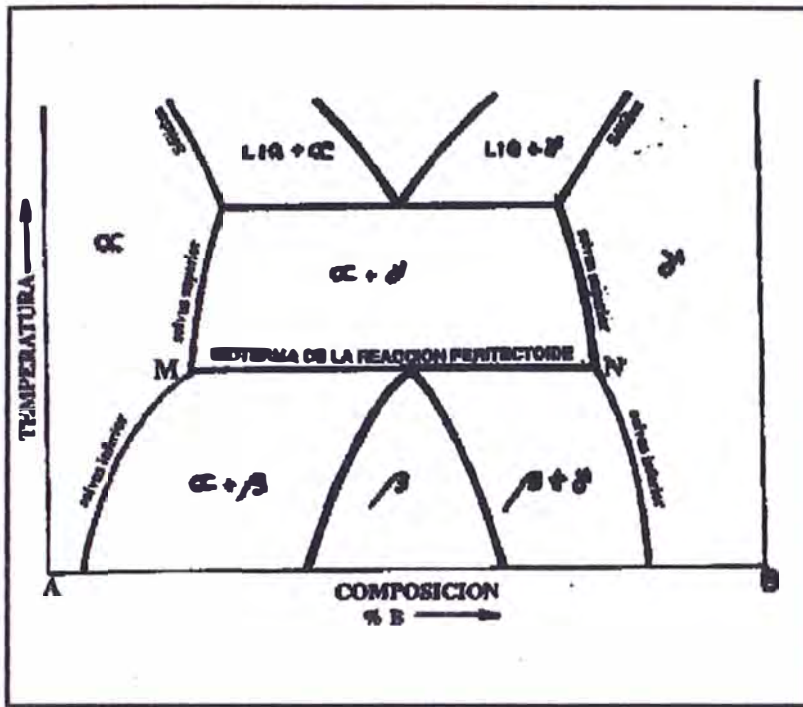


Figura Nº 3.05

Reacción Peritectoide

También es frecuen
temente observada.

Ejm. Co-W

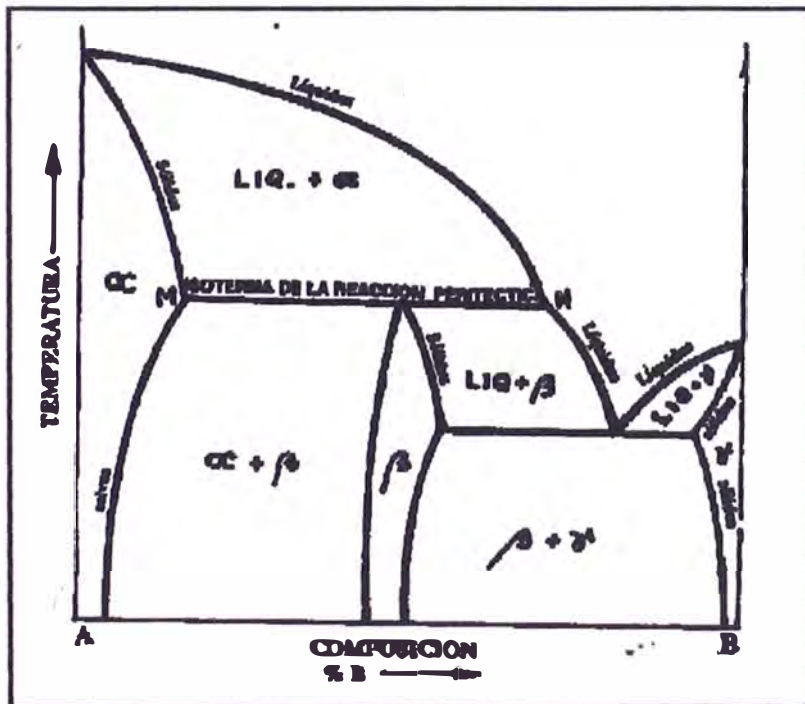


Figura Nº 3.06

Reacción Peritética

Tenemos como ejemplo:

Pb-Bi, Ag-Pt, etc.

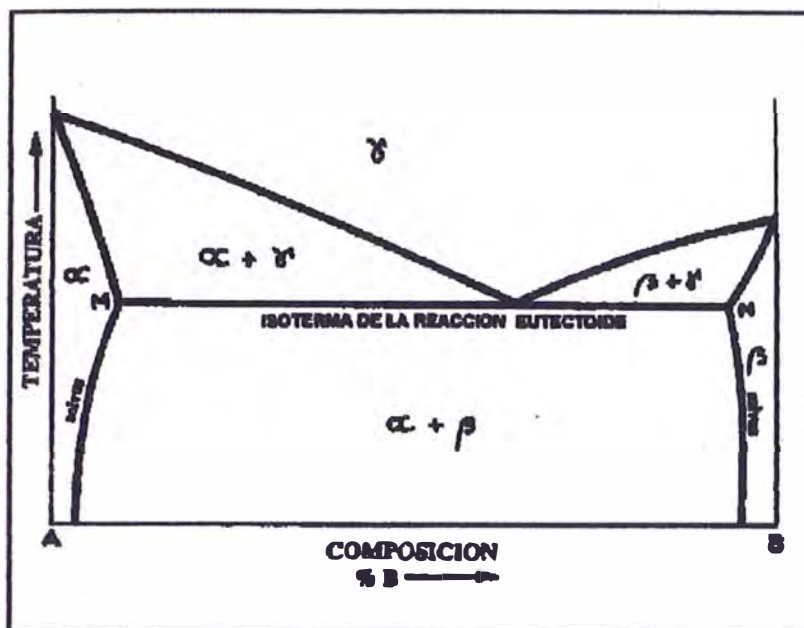


Figura Nº 3.07
 Reacción Eutéctica
 Se observan en muchos sistemas. Ejm. Fe-C

3.2.1 DIAGRAMA DE FASE Zn-Al

En el diagrama de fases Zn-Al, existe desacuerdo sobre la existencia de la reacción peritética, así como la presencia del eutéctico a 69% Zn.

La característica esencial del diagrama de fases es la presencia de fases a alta temperatura que se extiende a través del diagrama a 80% Zn, representado por las fases α , α' y β , las cuales tienen estructura FCC, similar a la del aluminio.

El diagrama de fases (figura Nº 3.08), según PRESNYAKOV es:

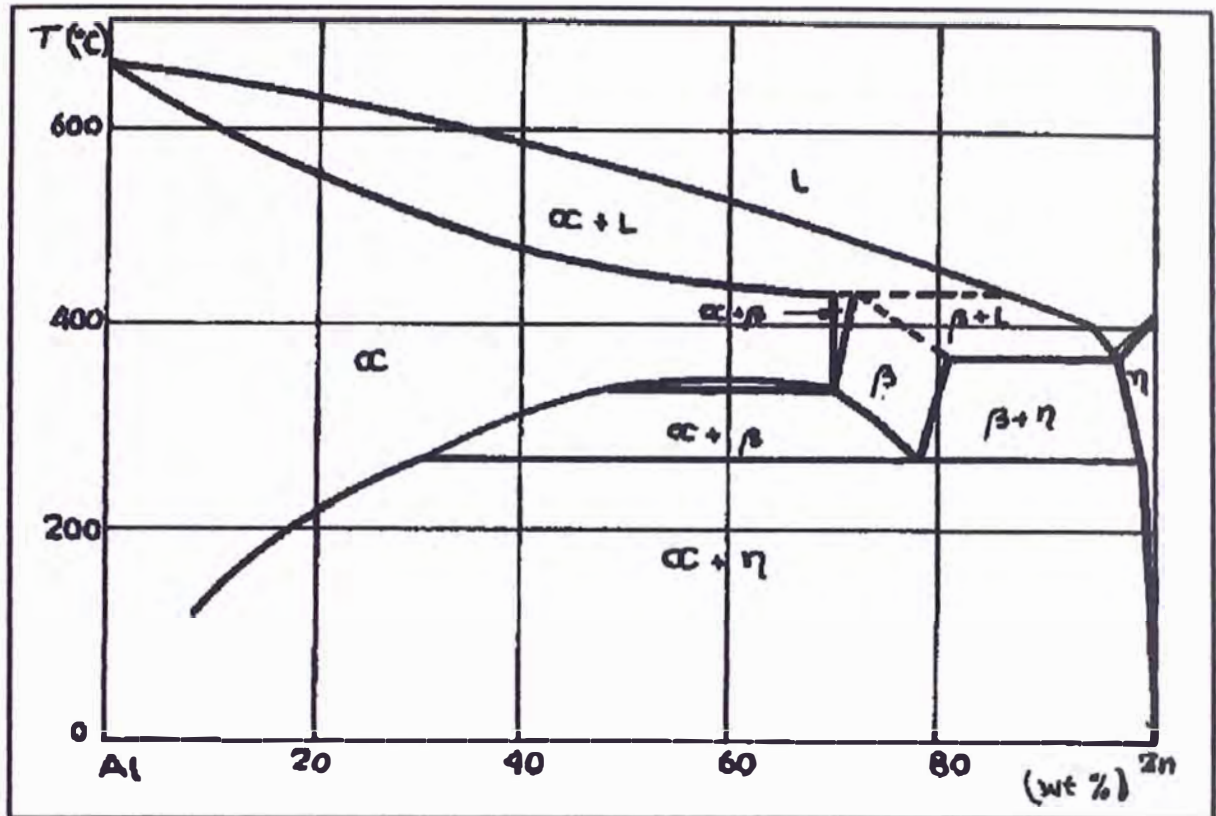


Figura N^o 3.08
DIAGRAMA DE FASES SEGUN PRESNYAKOV

En las aleaciones binarias Zn-Al, la fase Eutectoide (β) se descompone en dos fases de equilibrio ($\alpha + \eta$); similarmente ocurre la precipitación de zinc en exceso (fase η) de la fase sobresaturada.

Estas dos reacciones ocurren en el enfriamiento después de la colada o isotérmicamente después del tratamiento de solubilización seguido de un envejecimiento.

Las reacciones de descomposición se hacen más complejas cuando el aluminio sobrepasa el 22%; aquí se presentan otras fases (α , α'), y todas cristalizan en el sistema FCC al igual que el aluminio.

3.2.2 DIAGRAMA DE FASE Zn-Al-Cu

En la siguiente figura N^o 3.09, se indica una isoterma a 250°C de este diagrama. Como se puede observar la solubilidad del cobre en el aluminio se incrementa con la adición de zinc; se ha determinado que a 460°C con 0% Zn la solubilidad del cobre es de 2.8%, mientras que para un tenor de 8% Zn la solubilidad del cobre se incrementa a 3.4%.

Las solubilidades del cobre y el aluminio en el zinc disminuyen al descender la temperatura; a 377°C es de 1.3% Aluminio y 2.8% Cobre, mientras que a 275°C es de 0.8% Aluminio y 1.7% Cobre.

ISOTERMA DEL DIAGRAMA DE FASE Zn-Al-Cu

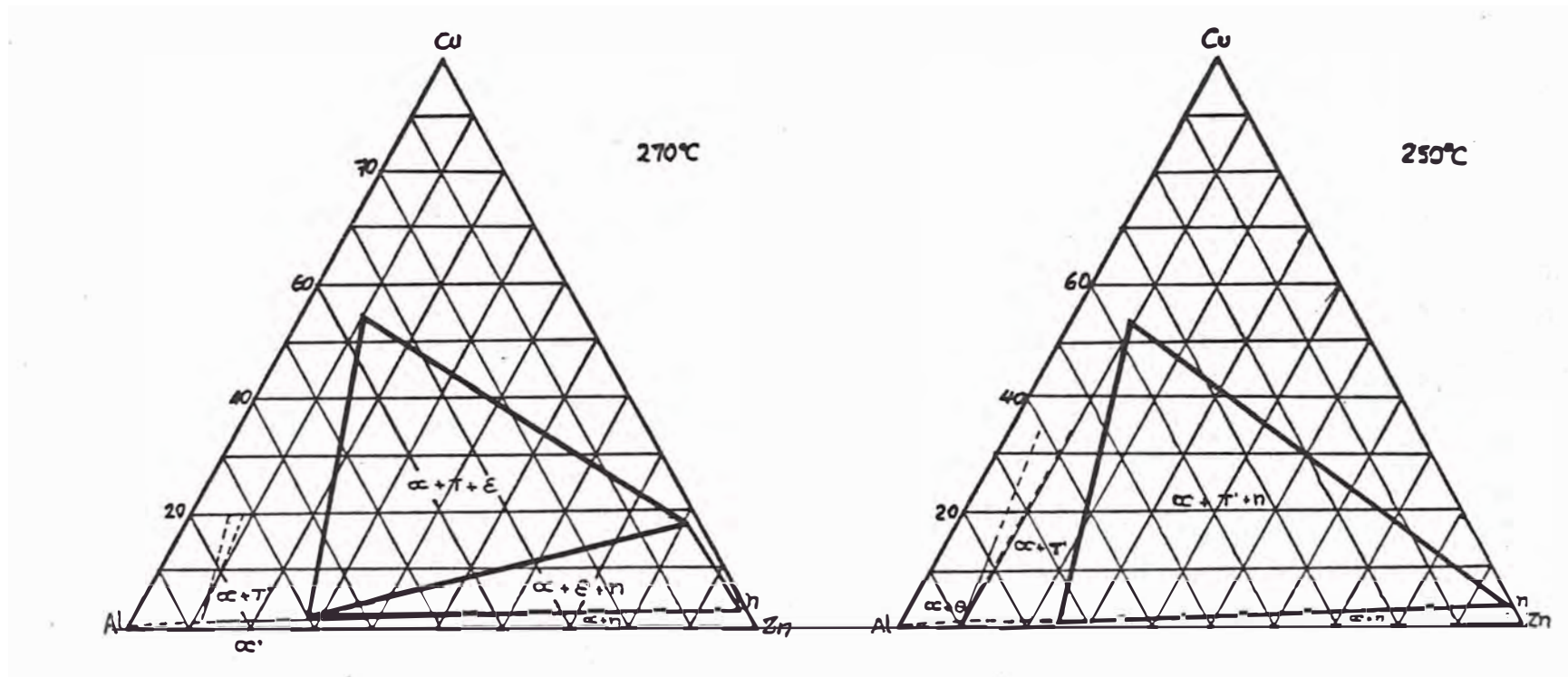


Fig. N° 3.09

3.3 SIMULACIÓN DE SOLIDIFICACIÓN

Realizamos la simulación de acuerdo al software de la AFS versión II, desarrollado por Reliable Castings Corporation 1988.

Se consideró una temperatura ambiente de 70°F (21.1°C) y se obtuvo mejores resultados para la temperatura de colada hallada anteriormente que fue de 968°F (530°C); la temperatura de solidificación de la aleación es 714°F, así como se consideró un rango de solidificación de 8°F los demás datos se resumen en las fotos. La manera de entrar al programa es como sigue, B:\AS.

Después que cargue, con F1, se empezará una simulación; se introducen los datos y se aprieta F10, la máquina preguntará si desea corregir datos, después de responder NO aparece en la pantalla la pieza con su caja de moldeo; entonces si se aprieta F1 será para la aleación que se desea simular; F2, F3, F4 serán para el molde (así si se aprieta F2, será arena sílice) por último se aprieta F10 y comenzará la simulación: se observará la variación de temperatura al cambiar de color, ya que hay un patrón de referencia respecto a color con temperatura. Una vez que la simulación ha completado nos dará el % t min, si se quiere saber si se ha obtenido rechupes se apretará F9.

Se realizó la simulación, tal cual se resume en la tabla siguiente (Nº 3.01); así como se observará en las fotos, parte del proceso.

Se realizó un cálculo aproximado en función al área observado y se tuvo un rechupe = 0.19%

Tabla Nº 3.01

PIEZA	Temperat Ambiente (°F)	Temp. Solidific (°F)	Temp. Inicial (°F)	%t min	RECHUPE		MATERIAL DE MOLDE
					Nº	% Total	
Mantle 1	70	850	903	518	17	3.23	Arena Sílice
			930	722	13	2.47	
			1000	1180	9	1.71	
			1100	1780	4	0.76	
			1200	2371	5	0.95	
			1110	1841	3	0.57	
Mantle 1	70	850	1000	1169	7	1.33	Arena Sil + Cu
Mandi 1	70	850	1000	1184	22	4.18	Arena Sílice
Mantle 1	70	714	1000	2353	5	0.95	Arena Sílice
			990	2280	4	0.76	
			986	2251	3	0.57	
			980	2210	3	0.57	
			975	2169	4	0.76	
			985	2240	4	0.76	
			987	2261	4	0.76	
Mantle 1	70	714	986	1084	4	0.76	Cu+Arena Sílice
Mantle 1	70	714	986	777	2	0.38	Enf. Fierro
Mantle 1	70		986	746	2	0.38	Arena Sil + Cu (ver foto)
Mantle 1	70	714	986	941	1	0.19	Arena Sil.+ Cu (ver foto)



Foto N° 3.01
SOFTWARE DE LA AFS

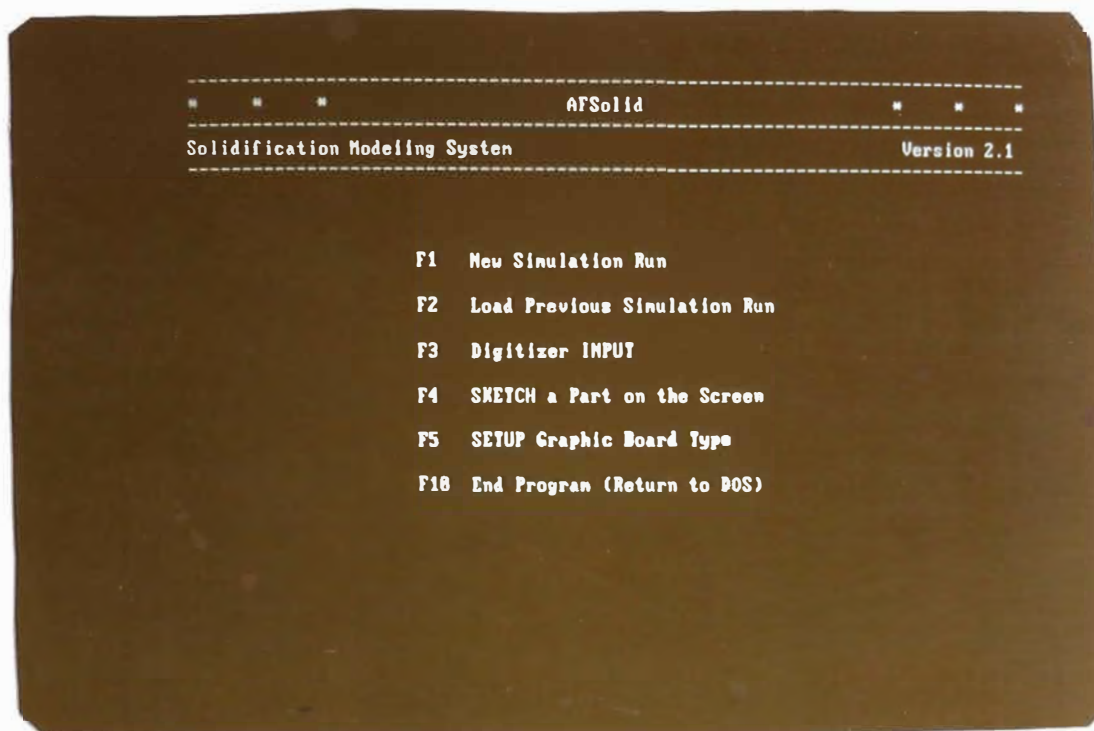


Foto N° 3.02
COMANDOS PARA UNA SIMULACION

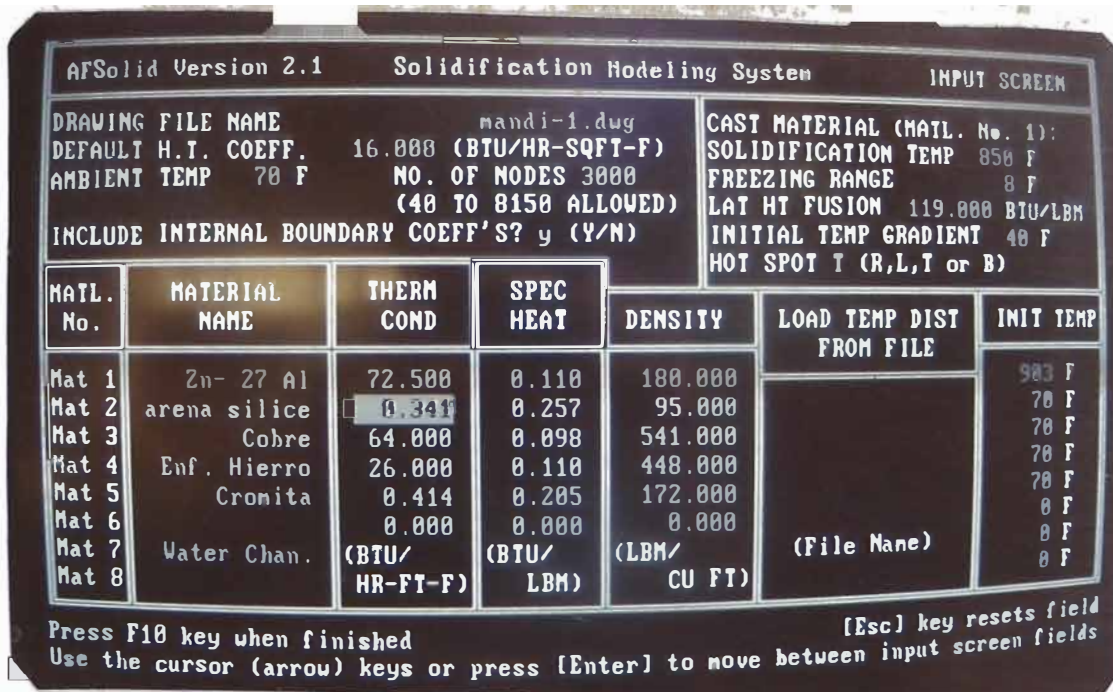


Foto N° 3.03

PROGRAMACION PARA UNA TEMPERATURA INICIAL DE 980°F
 CON TEMPERATURA DE SOLIDIFICACION DE 850°F

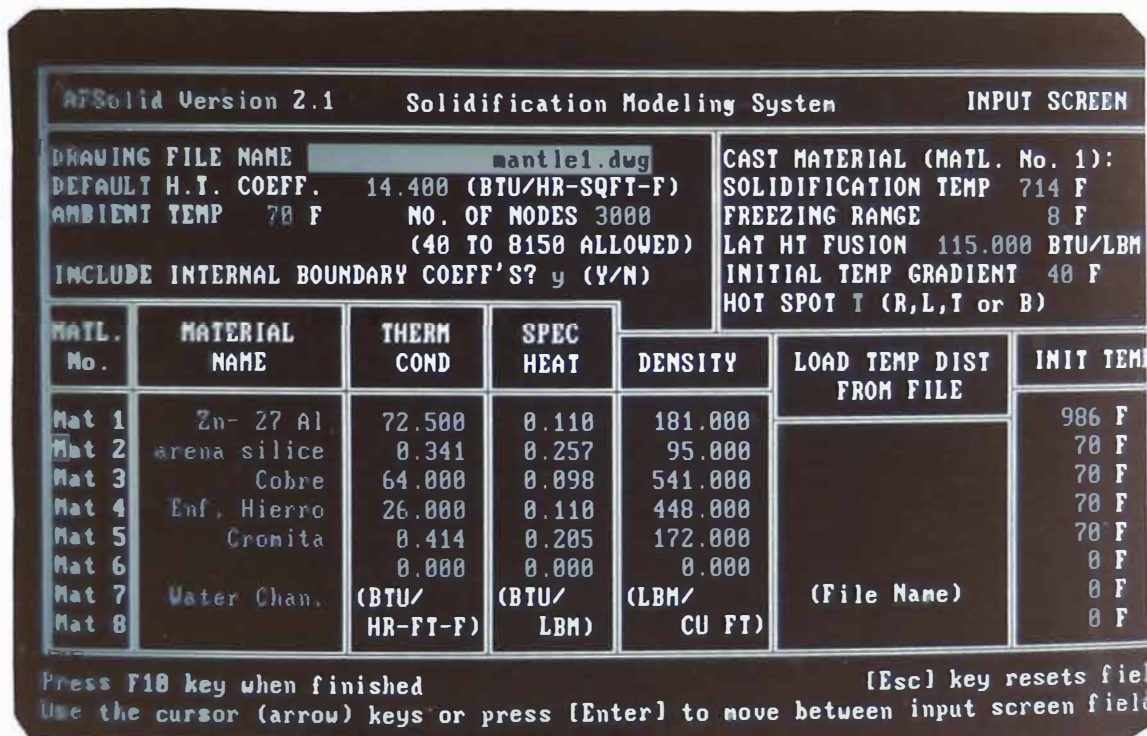


Foto N° 3.04

PROGRAMACIÓN DE LA TEMPERATURA DE COLADA DE 986°F
 Y TEMPERATURA DE SOLIDIFICACION DE 714°F

Press Keys F1 through F8 to Identify Material Types 1 through 8
F9 Display Input Data F10 Finished Identifying Material Types

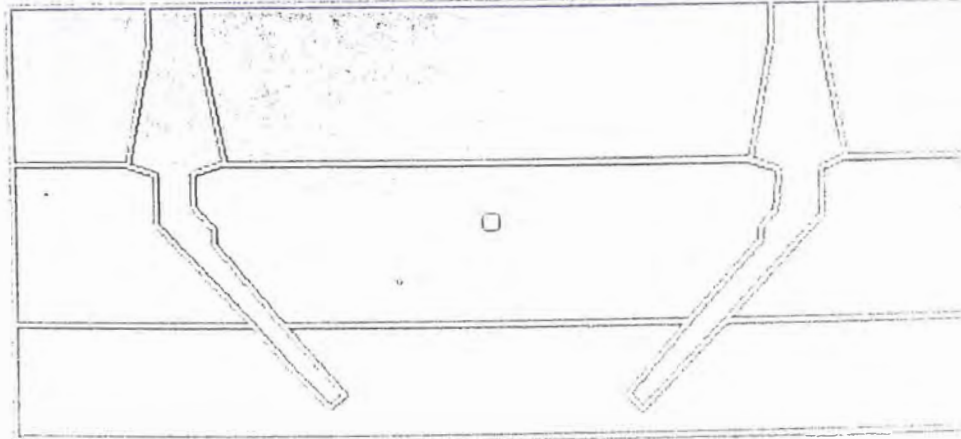


Foto Nº 3.05

IDENTIFICACION DEL MATERIAL DESPUES DE DAR LOS DATOS
PARA LA SIMULACION CON EL CURSOR (Punto Blanco)

Press Keys F1 through F8 to Identify Material Types 1 through 8
F9 Display Input Data F10 Finished Identifying Material Types

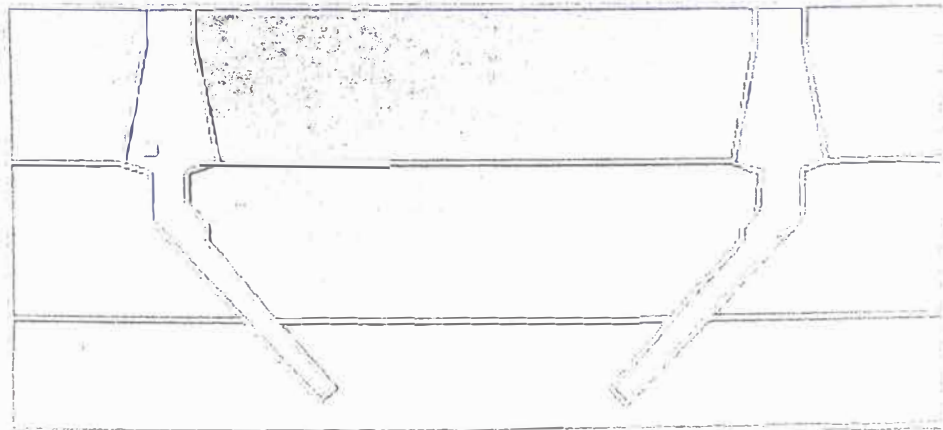


Foto Nº 3.06

LA ALEACION TOMA UNA COLORACION AZUL AL APRETAR [F10]

Press Keys F1 through F8 to Identify Material Types 1 through 8
F9 Display Input Data F10 Finished Identifying Material Types

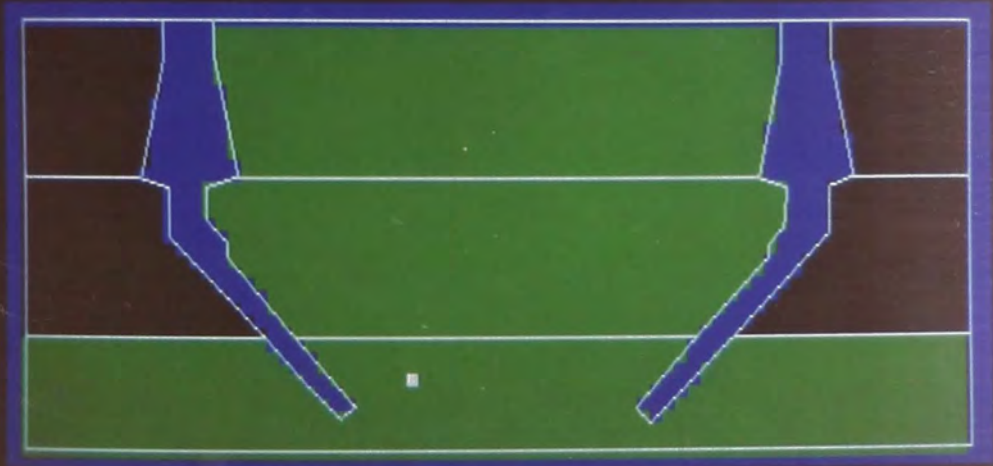


Foto N° 3.07

[F2] IDENTIFICA EL MATERIAL DE MOLDE COMO ARENA SILICE (Verde)

Press Keys F1 through F8 to Identify Material Types 1 through 8
F9 Display Input Data F10 Finished Identifying Material Types

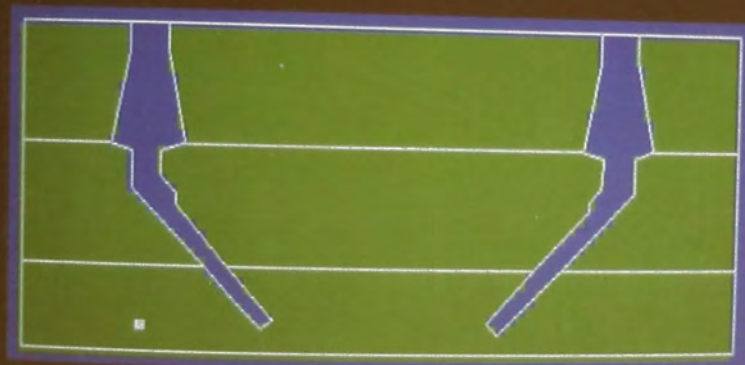


Foto N° 3.08

SE TIENE TODD EL MATERIAL DE MOLDE COMO ARENA SILICE

Press Keys F1 through F8 to Identify Material Types 1 through 8
F9 Display Input Data F10 Finished Identifying Material Types

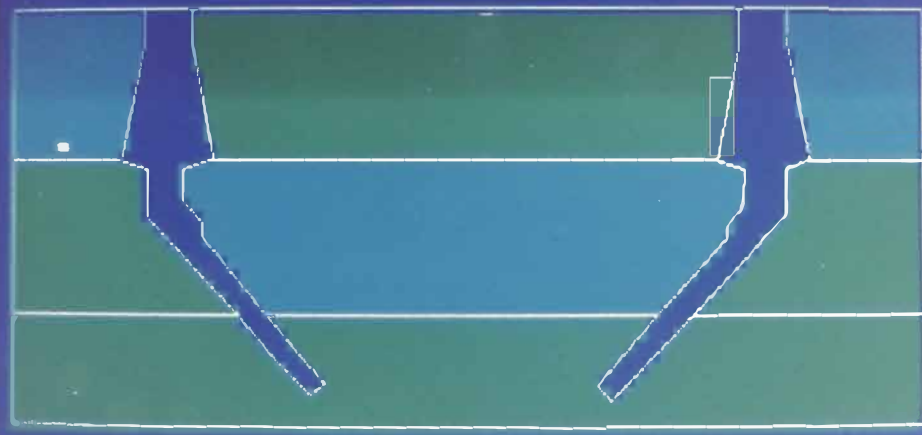


Foto Nº 3.09

MATERIAL DE MOLDE COMO Cu + ARENA SILICE

Press Keys F1 through F8 to Identify Material Types 1 through 8
F9 Display Input Data F10 Finished Identifying Material Types

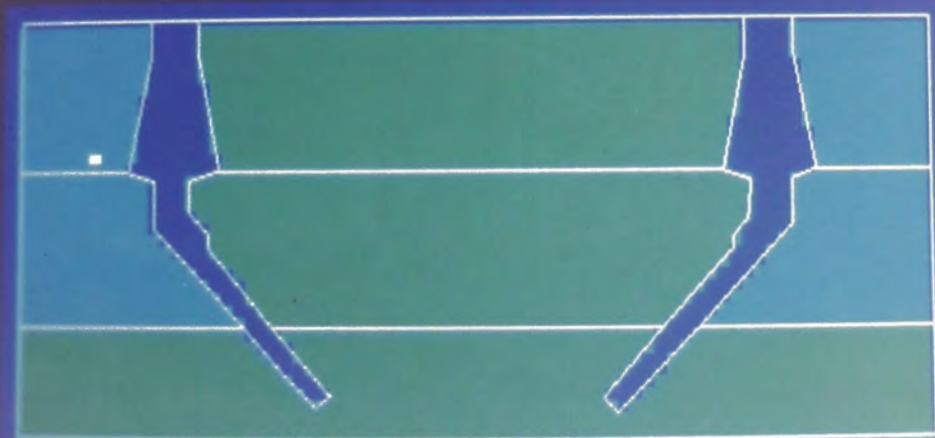


Foto Nº 3.10

MATERIAL DE MOLDE OPTIMO COMO Cu + ARENA SILICE

Press Keys F1 through F8 to Identify Material Types 1 through 8
F9 Display Input Data F10 Finished Identifying Material Types

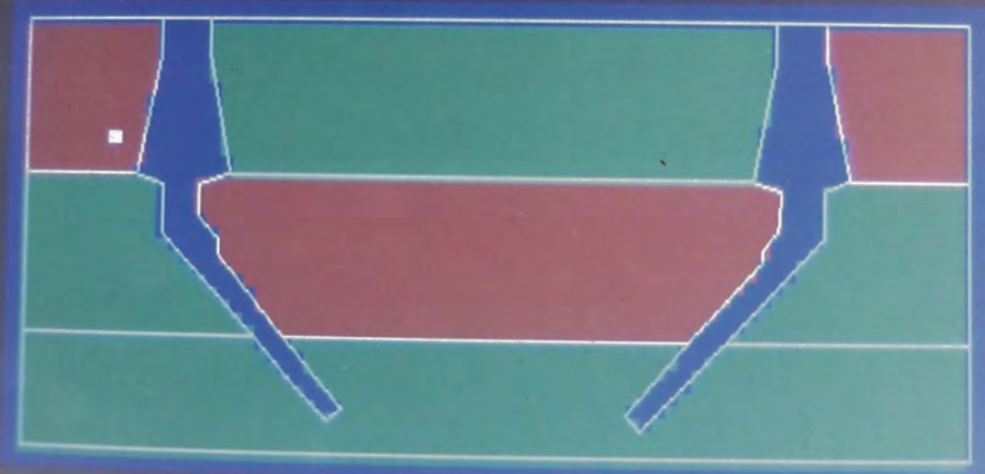


Foto Nº 3.11

MATERIAL DE MOLDE COMO Fe + ARENA SILICE

x337.681098 min Tmax= 948.518 Tmin= 70.000 <ESC> Stops



Foto Nº 3.12

SIMULACION DE SOLIDIFICACION

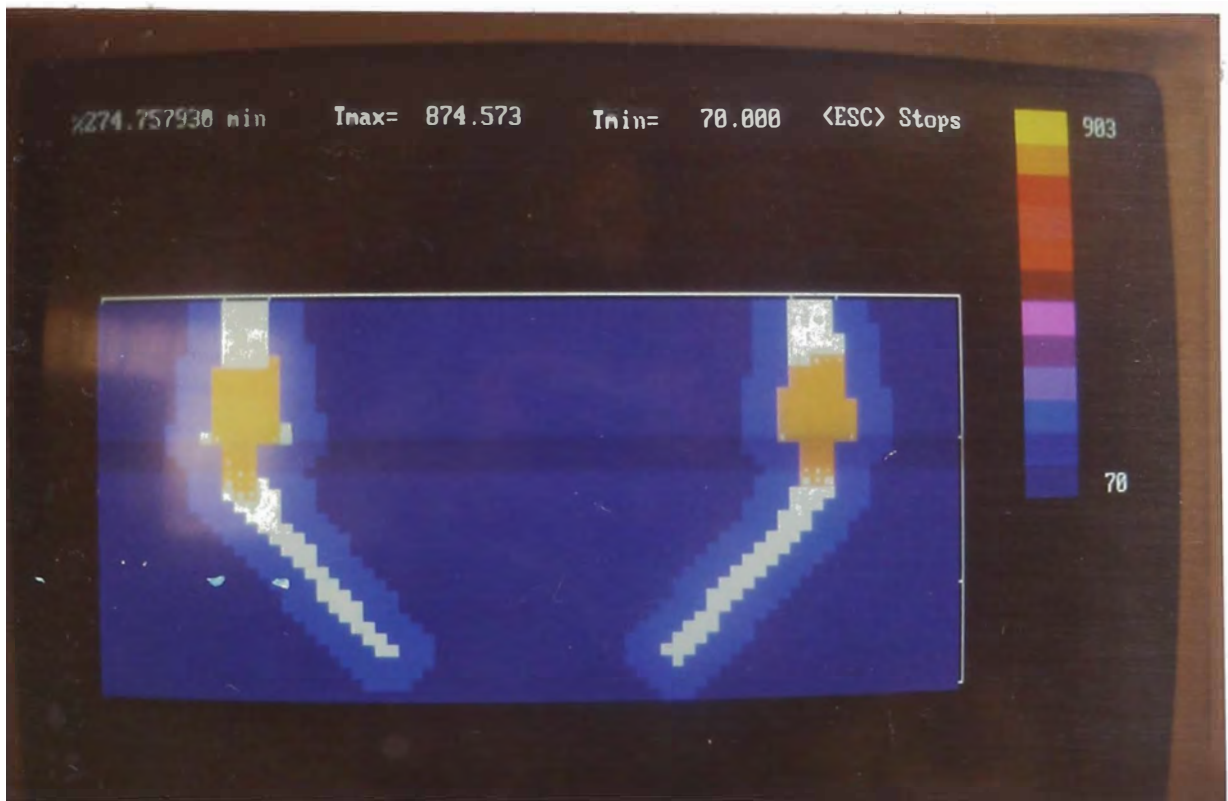


Foto Nº 3.13
 DISTRIBUCION DE LA TEMPERATURA DENTRO Y ALREDEDOR
 DE LA PIEZA (Según 1a. Coloración)

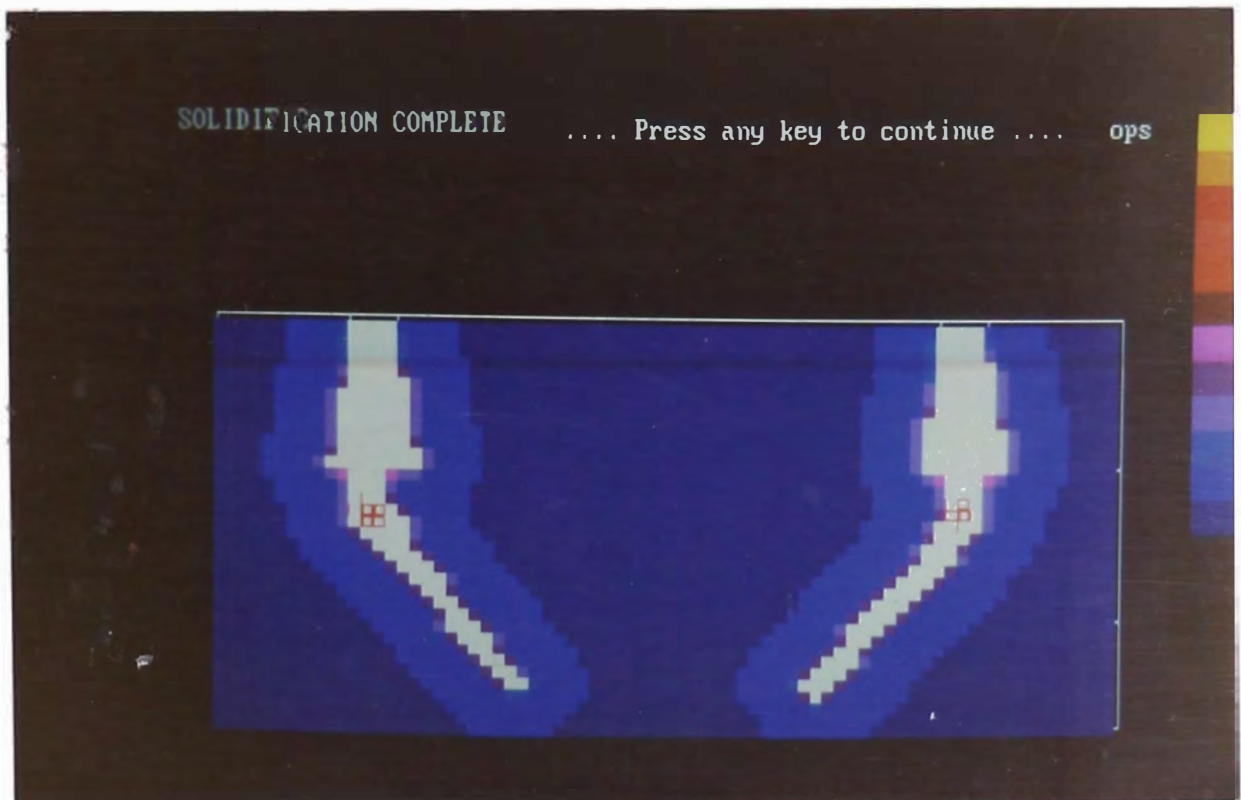


Foto Nº 3.14
 LA SIMULACION DE SOLIDIFICACION SE HA COMPLETADO

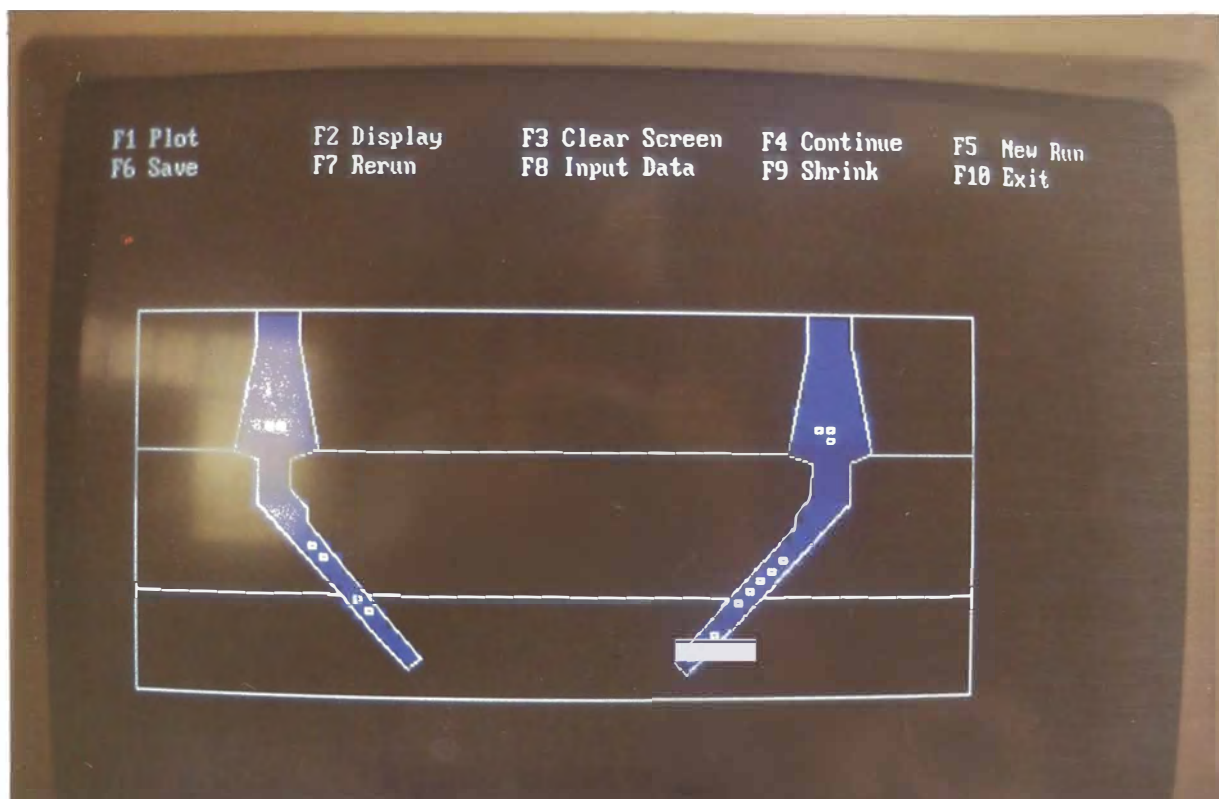


Foto Nº 3.15
CON [F9] SE OBSERVA LOS RECHUPES (17)

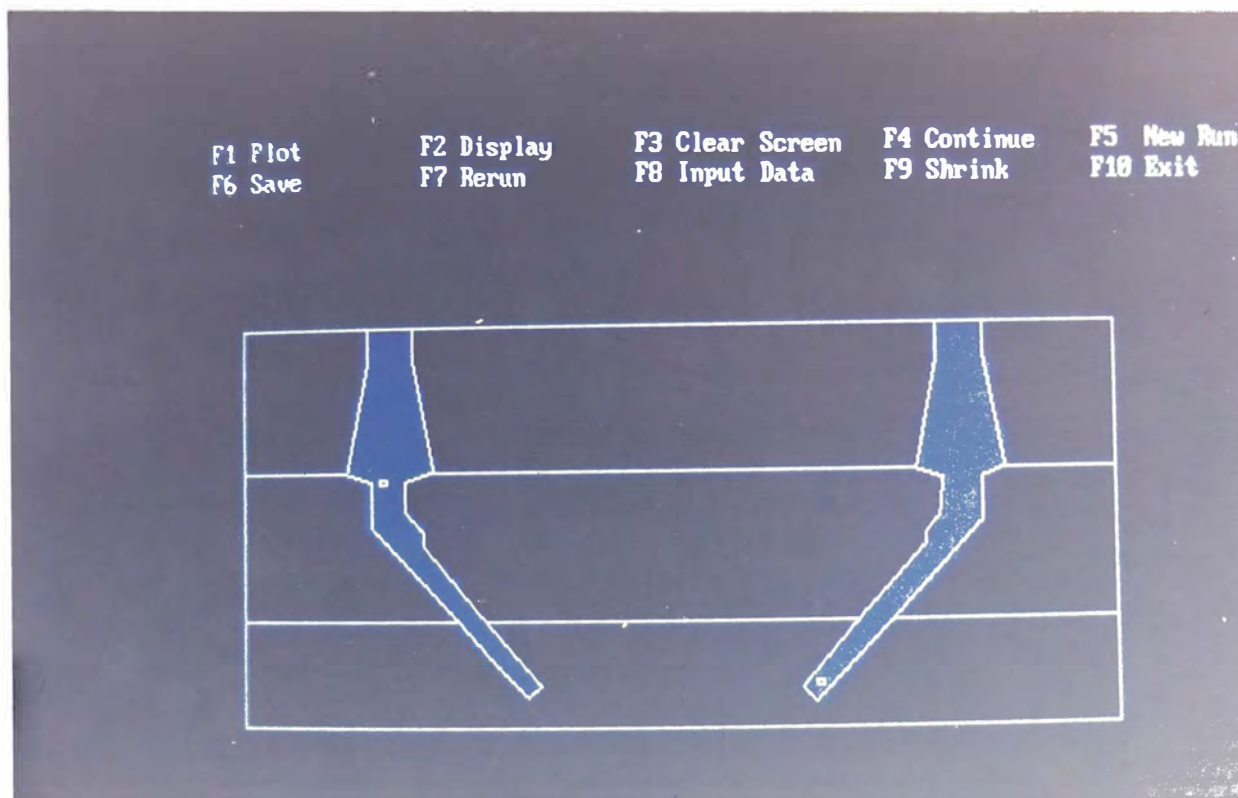


Foto Nº 3.16
MENOS RECHUPES (2) CON OTRO TIPO DE MOLDE

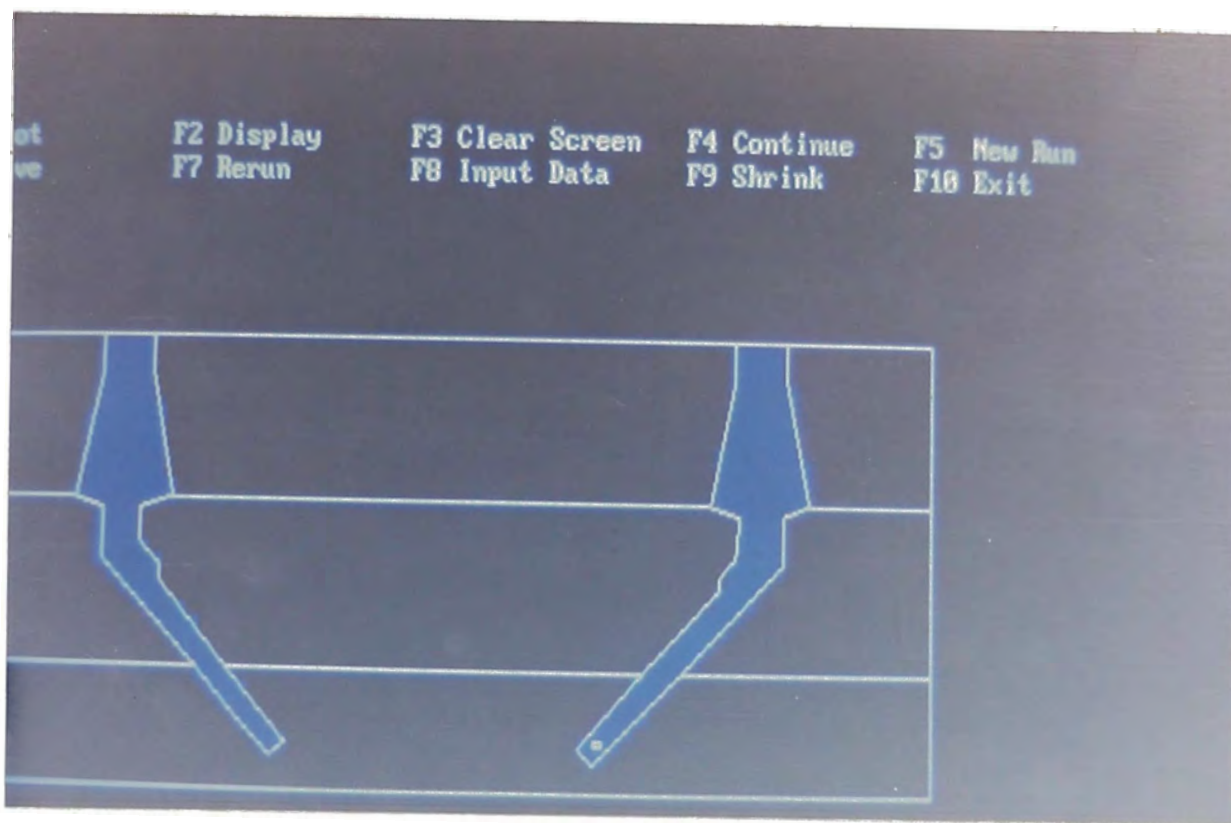


Foto № 3.17
RECHUPE OPTIMO

CAPITULO IV

TECNOLOGÍA DE FABRICACIÓN

4.1 SEGREGACION, FORMAS

En estos procesos están referidos con equilibrios, se asume que ha transcurrido suficiente tiempo para permitir que se realice la difusión. La difusión depende de la temperatura y el tiempo. Es más rápida en el estado líquido y a temperaturas elevadas. Depende del gradiente de concentración como fuerza impulsora y varía para diferentes fases y composición de fases. En la práctica, tal como en la solidificación real de un colado comercial, no se permite suficiente tiempo para completa difusión en el estado sólido y frecuentemente tampoco en el estado líquido. Por lo tanto la composición y distribución de fases pueden estar algo modificadas comparada a la condición de equilibrio.

Algo que ocurre es la segregación. Conforme la interfase líquido-sólido se aleja de la superficie del molde, su composición cambia continuamente; El líquido se hace más rico en los componentes que bajan su punto de fusión. Entonces

habrá una variación en su composición del sólido desde la superficie hacia el interior. Esto se conoce como MACROSEGREGACION. En adición cada dendrita misma tiene una variación en su composición, lo cual se conoce como MICROSEGREGACION.

La macrosegregación surge del hecho de que el líquido solidifica en diferentes períodos en diferentes partes del molde. La macrosegregación asociada con un cambio continuo en la composición del soluto desde una baja a una alta concentración al atravesar el lingote desde la superficie hasta el centro se conoce como Segregación Normal. Algunas veces se observa que un soluto tiene una máxima concentración en o cerca de la superficie de colado, a esto se refiere como Segregación Inversa.

Un tercer tipo de segregación es la segregación por gravedad, dos posibilidades puede surgir como resultado de diferencias en densidad, puede efectuarse un movimiento hacia arriba o hacia abajo de la capa enriquecida en soluto delante de la interfase o cristales equiaxiales pueden hundirse o flotar en el líquido cuya densidad continuamente esta cambiando.

4.2 INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS ALEANTES

4.2.1 ALUMINIO:

Aumenta la resistencia a la tracción, así como la dureza, también mejora la fluidez y la resistencia a la corrosión.

4.2.2 COBRE:

Aumenta la resistencia a la tracción, la dureza, también la resistencia al creep, así como la corrosión, pero disminuye la resistencia al impacto; si tiene mas de 1% tiende a formar nuevas fases que hace que sea inestable dimensionalmente.

4.2.3 MAGNESIO:

Es bueno en pequeños porcentajes formando compuestos intermetálicos, inhibe la corrosión intergranular por ser menos electronegativo que el zinc.

Si el porcentaje de Mg es mas que 0.03% incrementa la fragilidad en caliente en piezas fundidas complicadas, también disminuye la fluidez, la dureza, elongación y resistencia al impacto, así como incrementa la corrosión intergranular.

4.2.4 FIERRO:

Con el Aluminio, forma fases duras (FeAl_3 , Fe_2Al_3) por ser mínimo su porcentaje no es perceptible; pero se tendría problemas en el maquinado si es significativo

4.2.5 ESTRONCIO:

Si es mayor del 0.06% reduce la ductibilidad, resistencia al impacto y la contracción

4.2.6 SILICIO:

Forma fases estables controlando la estabilidad dimensional también aumenta la resistencia mecánica y la dureza.

4.2.7 PLOMO, CADMIO Y ESTAÑO:

Como son de punto de fusión bajos y pesados, forman eutécticos con el zinc (tienen poca solubilidad en el zinc) a temperaturas bajas y en la solidificación se segregan en los bordes de grano.

Estos metales son más nobles que el zinc, son altamente electronegativos, los eutécticos que forman con el zinc

generan celdas electroquímicas activas en los bordes de grano cuando está húmeda su superficie, por lo que la corrosión empezará por los bordes de grano (corrosión intergranular). Esto se inhibe adicionando Mg, el cual reduce la diferencia de potencial entre el zinc y los eutécticos.

Si los porcentajes de Plomo, Cadmio y Estaño son altas ocasionan fragilidad en caliente

Datos de Electronegatividad:

del Mg	es	1.2
del Zn	es	1.6
del Cd	es	1.7
del Sn	es	1.8
del Pb	es	1.8

4.3 DISEÑO DE RISERS

4.3.1. DISTANCIA DE ALIMENTACIÓN

Una pieza de acuerdo a su forma, se puede dividir en una o más áreas de alimentación y un riser de tamaño apropiado es colocado en cada área.

Cuando un metal está aleado o están presentes en él pequeñas cantidades de impurezas, durante la solidificación, entre la intercara líquido-sólido existe una zona pastosa, mezcla de sólidos y líquidos. Esta zona es la del crecimiento de los cristales (dendritas) y es conocida como "banda de solidificación". Cuanto más ancha es esta banda, más grande serán los cristales y por lo tanto la alimentación será más dificultosa, el ancho de la banda está influenciado por:

a.- Diagrama de fases del metal:

Cuanto más grande sea este rango mayor será el ancho de banda.

b.- Con una temperatura alta de solidificación:

Los cristales tienen muy poco tiempo para desarrollarse, el ancho de la banda será pequeño.

c.- Cuando la conductividad térmica del metal es baja:
El ancho de la banda será mínimo, ya que el calor fluye lentamente desde el líquido residual, el crecimiento de los cristales se impide y estos serán más pequeños.

d.- Con el uso de enfriadores:

La banda de solidificación será pequeña por la absorción de calor.

Los puntos (a), (b), (c), son dependientes del metal, el fundidor no podrá influenciar, mucho dependerá del material seleccionado.

e.- Ventajas

Entre las ventajas de los enfriadores sobre la distancia de alimentación tenemos:

Causa que el metal solidifique más rápidamente, establece una gran gradiente de temperatura.

Promueve una buena solidificación direccional progresiva.

La macroporosidad puede eliminarse y la microporosidad reducirse.

4.3.2. FUNDAMENTO TEÓRICO DE LOS RISER

El diseño del riser es de fundamental importancia en la obtención de piezas sanas, ya que estos son empleados fundamentalmente para prevenir el defecto de rechupe en la pieza.

Normalmente los risers se colocan en la sección más pesada de la pieza, en el caso de piezas complejas o muy grandes, estas se dividen en varias secciones y el problema de la ubicación de los risers se examina en conexión con la distancia de alimentación.

El tamaño y la forma del riser debe satisfacer dos requerimientos, primeramente el riser debe enfriarse lentamente (mas lento que la pieza), para asegurar que el metal líquido sea suministrado a la pieza durante todo el tiempo que dure su solidificación. Segundo el riser debe tener un volumen suficiente de metal para compensar la contracción total.

La comparación indirecta de los tiempos de solidificación, por el uso de factores geométricos apropiados (factor de forma y módulo de solidificación), nos dan la base cuantitativa para el diseño de los risers; además basados en este mismo principio

geométrico, se pueden incorporar factores de corrección al tener cambios en la velocidad de enfriamiento producidos cuando se utilizan enfriadores o compuestos aislantes.

Otros factores que intervienen para la efectividad del riser, es la necesidad de mantener una presión diferencial en el sistema; otro sería el correcto dimensionamiento de la unión del riser y la pieza (neck), de tal manera que el flujo de metal de alimentación continúe durante todo el tiempo que dure la solidificación de la pieza.

Entonces podemos decir que hay 3 factores a considerar en el diseño de riser: tiempo de solidificación, volumen de alimentación y distancia de alimentación

a) FORMA DEL RISER

De la expresión
de Chvorinov:

$$t = K \left(\frac{V}{A} \right)^2$$

El tiempo de solidificación es directamente proporcional a la relación del volumen a la superficie de la pieza.

Esto nos indica que la forma óptima del riser de una masa dada que permanecerá líquido por un período mas largo es el de una esfera; ya que esta tiene una superficie de radiación mínima.

Por un razonamiento similar, un riser cilíndrico será mas eficiente que un riser de sección cuadrada o rectangular de masa equivalente.

El uso de risers esféricos no ha sido adoptado, debido a las dificultades que se presentan en el moldeo y la dificultad de conectar este riser a la pieza, siendo el riser de forma cilíndrica el más empleado, generalmente los riser de forma semi-esférica también son utilizados.

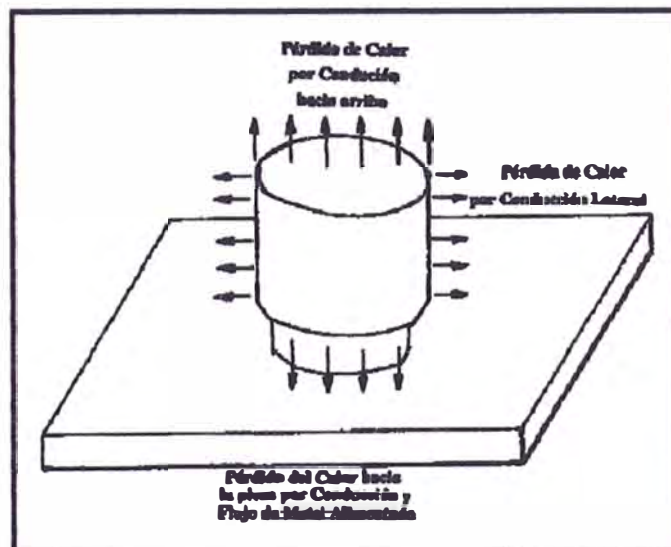


Figura Nº 4.01
RISER DE FORMA CILÍNDRICO

La pérdida de calor desde la superficie superior de la pieza, se puede disminuir agregando, a ésta superficie, materiales malos conductores (carbón de madera en polvo, harina de sílice). La pérdida de calor por conducción de las paredes del riser se puede disminuir si éste tuviera una pequeña superficie o por el uso de revestimientos de baja capacidad térmica (manguitos exotérmicos)

Sin embargo, la forma del riser no está sólo en maximizar el tiempo de solidificación, otros factores como la capacidad de alimentación del riser o el dimensionamiento del neck también intervienen.

4.3.3 TIPOS DE RISERS

Los risers pueden ser clasificados en dos grupos, dependiendo de que estos tengan una superficie libre (en contacto con el aire) en la parte superior del molde (riser abierto) o que ésta superficie sea cerrada en forma de cúpula (riser ciego o atmosférico).

a) RISER ABIERTO

Pueden ser ubicados (lateralmente) a un lado de la pieza o en la parte central superior sobre la pieza.

La colocación del riser lateral, tiene la ventaja de mantener caliente el área de contacto pieza-riser produciéndose un gradiente térmico deseable para la alimentación.

La colocación del riser centralmente sobre la pieza, tiene la ventaja de que la distancia de alimentación se aprovecha al máximo, en todas las direcciones .

La relación entre la altura y el diámetro del riser cilíndrico es de importancia, ya que de esto depende la eficiencia del riser. Muchos recomiendan la relación H/D de 1.5 pero las evidencias indican la

relación de 01 es adecuada para muchas piezas, también debajo de 01 son eficientes bajo ciertas condiciones.

Si después de llenada la pieza, se agrega compuestos que producirán reacciones altamente exotérmicas en la superficie libre del riser, la altura de este puede ser reducida.

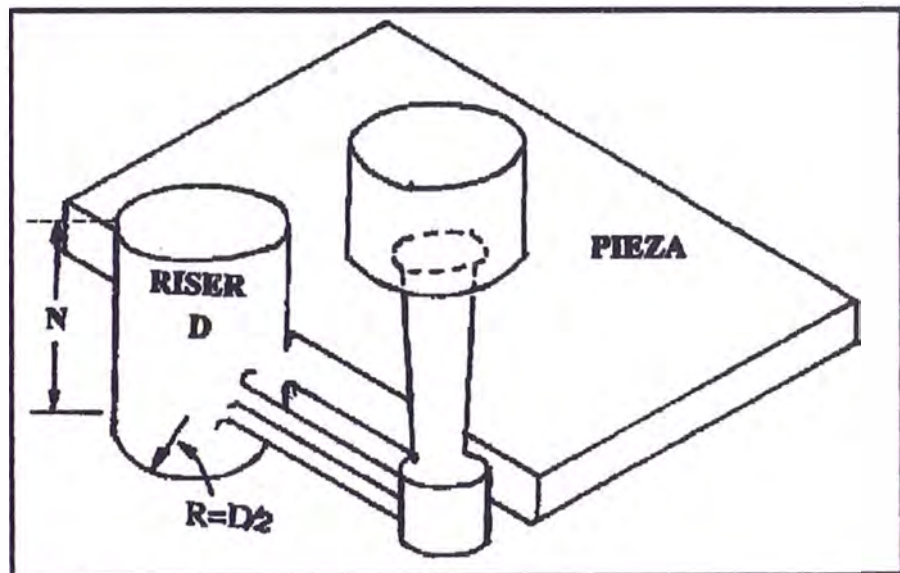


Figura Nº 4.02

RISER LATERAL A LA PLACA

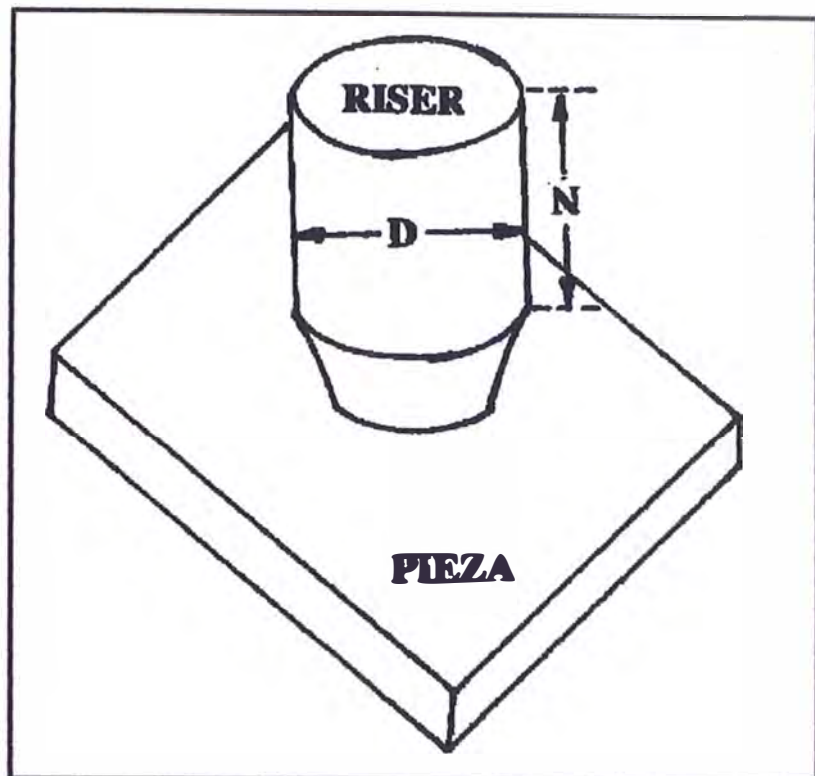


Figura No 4.03

RISER CENTRALMENTE A LA PLACA

b) RISER CIEGO O ATMOSFÉRICO

Ofrecen algunas ventajas y desventajas respecto a los risers abiertos. La altura de los riser abiertos se determina frecuentemente, no en base a los requerimientos de la alimentación, sino por la altura de la caja de moldeo que se tenga en la planta; en estas circunstancias los risers ciegos pueden mejorar considerablemente la eficiencia, ya

que estos pueden ser colocados más libremente, ya sea en la parte superior o inferior del molde; en posiciones donde la alimentación es requerida y también porque el sobre llenado del metal es imposible en estos risers.

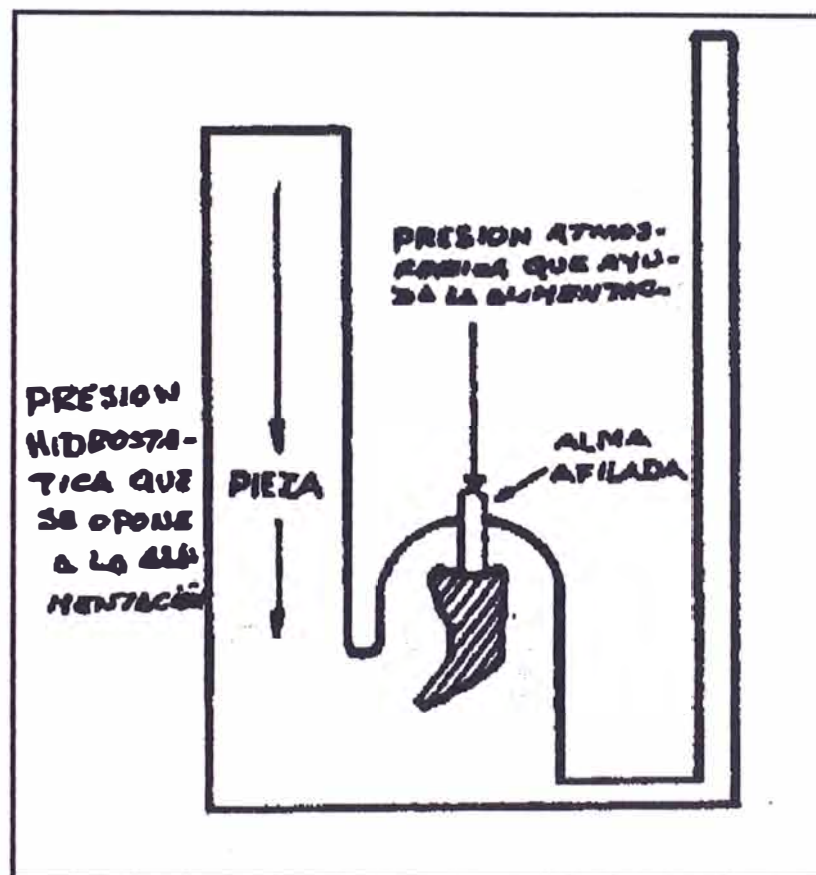


Figura No 4.04
RISER CIEGO O ATMOSFÉRICO

4.3.4 CALCULO DE RISERS

Los métodos para calcular el tamaño del riser deben estar basados sobre el tiempo de solidificación y volumen de alimentación del riser, tal que asegure una solidificación direccional y la pieza se obtenga sana. Para cada tipo de pieza en particular, estos criterios serán críticos para que se controle el tamaño mínimo del riser.

En los casos donde el tamaño del riser está controlado por el tiempo de enfriamiento (piezas pesadas), no es necesario casi nunca estimar el tiempo de solidificación del riser y la pieza, ya que las comparaciones puramente geométricas de éstas puede ser adoptado para asegurar que el riser solidifique último.

a) MÉTODO DE ADAMS

Es teórico:

$$(1-\beta) \frac{V_R}{V_C} = \frac{A_R}{A_C} + \beta$$

Donde:

V_C : Volumen de pieza A_R : Área riser
 A_C : Área pieza V_R : Volumen de riser
 β : Rechupe (contracción)

Los métodos que veremos tienen aplicación para piezas de acero, pero con los mismos principios se calcula para la aleación Zn-27Al.

b) MÉTODO DE CAINE

El método de Caine, está basada en una relación hiperbólica experimental entre volúmenes y velocidades relativas de solidificación del riser y la pieza, para producir piezas libres de rechue.

$$y = \frac{V_R}{V_C}$$

$$x = \frac{A_C/V_C}{A_R/V_R}$$

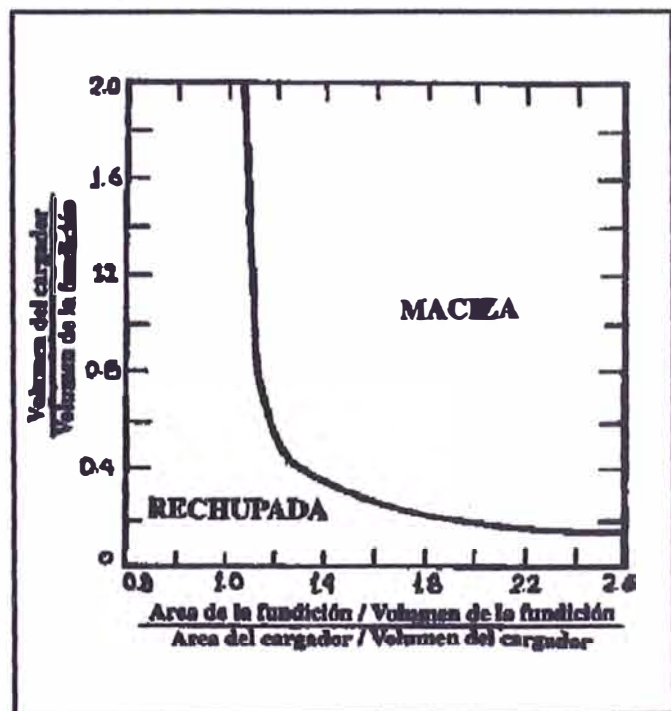


Figura Nº 4.05

GEOMETRÍA RELATIVA DEL RISER Y LA PIEZA,
PARA OBTENER PIEZAS DE ACERO MACIZO.

La curva es en parte teórica ya que los parámetros usados para el trazado fueron sugeridas por Chvorinov y los dos puntos extremos de la curva fueron sugeridos por el requerimiento de que el riser posee suficiente metal líquido para poder alimentar el rechupe de la pieza.

Se puede generalizar:

$$x = \frac{a}{y-b} + c$$

- a : Cte. característica de solidificación.
- b : Contracción de solidificación.
- c : Velocidad relativa.

Para Aluminio:

$$x = \frac{0.01}{y-0.06} + 1.08 \text{-----} (x > 1)$$

Para Acero:

$$x = \frac{0.10}{y-0.03} + 1 \text{.....} (x > 1)$$

c) MÉTODO DE BISHOP (NAVAL RESEARCH LABORATORY U.S.A.)

Bishop utilizó el concepto de "FACTOR DE FORMA" para reemplazar la relación área superficial a volumen, utilizada por CAINE.

La mayor simplificación se refiere a que BISHOP ignora la geometría del riser como variable, permitiendo la derivación directa del volumen del riser, considerando solamente la geometría de la pieza.

El factor de Forma (S) tiene la siguiente expresión:

$$S = \frac{L+W}{T}$$

Donde:

- L : Longitud de la pieza
- W : Ancho de la pieza
- T : Espesor de la pieza

En este método, para calcular las dimensiones del riser, requiere el uso de 3 gráficos fundamentales; esquematizados en las figuras 4.06, 4.07 y 4.08.

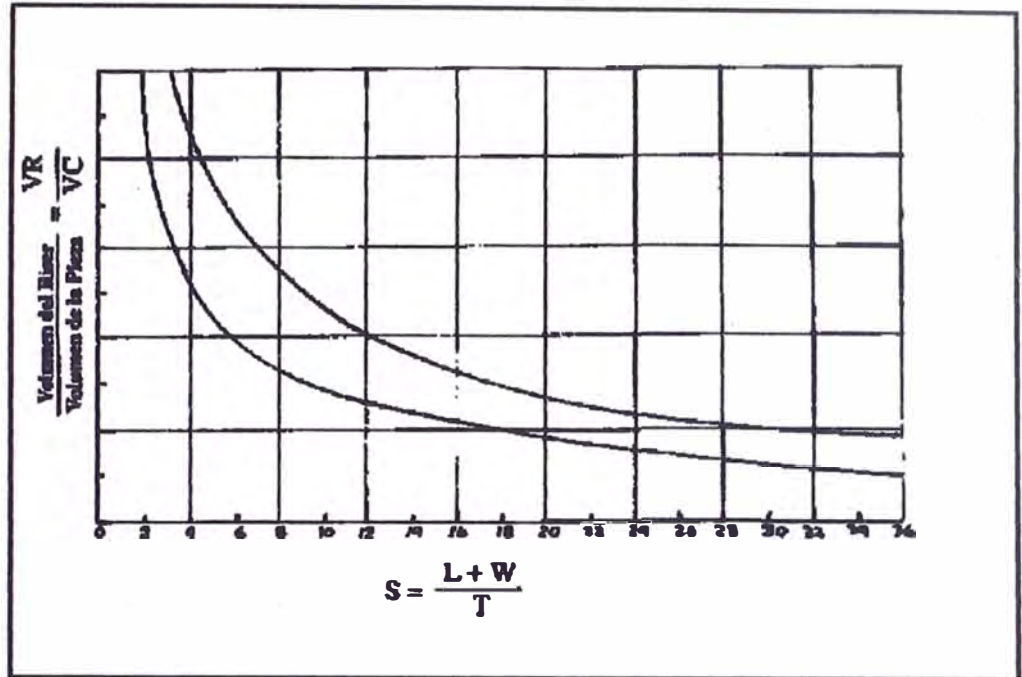


Figura Nº 4.06
RBLACIÓN DEL FACTOR DE FORMA (S), AL VOLUMEN RELATIVO
NECESARIO PARA LA ALIMENTACIÓN

Las piezas fundidas comunes, generalmente son complejas, es decir están formadas por secciones de diferente espesor y geometría; en estos casos el riser va colocado en la parte mas masiva de la pieza, para que así esta zona alimente a la sección de menos espesor. El volumen del riser que alimentará este tipo de piezas será menor que si la sección mas delgada fuera del mismo espesor que la parte masiva.

Para calcular las dimensiones del riser, cuando se

tiene éste tipo de piezas complejas, es necesario corregir el volumen de la sección más delgada. Esto es necesario porque el factor de forma para piezas complejas es determinado solamente de la parte principal mas masiva , ya que el volumen relativo del riser de la Figura N° 4.02 para un factor de forma, es aplicado solo a piezas simples.

Las piezas complejas son esencialmente combinaciones de barras y placas de diferentes tamaños.

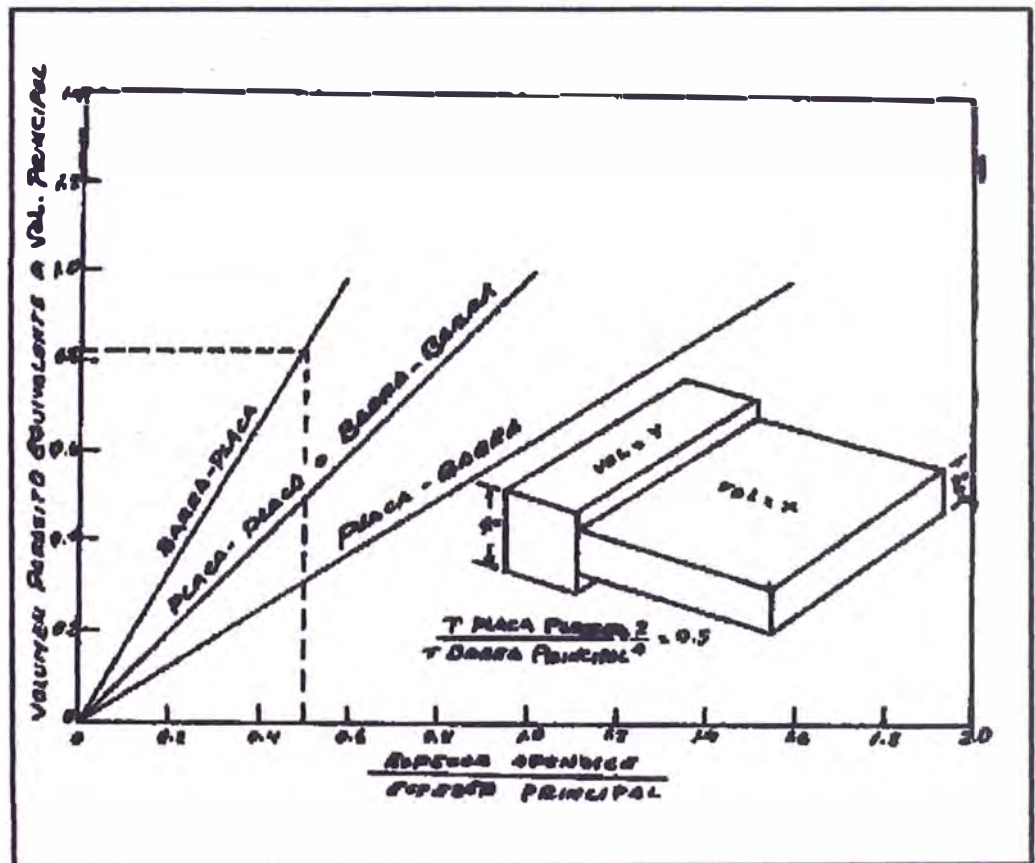


Figura N° 4.07
PIEZA COMPLEJA DE BARRAS Y PLACAS

La siguiente, figura (4.08), simplemente interrelaciona la altura y el diámetro del riser cilíndrico con el volumen del mismo, facilitando el cálculo de las dimensiones del riser.

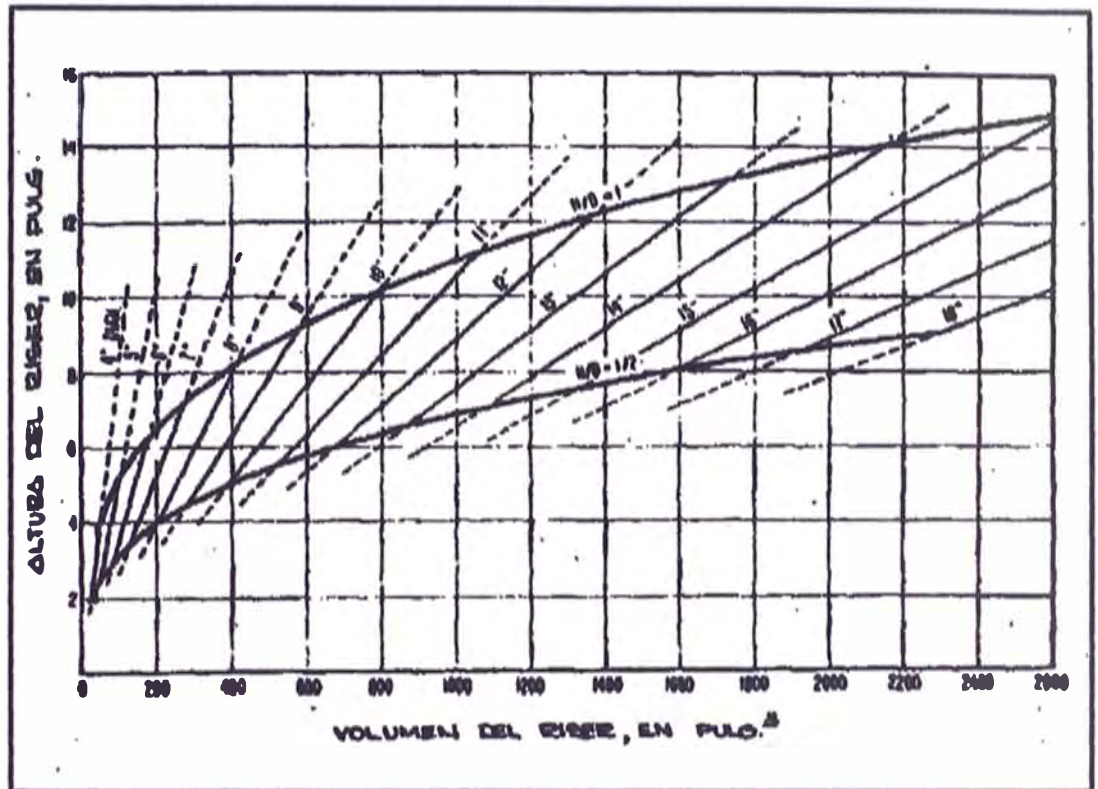


Figura Nº 4.08

La curva superior e inferior conecta puntos para los cuales la altura del riser es igual a 1 y 0.5 veces el diámetro del mismo respectivamente.

d) MÉTODO DE WLODAWER

Basada siempre en Chvorinov y lo ha extendido para incluir consideraciones que ayudarán a la solidificación direccional, tales como el uso de materiales exotérmicos, enfriadores, materiales aislantes, etc.

Los requerimientos del riser, se deducen del módulo de solidificación de la pieza, el cual tiene la relación de Chvorinov que es:

$$M = \frac{V}{A}$$

Donde:

- M : Módulo de solidificación en cm.
- V : Volumen de la pieza en cm³.
- A : Área superficial de enfriamiento de la pieza en cm².

Si la pieza es de diseño complejo, ésta puede dividirse en formas básicas, para cada una de las cuales el radio (V/A) puede ser calculado fácilmente pero teniendo en cuenta que solamente las

superficies de enfriamiento están incluidas en los cálculos, siendo ignorados la superficie de contacto.

Los principios en los que se basa Wlodawer para calcular el volumen del riser son:

El módulo del riser debe ser alrededor de 1.2 veces mayor que el de la pieza, para que el módulo del riser y de la pieza sean iguales después que la solidificación sea completa.

El vértice del rechupe cónico parabólico no se extenderá hasta alcanzar la pieza, sino que por seguridad, su profundidad máxima permisible debe ser limitado a $d = 0.8 H$, donde H es la altura del riser. Se puede demostrar que los rechupes con esta altura siempre ocupa el 14% del volumen original del riser.

El rechupe o contracción total depende de la temperatura del metal.

4.4 DISEÑO DEL SISTEMA DE ALIMENTACIÓN

Los elementos del sistema de alimentación son:

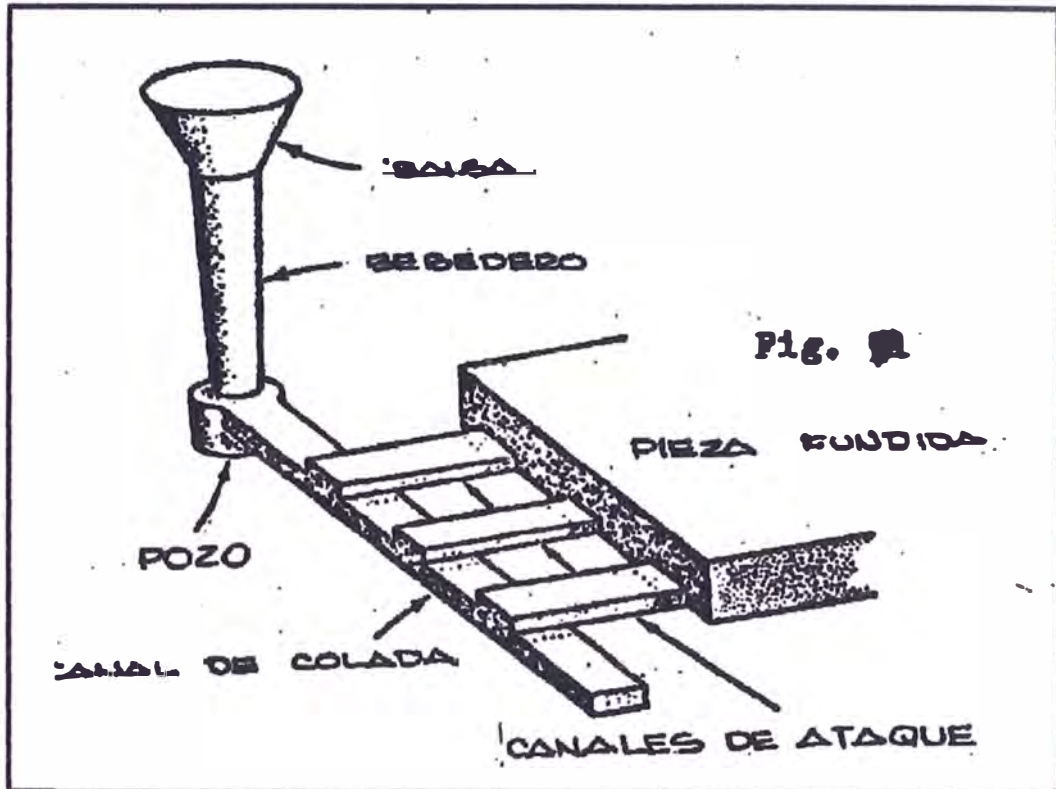


Figura No 4.09
SISTEMA DE ALIMENTACIÓN

El sistema de alimentación comprende todos los canales por los cuales fluye el metal fundido para llenar la cavidad del molde. Cumple diversas funciones como:

- Permitir la entrada del metal dentro del molde con la mínima turbulencia posible para evitar la erosión del molde y la absorción de gases.

- Establecer una solidificación direccional (solidificación que progresa hacia el metal caliente).
- Llenar completamente la cavidad del molde.
- Actuar como un sistema de ventilación para eliminar los gases del molde.
- Actuar como un alimentador.
- Ser diseñado de tal manera, que no deterioren el molde, durante la colada.

4.4.1 LA BALSA

Son depósitos colocados en la parte superior del bebedero, fabricados de arena refractaria o de metal, pueden formarse al recortar la mitad superior del molde de arena.

Las ventajas de su empleo son:

- Facilitan al operador de la cuchara el mantener el flujo requerido.
- Hacen mínima la turbulencia y el arremolinado en la entrada del bebedero.
- Ayudan a separar la escoria del metal, antes de que ingrese al bebedero.

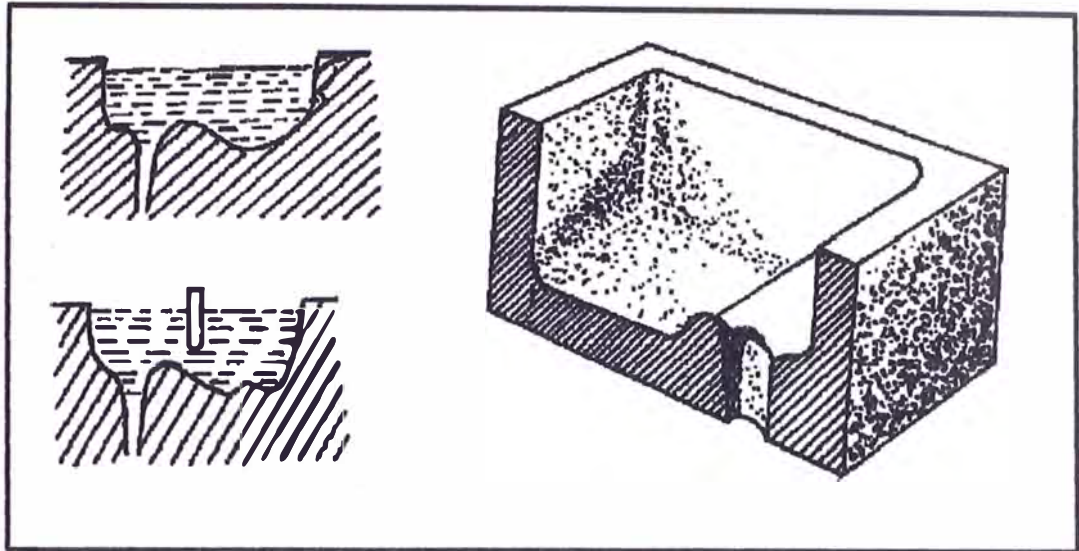


Figura Nº 4.10
CORTES DE UNA Balsa DE COLADA NORMAL.

Generalmente el diámetro superior de la balsa es aproximadamente 3 veces el diámetro del bebedero y su altura es igual o ligeramente menor que su diámetro.

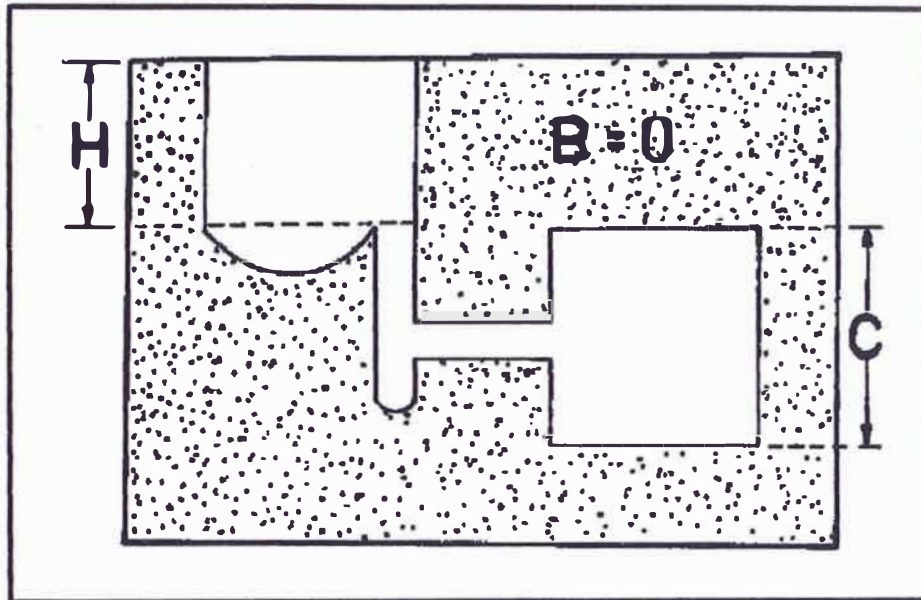
4.4.2 EL BEBEDERO

Es el primer canal usualmente vertical, que conecta la balsa con el canal de colada.

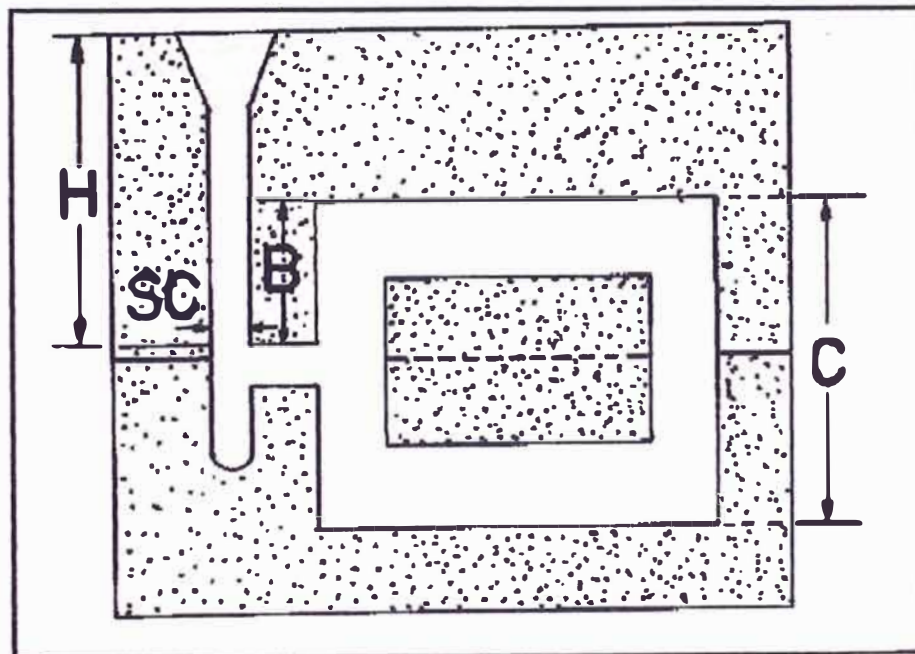
Cuando un líquido cae, permanece unido, siendo su volumen constante (ecuación de continuidad), pero debido a la creciente velocidad con que cae, la sección del chorro disminuirá. Considerando: H = Altura de llenado; B =

Altura que se llena; C = Altura total a llenar.

Tenemos algunos sistemas de alimentación:



*Figura Nº 4.11
BEBEDERO CORTO*



*Figura Nº 4.12
BEBEDERO LARGO*

La altura efectiva de llenado (H_{ef}) varía o permanece constante de acuerdo al sistema de alimentación.

La altura efectiva promedio de llenado será:

$$H_{ef} = H - \frac{B^2}{2C}$$

4.4.3 EL ÁREA DE CHOQUE

Es aquella parte del sistema de alimentación que más restringe el flujo del metal dentro de la cavidad del molde; es decir el área mínima de sección transversal. En las aleaciones ferrosas el área de choque es el área de ataque.

El área de choque (A_c) esta determinada por:

$$A_c = K \sqrt{\frac{P}{H_{ef}}}$$

Donde:

A_c	----->	en cm^2
H_{ef}	----->	en cm
P	----->	Kg (peso de la pieza)

Los valores de "x" se determina por medio del ensayo de fluidez; teniendo:

Para el acero: x = 10.60

Para el bronce: x = 5.34

Para el aluminio: x = 8.25

Para fundición gris:x = 4.86

Otra determinación del área de choque es mediante un monograma que es para fundición gris; para otro metal se multiplica por un coeficiente.

4.4.4 CANAL DE COLADA Y ATAQUE

Es un canal horizontal que transporta el metal líquido del bebedero al canal de ataque o al riser. Se le denomina también canal distribuidor. Los canales de sección tropical son los que han dado mejores resultados.

El fundidor debe tener en cuenta que el principio fundamental para evitar las impurezas, es no dejar salir, de la cuchara de colada, ninguna escoria con el chorro de metal.

Al tener contracciones o expansiones súbitas de los canales de flujo, tiene lugar una turbulencia y la posible aspiración del aire.



Figura Nº 4.13
FLUJO DE FLUIDO ALREDEDOR DE LOS CAMBIOS EN UN SISTEMA DE ALIMENTACIÓN

Con el acodamiento se disminuye:

- El atrapamiento de aire o de escoria en la pieza.
- La erosión del molde o de las paredes del sistema de alimentación, con el consiguiente atrapamiento de aire en la pieza.
- El régimen de flujo del metal disminuido.

El canal de ataque conecta el canal de colada con la cavidad del molde, o al riser con la cavidad del molde.

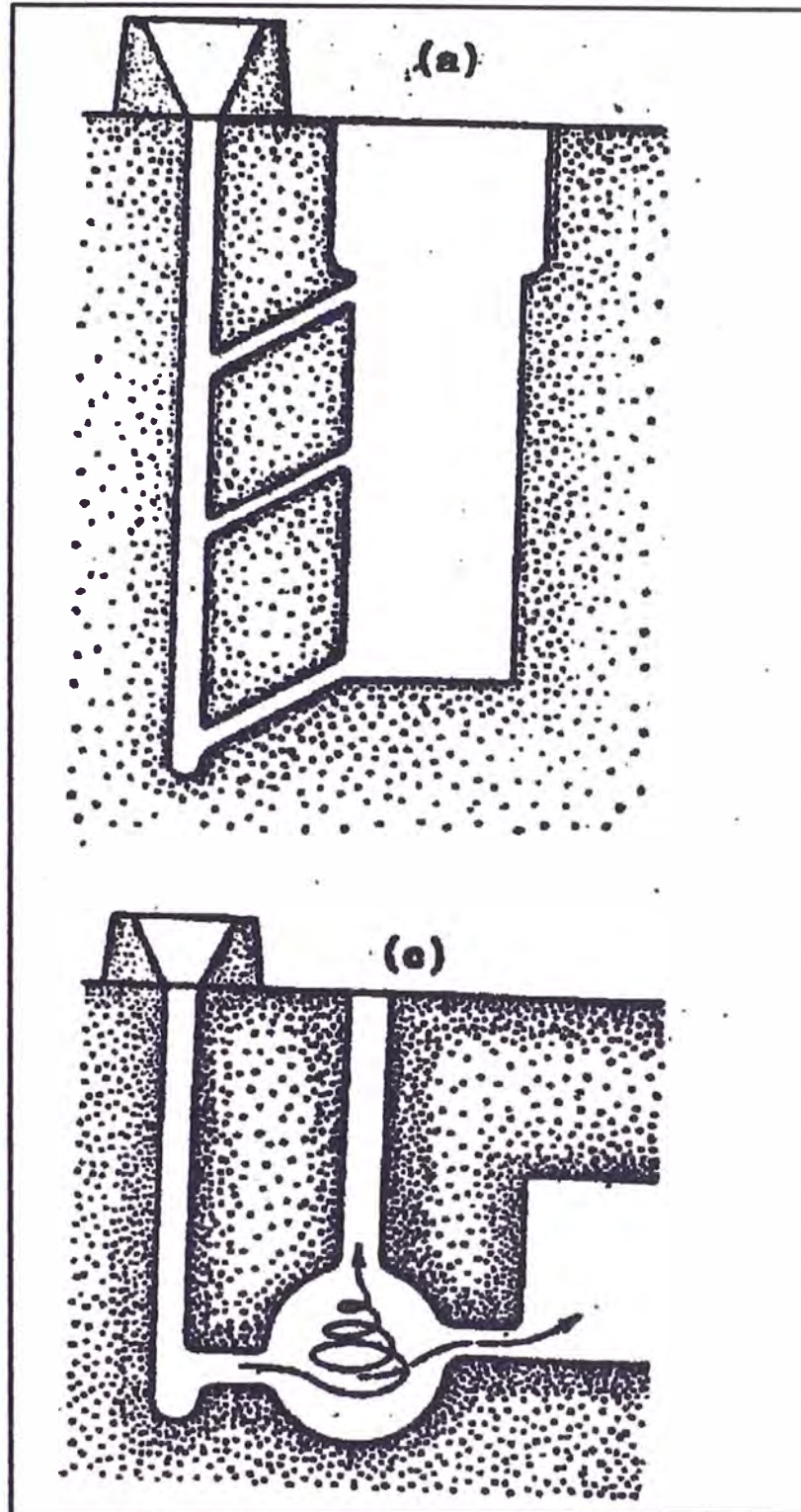


Figura Nº 4.14
TIPOS DE CANALES DE ATAQUE:
A) por Etapas, C) en Remolino

4.4.5 ESCALONAMIENTO DE AREAS

Está referido a la relación existente entre el área del bebedero (A_b), el área del canal de colada (A_{cc}) y el área de ataque (A_a). El escalonamiento varía dentro de una amplia gama, pero pueden agruparse en dos clasificaciones generales:

1.- Sistemas a Presión

En estos se mantiene una contrapresión en el sistema de alimentación, por medio de una restricción del flujo en las entradas, esto requiere usualmente que el área total de entradas (A_a) no sea mas grande que el área del bebedero, como por ejemplo:

$$A_b : A_{cc} : A_a = 1 : 0.75 : 0.5 \quad \text{ó} \quad 1 : 2 : 1$$

2.- Sistemas sin Presión

La restricción primaria al flujo está en/o cerca del bebedero se emplea el escalonamiento:

$$A_b : A_{cc} : A_a = 1 : 3 : 3$$

Reinhold Lehmann, estableció la siguiente relación, con la cual se ejercía una acción frenante y evitaría daños al molde y a las almas: 4:3:2. Ch. Trencklé utilizó el

escalonamiento $1:k:1$, donde " k " es la raíz cuadrada del número de entradas. El factor " k " no debe rebasar el valor 2, Para 4 o más entradas se utiliza la siguiente relación: $1:2:1$.

Si el canal de colada es de igual o mayor área que la del bebedero, no es posible desarrollar una presión aplicable en el canal de colada, a menos que la entrada sea reducida o estrangulada. Si el área del canal de colada es menor que el área del bebedero, existe presión en el canal de colada, siempre que el área total de las entradas no exceda el área del canal colada.

Los sistemas de alimentación pueden ser a presión (mantenimiento de una contrapresión en el sistema por medio de una restricción en las entradas o canales), o también sin presión (restricción primaria en o cerca de las entradas).

La práctica industrial actual, favorece el uso de sistemas a presión mediana para metales ferrosos y, de sistemas sin presión para aleaciones de aluminio y magnesio. Los latones y los bronce se alimentan a través de cualquiera de estos tipos, dependiendo en parte de la aleación vertida.

4.5 PROCESO DE FABRICACIÓN

4.5.1 PROCEDIMIENTO DE FUSIÓN

La aleación ZA-27 son fáciles de fundir ya sea en hornos eléctrico, gas, petróleo, etc.

Los crisoles deben ser no metálicos, ya sea de arcilla, grafito ó carburo de silicio, es recomendable tener un crisol solo para la aleación ya que impurezas como Pb, Cd, Sn; pueden afectar la aleación.

Asimismo las herramientas que entran en contacto con el caldo deben ser recubiertos con Firit (pintura refractaria).

El ZA-27 funde a baja temperatura en corto tiempo, no sobrecalentar para evitar la pérdida de Zinc, además no requiere fundentes ni desgasificantes.

Se tiene un significativo ahorro de energía comparado a otras aleaciones, alrededor de 1/4 a del Fierro, 1/2 a del Bronce y 3/4 a del Aluminio.

No produce gases, pero para mejorar el escoreado se puede usar cloruro de amonio ó sincrex.

Para la fusión se debe hacer primero una pre-aleación de Al-Cu para reducir pérdidas por exceso de temperatura, se funde rápido y se carga; durante la fusión agitar el baño para que el Zinc no se vaya al fondo y el aluminio se quede flotando además de que se forma mayor escoria de óxido de aluminio; la colada debe ser rápida para no tener problemas de segregación.

4.5.2 SISTEMA DE MOLDEO

Esta aleación tiene excelentes características para el moldeo, por su baja temperatura de colada comparada a otras aleaciones. Se pueden usar procesos tradicionales como:

a) Moldes de Arena.-

Esta aleación pueden ser colocados en sistemas de arena natural o sintética. la finura de grano de arena recomendada es 110-150 AFA.

Para buen acabado superficial y exactitud dimensional en secciones delgadas se recomienda usar arena de 150-200 AFS. También se puede utilizar pintura a base de grafito, la aleación es

relativamente insensible a la dureza del molde, permeabilidad y contenido de humedad, si se corrige con la colada. Las fotos 4.01, 4.02, 4.03 y 4.04 nos resumen la secuencia del moldeo.

Los moldes en cáscara se utiliza para alta producción y exactitud dimensional.

Los moldes de yeso también se utiliza para alta producción, exactitud y buen acabado.

b) Moldes Permanentes.-

Los mas usados son de Fierro, pero también hay de grafito, acero y otros.

En los moldes de Fierro, para que la pieza no se pegue se recubre la superficie del molde con grafito o negro de carbón, el recubrimiento de grafito por su buena conductividad hace que se enfrié rápido la pieza y mejora el acabado superficial, esto es recomendable para piezas pesadas, para reducir defectos. Estos moldes deben estar entre 200-260°C.



Foto Nº 4.01
INICIANDO EL MOLDEO DE LAS PROBETAS



Foto Nº 4.02
HECHAR LA ARENA SILICE Y PRESIONAR MANUALMENTE



Foto N° 4.03
AGREGAR EL MATERIAL DE RELLENO Y TACONEAR



Foto N° 4.04
PROBETA MOLDEADO

4.5.3 PRACTICA DE FUNDICIÓN

Se prepara la pre-aleación 95% Al, 5% Cu; se calienta el crisol al rojo; se carga el horno las 3/4 partes de su contenido: Prealeación, Al y Zn (fotos 4.05 y 4.06).

Se funde lo más rápido que se pueda, se completa la carga, se agita vigorosamente para homogenizar el caldo. Previamente las herramientas que tienen contacto con el caldo, deben ser recubierta con firit. Cuando la temperatura alcanza 560°C apagar el horno; escorear y agregar el magnesio en una campana. El calor residual llevará la temperatura de la carga hasta unos 580°C. Se adiciona el fundente Zincrex en una proporción de 0.3% de la carga, se agita el baño, escorear y finalmente colar a 530°C. El tiempo de colada debe ser el más corto posible para evitar problemas de segregación (ver fotos 4.7, 4.8A, 4.8B y 4.8C).

Tabla No 4.01
LA COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LA ALEACIÓN ZA-27 ES:

ELEMENTO	PORCENTAJE
Al	25.0 - 28.0
Cu	2.0 - 2.5
Mg	0.01 - 0.02
Fe-max	0.10
Pb-max	0.004
Cd-max	0.003
Sn-max	0.002
Zn	Remanente



Foto N° 4.05
CARGADO DEL HORNO



Foto N° 4.06
CRISOL CON SU CARGA LISTO PARA FUNDIRSE



Foto Nº 4.07
ESCORBADO



Foto Nº 4.08
A) PROCESO DE COLADA DEL Zn-27Al



Foto Nº 4.08

B) INSPECCION DE LA PROBETA FUNDIDA



Foto Nº 4.08

C) EXTRACCION Y LIMPIEZA DE LA PROBETA FUNDIDA

4.6 DISEÑO DE RISER PARA EL Zn-27Al

Barnhurst ha demostrado la importancia de la solidificación direccional, radio de enfriamiento y el uso de enfriadores para que la pieza salga sana.

La fluidez de esta aleación ha sido medido y se ha encontrado que es similar a las aleaciones fundidas de aluminio.

La contracción invertida es característica de estas aleaciones, se ha encontrado que por gravedad hay separación de aluminio de las dendritas de zinc enriquecidas durante la solidificación. Esto podría ser eliminada con un radio de enfriamiento de $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$, otros trabajos sugieren un gradiente térmico de $25^{\circ}\text{C}/\text{min}$ en el envejecimiento.

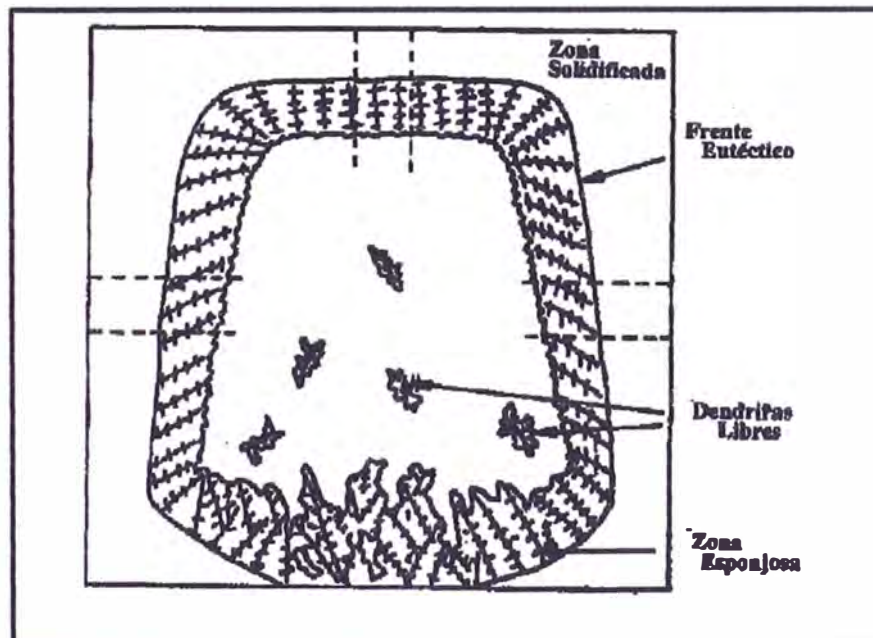


Figura Nº 4.15
RECHUPE INVERTIDO

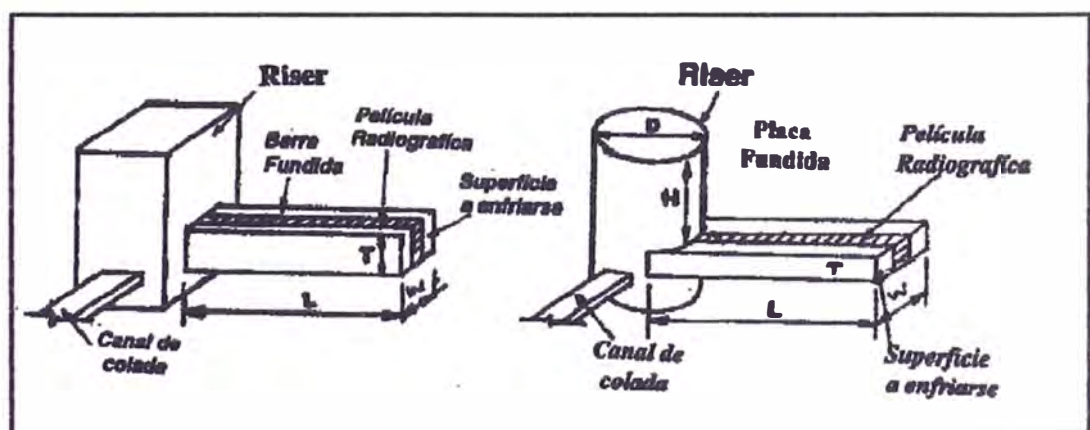
Los experimentos condujeron a tres fases consecutivas:

- 1.- Evaluación de la distancia de alimentación horizontal,
- 2.- Desarrollo del óptimo riser, razón de altura a diámetro (H/D), y
- 3.- Establecimiento de la razón óptima de volumen del riser al volumen de la pieza (V_r/V_c), como una función de la geometría de la pieza.

4.6.1 Fase 1:

La distancia de alimentación se probó con enfriadores y sin enfriadores, usando balsas de longitud variable así como el espesor.

Una forma de riser presenta la siguiente figura:



*Figura Nº 4.16
TIPOS DE RISER*

4.6.2 Fase 2:

Se realizó con dos formas geométricos (barras y placas).

4.6.3 Fase final

Para la fase final de este estudio, fueron empleados para cuatro geometrías diferentes, se escogió en base a trabajos anteriores una distancia de alimentación y un riser eficiente. Por limitación del equipo de moldeo solo se pudo hacer hasta una longitud aproximada de 30 cm.

La aleación ZA-27 es fundida en moldes de arena; la arena usada fue albanita de granos finos (189 AFS) con 6.5 - 7.5% de humedad y de 70-80 de dureza.

Cada grupo fue hecho con riser ciego, módulo mínimo (V/A) de 1.3 tiempo mas que la pieza y una razón de 1:3:3. Todas las piezas fueron radiografiadas para observar su solidez, usando 320 Kv y 0.015 cm de medida de penetración y se hizo un análisis para cada caso.

La solidez de cada pieza fue evaluada individualmente. Se asemejó a otras aleaciones comerciales usadas en la industria. La evaluación metalográfica nos dirá si es no sólido un material con contenido mayor de 1% de volumen de porosidad y material sólido menor al 0.5% de volumen.

La distancia mínima de alimentación requerida para una pieza sana es función del espesor de la pieza. La longitud sana varía con el espesor. Un valor intermedio de la pared de espesor es entre 2.5 y 3.8 cm.

En piezas sin enfriadores, la longitud sana en promedio, fue menor en 25 a 40% que la encontrada para con los enfriadores con espesor en el rango antes mencionado (2.5-3.8 cm).

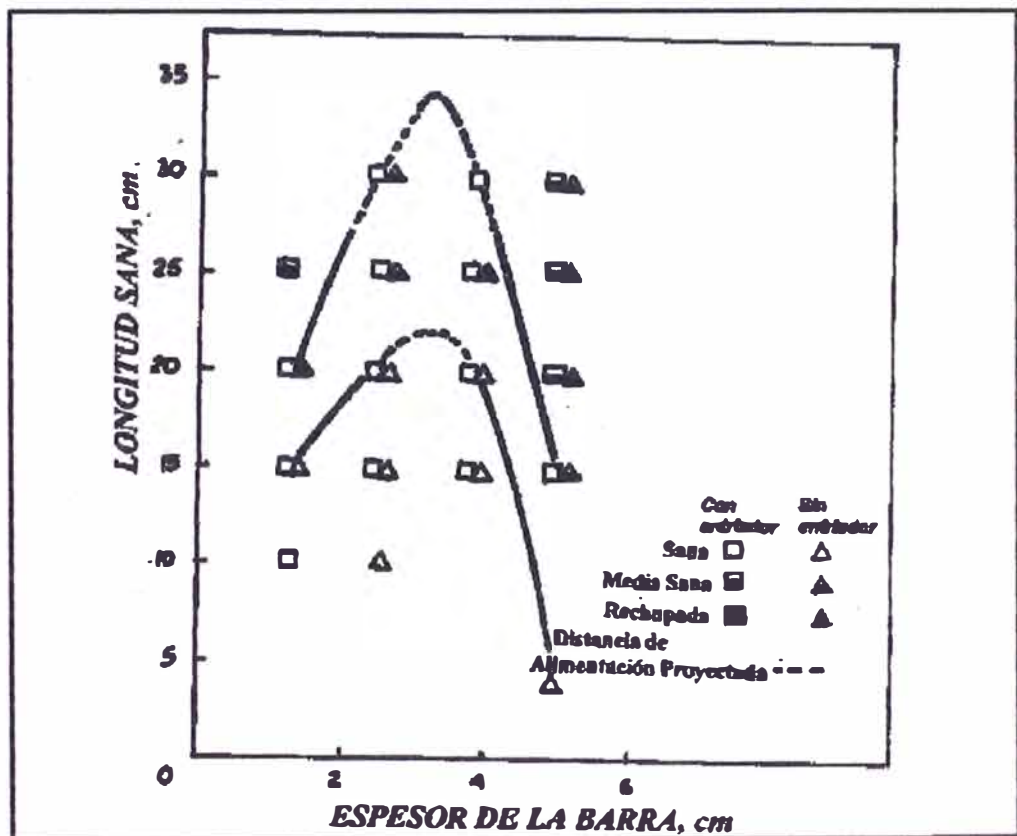


Figura No 4.17
CURVA DE DISTANCIA DE ALIMENTACIÓN PARA PIEZAS DE ZA-27 BASADAS EN EL ANÁLISIS RADIOGRÁFICO.

La solidez de una pieza individual es función del riser de razón H/D para V_r/V_c de razón de 0.5-3 que se resume en la figura 4.17, también contiene datos adicionales de piezas producidas. Así para una barra cuadrada de 2.5 cm, la razón mínima H/D necesario fue de 0.5 para una pieza sana, esto es sin enfriador. Para una placa de 2.5 x 10.2 cm con enfriador, se encontró H/D aproximadamente a 1.0

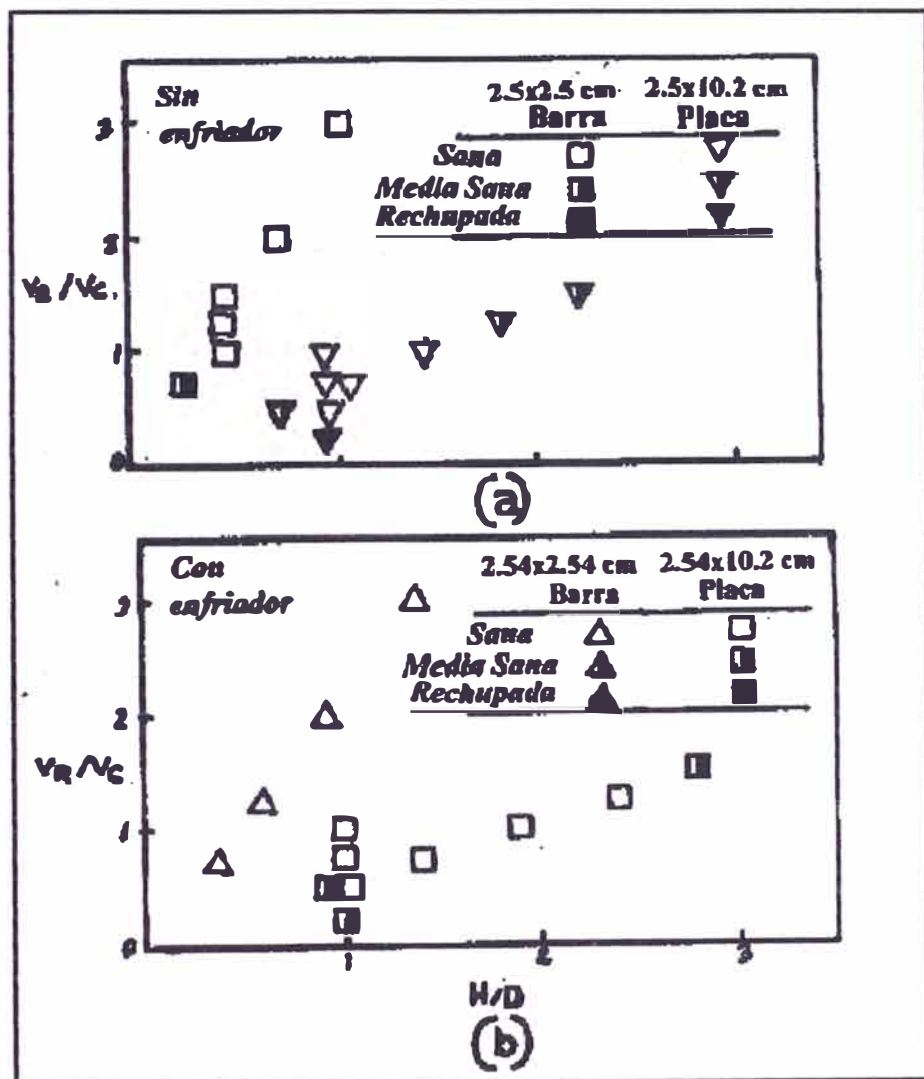


Figura Nº 4.18
 DETERMINACIÓN DE H/D
 para: a) sin enfriador, b) con enfriador

La Figura 4.18, nos relaciona V_r/V_c como una función de la geometría de la pieza representada por el término de $(L + W)/T$, donde: L, longitud; W, ancho; T, espesor.

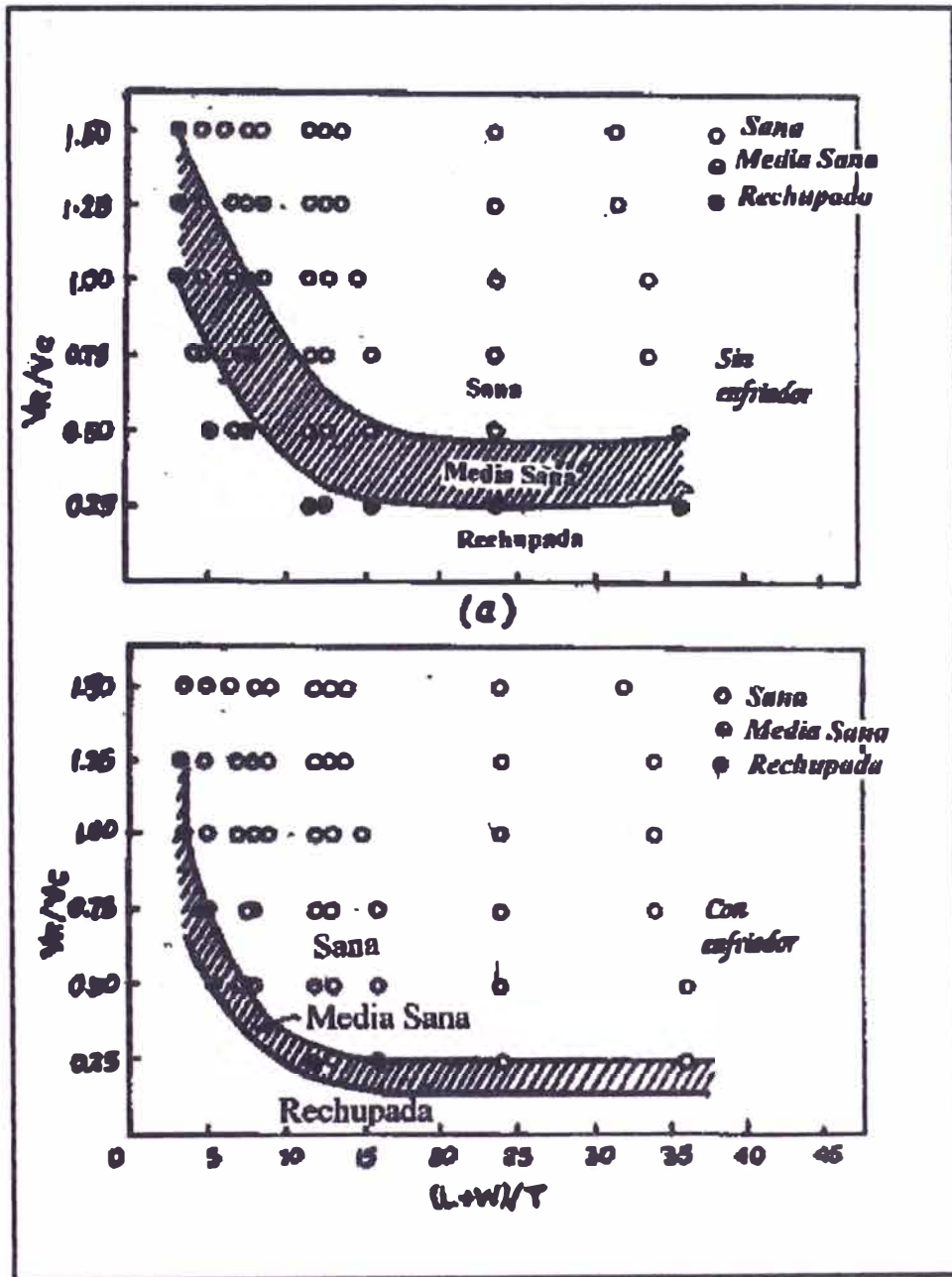


Figura NO 4.19
 CURVA TÍPICA SEGÚN NRL
 BASADAS EN EL ANÁLISIS RADIOGRÁFICO:
 (a) sin Enfriador, (b) con Enfriador.

4.6.4 DISTANCIA DE ALIMENTACION

La aleación ZA-27 tiene un rango ancho de solidificación de 109°C, la distancia máxima recae en el rango de 2.5 - 3.8 cm de espesor. En este rango de solidificación se da el crecimiento de dendritas, teniendo una resistencia central de alimentación, así como la contracción porosa. Particularmente en esta sección el crecimiento interdendrítico durante la solidificación y limita la distancia efectiva de alimentación del riser.

Sin enfriador la distancia de alimentación (ZA-27) es equivalente a la aleación de bronce y el hierro, afortunadamente esta aleación responde bien al uso de enfriadores.

Este comportamiento es también mostrada por aleaciones de aluminio como A-U5GT y A-5703. La figura nos muestra una comparación con otras aleaciones ferrosas y no ferrosas.

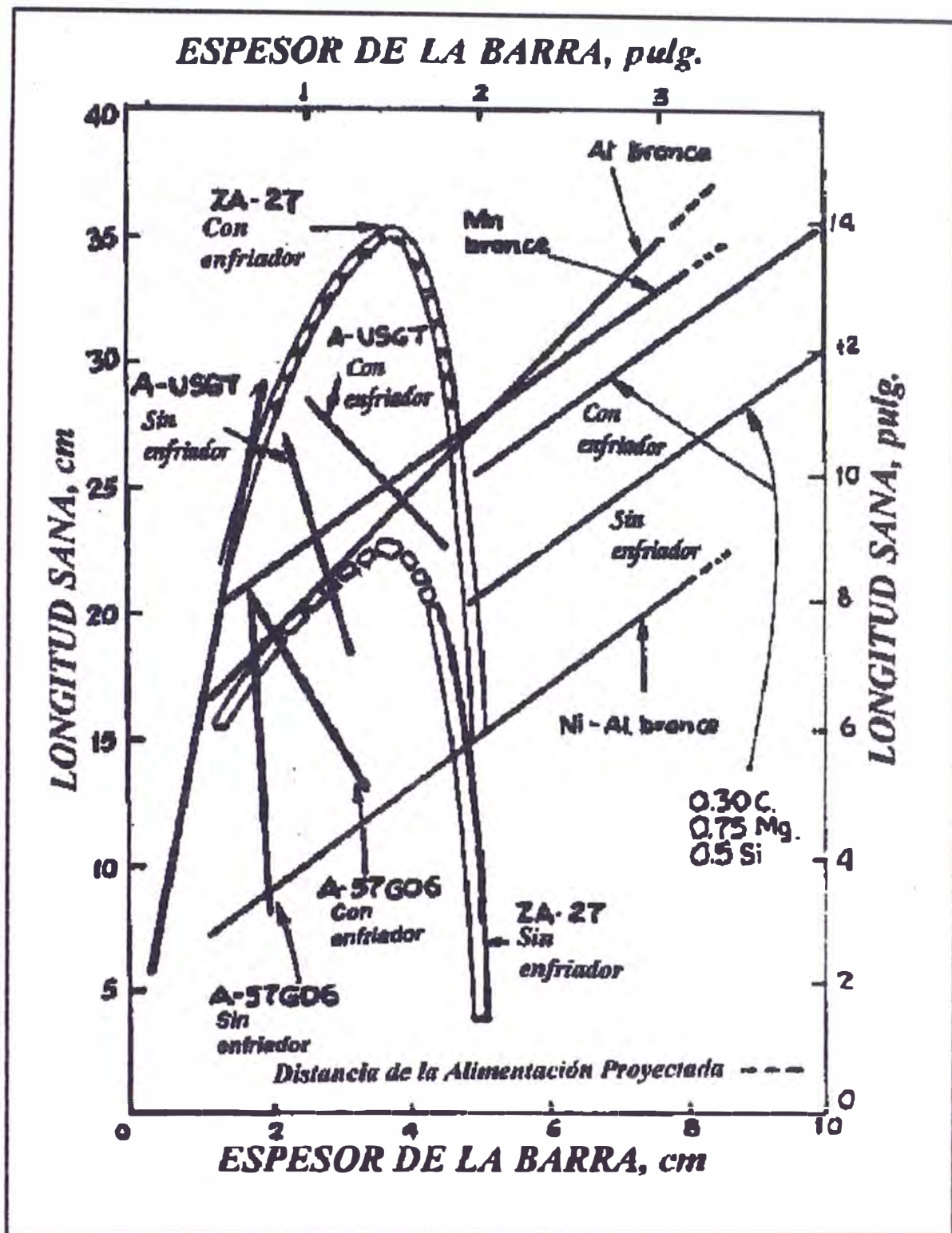


Figura No 4.20
 DISTANCIA DE ALIMENTACIÓN DEL ZA-27 FUNDIDA EN ARENA, BASADA EN
 EL ANÁLISIS RADIOGRÁFICO CON ENFRIADOR Y SIN ENFRIADOR, COMPARADA
 CON OTRAS ALEACIONES FERROSAS Y NO FERROSAS.

4.6.5 RAZON H/D Y Vr/Vc

El diseño de riser es crítico para la producción de piezas de calidad y esto se hace en función de la geometría del riser y la pieza.

El radio mínimo (H/D) necesario se obtiene de la figura 4.14 el cual fue 0.5 para una barra cuadrada de 2.5 cm y de 1.0 para una placa de 2.5 x 10.2 cm.

Con el (H/D), hallamos el V_r/V_c y usando el método NRL que usa el factor de forma $(L + W)/T$ vs. (V_r/V_c) encontramos si una pieza saldrá sana o no, así el comportamiento de usar enfriadores mejora la eficiencia.

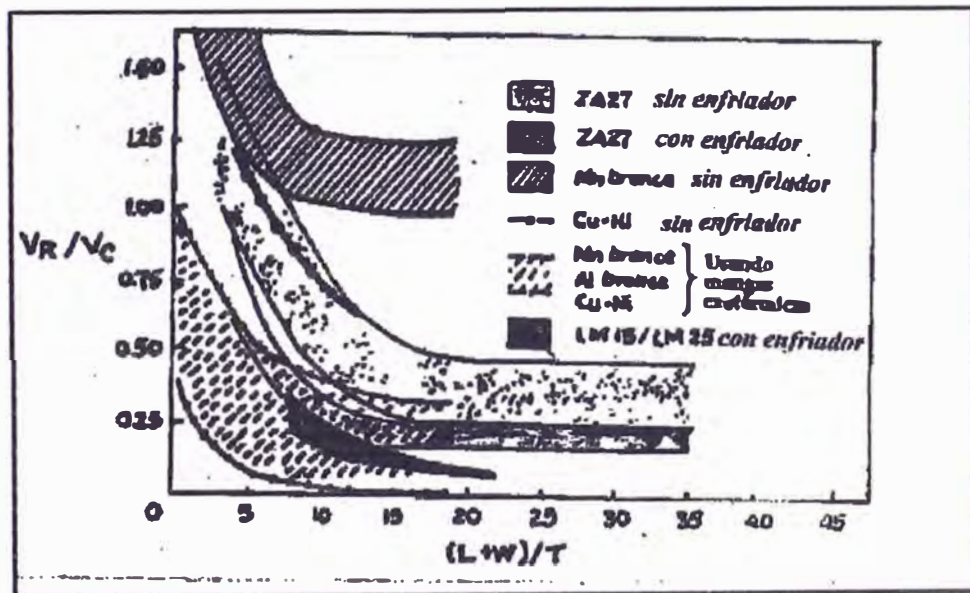


Figura No 4.21
CURVA DE ZA-27 COMPARADA A ALEACIONES DE BRONCE,
ALUMINIO Y CU-NI.

4.7 PROPIEDADES DE FUNDICIÓN

4.7.1 FLUIDEZ

La aleación de Zn-27Al tiene una gran fluidez, lo cual facilita la producción de secciones delgadas en arena común y secciones más delgadas se pueden obtener usando arenas especiales.

4.7.2 CONTRACCIÓN

Tenemos una tolerancia de 0.15 pulg/pie (12.5 mm/m) usando moldes de arena, yeso y moldes permanentes.

4.8 MAQUINABILIDAD

Esta aleación tiene excelente maquinabilidad y pueden tolerar amplias variaciones en condiciones de maquinado. La vida de las herramientas será mayor que al usar otras aleaciones.

El maquinado podremos usarlo: Para tolerancias exigentes, eliminar imperfecciones de fundición y hacer agujeros que no se puedan hacer con almas.

las herramientas de maquinado puede ser de acero ordinario de alto carbono.

Para el torneado usar velocidad de 0.006-0.008 pulg/rev ó más, y buena lubricación, para el acabado la velocidad debe ser menor (ver fotos 4.09 y 4.10).

La velocidad óptima de corte para el fresado se determina por tanteos, la herramienta debe ser presionado firmemente contra la superficie de la pieza para asegurar un buen fresado.

4.9 RECUBRIMIENTOS SUPERFICIALES

Para los baños galvánicos se siguen como las fundiciones de Zinc (ZAMAK), donde la eficiencia del recubrimiento dependerá de la superficie de la pieza.

El cromado provee protección contra la corrosión en el orden de 90 a 100 horas.

Para piezas fundidas en coquilla se recomienda:

- Una capa de 23 micrones de Níquel duplex con 0.25 micrones de cromo poroso.



Foto Nº 4.09

PROCESO DE TORNEADO A LA ALEACION ZA-27



Foto Nº 4.10

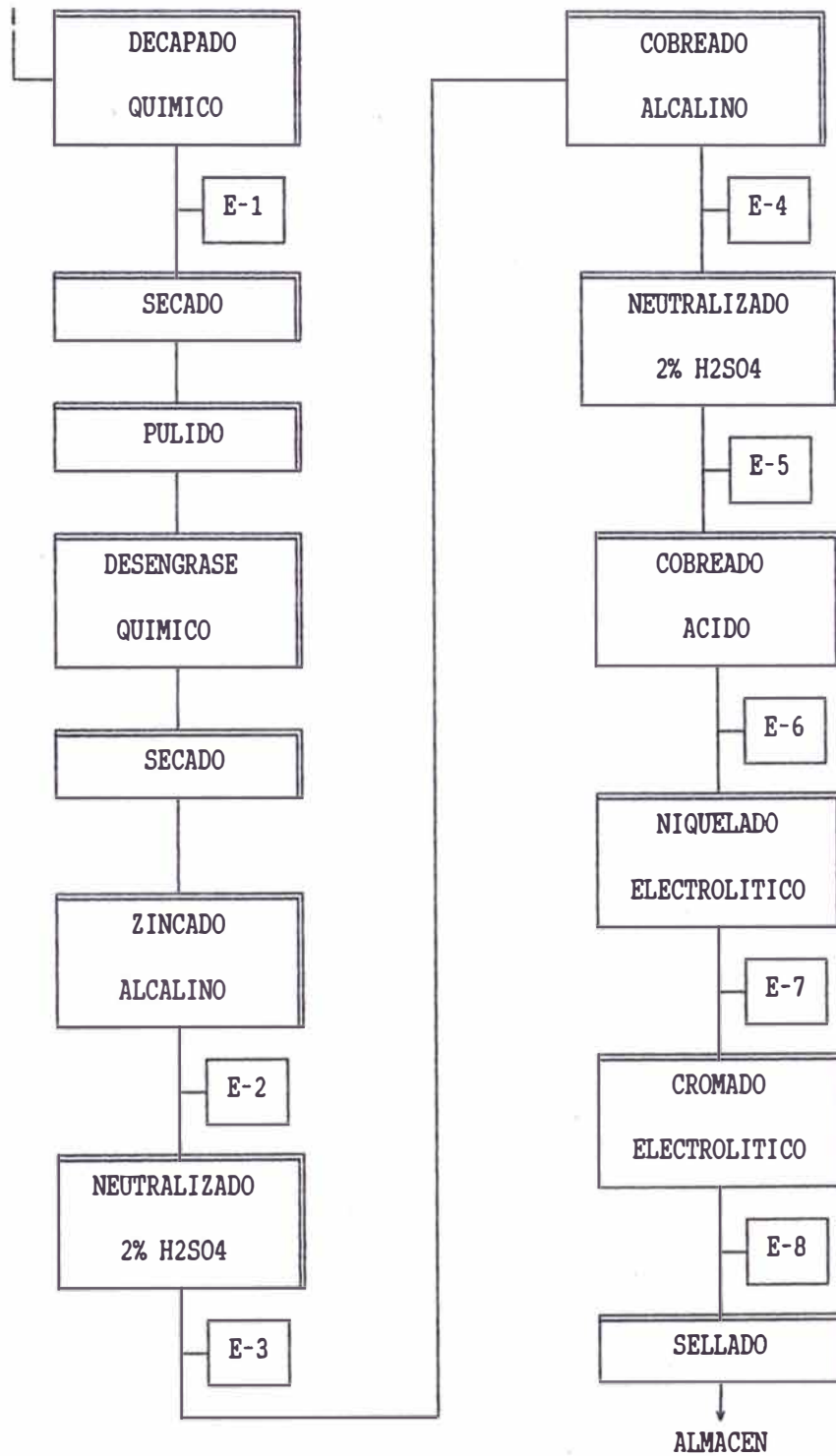
ZA-27: EXCELENTE MAQUINABILIDAD

- Una capa de 16 micrones de Níquel duplex con 0.75 micrones de cromo convencional.
- Una capa de 30 micrones de Níquel duplex con 0.25 micrones de cromo convencional.

El anodizado tiene la propiedad de mejorar la resistencia a la corrosión, abrasión e impacto; durante el anodizado se forma un compuesto complejo grumoso de partículas fundidas por la descarga anódica, este compuesto es duro, poroso, absorbente y tiene excelentes propiedades de coloración diversa, como: Marrón, gris verde y gris oscuro. El acabado superficial poroso es ideal para aplicar otros recubrimientos adicionales tales como pinturas. No se recomienda este proceso de recubrimiento para piezas en contacto con materiales alimenticios debido a que el recubrimiento anodizado contiene iones cromato.

El primer paso para el recubrimiento es la preparación de la superficie metálica, tenemos el decapado en el cual se remueven los óxidos de las superficies metálicas por ataque químico, el Zinc es un metal bastante activo por lo que la mayoría de los ácidos lo atacan, la siguiente formulación es recomendable: 10% ácido clorhídrico, 250 g/L de ácido crómico más 3 g/L de sulfato de sodio. A 15°C y tiempo de inmersión de 5 a 25 segundos.

Podemos mencionar un diagrama de flujo de recubrimiento electroolítico, como sigue:



El desengrase químico se puede hacer con Kerosene, acetona, gasolina, varsol, etc.

TABLA Nº 4.02

UNA FORMULACIÓN TÍPICA DE ZINCADO ALCALINO

FORMULACION	CONDICIONES DE OPERACIÓN
Oxido de Zn : 12.5 g/L	Temperatura : 18-45°C
Cianuro de Sodio : 22.5 g/L	Voltaje : 2-6 V
Hidróxido de Sodio 47.5 g/L	Densidad de
Abrillantador :	corriente : 0.5-2 A/dm ²
Movilux 545 : 2.0 g/L	Ánodos de Zn electrolítico
Acido Nítrico : 5.0 ml/L	cubas de Fe revestido espesor a 1A/dm ² 0.2µ/min

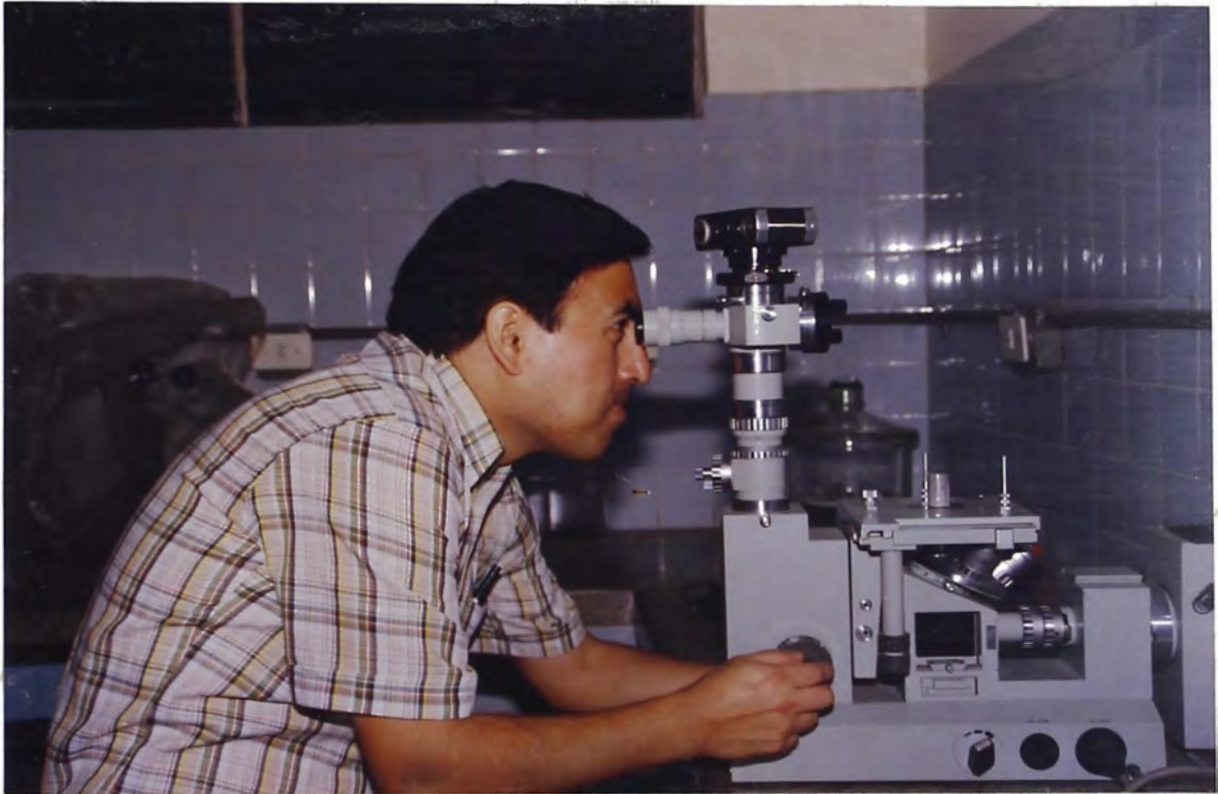


Foto Nº 4.11

OBSERVACION DE LA MICROESTRUCTURA DE LA PROBETA



Foto Nº 4.12

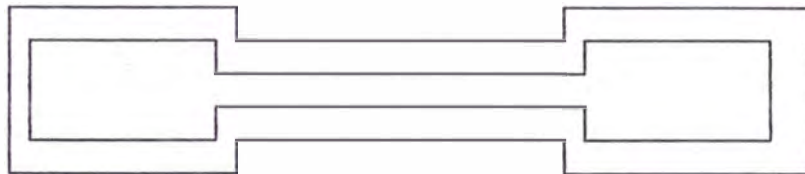
HORNO DE TRATAMIENTO TERMICO

CAPITULO V

PROPIEDADES DE INGENIERÍA

5.1 PROPIEDADES DE INGENIERÍA

Las probetas para los ensayos mecánicos tuvieron el siguiente modelo:



5.1.1 TÉCNICAS DE ENSAYO

El ensayo de tracción (algunos) se hizo en el laboratorio de Civiles, pero la mayoría en el laboratorio Nº 9 de metalurgia física, de la UNI.

Para la prueba de dureza usamos el durómetro, aplicando una carga de 31.25 Kg, con una bola de acero de 2.5 mm de diámetro, durante 20 segundos.

5.1.2 ENSAYOS DE TRACCIÓN

Las pruebas se realizaron en el laboratorio N^o 9 de Metalurgia Física, (ver foto 5.01), en estado fundido a temperatura ambiente y a diferentes temperaturas, así como el porcentaje de elongación, para temperatura ambiente tenemos una resistencia a la tracción de 415 MPa y 2.2% de elongación, esto se resume en el "Cuadro A" (cuadro 5.01). Se realizaron 42 probetas, 3 probetas para cada temperatura.

5.1.3 DUREZA

La dureza también se realizó a temperatura ambiente y a diferentes temperaturas, también se resume en el cuadro A.

Se realizó con una carga de 31.25 Kg, con una bola de acero de 2.5 mm de diámetro aplicando un tiempo de carga de 20 segundos (ver fotos: 5.02, 5.03 y 5.04).



Foto N^o 5.01
PROBETAS TRACCIONADAS EN EL LAB. N^o9 - FIGMM-UNI



Foto N^o 5.02
REGULANDO PARA TOMAR DUREZA



Foto Nº 5.03
APLICANDO LA CARGA A LA PROBETA



Foto Nº 5.04
LECTURA DEL DIAMETRO DE HUELLA Y CALCULO DE DUREZA BRINELL

TABLA Nº 5.01 "CUADRO A"
RESULTADO DESPUES DEL ENSAYO A DIFERENTES TEMPERATURAS

PROBETA (Nº)	TEMP (°C)	RESISTENCIA A TRACCIÓN (MPa)	(%) ELONGACION	DUREZA BRINELL
1	20	415.00	2.20	104.5
2	30	407.50	2.50	103.9
3	40	395.64	3.02	102.1
4	50	376.80	4.26	99.6
5	60	357.20	6.41	96.5
6	70	328.92	10.20	92.9
7	80	306.76	17.10	89.6
8	90	283.44	25.21	85.9
9	100	258.14	31.16	81.9
10	110	234.56	34.42	77.6
11	120	210.82	36.86	72.8
12	130	187.24	37.66	67.0
13	140	162.76	38.45	61.4
14	150	137.82	38.56	57.6

TABLA Nº 5.02

PROPIEDADES FISICAS DE LA ALEACION Zn-27Al		
Densidad	g/cm ³	5.00
Conductividad térmica	W/m°K	125.50
Expansión térmica	um/m°K (20-100°C)	26.00
Conductividad eléctrica (%IACS)		29.70
Rango de solidificación (°C)		375-484

Fuente: Journal of Metals. 1985

Grafico Nro. 5.01
Resistencia a la Traccion a Dif. Temp.

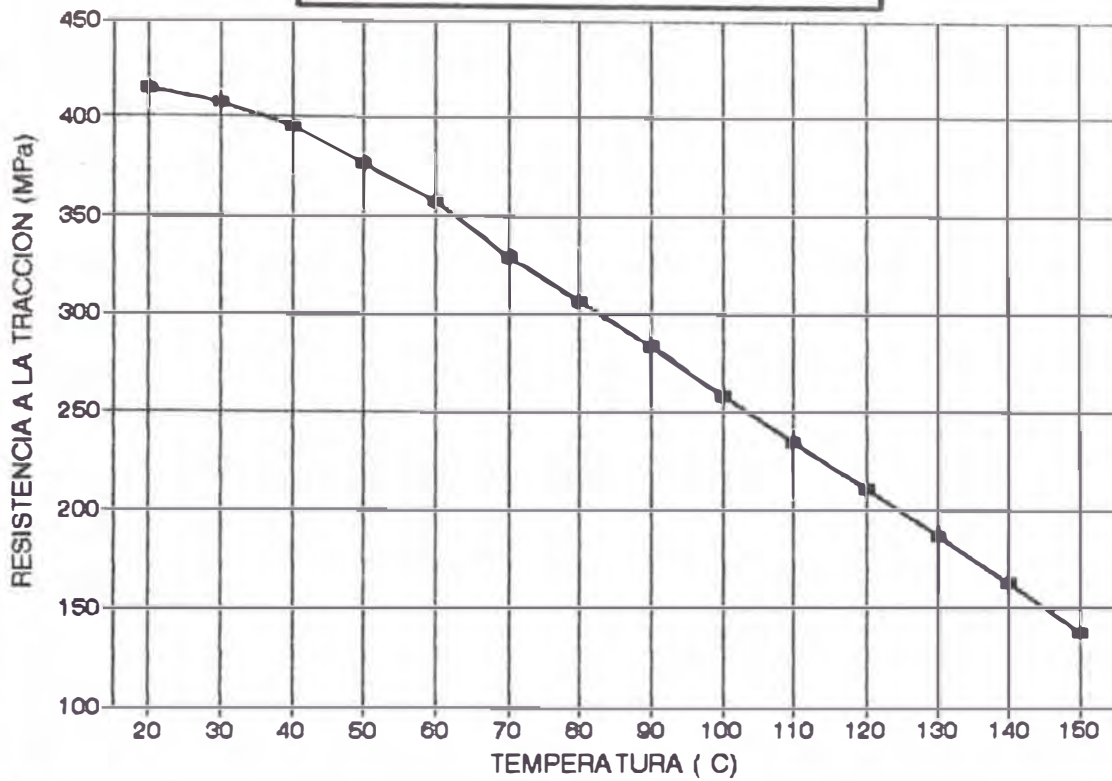
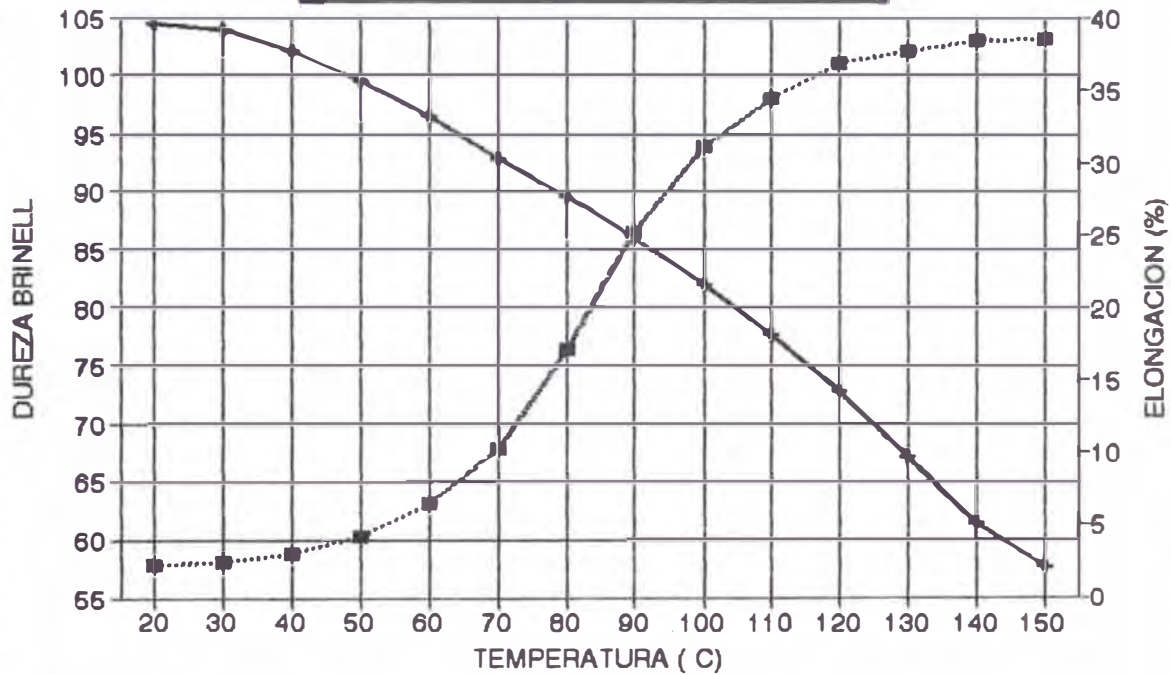


Grafico Nro. 5.02
Elongacion vs Dureza a Dif. Temperat.



.....■..... *Elongacion* —■— *Dureza Brinell*

Grafico Nro. 5.03
Dureza Brinell a Diferentes Temperatura

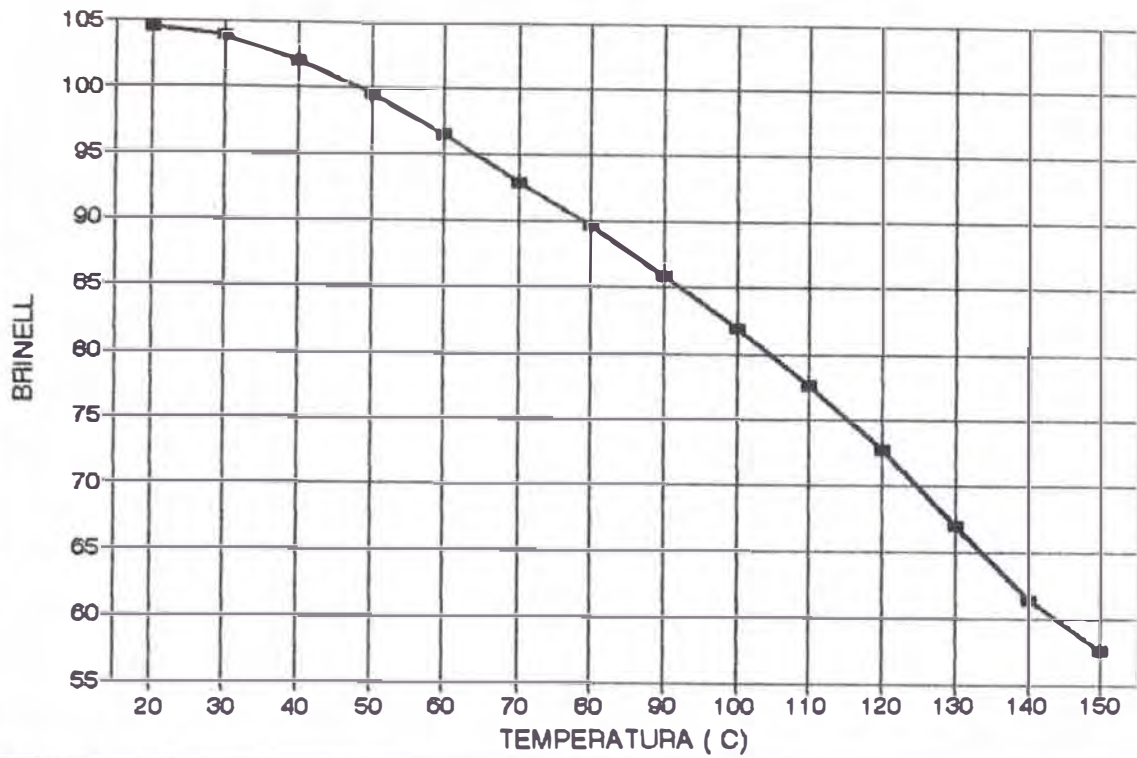


Grafico Nro. 5.04
Elongacion a Diferentes Temperaturas

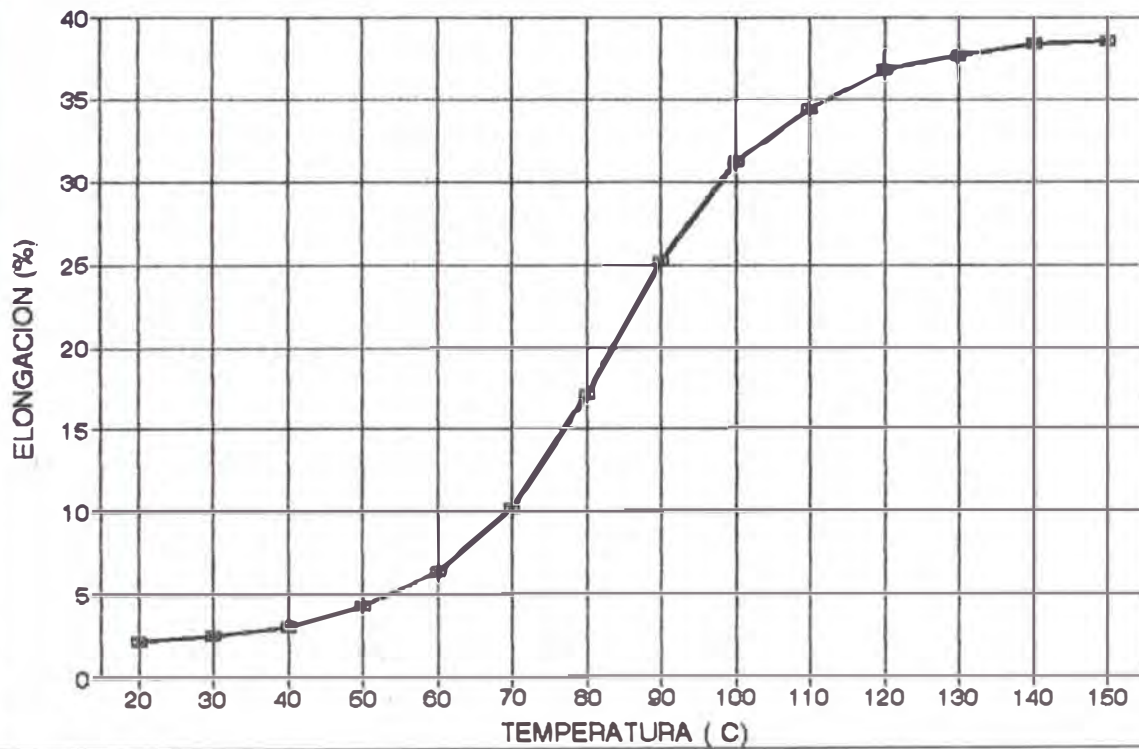
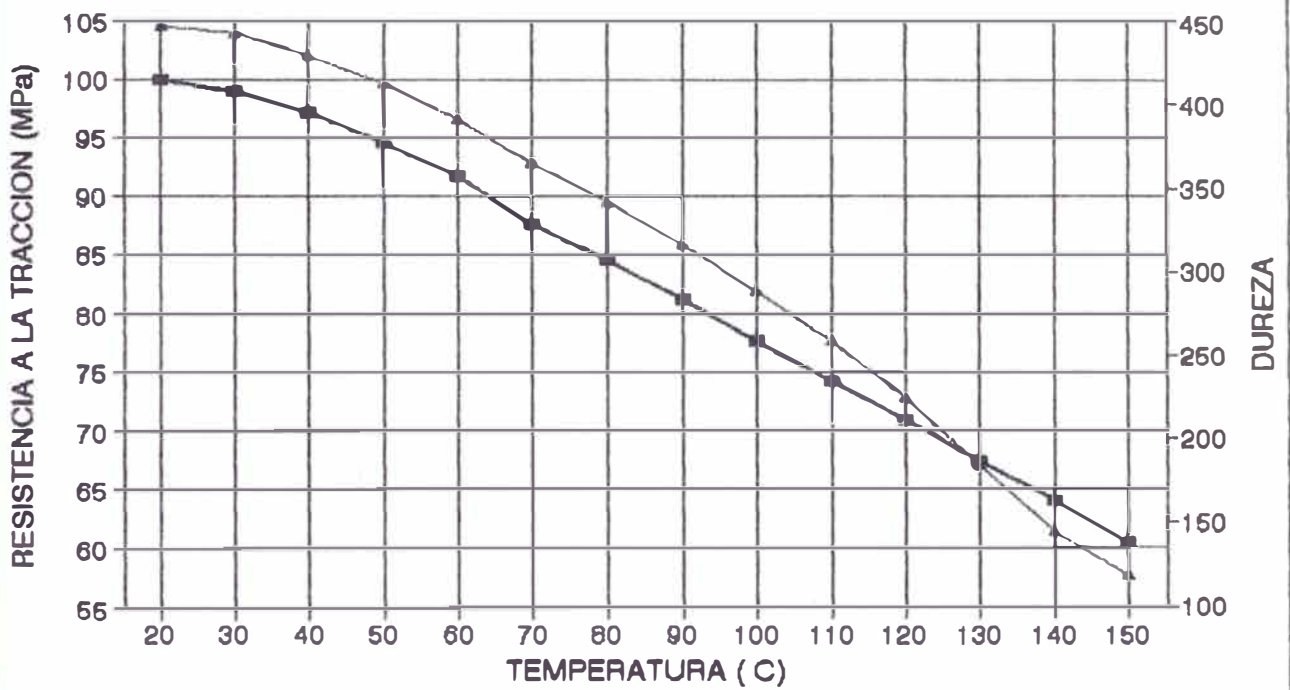


Grafico Nro. 5.05
Resistencia a la Traccion vs Dureza



■ RESISTENC. ▲ DUREZA

TABLA Nº 5.03

PROPIEDADES MECANICAS DE LA ALEACION Zn-27Al

P R O P I E D A D	TIPO DE FUNDICION		
	ARENA	T.T(*)	INYECC.
Resistencia Tracción(MPa)	400-441	310-324	407-441
Límite Elástico (MPa)	365-373	255-262	359-379
Elongación (%) en 51 mm	3-6	8-11	2-3
Dureza (HB)	110-120	90-100	115-125

(*) *Tratada a 320°C durante 3 horas y enfriamiento lento (en el horno)*

Fuente: Journal of Metals. 1985

Cuadro Nº 5.04

**COMPARACION DE LA ALEACION ZA-27
RESPECTO A OTRAS ALEACIONES**

A L E A C I O N	PROCESO FUNDIC.	TRACCION (Kg/mm ²)	ELONGACION %	DUREZA	IMPACTO
ZA-27	Arena	44	3-6	120	11
ZAMAK 5	Inyecc.	39	7	82	43
ALUMINIO					
319	Arena	33	2	70	4
380	Inyecc.	33	3.5	83	3
BRONCE					
SAE 660	Arena	25	20	65	6
SAE 64	Arena	25	20	60	11
LATONES					
SAE 40	Arena	26	30	60	11
SAE 854	Arena	24	35	50	--
FIERRO FUNDIDO					
ASTM C-20	Arena	15	--	156	--
ASTM C-30	Arena	24	--	201	--
ASTM A-47	Arena	35	10	140-156	40-65

Fuente: ILZRO 12. 1972

5.2 METALOGRAFIA

5.2.1 GENERALIDADES

La metalografía consiste en el estudio de las características estructurales y de constitución de los metales y aleaciones, para relacionarlas a las propiedades físicas y mecánicas.

El examen microscópico de una probeta debidamente preparada, empleando aumentos con el cual se pueden definir características estructurales como el tamaño de grano, la forma y distribución de las fases que componen la aleación de las inclusiones no metálicas, segregación y otras heterogeneidades que modifican profundamente las propiedades mecánicas y el comportamiento general de las aleaciones o metales.

5.2.2 PROCEDIMIENTO

Cortamos las probetas con sierra manual procurando que no se caliente para evitar cualquier cambio de su microestructura.

Después del corte viene el desbaste, el cual tiene por objeto preparar la superficie plana, el trabajo se efectúa aplicando la probeta sobre el disco con una ligera presión (ver foto 5.05).

A los efectos de evitar el calentamiento, se recomienda lavar la probeta con agua, el desbaste lo hacemos con lijas cada vez más finas (120, 180, 190, 320, 400 y 600). Cada papel lija se emplea colocándola sobre la lijadora manual, la muestra se mantiene con la cara hacia abajo sobre la lija, imprimiéndole un movimiento firme de vaiven que la acerque y aleje del operador hasta formar un sistema plano y uniforme de rayas paralelas.

Cada vez que se cambia a un papel lija más fino, se limpia la muestra, al pasar de una lija a otra lija la muestra debe girarse 90°, reemplazándose por un sistema de rayas más delgadas. Es conveniente redondear los bordes o ángulos de la muestra que podrían llegar a provocar la rotura del papel lija o del paño (durante el pulido). Es esencial no cambiar de un papel al siguiente hasta que todas las rayas estén en la misma dirección (ver foto 5.06).

Una vez que la probeta se pasa por la lija más fina, en el desbaste, se lava con agua y se procede al pulido, el

cual tiene por objeto eliminar la superficie de la probeta, las rayas finas producidas en la última operación del desbaste y conseguir una superficie sin rayas y con alto pulimento (similar a la superficie de un espejo).

Se realizó el pulido mecánico mediante un disco que gira rápidamente, cubierto con paño de billar u otro material bien tenso para acero y fundiciones, y con paño pelo de camello o gamuza para metales blandos ó aleaciones livianas, impregnadas con una suspensión acuosa de polvo para pulir.

Un polvo abrasivo apropiado para el pulido es la alúmina en solución con agua destilada.

El abrasivo que más se acerca al ideal es el polvo de diamante no adulterado.

El óxido de magnesio es el abrasivo recomendable para el pulido final de los metales blandos.

Para pulir se aplica suavemente la probeta sobre el paño y se la hace girar lentamente alrededor de un eje normal al plano del disco o bien, al principio, se mueve radialmente del centro a la periferie y viceversa hasta

que se observe la desaparición de las rayas más gruesas (ver foto 5.07); luego se gira lentamente la muestra en el sentido contrario del disco hasta la total eliminación de las rayas.

Concluida esta operación se lava la probeta con agua para eliminar la alúmina adherida a la cara, y se le pasa un trozo de algodón embebido en agua jabonosa a los efectos de eliminar la grasitud que pudiera tener.



Foto N° 5.05
INICIO DEL PROCESO DE PULIDO



Foto N° 5.06
PULIDO CON LIJA #400, SEGUN RECOMENDACIONES



Foto N° 5.07
ETAPA FINAL DEL PULIDO EMPLEANDO ALUMINA



Foto N° 5.08
ATAQUE QUIMICO A LA ALEACION ZA-27

5.2.3 REACTIVOS DE ATAQUE

La observación microscópica de la probeta previamente pulida, permite reconocer la integridad y la presencia de inclusiones no metálicas.

La estructura metalográfica se revela luego de un ataque químico ó electrolítico, con un reactivo adecuado (ver foto 5.08), los límites de grano se ponen de manifiesto fundamentalmente a causa de que los granos presenten diferentes orientaciones cristalográficas y son atacadas con diferente velocidad. Mediante este ataque se obtiene la forma, el tamaño y la coloración de los constituyentes.

Para nuestro caso el reactivo de ataque es:

TABLA Nº 5.05

REACTIVO DE ATAQUE

E L E M E N T O	CANTIDAD
Acido Crómico	50 g
Sulfato de Sodio	4 g
Agua Destilada	100 cc

5.3 INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN LA MICROESTRUCTURA

5.3.1 ALUMINIO

El aluminio es un afinador de grano del zinc, de poca solubilidad con el zinc, la máxima solubilidad es del 1.0% Al a la temperatura eutéctica (382°C) y de 0.1% Al a temperatura ambiente.

El aluminio forma un eutéctico con 5%Al de forma lamelar y una fase denominada β rica en zinc; a 275°C la fase β se transforma eutectoidamente en 2 fases α y η . El aluminio en presencia del Fe y Cu forma compuestos complejos.

5.3.2 COBRE

Tiene baja solubilidad en el zinc, su máxima solubilidad a 424°C es de 0.7%; a temperatura ambiente la solubilidad tiende a cero. El cobre forma compuestos intermetálicos con el zinc los cuales son inestables a temperatura ambiente.

5.3.3 MAGNESIO

Su solubilidad tiende a cero en el zinc a cualquier temperatura; pero si forma compuestos intermetálicos con altos porcentajes magnesio, tales como $MgZn_2$, los cuales se depositan en los bordes de grano.

5.3.4 FIERRO

Cuando tienen porcentajes de 0.05-0.1%, aparecen fases duras faceteadas identificadas como $FeAl_3$ y $FeAl_5$, que se deposita en los bordes de grano.

5.3.5 ESTRONCIO

Forma una fase $Zn_{10}Sr Al$, que tiene una morfología faceteada que se distribuye mayormente en las colonias del eutectico (en zonas ricas en zinc); el estroncio no afina el grano ni tiende a modificar la estructura.

Con altos porcentajes de cobre forma una fase cuaternaria rica en zinc (82.5%Zn, 10.5%Sr, 4%Al, 3%Cu) que aparece mayormente en zonas ricas en zinc y son las últimas en solidificar.

5.3.6 BORO

Forma grano en forma de agujas muy finas que solo son detectables con microscopía electrónica.

5.3.7 PLOMO

Tiene baja solubilidad con el zinc; forma un monotéctico a 417°C con 0.9% Pb. El plomo se presenta en forma de glóbulos oscuros en los bordes de grano; debido a su baja dureza en el pulido se desprenden dejando huecos que tienen apariencia de pitting.

5.3.8 ESTAÑO

Tiene baja solubilidad con el zinc, forma un eutéctico con 0.001% Sn y aparece en los bordes de grano.

5.3.9 CADMIO

La solubilidad con el zinc es limitada; el cadmio no afecta la microestructura pero si tiende a segregarse.

CAPITULO VI

TRATAMIENTOS TÉRMICOS

6.1 GENERALIDADES

Por tratamiento térmico se entiende el conjunto de operaciones de calentamiento, permanencia y enfriamiento de las aleaciones de metales en estado sólido con el fin de cambiar su estructura y conseguir las propiedades físicas y mecánicas necesarias.

Se tratan térmicamente no sólo las piezas semiacabadas (bloques, lingotes, planchas, etc.), con objeto de disminuir su dureza, mejorar la maquinabilidad y preparar su estructura para el tratamiento térmico definitivo posterior, sino también las piezas terminadas y herramientas, con el fin de proporcionarles las propiedades definitivas exigidas.

A consecuencia del tratamiento térmico se puede variar en amplios límites las propiedades de las aleaciones. La elevación de las propiedades mecánicas de los metales por

medio del tratamiento térmico permite aumentar las tensiones admisibles y reducir el tamaño y peso de la pieza conservando o incluso aumentando su resistencia mecánica, seguridad y estabilidad de servicio.

Los principales factores que determinan el régimen del tratamiento térmico son la temperatura y el tiempo; por lo tanto cualquier régimen de tratamiento térmico se puede representar gráficamente en función de la temperatura y el tiempo.

Las aleaciones de zinc poseen un amplio rango de propiedades mecánicas capaces de encontrar un gran espectro de aplicación. Sin embargo los estudios microestructurales de estas aleaciones son incompletos. La adición de cobre a esta aleación modifica el número de fases existentes en el sistema binario (Zn-Al), como también su transformación cinética.

Estudios realizados por microscopía electrónica, muestran no solamente la heterogeneidad de la microestructura sino también la presencia de fase metaestable enriquecida en zinc, así como la evolución de la composición de la fase ternaria Zn-Al-Cu durante el envejecimiento, la complejidad de la microestructura es característica de esta aleación.

6.2 ENVEJECIMIENTO

El envejecimiento (por precipitación) es un proceso que se realiza por nucleación y crecimiento; es decir, primero se forman los núcleos (nucleación) y luego estos crecen como resultado de la difusión (crecimiento).

Por lo general esta precipitación no empieza rápido, sino que requiere de un tiempo determinado, llamado tiempo de incubación.

Para la mayoría de los casos el envejecimiento a temperatura ambiente es lento, requiere de un largo tiempo; generalmente para estimar el efecto del envejecimiento el material es envejecido artificialmente a temperaturas mayores al ambiente.

Para nuestro caso, las aleaciones de zinc son susceptibles al envejecimiento debido a que todas las fases presentes no están en equilibrio en el estado bruto de colada. Las fases del producto de colada son α , Ω , ϵ y una pequeña cantidad de la fase β no transformada debido a la presencia de cobre y magnesio.

6.2.1 MECANISMOS DE ENVEJECIMIENTO

Durante el proceso de envejecimiento de las aleaciones de Zn se pueden presentar las siguientes reacciones en el estado sólido:

1. Descomposición de la fase β :



2. Descomposición de la fase ϵ :



3. Reacción tetrafásica:



4. Precipitación de Zn de la fase α ligeramente saturada.
5. Precipitación de Cu de la fase η .
6. Precipitación de Al de la fase η .

a) Descomposición de la Fase β

Estudios realizados por TERZIER, WEGRIA y GRADY para las aleaciones de Zn-12A con microscopía electrónica mostraron que la descomposición de la fase β se realiza en tres etapas:

19



Donde α''_m y α'' son fases FCC metaestables formadas por reacción celular o celular autocatalítica.

La segregación de zinc en el interior de estas colonias incrementa la diferencia en los parámetros cristalográficos ejerciendo efecto principalmente sobre el incremento de la resistencia local de la interfase entre los precipitados y la matriz, reduciendo así la coherencia entre las fases e incrementándose la energía interfacial, la cual genera la segmentación de láminas dentro de los granos de orientación levemente diferente.

29



Donde α'_m y α' son fases metaestables; α'_m (70%Zn - 30%Al) cristaliza en el sistema hexagonal y α' (65%Al-35%Zn) cristaliza en el sistema FCC.

30



Donde α y β son fases estables; α cristaliza en el sistema FCC y β en el sistema hexagonal.

Estas reacciones de equilibrio ocurren a través de procesos de difusión; estos productos necesitan un largo tiempo de envejecimiento a temperatura ambiente, además ésta descomposición produce una contracción en el material.

b) Descomposición de la Fase E

La fase ϵ (CuZn_4) tiene una estructura hexagonal como el zinc, con sustitución al azar de átomos de zinc por cobre; esta fase es inestable a temperatura ambiente.

Estudios realizados por MYKURA, ZHU y MURPHY indican que la transformación de la fase ϵ se lleva a cabo mediante una transformación de largo alcance, por la cual gradualmente se transforma en la fase T' (--- \rightarrow T'), fase rica en cobre conteniendo aproximadamente 56%Cu 13%Z-31%Al ($\text{Al}_4\text{Cu}_3\text{Zn}$), y que cristaliza en el sistema romboédrico; esta reacción produce una dilatación en el material.

Si el porcentaje de cobre excede de 1% hay un mayor porcentaje de la fase ϵ ; la transformación final produce una mayor dilatación.

c) Reacción Tetrafásica de Largo Alcance

Cuando el porcentaje de cobre es mayor del 2% se presenta una reacción de clase II de largo alcance; según estudios realizados por MYKURA, ZHU y MURPHY.

Las fases T' y Ω se forman en la interfase α/ϵ ; después de la transformación final se obtiene α , Ω y T' .

Esta reacción está asociada con un incremento de volumen; haciendo un balance de masa y aplicando la regla de la palanca se obtiene:

$$0.79\epsilon + 0.21\alpha = 0.65\Omega + 0.35T'$$

El cambio de volumen es de $0.648 \text{ \AA}^3/\text{átomo}$, correspondiendo a una expansión lineal media de 1.65%.

d) Precipitación de Zinc de la Fase A

Estudios realizados por MYKURA, ZHU y MURPHY en probetas coladas por gravedad y templadas desde el molde determinaron que durante el envejecimiento

ocurre una precipitación de zinc de la fase α ligeramente saturada produciendo una ligera contracción en el material.

e) Precipitación del Cobre de la Fase Ω

El cobre cristaliza en el sistema cúbico y el zinc en el sistema hexagonal; entonces la solubilidad es restringida. Además, los radios atómicos no son iguales (para el Cu, 2.55 Å ; para el Zn, 2.66 Å); al sustituir el cobre a los átomos de zinc crea una alteración en la red; el cobre por ser de menor radio atómico causa una contracción en el eje C de la red del zinc (solvente).

Siguiendo la ley de VEGARD, se pensó que esta variación es proporcional al porcentaje de soluto; estudios de HUME ROTHERY mostraron que este fenómeno es una excepción antes que una regla en el caso de soluciones sólidas de metales.

LOHBERG determinó que durante el envejecimiento hay una difusión de cobre de la fase Ω provocando una dilatación o expansión de la red cristalina del zinc.

f) Precipitación del Aluminio de la Fase Ω

El aluminio cristaliza en el sistema cúbico; los radios atómicos del aluminio y del zinc no son iguales (Al, 4.091 A_0); el aluminio tiene mayor radio atómico; al sustituir a los átomos de zinc crea una expansión del eje C de la fase Ω .

LOHBERG determinó que durante el envejecimiento el aluminio difunde provocando una contracción en la red cristalina del zinc.

La precipitación del exceso de cobre y aluminio del zinc puede alterar las dimensiones de la pieza principalmente cuando se tiene un alto porcentaje de cobre; para porcentajes de cobre menores al 1% el efecto del cobre puede ser compensado por el aluminio.

En todas las reacciones analizadas hay una alteración en las dimensiones del material, efecto debido principalmente al cobre.

Estudios realizados por GERALS mostraron que la adición de 0.01% Mg equivale a la adición de 2% Cu; También se puede utilizar silicio, el silicio forma

fases estables en el sistema Zn-AL-Si, y además incrementa la velocidad de descomposición de la fase β ; con la presencia del silicio no se presenta la reacción tetrafásica.

En la actualidad existe poca información sobre las aleaciones ternarias Zn-Al-Si; para obtener buenas propiedades mecánicas y disminuir la inestabilidad dimensional durante el envejecimiento se debe agregar silicio y cobre, al igual que el magnesio se usa con el cobre en las aleaciones de zinc y aluminio.

6.3 TRANSFORMACIONES

Las reacciones de equilibrio están asociadas a transformaciones de corto y largo alcance.

6.3.1 TRANSFORMACIONES DE CORTO ALCANCE

Las transformaciones de corto alcance son transformaciones que demoran poco tiempo para llegar al equilibrio (minutos, horas, días), estas transformaciones se realizan por la descomposición de las fases metaestables, de alta temperatura ricas en aluminio, que caracterizan el sistema binario Zn-Al.

En el diagrama de fases Zn-Al, existe desacuerdo sobre la existencia de la reacción peritética así como la presencia del eutectoide a 69% de Zinc; la característica esencial del diagrama de fases es la presencia de fases a alta temperatura que se extienden a través del diagrama a 80% de Zinc, representado por las fases α , α' y β , las cuales tienen estructura FCC, similar al del Aluminio.

El eutectoide β se descompone en $(\alpha + \eta)$ en menos de dos minutos después del templado desde la temperatura eutectoide. Igualmente, la solución sólida sobresaturada

α se transforma a ($\alpha + \eta$) por precipitación del Zinc en exceso (fase η), en un período de tiempo relativamente corto. Ambas transformaciones ocurren en el enfriamiento después de la colada o isotermicamente luego del tratamiento de solubilización, templado y envejecido. La descomposición de la fase β en $\alpha + \eta$, origina una contracción.



Las reacciones de descomposición se tornan más complicadas en contenidos medios de Aluminio. Las aleaciones con $\pm 50\%$ de Aluminio se descomponen en el enfriamiento lento, vía una reacción monotectoide, 2 reacciones eutectoide sucesivas y un cambio de solubilidad.

En aleaciones con $\pm 22\%$ Aluminio (ZA-27) en bruto de colada se produce un eutéctico oscuro, por segregación y si solubilizamos a 350°C por un mínimo de 24 horas, se producirá una fase β homogénea. En un enfriamiento lento a través de la temperatura eutectoide, la fase β se descompone para formar una estructura lamelar fina

similar a la perlita de los aceros. Si en vez de solubilizarse, templamos la aleación y la envejecemos a bajas temperaturas, se formará una dispersión uniforme muy fina de Zinc en Aluminio.

Las propiedades mecánicas conferidas a esta simple aleación por estas diferentes estructuras metalúrgicas, difieren muy significativamente y los tratamientos térmicos deben considerarse como un medio de proveer una aleación para una aplicación en particular.

La adición de Cobre y Magnesio, a las aleaciones Zn-Al, incrementan el tiempo para la transformación de la fase β , de un minuto a varios días a la temperatura ambiente; sin embargo, en vista de que el maquinado raramente se realiza inmediatamente después de la colada, aún en estas aleaciones la contracción irreversible producida no es usualmente importante.

6.3.2 TRANSFORMACIONES DE LARGO ALCANCE

En las aleaciones Zn-Al, la adición de Cobre produce la formación ϵ , durante el enfriamiento, de una nueva fase ϵ que contiene alrededor de 16% Cu, el cual se aproxima a

CuZn_4 y es inestable a la temperatura ambiente. La fase ϵ , posee una estructura H.C.P., similar a la del Zinc, en la que algunos átomos de Zinc son reemplazados al azar por átomos de Cobre.

La fase ϵ , origina una transformación de largo alcance, en la que gradualmente se produce la formación de una nueva fase T' , rica en Cobre, estable a la temperatura ambiente y contiene alrededor de 56% Cu y 13% Zn. Esta fase se aproxima a $\text{Al}_4\text{Cu}_3\text{Zn}$ y tiene una estructura compleja ordenada romboédrica.

Bajo condiciones de equilibrio, esta transformación se produce por medio de la siguiente reacción de Clase II, de 4 fases:



La difracción cuantitativa por rayos X, sugiere que una reacción similar es producida en el reemplazo de ϵ por T' durante el envejecimiento de largo alcance de aleaciones en bruto de colada o solubilizadas. Se origina la difusión del Cobre en largas distancias y las transformaciones se realiza en períodos de meses o años a la temperatura ambiente. Esta reacción es la

responsable de la inestabilidad dimensional de la aleación ZA-27, observada en el envejecimiento. Las fases resultantes de esta reacción tienen una menor gravedad específica que las fases reactantes, originándose una expansión neta en el envejecimiento.

Además de este efecto, que se ha observado durante el envejecimiento, la expulsión de Cobre disuelto de la fase Ω , rica en Zinc, también contribuye a la expansión de la aleación. Esto se debe al hecho de que el Cobre en solución en el Zinc produce una contracción del eje "c" de la estructura del Zinc H.C.P., mientras que el Aluminio en solución tiene el efecto contrario. La precipitación del exceso de Cu o Al del Zn, puede alterar el volumen promedio de la estructura, y en aleaciones que contienen mucho Zinc, esto puede contribuir notablemente al crecimiento en el envejecimiento.

La contracción producida por las reacciones de corto alcance, usualmente terminan antes que la pieza se machine al tamaño final, es por ello que este efecto no es de importancia para el fabricante.

Las aleaciones resistentes, tales como la ZA-27, requieren una sustancial cantidad de Cobre, y de aquí que el crecimiento en un período largo puede ser un problema,

especialmente si los componentes operan a temperaturas superiores al ambiente. Existen 2 soluciones obvias al problema del crecimiento.

Una es hacer en el diseño una tolerancia para el crecimiento y tratar térmicamente los componentes para completar la transformación antes de obtener las dimensiones finales en el maquinado. Esto puede ser efectivo, sin embargo se ha encontrado que el tiempo de envejecimiento para alcanzar una condición estable a 95°C es de 10 días, el cual es inconvenientemente largo.

La otra alternativa es reducir el contenido de Cobre y reemplazarlo con otros elementos aleantes, a fin de obtener las propiedades deseadas. En el ZAMAK 3, ZA-8 y ZA-12, una pequeña adición de Magnesio produce un significativo efecto sobre la resistencia, permitiendo tener contenidos bajos de Cobre. En estas aleaciones ricas en Zinc, el nivel de Cobre se reduce a tal punto que el efecto de crecimiento sobre el Zinc, ejercido por el Cobre, es compensado con el efecto opuesto del Aluminio. Otro elemento posible de adición es el Silicio, el cual está en estudio.

6.4 PRUEBAS DE TRATAMIENTOS TERMICOS

6.4.1 RESISTENCIA A LA TRACCION VERSUS TIEMPO A DIFERENTES TEMPERATURAS:

Las probetas fueron sometidos al proceso de envejecimiento a temperaturas de 20°C y 95°C, después se realizó los ensayos de resistencia a la tracción cada cierto tiempo, el cual se resume en la Tabla 6.01 (ver gráfico 6.00).

Tabla Nº 6.01

RESISTENCIA A LA TRACCIÓN (MPa) A 20°C Y 95°C

TIEMPO (hrs.)	RESISTENCIA A LA TRACCIÓN	
	20°C	95°C
100	420.37	406.22
500	420.11	364.85
1000	420.05	340.52
2000	419.96	321.08
3000	419.06	311.37
4000	418.75	306.47
5000	417.83	304.06
6000	417.32	301.58

Se observa que a temperatura ambiente (20°C) el envejecimiento no tiene efecto significativo.

Envejecida a 95°C la Resistencia a la Tracción disminuye desde 406.22 MPa luego de 100 horas; hasta 301.58 MPa después de 600 horas

En el gráfico N° 6.00, observamos el comportamiento de las curvas, dándoles el mismo tiempo a los tratamientos térmicos de 20°C y 95°C.

En el Gráfico N° 6.01, se observa que envejecida a temperatura ambiente (20°C) a las 500h. sufre una ligera contracción de 0.0055%, luego de 6000h. la contracción es de 0.014%

El Tratamiento Térmico por 12h. a 250°C seguida por un envejecimiento a 95°C reducirá el crecimiento aproximadamente a 0.02% en 6000 horas (Gráf.N° 6.03)

En piezas que requieren una gran estabilidad dimensional, tales como: engranajes, bielas, manijas es necesario darles el tratamiento térmico referido en el punto anterior.

Grafico Nro. 6.00

Resistencia a la Traccion vs. Tiempo a Di f. Temperatura

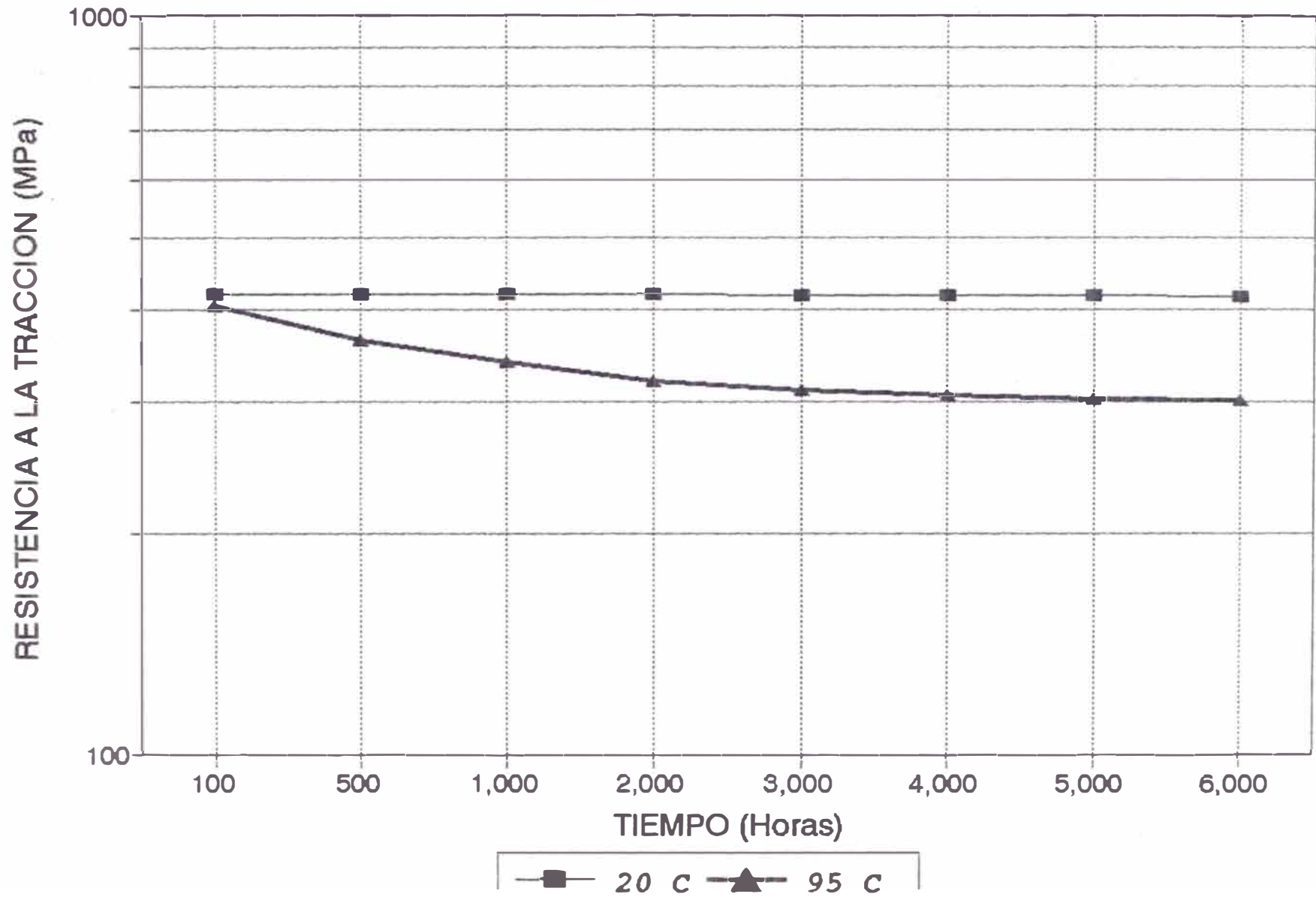


Grafico Nro. 6.00

Resistencia a la Traccion vs. Tiempo a Dif. Temperatura

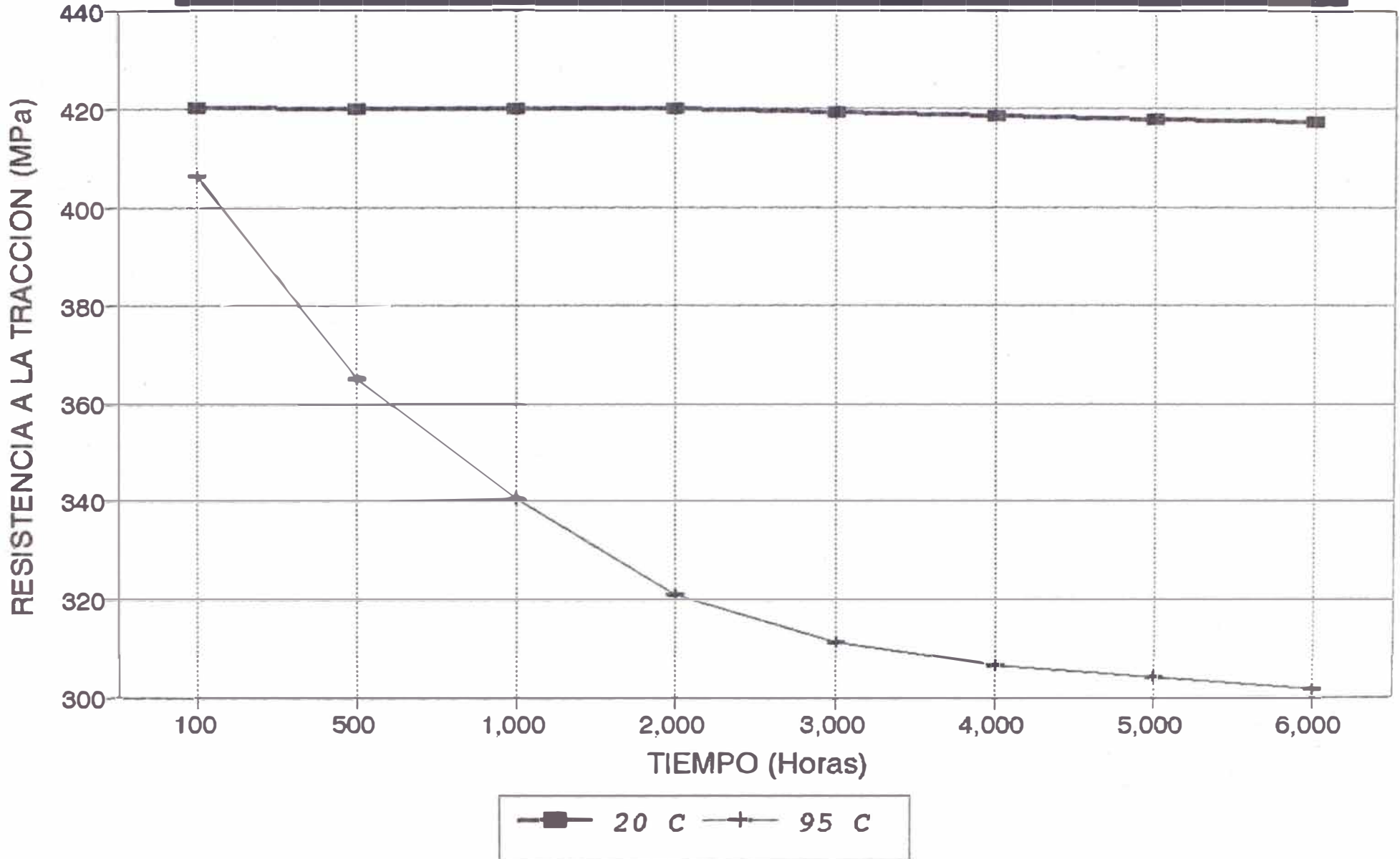


Grafico Nro. 6.01

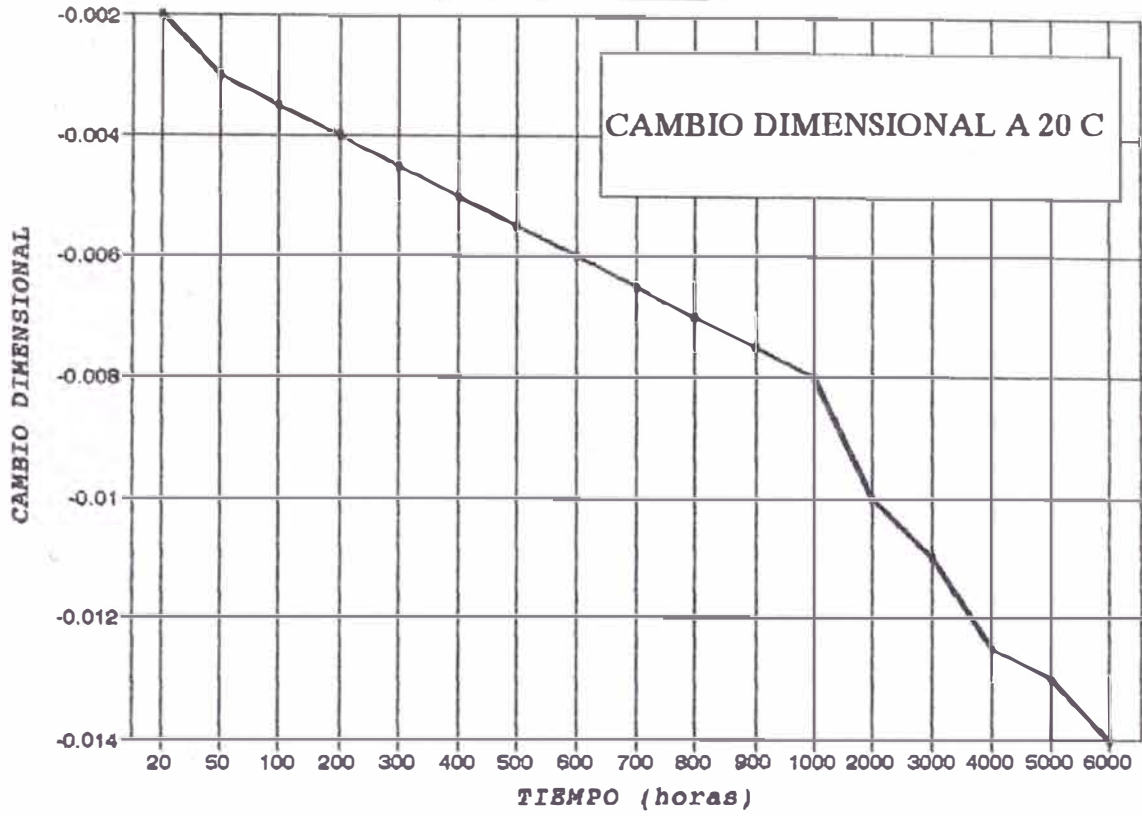


Grafico Nro. 6.02

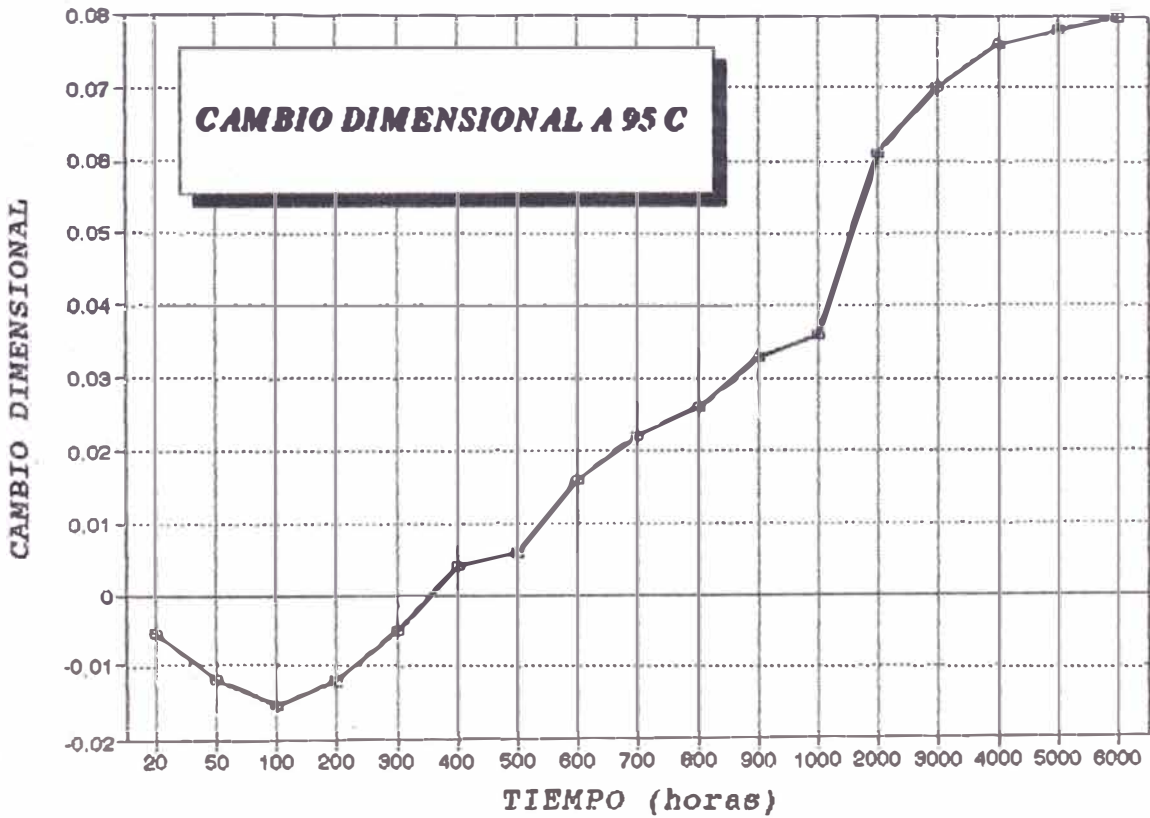
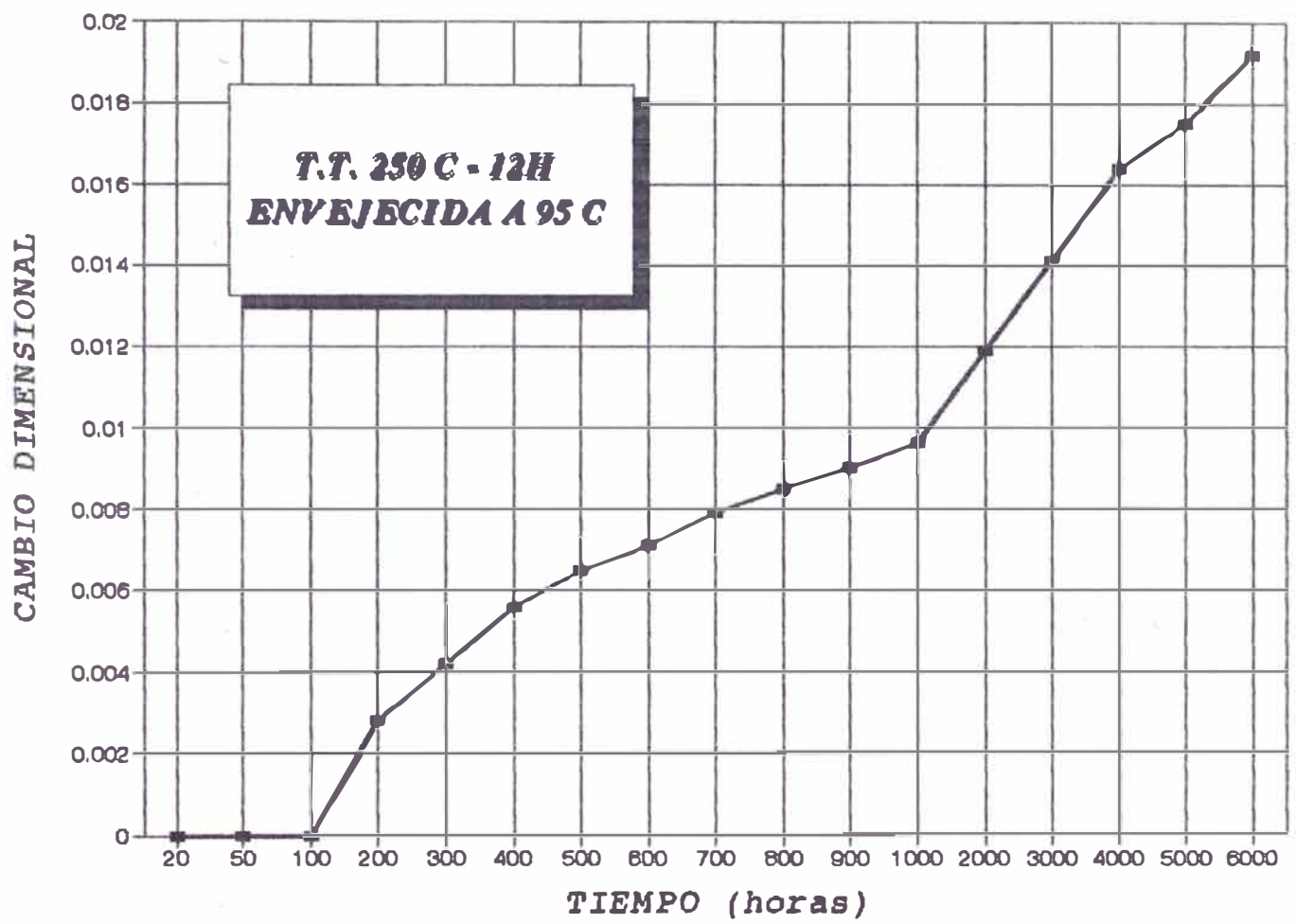


Grafico Nro. 6.03



6.4.2 CAMBIO DIMENSIONAL VERSUS TIEMPO A DIFERENTES TEMPERATURAS:

Se determinó el Cambio Dimensional en el Tiempo (horas) a diferentes Temperaturas (°C), el cual se resume en la Tabla 6.02.

Tabla Nº 6.02
ESTABILIDAD DIMENSIONAL A 20°C, 95°C Y 250°C
(15 probetas)

TIEMPO (HR)	CAMBIO DIMENSIONAL %		
	20°C	95°C	T.T.*
20	-0.0020	-0.0055	0
50	-0.0030	-0.0120	0
100	-0.0035	-0.0155	0
200	-0.0040	-0.0120	+0.0028
300	-0.0045	-0.0050	+0.0042
400	-0.0050	+0.0040	+0.0056
500	-0.0055	+0.0060	+0.0065
600	-0.0060	+0.0160	+0.0071
700	-0.0065	+0.0220	+0.0079
800	-0.0070	+0.0260	+0.0085
900	-0.0075	+0.0330	+0.0090
1000	-0.0080	+0.0360	+0.0096
2000	-0.0100	+0.0610	+0.0119
3000	-0.0110	+0.0700	+0.0141
4000	-0.0125	+0.0760	+0.0164
5000	-0.0130	+0.0780	+0.0175
6000	-0.0140	+0.0800	+0.0192

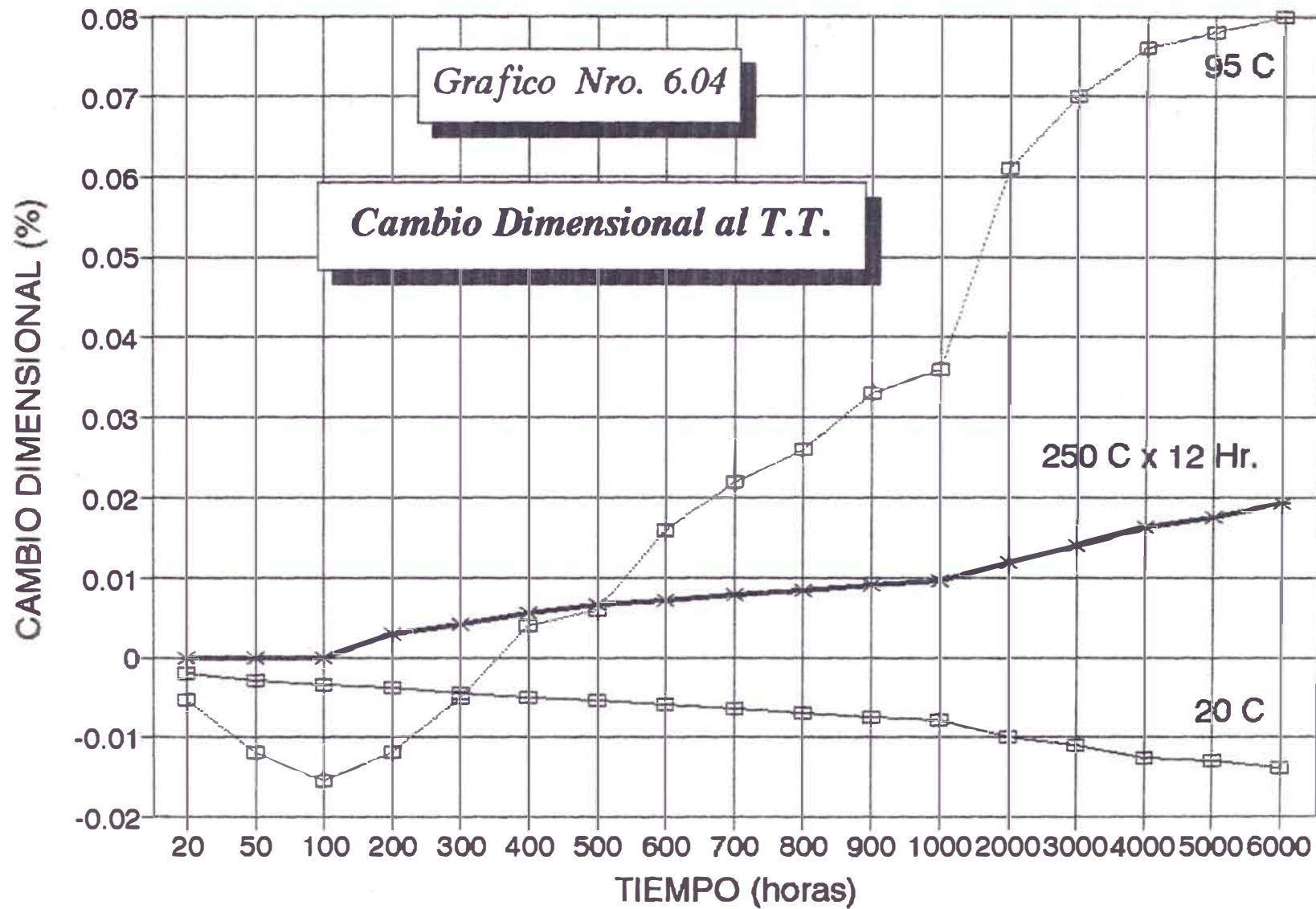
(*) Tratamiento Térmico por 12 hr. a 250°C envejecida a 95°C

Se observa que envejecida a Temperatura Ambiente (20°C) a las 500 horas sufre una ligera contracción de 0.0055%, luego de 6000 horas la contracción es de 0.014%.

El Tratamiento Térmico por 12 horas a 250°C seguida por un envejecimiento a 95°C, reducirá el crecimiento aproximadamente a 0.02% en 6000 horas.

En piezas que requieren una gran estabilidad dimensional, tales como engranajes, bielas, manijas, etc., es necesario darles el tratamiento térmico referido en el punto anterior.

Esta fue para estudiar la susceptibilidad de estas aleaciones a la corrosión intergranular; fue eliminado con Zinc de alto grado de pureza. Pero es de importancia si consideramos el servicio continuo o servicio discontinuo a elevadas temperaturas.



6.5 METALOGRAFIA

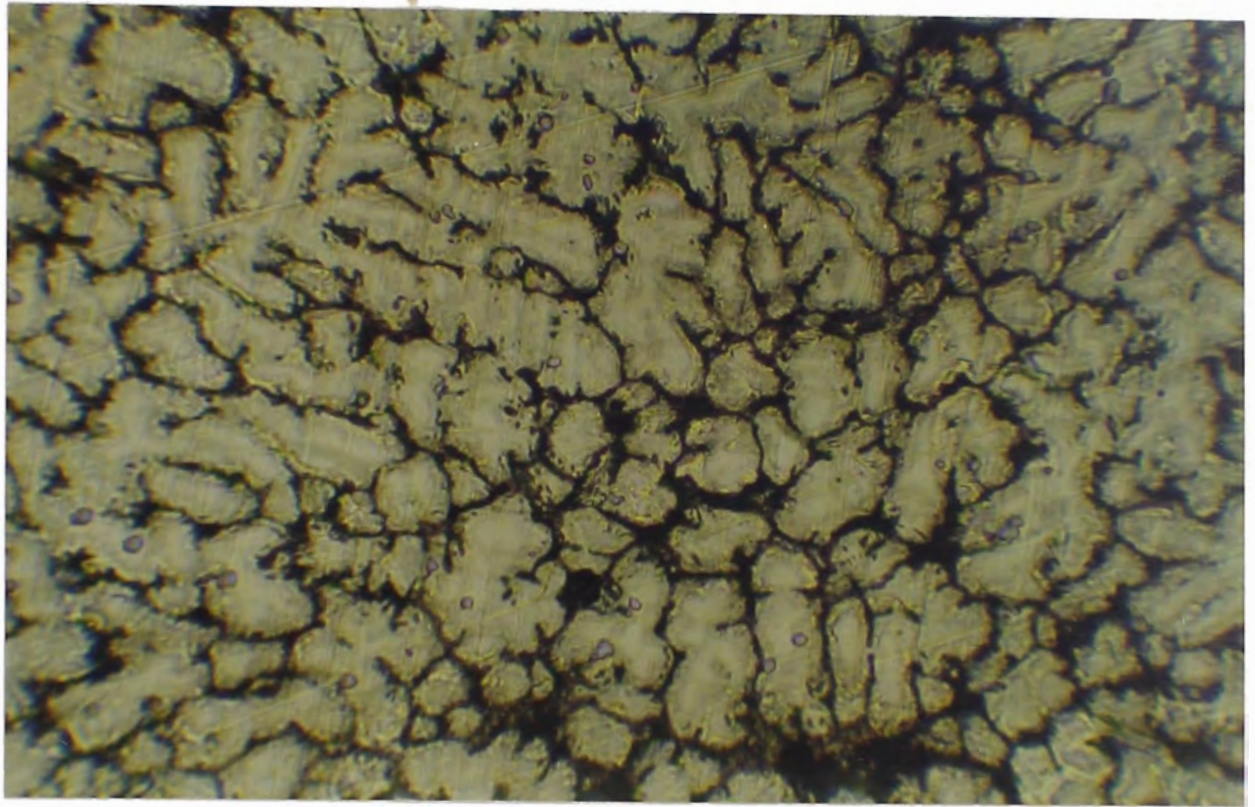
Nuestra temperatura de colada fue de 530°C, fundida en arena. Realizamos el análisis metalográfico para los siguientes casos:

- El análisis químico fue con el reactivo descrito en el Capítulo anterior.
- El tiempo de exposición para las toma fotográficas varió de 10 a 20 segundos, según la iluminación observada.

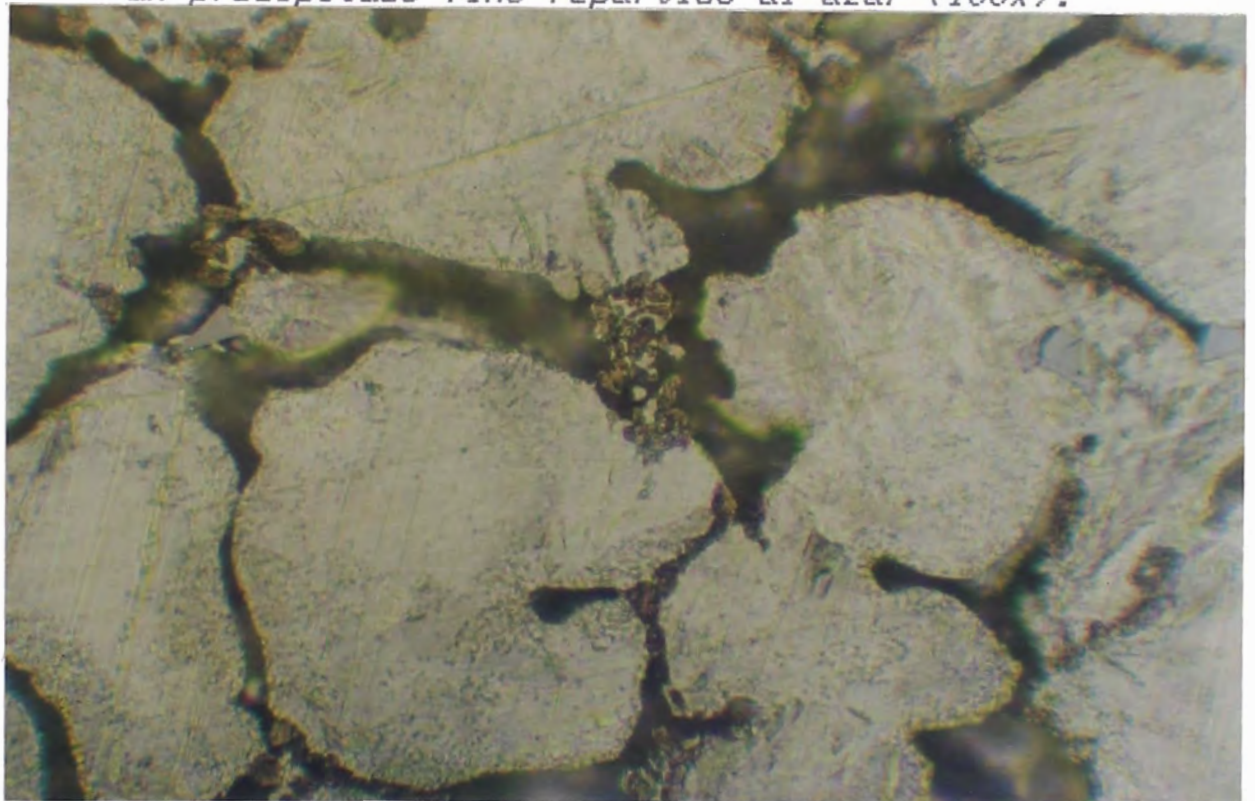
En las siguientes páginas se muestran las diferentes fotomicrografías tal como se describen a continuación:

6.5.1 APLICACIONES

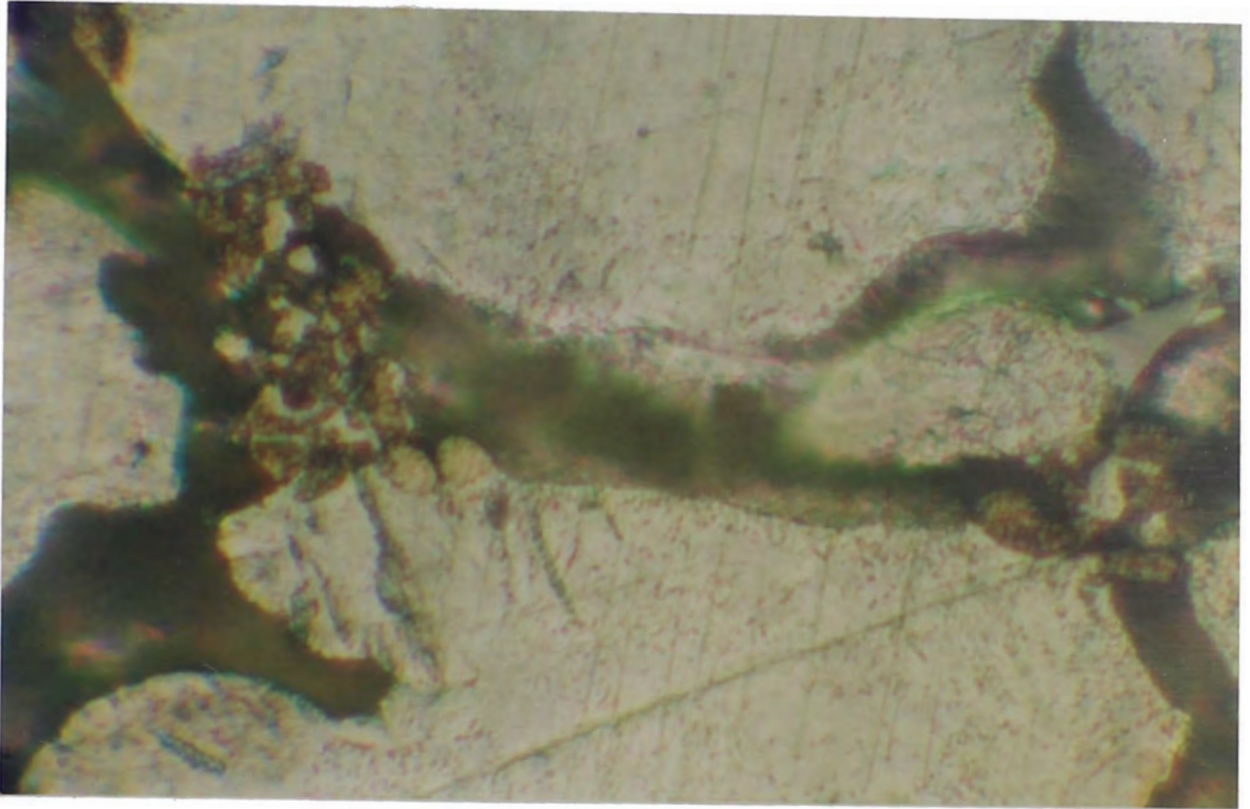
- En grifería
- En aparatos eléctricos (pieza para lavadora, conmutadores, herramientas eléctricos)
- Máquinas textiles
- Ferretería (artículos)
- Industria panadera
- Industria automotriz (engranajes, bielas, manijas, tapas para gasolina, etc.)
- Decorativos
- Cilindros hidráulicos, poleas, componentes neumáticos



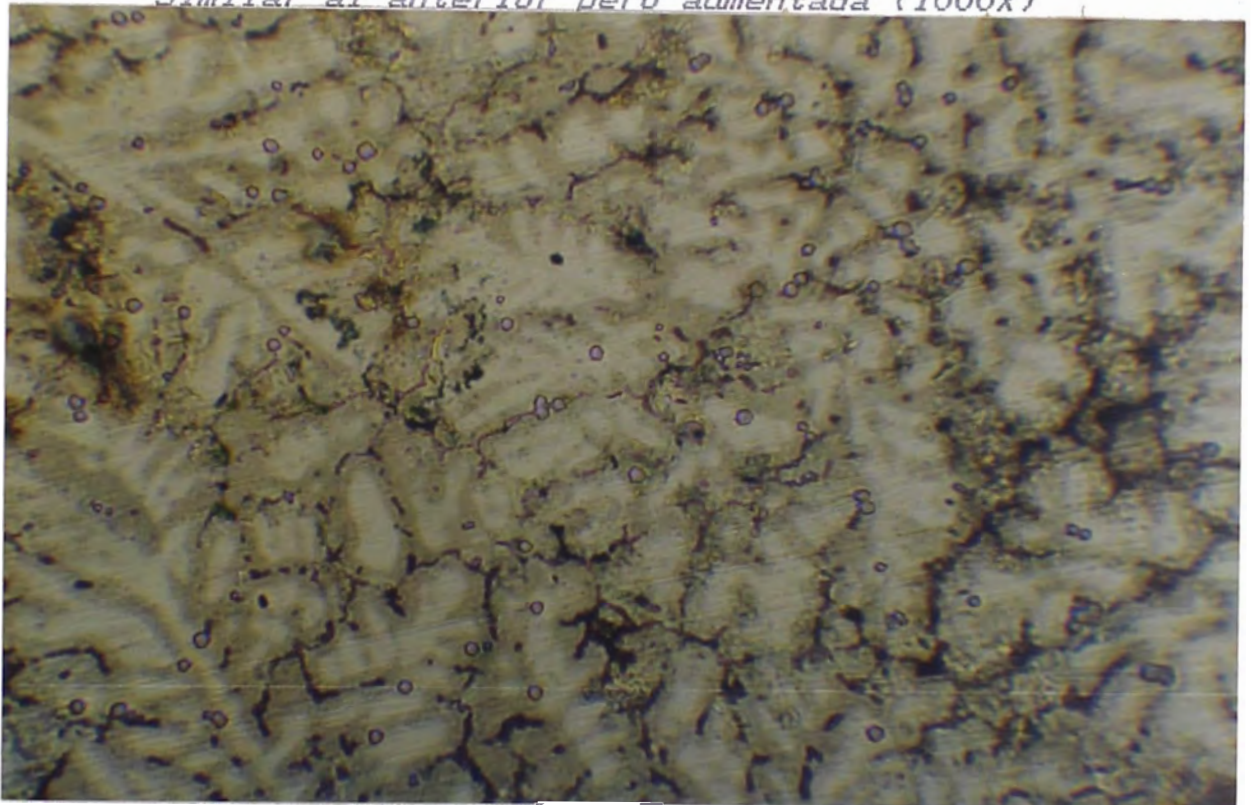
*Fotomicrografía Nº 1: FUNDIDO EN ARENA
La parte clara sería la Fase α y la parte oscura el Eutéctico con
un precipitado fino repartido al azar (100X).*



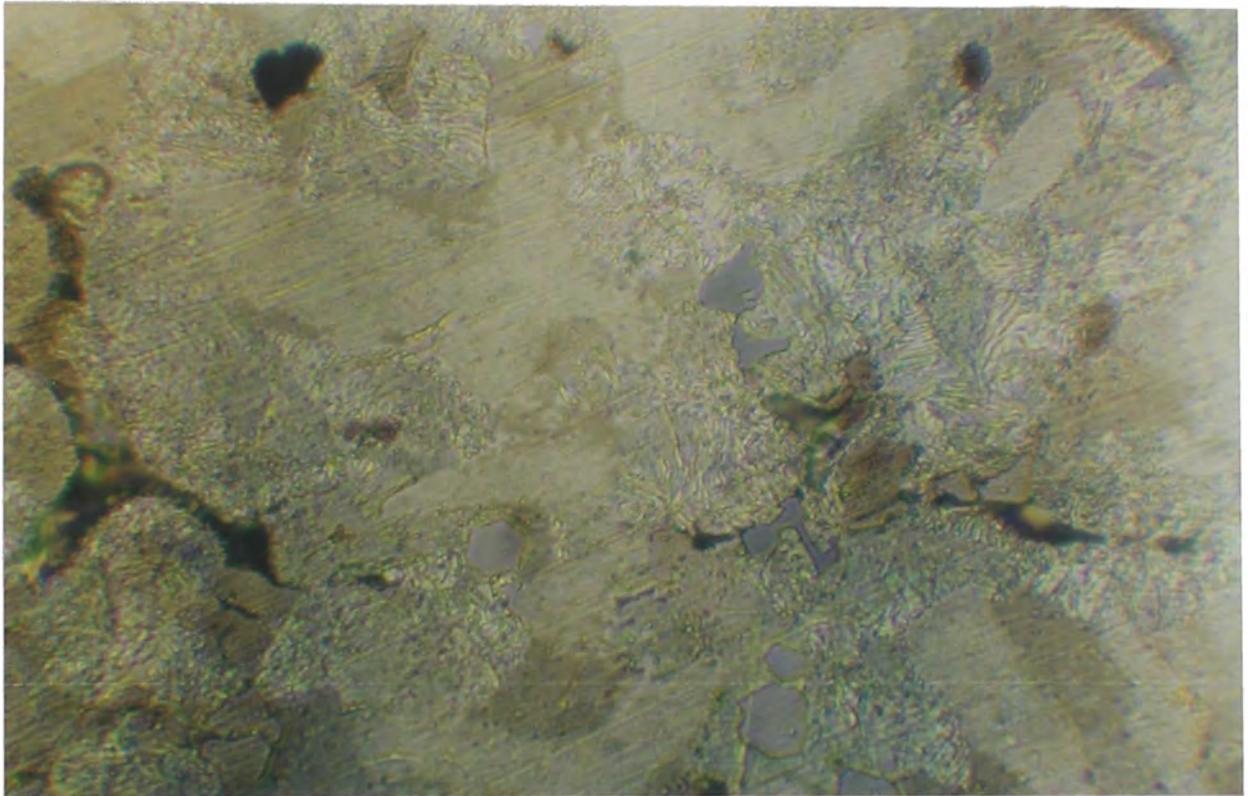
*Fotomicrografía Nº 2: FUNDIDO EN ARENA
El mismo material anterior; el precipitado fino podría ser fases
duras faceteadas de Hierro (FeAl₃, o FeAl₆), (500X).*



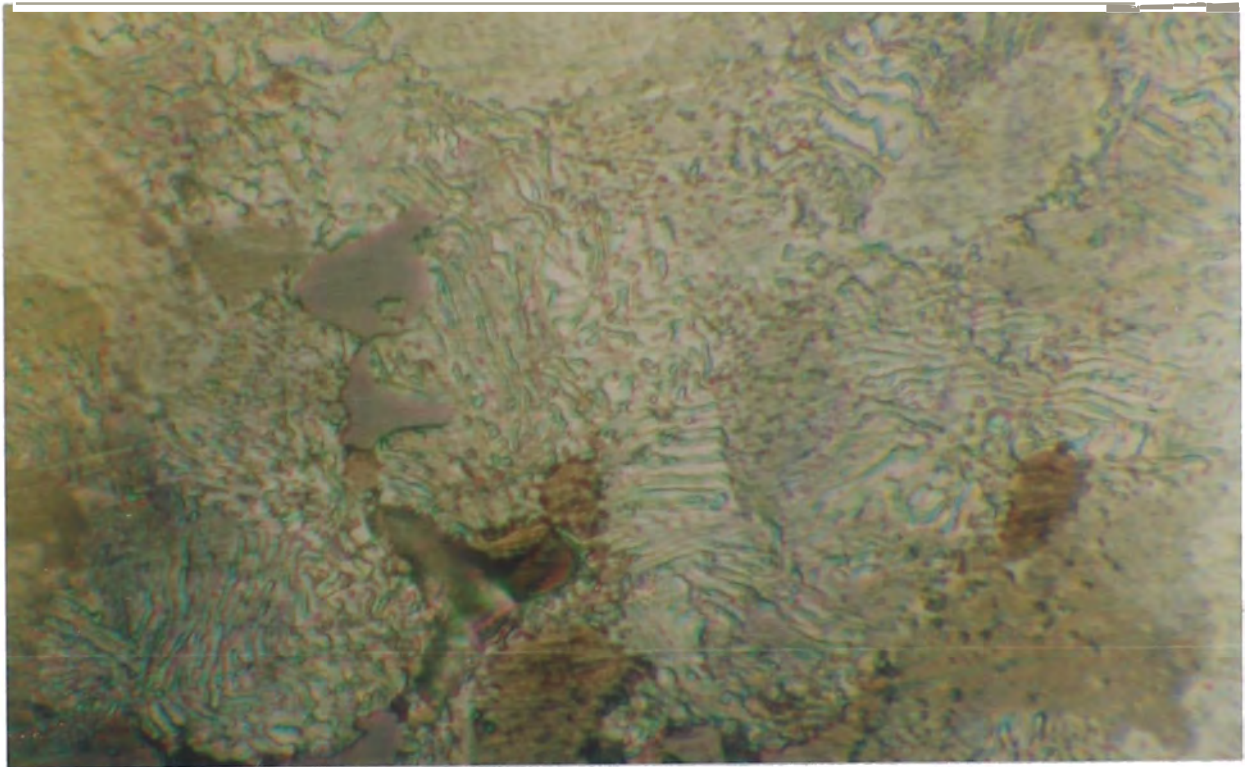
*Fotomicrografía Nº 3: FUNDIDO EN ARENA
Similar al anterior pero aumentada (1000X)*



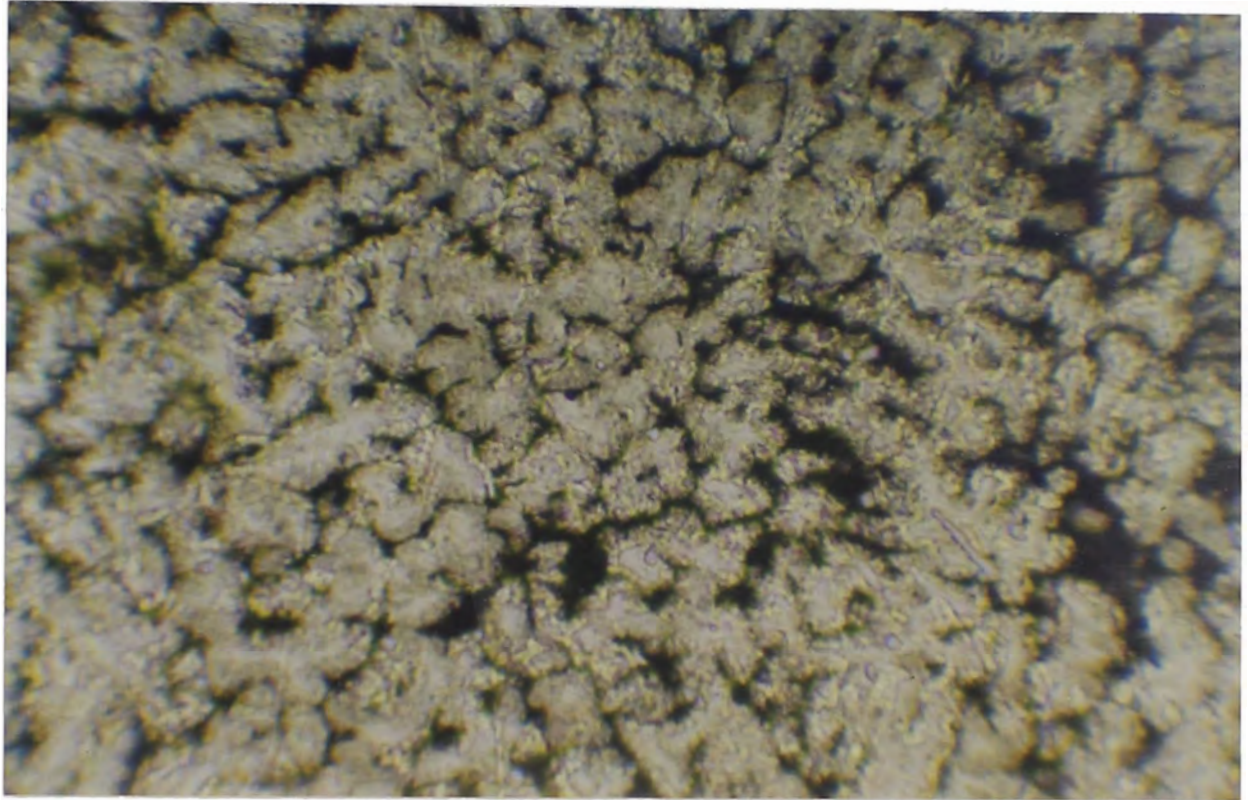
*Fotomicrografía Nº 4
Probeta solubilizada a 300°C por 2 horas y enfriada en el horno.
Se observa la fase B (parte clara) y el Eutéctico (marrón), así
como precipitado fino repartido al azar (100X).*



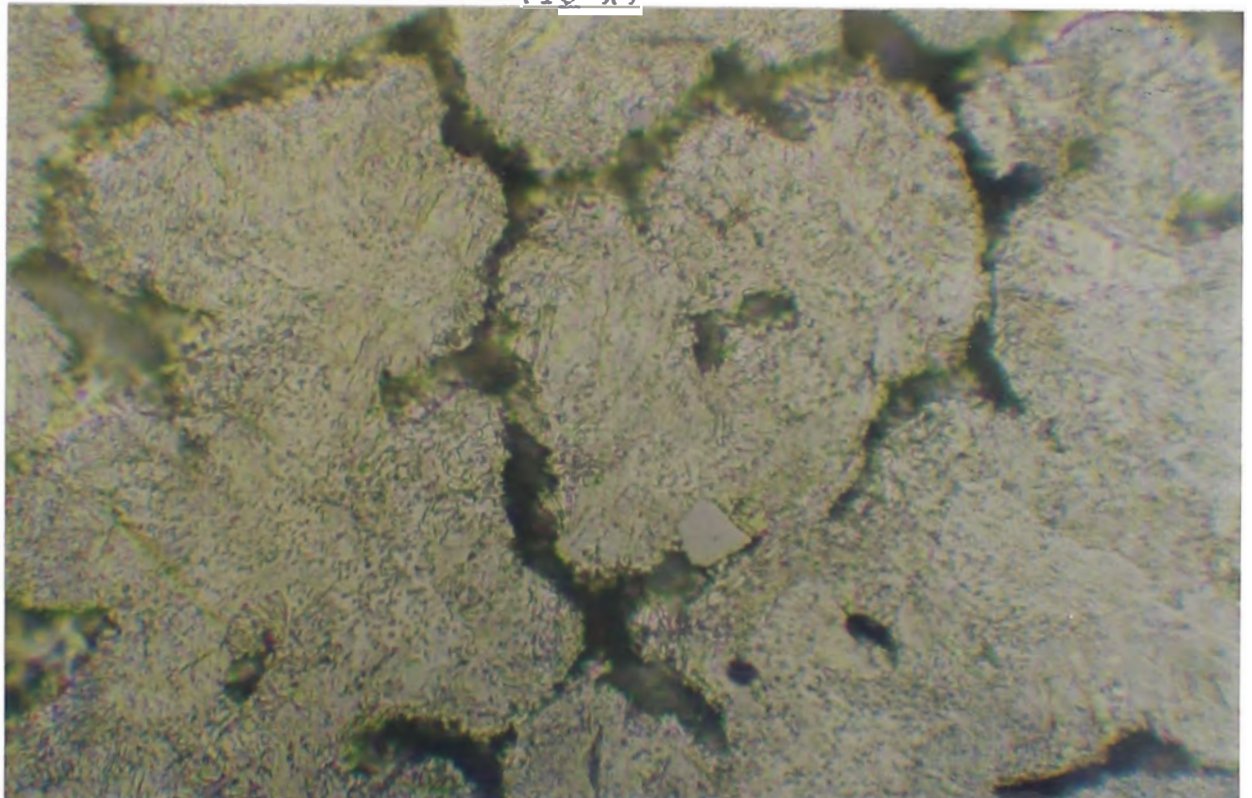
*Fotomicrografía Nº 5
La misma probeta anterior (Foto Nº 4) pero aumentada.
Observamos la fase β (parte clara) y el Eutético de morfología
lamelar y precipitado fino gris que sería $FeAl_3$ (500X)*



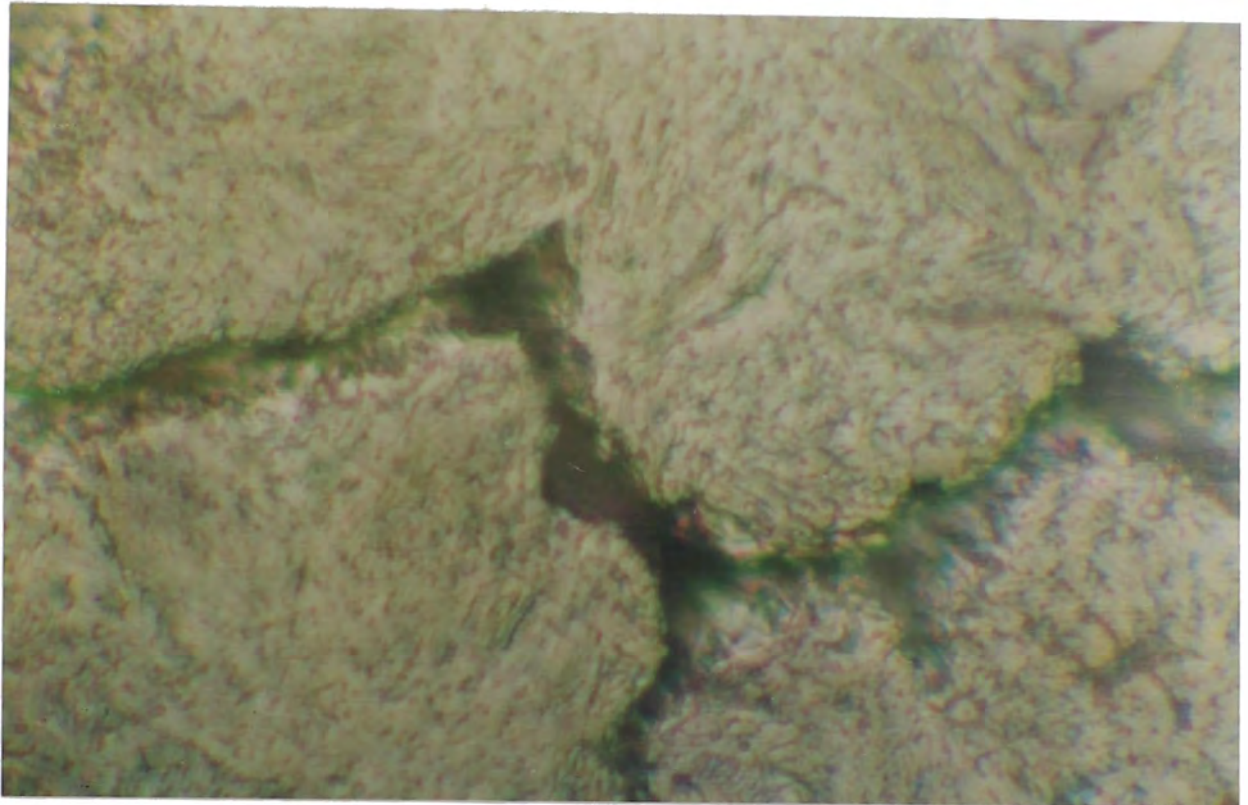
*Fotomicrografía Nº 6:
La misma probeta de la Foto Nº 4 aumentada. Observamos mejor la
fase β y el Eutético de forma lamelar (1000X).*



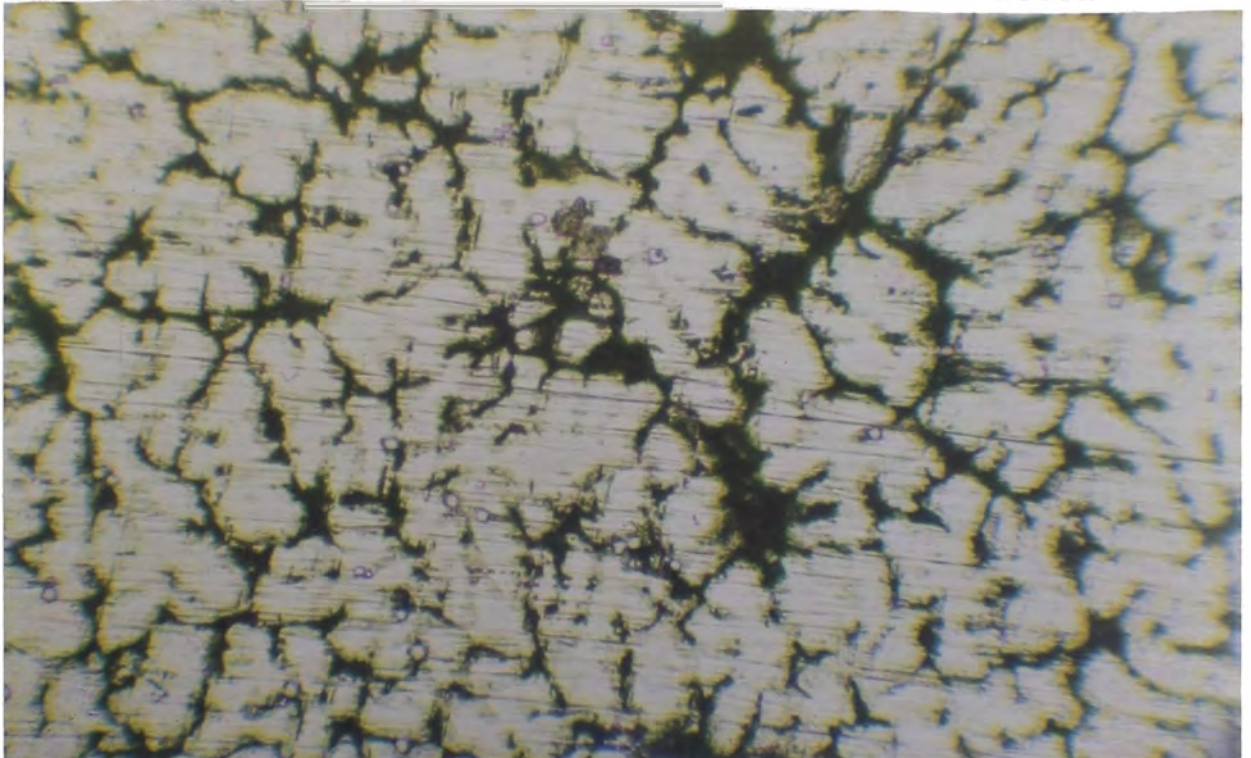
*Fotomicrografía Nº 7:
Probeta solubilizada a 300°C por 2 horas y enfriado en agua
caliente. Observamos la Fase β (parte clara) y Eutéctico (oscura)
(10 X)*



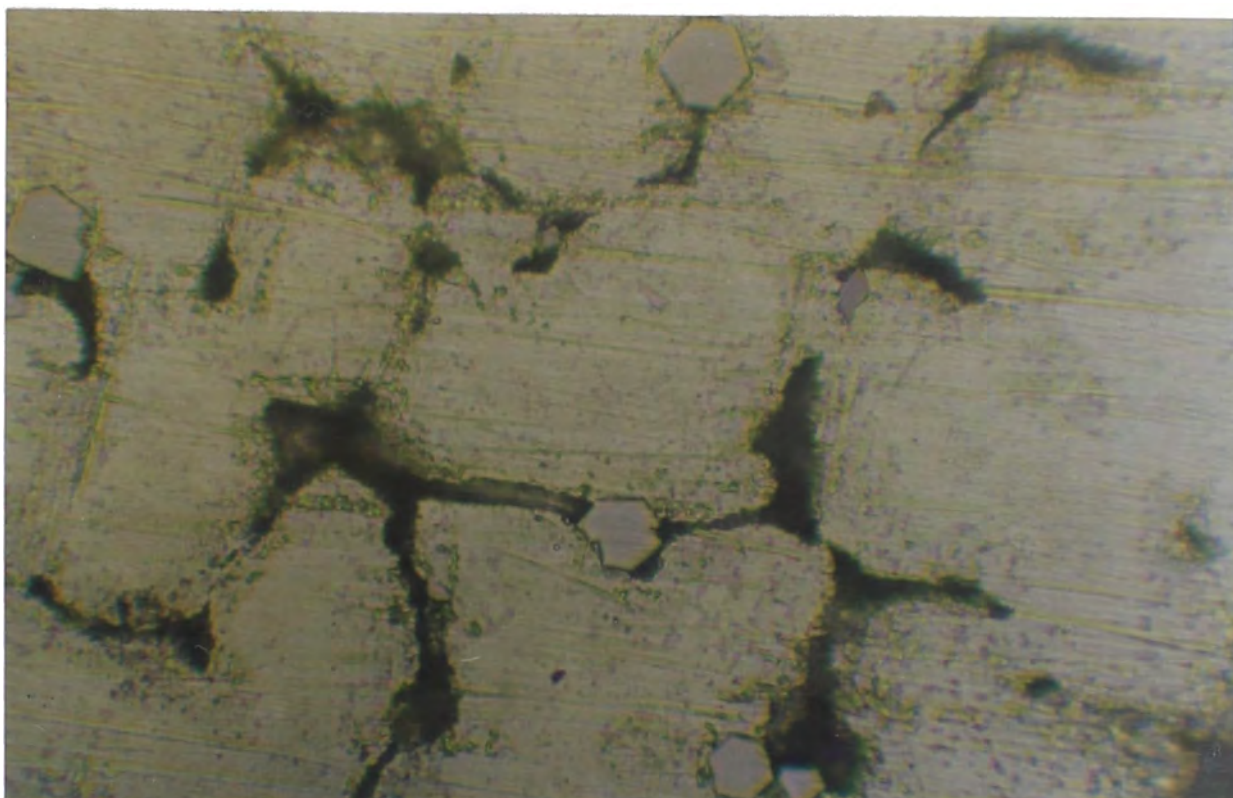
*Fotomicrografía Nº 8:
La misma probeta de la Foto 7 aumentada 500X*



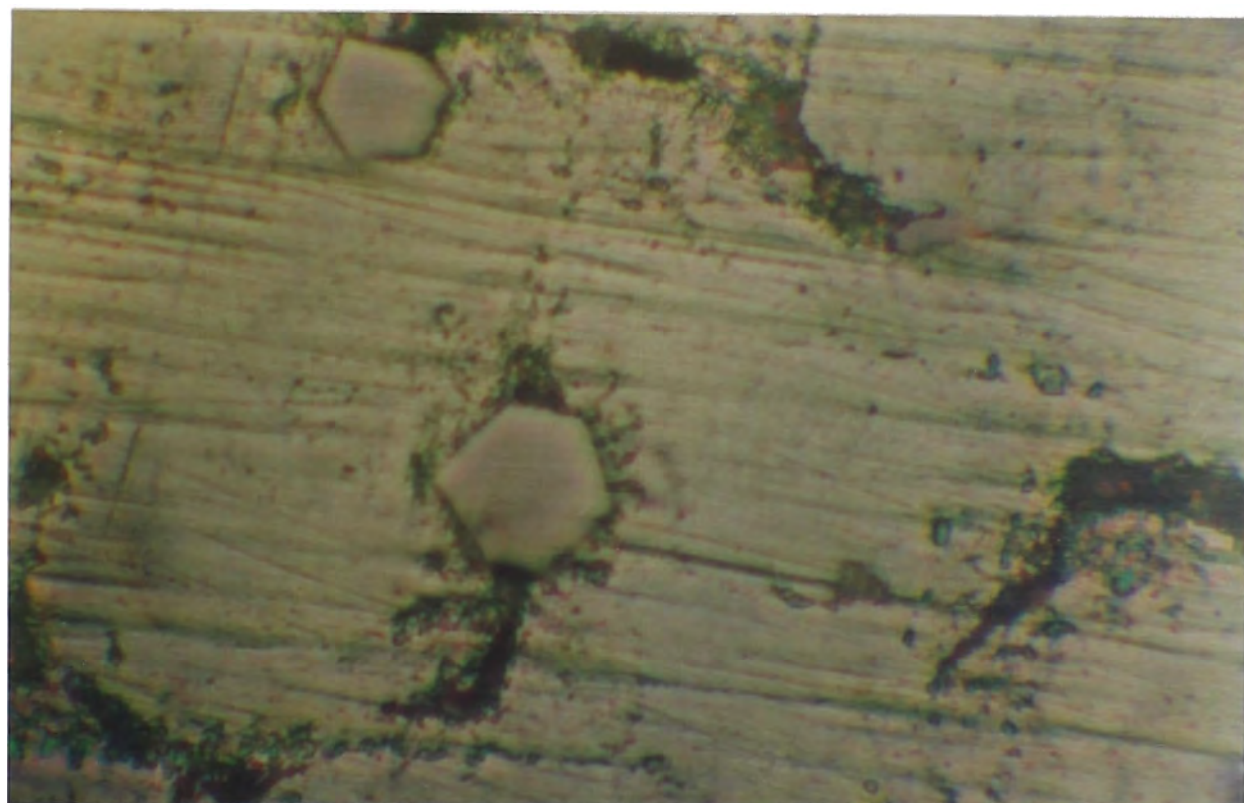
*Fotomicrografía Nº 9:
La misma probeta de la Foto Nº 7 aumentada 1000X*



*Fotomicrografía Nº 10:
Probeta después de solubilizada. Se hizo el envejecido a 200°C
por 10 horas y enfriado en el horno; el cual tenemos a la Fase β
transformada, así como un precipitado fino repartido (100X)*



*Fotomicrografía Nº11:
La probeta de la Foto Nº 10 aumentada. Se observa el precipitado
fino en los bordes de grano que sería $FeAl_3$ o $FeAl_6$ (500X)*



*Fotomicrografía Nº 12:
La probeta de la Foto Nº 10 aumentada 1000X*

CAPITULO VII

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

7.1 CONCLUSIONES

Por su temperatura de fusión baja, la aleación ZA-27, es fácil de fabricar. De ahí que se puede utilizar cualquier horno de fundición, además de no ser necesario el uso de desgrasificantes, desoxidantes pero si es recomendable pintar las herramientas con pintura refractaria, si es que es especialmente de fierro.

Encontramos que la temperatura de colada es 530°C. Durante la fusión agitar el baño para que el zinc no se vaya al fondo y el aluminio se quede flotando, colar rápido. Las arenas de moldeo pueden ser naturales o sintéticas, de una granulometría fina alrededor de 150-200 AFS, y se puede utilizar pintura a base de grafito; también se puede utilizar moldes en carcasa, yeso para casos de alta producción, exactitud dimensional y buen acabado; así como moldes permanentes, el cual, el más usado es de fierro, el que se recubre con grafito o negro de carbón la superficie para que no se pegue a la pieza.

- .- Se obtiene un significativo ahorro de energía comparando a otras aleaciones; así: es alrededor de $\frac{1}{4}$ del fierro, $\frac{1}{2}$ del bronce y $\frac{3}{4}$ del aluminio. Tiene una buena fluidez y colabilidad lo que permite hacer piezas delgadas y de geometría difícil, con una aceptable precisión dimensional y, por consiguiente, en el maquinado además de ser fácil las pérdidas son reducidas.

- .- Para tener productos de calidad, se recomienda usar materia prima de alta pureza para que los elementos contaminantes no perjudiquen a sus propiedades. Lógicamente el costo de la materia prima incrementará el costo comparado a otras aleaciones pero al final, de todas maneras, el costo final será menor (menor costo energético, menor maquinado, se puede hacer en cualquier horno, etc.).

- .- En estado fundido, la aleación, tiene buena resistencia a la tracción, dureza e impacto. Las propiedades mecánicas son sensibles con la temperatura, si incrementamos la temperatura disminuirán la resistencia a la tracción y a la dureza, y aumentará el porcentaje de elongación. A 100°C la resistencia a la tracción del ZA-27 es superior al medio ambiente a algunas aleaciones de aluminio y cobre.

- .- El envejecimiento a temperatura ambiente (20°C) no tiene casi ningún efecto porque está alrededor de 420 MPa. El envejecimiento a 95°C si se observa una disminución a la resistencia a la tracción desde 406.22 MPa luego de 100 horas, hasta 301.58 MPa después de 600 horas.

- .- Las piezas que requieren gran estabilidad dimensional, como: engranajes, vielas, manijas, etc., es necesario darles el tratamiento de 12 horas a 250°C, seguido por un envejecimiento a 95°C, el cual reducirá el crecimiento aproximadamente en 0.02% en 6000 horas.

- .- Entre las aplicaciones industriales tenemos que se puede incluir: soporte de mangas, piezas para lavadora, conmutadores, herramientas eléctricas y ferreterías, conectores, artículos contra incendio en ferretería, componentes neumáticos, cilindros hidráulicos, poleas, gavillas, decorativos, etc.

7.2 RECOMENDACIONES

- .- Es necesario buscar mas aplicaciones al zinc, para darle mayor agregado, así como su refinación, dado el incremento de la producción de concentrado de zinc según fuentes de proyección del M.E.M.; es por eso la finalidad de ésta Tesis en buscar una aplicación industrial en nuestro país.

- .- Es recomendable tener un crisol específico para esta aleación, para evitar su contaminación con otros elementos como: plomo, fierro, Sn, etc.

- .- Bajo mi modesta opinión, para salir del subdesarrollo primero tenemos que asimilar por medio de la información las nuevas tecnologías, estudiarlas, comprenderlas, imitarlas a escala laboratorio, luego a escala industrial y proponernos a aplicar a nuestra realidad industrial, solo con la firme voluntad y decisión de los profesionales y empresarios de nuestro País saldremos más rápido o más lento de nuestro subdesarrollo.

CAPITULO VIII

BIBLIOGRAFIA

- 1.- *E. GERVAIS, R. BARNHURST and C. LOONG.*
AN ANALISIS OF SELECTED PROPERTIES OF ZA ALLOYS
Journal of Metals, N.Y. 1985.
- 2.- *J. LECOMTE BECKERS, L. LERZIEV, J. WEGRIA and T. GREDAY*
MICROSTRUCTURAL STUDY OF Zn - 11% Al AND Zn - 27%
Al ALLOYS, CIM, 1986.
- 3.- *N. MYKURA, Y. ZHU and S. MURPHY*
SOLID - STATE RECTIONS IN Zn - Al BASED ALLOY,
Canadian Metallurgical quarterly. Vol. 25, 1986.
- 4.- *ENGINEERING PROPERTIES OF ZINC ALLOYS,*
Publishing by International Lead Zinc Research
Organization; N.Y. 1980 .
- 5.- *R. SANDOVAL SALINAS.*
DISEÑO DE RISERS Y SISTEMAS DE ALIMENTACION DE
PIEZAS FUNDIDAS UTILIZADO EN LA INDUSTRIA MINERO-
METALURGICA.

- 6.- MINISTERIO DE ENERGÍA Y MINAS, BROOK HUNT
PRODUCCION DEL ZINC EN EL PERU, SU PROYECCION EN EL
FUTURO, SU COTIZACION. Banco Mundial.
- 7.- "MINAS Y PETROLEO" MERCADO DE METALES, BHL PERU S.A.
Suplemento del Diario Expreso
- 8.- R. BARNHURST.
EVALUATION OF THE RISERING REQUIREMENTS FOR THE ZA-
27. ZINC BASE ALLOY. Canadian Metallurgical
Quarterly, Vol. 27, 1988 .
- 9.- O. AYIK and M. GHORESTHY.
SOLIDIFICATION AND FOUNDRY STUDIES OF Zn/Al ALLOYS.
Elsevier Science Publishers B.V. (North Holland
Physics Publishing Division), 1986 .
- 10.- COMINCO, 1985.
SINC - ALUMINIUM FOUNDRY ALLOYS 8, 12 AND 27;
- 11.- S. MURPHY, L. SAVASKAN, J. HILLI
THE CREEP KINETICS OF ZINC ALUMINIUM BASED ALLOYS;
- 12.- A. LOBATO FLORES.
METALURGIA FISICA, PROBLEMAS Y EXPERIMENTOS.

- 13.- *E. GERVAIS, A. KANDEIL and H. LEVERT*
PROPERTIES AND DIE COSTING OF ZA 27 ALLOY; Congreso
Ohio, June 1981 .
- 14.- *E. GERVAIS and H. LEVERT*
THE DEVELOPMENT OF A FAMILY OF ZINC - BASE FOUNDRY
ALLOYS; AFS Transactions, 1980.
- 15.- *American Society for Metals.*
METALS HANDBOOK, Vol. 7 and 8, 8Th. Edition.
- 16.- *American Society.*
METALS HANDBOOK, Vol. 2, 9th. Edition.
- 17.- *John Broy, 1947.*
METALURGIA EXTRACTIVA DE LOS METALES NO FERROSOS;
- 18.- *C. CHEN and G. JUDD*
MICROESTRUCTURE STUDY ON THE EFFECT OF TITANIUM IN
THE AGEING TREATMENT OF AN Al-Zn-Mg ALLOY.
Metallurgical Transactions A, 1978 .
- 19.- *SOFTWARE AF SOLID VERSION II*
Developed at and Copyrighted by Reliable Casting
Corporation, 1988 .

20.- F.A. CALVO

METALOGRAFIA PRACTICA

Editorial Alhambra. Madrid Barcelona. 1972

21.- RUIZ SAAVEDRA, Jesús

ESTUDIO TECNICO-ECONOMICO DE LAS ALEACIONES ZAMAK.

Tesis Sustentada para obtener al Grado de Ingeniero

Técnico Metalúrgico.

22.- KING Frank

EL ALUMINIO Y SUS APLICACIONES

Mexico - 1992

23.- XII JORNADA METALURGICA "PROMOCION DE INGENIEROS METALURGISTAS
87"

*"ALTERNATIVAS PARA EL DESARROLLO METALURGICO EN EL
PAIS"*

Lima - Perú. 1988

CAPITULO IX

A N E X O

9.1 LISTADO DE FIGURAS:

Nº	D E S C R I P C I O N	Página
3.01	Rechupe	54
3.02	Mecanismo de Solidificación	56
3.03	Reacción Eutéctica	64
3.04	Reacción Monotéctica	64
3.05	Reacción Peritectoide	65
3.06	Reacción Peritética	65
3.07	Reacción Eutectoide	66
3.08	Diagrama de Fases, según PRESNYAKOV	67
3.09	Isoterma de Diagrama de Fase Zn-Al-Cu	69
4.01	Riser de Forma Cilíndrica	90
4.02	Riser Abierto Lateral a la Placa	93
4.03	Riser Abierto Centralmente a la Placa	94
4.04	Riser Ciego o Atmosférico	95
4.05	Geometría Relativa del Riser y la Pieza	97
4.06	Relación de Factor de Forma (S)	100
4.07	Riser con Piezas Complejas	101
4.08	Relación de la altura y el ϕ del Riser	102

9.1 LISTADO DE FIGURAS: (Continuación)

Nº	DESCRIPCION	Página
4.09	Sistema de Alimentación	105
4.10	Cortes de una Balsa de Colada Normal	107
4.11	Bebedero Corto	108
4.12	Bebedero Largo	108
4.13	Flujo de Fluido Alrededor de los Cambios En un Sistema de Alimentación	111
4.14	Tipos de Canales de Ataque	112
4.15	Rechupe invertido	124
4.16	Tipos de Riser	125
4.17	Curva de Distancia de Alimentación	127
4.18	Determinación de H/D	128
4.19	Curva Típica según NRL Basadas en el Análisis Radiográfico.	129
4.20	Distancia de Alimentación del Zn-27 Fundida en Arena, Basada en el Análisis Radiográfico con y sin Enfriamiento.	131
4.21	Curva de Zn-27 Comparada a Aleaciones De Bronce, Aluminio Y Cobre-niquel.	132

9.2 LISTADO DE TABLAS

Nº	D E S C R I P C I O N	Página
2.01	Aleaciones de zinc por fundición inyectada según la Aleación ZAMAK	18
2.02	Cotizaciones internacionales	19
2.03	Importación a Venezuela de zin aleado	19
2.04	Uso del ZAMAK	20
2.05	Peso de ZAMAK en los vehículos	21
2.06	Aleación de zinc para productos laminados	22
2.07	Producción de zinc en el Perú	23
2.08	Producción de zinc refinado y concentrado	23
2.09	Producción de zinc por estratos	25
2.10	Producción comparativa semestres 93 y 94	25
2.11	Precio promedio mensual del zinc (94-95)	27
2.12	Precio promedio anual	27
2.13	Consumo local del zinc	29
2.14	Exportación peruana del zinc (55-94)	29
2.15	Exportación minera peruana del zinc En el Perú	29
2.16	Importancia del Perú en la producción metalúrgica	30
2.17	Exportaciones peruanas (50 - 94)	30
2.18	Pronósticos de precios promedios para 1996	32
2.19	Proyección de la producción total del zinc en el Perú	32
2.20	Proyección de producción del zinc peruano	33
2.21	Evolución probable de la distribución en el producto minero-metalúrgico final zinc	33

9.2 LISTADO DE TABLAS (Continuación):

Nº	D E S C R I P C I O N	Página
2.22	Proyección de la cotización internacional del zinc	33
2.23	Comparación de especificaciones nacionales Aleaciones para vaciados	38
2.24	Comparación de especificaciones nacionales Aleaciones forjadas	39
2.25	a)Comparaciones químicas: Vaciados BS-1490	40
	b)Vaciados (espacio aereo)	40
2.26	Composiciones químicas de las aleaciones forjadas	41
2.27	Formas en los que están disponibles las aleaciones de aluminio forjado	42
3.01	Cuadro desimulación	71
4.01	Composición Química de la Aleación ZA-27	120
4.02	Formulación Típica del Zincado Alcalino	138
5.01	Cuadro A: Resultado después del Ensayo a	144
5.02	Propiedades Físicas de la Aleación ZA-27	144
5.03	Propiedades Mecánicas de la Aleación ZA-27	148
5.04	Comparación de la Aleación ZA-27	148
5.05	Reactivo de Ataque	155
6.01	Resistencia a la Tracción a 20 y 95°C	175
6.02	estabilidad dimensional a 20, 95 y 250°C	180

9.3 LISTADO DE GRAFICOS

Nº	D E S C R I P C I O N	Página
2.01	Producción del Zinc en el Peru (1989-1994)	24
2.02	Producción de Zinc Refinado y Concentrado	24
2.03	Producción de Zinc por Estratos (TMF)	26
2.04	Precio Promedio Anual del Zinc (1991-1995)	28
2.05	Precio Comparativo Primer Semestre 1995	28
2.06	Consumo Local Total del Zinc (1989-1994)	31
2.07	Exportaciones Peruanas del Zinc	31
2.08	Proyección de Producción-Precios: Zinc	34
2.09	Proyección Cotización Internacional de Zn	34
5.01	Resistencia a la Tracción a Diferentes Temperaturas	145
5.02	Elongación Vs. Dureza a Diferentes T°s.	145
5.03	Dureza Brinell a Diferentes Temperaturas	146
5.04	Elongación a Diferentes Temperaturas	146
5.05	Resistencia a la Tracción Vs. Dureza	147
6.00	Resistencia a la Tracción	177
6.01	Cambio Dimensional a 20°C	178
6.02	Cambio Dimensional a 95°C	178
6.03	Tratamiento Térmico a 250°C por 12 Horas	179
6.04	Cambio Dimensional al Tratamiento Térmico	182

9.4 LISTADO DE FOTOGRAFIAS

Nº	D E S C R I P C I O N	Página
3.01	SOFTWARE DE LA AFS	72
3.02	Comandos para una Simulación	72
3.03	Programación de la Temperatura Inicial de 905°F con Temperatura de Solidificación de 714°F	73
3.04	Programación de la Temperatura de Colada de 986°F y Temperatura de Solidificación De 714°F	73
3.05	Identificación del Material Después de Dar los Datos para la Simulación con el Cursor que es el Punto Blanco	74
3.06	La Aleación Toma una Coloración Azul al Apretar [F1]	74
3.07	[F2] Identifica el Material de Molde Como Arena Sílice en Color Verde.	75
3.08	Se tiene todo el Material de Molde Como Arena Sílice	75
3.09	Material de Molde como Cu + Arena Silice	76
3.10	Material de Molde Optimo como Cu + Arena Sílice	76
3.11	Material de Molde como Fe + Arena Sílice	77
3.12	Simulación de Solidificación	77
3.13	Distribución de la Temperatura Dentro y Alrededor de la Pieza (según coloración)	78
3.14	La Simulación de Solidificación se a Completado	78
3.15	Con [F9] se observa los Rechupes (17)	79
3.16	Menos Rechupes (2) con otro tipo de Molde	79
3.17	Rechupe Optimo	80

Nº	DESCRIPCION	Página
4.01	Iniciando el Moldeo de las Probetas	118
4.02	Hechando la Arena Sílice a Presión Manual	118
4.03	Agregar el Material de Relleno y Taconear	119
4.04	Probeta Moldeada	119
4.05	Cargado del Horno	121
4.06	Crisol con su Carga listo para fundirse	121
4.07	Escorado	122
4.08	A) Proceso de Colada del Zn-27Al	122
4.08	B) Inspección de la Probeta Fundida	123
4.08	C) Extracción y Limpieza de la Probeta	123
4.09	Proceso de Torneado a la Aleación ZA-27	135
4.10	Excelente Maquinabilidad	135
4.11	Observación de la Microestructura	139
4.12	Horno de Tratamiento Térmico	139
5.01	Probetas Traccionadas en el Laboratorio	142
5.02	Regulando para Tomar Dureza	142
5.03	Aplicando la Carga a la Probeta	143
5.04	Lectura del Diámetro de Huella y Cálculo de Dureza Brinell	143
5.05	Inicio del Proceso de Pulido	153
5.06	Pulido con Lija #400	153
5.07	Etapa Final de Pulido con Alumina	154
5.08	Ataque Químico a la Aleación ZA-27	154

9.5 LISTADO DE FOTOMICROGRAFIAS

Nº	DESCRIPCION	Página
1	Fundido en Arena (100X)	184
2	Fundido en Arena (500X)	184
3	Fundido en Arena (1000X)	185
4	Probeta Solubilizada (100X) 300°C x 2 hrs: enfriado en el horno	185
5	Probeta Solubilizada (500X) 300°C x 2 hrs: enfriado en el horno	186
6	Probeta Solubilizada (1000X) 300°C x 2 hrs: enfriado en el horno	186
7	Probeta Solubilizada (100X) 300°Cx2 horas: enfriado en agua caliente	187
8	Probeta Solubilizada (500X) 300°Cx2 horas: enfriado en agua caliente	187
9	Probeta Solubilizada (1000X) 300°Cx2 horas: enfriado en agua caliente	188
10	Probeta después de Solubilizada (100X) Envejecido a 200°C	188
11	Probeta después de Solubilizada (500X) Envejecida a 200°C	189
12	Probeta después de Solubilizada (1000X) Envejecida a 200°C	189