

ESCUELA SUPERIOR
POLITECNICA DEL LITORAL

DEPARTAMENTO DE INGENIERIA MECANICA

" ESTUDIO DE ENVEJECIMIENTO DE LAS
ALEACIONES DE ALUMINIO EXTRUIDO "

TESIS DE GRADO

Previa a la obtención del título de:

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

Presentada por:

MARCELO CASTILLO NAVAS

GUAYAQUIL - ECUADOR

1.982

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

Mi gratitud para la ESCUELA SUPERIOR POLITECNICA DEL LITORAL y Profesores del Departamento de Ingeniería Mecánica.

Agradecimiento especial al Director de Tesis, Ing. Antonio Viteri M., por su apoyo, guía y dirección para la culminación de este trabajo, y al personal del Laboratorio de Metalurgia Mecánica que con su ayuda fue posible llevar a cabo la parte experimental.

Dejo constancia además de profundo agradecimiento a mis padres, Hilda y Miguel, por sus consejos y apoyo en mi vida estudiantil; y hermanos.



.....

Ing. Antonio Viteri M.,
DIRECTOR DE TESIS

DEDICATORIA

Este trabajo, realizado a base de mi esfuerzo, lo he querido dedicar a mis padres, Hilda y Miguel, los mismos que con su amor y sacrificio han sido bases fundamentales para alcanzar esta meta; a mi novia, Ana Luisa, que con su amor y apoyo decidido estimuló la culminación de mi profesión; y, a mis hermanos con cariño.

DECLARACION EXPRESA

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

(Reglamento de Exámenes y Títulos profesionales de la
ESPOL)



.....
MARCELO MIGUEL CASTILLO NAVAS

R E S U M E N

Las plantas extrusoras locales se han encontrado con el problema de no poder endurecer Aluminio extruído, hasta una dureza aceptable. Por tal motivo en el presente trabajo se realiza un estudio profundo sobre el - endurecimiento de Aluminio extruído; para lo cual se prueban distintos tiempos y temperaturas de envejecimiento artificial con probetas de Alu minio previamente extruídas, y se realizan ensayos de dureza y resisten cia a la tracción para cada caso con el fin de determinar la temperatur a y tiempo óptimo para los cuales se obtienen las mejores propiedades mecánicas. Posteriormente se realiza un estudio metalográfico para tra tar de explicar el endurecimiento obtenido.

Los resultados obtenidos son analizados y se los trata de aplicar a un proceso en planta.

INDICE GENERAL

	Pág.
RESUMEN	I
INDICE GENERAL	II
INDICE DE TABLAS	IV
INDICE DE FIGURAS	VI
CAPITULO I INTRODUCCIÓN	1
CAPITULO II ALUMINIO Y SUS ALEACIONES	2
2.1 Propiedades del Aluminio y sus aleaciones	2
2.2 Aleaciones de Aluminio para procesos de extrusión.	21
2.2.1 Diagramas de equilibrio	21
2.2.2 Tipos y clasificación de las aleaciones de Aluminio	28
2.2.3 Criterios de selección de las aleaciones ...	32
CAPITULO III PROCESOS DE EXTRUSION	35
3.1 Aplicación del proceso en la Industria del Alumi- nio	35
3.2 Tipos de extrusión para Aluminio	35
3.3 Factores importantes	40
CAPITULO IV PROCESOS DE DIFUSION Y PRECIPITACION	53
4.1 Variables importantes del proceso	53
4.2 Compuestos intermetálicos	62

4.3	Influencia del tamaño y la distribución de los precipitados. Fuentes de Frank Read.	62
CAPITULO V	EXPERIMENTACION EN LABORATORIO Y RESULTADOS	73
5.1	Diseño del cuerpo de extrusión experimental	79
5.1.1	Pruebas experimentales preliminares y optimización de temperatura de proceso	101
5.2	Optimización de variables para el proceso de sobrealizado	111
5.3	Optimización de las condiciones de enfriamiento.	114
5.4	Optimización de las variables de envejecimiento.	119
5.5	Estudio metalográfico	120
5.6	Ensayo de dureza, ensayo de tracción del material en las diferentes facetas del proceso	121
CAPITULO VI	EXPERIMENTACION EN PLANTA	145
6.1	Aplicación de las técnicas operativas de laboratorio a un proceso en planta	145
6.2	Optimización de variables para la producción en planta	146
CAPITULO VII	CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	151
TABLAS	156
BIBLIOGRAFIA	169

INDICE DE TABLAS

<u>TABLA N.º</u>		<u>Pág.</u>
I	Propiedades Físicas del Aluminio puro de 99.5%	156
II	Propiedades de algunas aleaciones de Aluminio	157
III	Coefficientes lineales medios de dilatación	158
IV	Límites de composición de las principales aleaciones Al-Mn y Al-Mg de endurecimiento, de producción industrial .	159
V	Límites de composición de las aleaciones típicas Al-Cu-Mg (y Al-Cu), de producción industrial	160
VI	Límites de composición de las aleaciones típicas Al-Si-Mg de producción industrial	161
VII	Límites de composición de las aleaciones típicas ligeras Al-Zn-Mg-Cu, de alta resistencia, de producción industrial	162
VIII	Tipos de aceros especiales para matrices de extrusión de aleaciones ligeras (t-máximo de trabajo = 500°C)	163
IX	Temperaturas y presiones de extrusión de las aleaciones ligeras	164
X	Temperatura y velocidad de extrusión para diversos tipos de aleaciones ligeras	165
XI	Durezas Brinell para las distintas etapas	166
XII	Ensayo de tensión	167

TABLA Nº

Pág.

XIII	Ensayo de Tensión	169
------	-------------------------	-----

INDICE DE FIGURAS

<u>FIGURA</u>		<u>Pág.</u>
2-1	Diagramas de tracción de diferentes aleaciones de Aluminio y del acero suave	3
2-2	Influencia de la velocidad de incremento de la carga en el ensayo de tracción sobre las curvas de precisión, del Duraluminio	5
2-3	Alargamientos de rotura en función de la distancia entre puntos de la probeta de Aluminio puro blando; probetas - de 20 mm de diámetro	6
2-4a	Probetas Proporcionales. Probeta corta	7
2-4b	Probetas Proporcionales. Probeta larga	7
2-5	Diagramas de tracción de algunas aleaciones de <u>Al</u>	8
2-6	Probetas para el ensayo de tenacidad	10
2-7	Influencia de los calentamientos de corta duración sobre la dureza del Duraluminio	12
2-8	Influencia de la temperatura sobre la tenacidad	14
2-9	Resistencia a la fluencia a temperaturas elevadas de aleaciones forjadas de Aluminio estabilizadas	16
2-10	Solubilidad sólida del Cu en Al	22
2-11	Solubilidad sólida de Si en Al	24
2-12	Solubilidad sólida del Mg en Al	25

<u>FIGURA</u>	<u>Pág.</u>
2-13 Solubilidad sólida de Mg_2Si en Al	27
3-1 Secciones características de algunos perfiles obtenidos - por extrusión	36
3-2a Principios de los métodos. Directo	37
3-2b Principios de los métodos. Indirecto de extrusión	37
3-3 Diagrama de la presión específica, en el caso de la extru- sión directa y en el de la extrusión inversa	39
3-4a Proceso de fluencia en la extrusión directa	41
3-4b Extrusión parcial de un tocho con una cuadrícula, según - un plano diametral	42
3-5 Formación de una "calabera" (S) durante la extrusión	43
3-6 Diagrama típico de extrusión sobre aleación Al-Mg-Si (An- titorodal 2)	48
3-7 Defecto de extrusión de un tocho cilíndrico macizo	50
3-8a Defectos de extrusión, grietas en el ala de un ángulo ..	50
3-8b Defectos de extrusión, rayas de extrusión	50
3-8c Defectos de extrusión, pegaduras	50
3-8d Defectos de extrusión, ampollas en extrusión normal	50
3-8e Defectos de extrusión, ampollas en extrusión alimentada .	50
3-8f Defectos de extrusión, paradas	50
4-1 Esquema del sistema de difusión	54
4-2 Variación de la constante de difusión con la temperatura.	57
4-3 Mecanismos elementales de la difusión	59
4-4 Difusión en un borde de grano	61

<u>FIGURA</u>	Pág.
4-5 Difusión a lo largo de una dislocación de cuña	51
4-6 Efecto de la temperatura en la velocidad de crecimiento de una partícula de precipitado	64
4-7 Curvas de velocidad de crecimiento de una partícula y de velocidad de precipitación	64
4-8a Precipitado coherente	65
4-8b Precipitado incoherente	65
4-9 Variación del límite elástico σ de la dureza con el tiempo de precipitación o el tamaño de los precipitados	67
4-10 Límite de solubilidad	68
4-11 Energías libres de una solución sólida madre α , de un precipitado en equilibrio β , y un precipitado coherente β' ; C y C' representan los límites de solubilidad respec- tivos	69
4-12 Configuraciones sucesivas para la formación de una Fuente Frank Read	71
5-1 Extracción del crisol del horno antes de fundir el metal.	74
5-2 Colada del material fundido en una lingotera precalentada a 2500C	75
5-3 Tocho fundido de la aleación 6063	76
5-4 Equipo utilizado en el proceso de extrusión	77
5-5 Cuerpo de extrusión	80
5-5a Envolvente	81
5-5b Alma	82

<u>FIGURA</u>	Pág.
5-5c Matriz	83
5-5d Pistón de presión	84
5-5e Vástago de presión	85
5-5f Portamatriz	86
5-6a Dureza en caliente superficial para el acero ASSAB 8407 .	88
5-6b Resistencia a tensión a temperaturas elevadas (ASSAB 8407).	89
5-7 Diagrama de cuerpo libre de las fuerzas que actúan en la matriz y el tocho	92
5-8 División de la superficie de la matriz en distintas áreas para el cálculo del centro de gravedad (Y_G) y el momento de inercia (I_G)	93
5-9a Dimensiones de las áreas de la matriz	94
5-9b y	
5-9c Momentos de inercia con respecto a un eje X y al centro - de gravedad para un triángulo y un rectángulo	94
5-10a Diagrama de cuerpo libre de la matriz completa	96
5-10b Diagrama de fuerza cortante	96
5-10c Diagrama del momento flector	96
5-11 Diagrama de cuerpo libre de las distintas secciones de la matriz	98
5-12 Lubricante en barra	103
5-13 Lingote semi-extruído	104
5-14 Grietas en el producto extruído debido a una temperatura demasiado alta	105

<u>FIGURA</u>	Pág.
5-15 Alambión extruído	106
5-16 Lubricación inicial del recipiente antes del proceso de - extrusión	107
5-17 Inicio del proceso de extrusión	108
5-18 Proceso de extrusión en marcha	109
5-19 Un tiempo anterior al final del proceso de extrusión	110
5-20 Recipiente y portamatriz después de aflojar los tornillos que los sujetan	112
5-21 Portamatriz, matriz y los tornillos de ajuste del cuerpo de extrusión	113
5-22 Enfriamiento rápido directamente al agua del producto ex- truído	115
5-23 Calentamiento uniforme hasta una solución sólida completa α en el punto B. Disipación del calor a través del alam- brón (C)	116
5-24 Microestructura del tocho fundido	122
5-25 Microestructura del tocho fundido y homogenizado	123
5-26 Microestructura de una probeta extruída y enfriada al ai- re	124
5-27 Microestructura de una probeta extruída y enfriada al ai- re; posteriormente solubilizada a 570°C durante 1 hora y enfriada al agua	125
5-28 Microestructura de una probeta extruída y enfriada al ai- re; posteriormente solubilizada a 570°C durante 1 hora y	

FIGURA

Pág.

	enfriada al agua; envejecida a 160°C durante 8 horas	126
5-29	Microestructura de una probeta extruída y enfriada al - agua	127
5-30	Microestructura de una probeta extruída y enfriada al - agua; posteriormente solubilizada a 570°C durante 1 hora y enfriada en agua	128
5-31	Microestructura de una probeta extruída y enfriada al - agua; posteriormente solubilizada a 570°C durante 1 hora y enfriada al agua; envejecida a 160°C durante 2 horas ..	129
5-32	Microestructura de una probeta extruída y enfriada al - agua; posteriormente solubilizada a 570°C durante 1 hora y enfriada en agua; envejecida a 160°C durante 6 horas ..	130
5-33	Microestructura de una probeta extruída y enfriada al - agua; posteriormente solubilizada a 570°C durante 1 hora y enfriada en agua; envejecida a 160°C durante 24 horas .	131
5-34	Microestructura de una probeta extruída y enfriada al - agua; posteriormente envejecida a 160°C durante 2 horas .	132
5-35	Microestructura de una probeta extruída y enfriada al - agua; posteriormente envejecida a 160°C durante 6 horas .	133
5-36	Microestructura de una probeta extruída y enfriada al - agua; posteriormente envejecida a 160°C durante 24 horas .	134
5-37	Toma de dureza de una probeta	135
5-38	Fundición de probetas para el ensayo de tracción	136
5-39	Probetas fundidas para el ensayo de tracción	137

<u>FIGURA</u>		Pág.
5-40	Estricción durante el ensayo de tracción	139
5-41	Rotura de la probeta durante el ensayo de tracción	140
5-42	Distintos tipos de rotura de las probetas ensayadas	141
5-43a	Curvas de límite de fluencia vs. tiempo de envejecimiento para las temperaturas de 160 y 190°C	142
5-43b	Curvas de resistencia a la tracción vs. tiempo de enveje- cimiento para 160 y 190°C	143
5-43c	Curvas de dureza vs. tiempo de envejecimiento, para 130, 150, 160, 170 y 190°C	144
6-1	Enfriamiento mediante un chorro de agua a la salida del - producto extruído de la matriz	148
6-2	Enfriamiento directo al agua mediante cubetas especiales .	149

CAPITULO I

INTRODUCCION

El avance tecnológico de la industria local ha visto la necesidad de la sustitución de piezas de acero en determinados usos, en los que el peso resulta un inconveniente para la mejor utilización y movilización de equipos. El material destinado a reemplazarlo son aleaciones de Aluminio, que por su bajo peso y buenas propiedades después de tratamientos adecuados, pueden adquirir propiedades mecánicas casi tan buenas como el acero. Es éste el motivo que nos ha llevado a realizar un estudio del envejecimiento de una aleación de Aluminio extruída en las plantas extrusoras locales.

En este estudio se trata de recopilar todos los datos posibles, mediante experimentación en laboratorio, que nos ayuden a obtener las mejores propiedades mecánicas en el material, en tiempos que estén de acuerdo a una producción industrial. Es decir, se trata de encontrar datos de utilidad en la industria, al mismo tiempo que se dan las recomendaciones indicadas para obtener buenos resultados.

CAPITULO II

ALUMINIO Y SUS ALEACIONES

2.1 Propiedades del Aluminio y sus aleaciones

Propiedades Físicas. Para estimar las posibilidades de empleo de un material es necesario conocer sus propiedades. La Tabla I es una lista de las propiedades físicas más importantes del Aluminio puro de 99.5 %. A continuación se resumen las propiedades físicas más importantes y la metodología de los ensayos que se realizan, para su determinación.

- Tracción

Los datos que se obtienen en el ensayo son la resistencia a la tracción, el límite elástico, el alargamiento y la estricción. La Figura 2-1 reproduce curvas de tracción del Avional, Anticorodal, Peraluman y Superavional bonificado, comparadas con las de acero suave (1); permite reconocer que en el Aluminio y en sus aleaciones no se presenta el límite elástico aparente o límite de fluencia característico de las curvas de tracción del acero suave (bajo contenido de Carbono). Para determinar el límite elástico en el Aluminio y sus aleaciones, es necesario utilizar el límite elástico convencional. La velocidad del ensayo debe ser tal que la rotura del material se produzca al cabo de 1 a 3 minutos, pues con velocidades más lentas y tiempos de 10

(1) Los nombres que se mencionan de las aleaciones de Aluminio son de la denominación comercial del fabricante ILL-Italia.

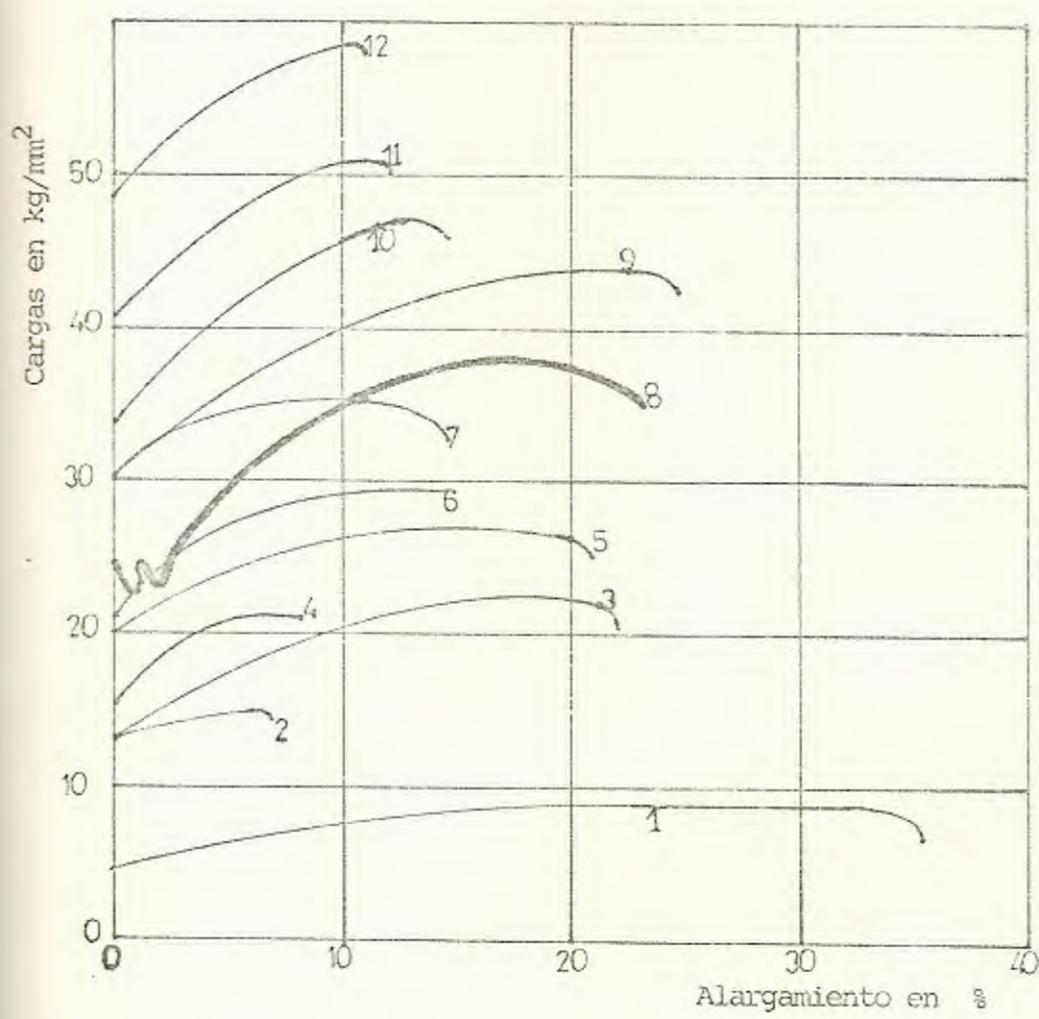


Figura 2-1.- Diagramas de tracción de diferentes aleaciones de Aluminio y del acero suave.

- 1. Al puro blando
- 2. Al puro duro
- 3. Peraluman 3 blando
- 4. Avional KM
- 5. Anticorodal A
- 6. Avional K6
- 7. Anticorodal B
- 8. Acero suave
- 9. Duraluminio
- 10. Superavional bonificado
- 11. Superavional laminado en frio después de tratamiento térmico
- 12. Aleaciones 75S y RR 77

a 30 minutos se producen, como indica la Figura 2-2, desviaciones medibles en las curvas determinadas con precisión.

Una vez alcanzada la carga máxima en un ensayo de tracción se produce una estricción durante la deformación en un metal dúctil. La estricción, o la deformación localizada no es una característica de los ensayos de tracción de los materiales frágiles. En las aleaciones de Aluminio endurecidas por precipitación no se produce la estricción. Es de mucha importancia para la medida de la elongación la distancia entre puntos, como lo indica la Figura 2-3. Si se quiere obtener valores comparables para el alargamiento, debe permanecer constante la relación entre la sección S_0 de la probeta y la distancia entre puntos. Las probetas que cumplen esta condición se denominan Probetas Profesionales (2). La Figura 2-4 describe las probetas recomendables para los ensayos de tracción del Aluminio.

La Figura 2-5 reúne gráficamente los límites elásticos convencionales para algunas aleaciones de Aluminio.

- Módulo de Elasticidad

El módulo elástico tiene importancia en las piezas sometidas a flexión y compresión. Para el Aluminio y sus aleaciones el módulo de elasticidad toma valores entre 6.000 y 7.500 kg/mm^2 .

La influencia de la composición y el trabajado en frío sobre el módulo

(2) Existen las llamadas probetas proporcionales cortas cuya relación entre la distancia entre puntos y la sección está dada por $L = 5.65 \sqrt{S_0}$, y las llamadas probetas proporcionales largas cuya longitud está dada por $L = 11.3 \sqrt{S_0}$.

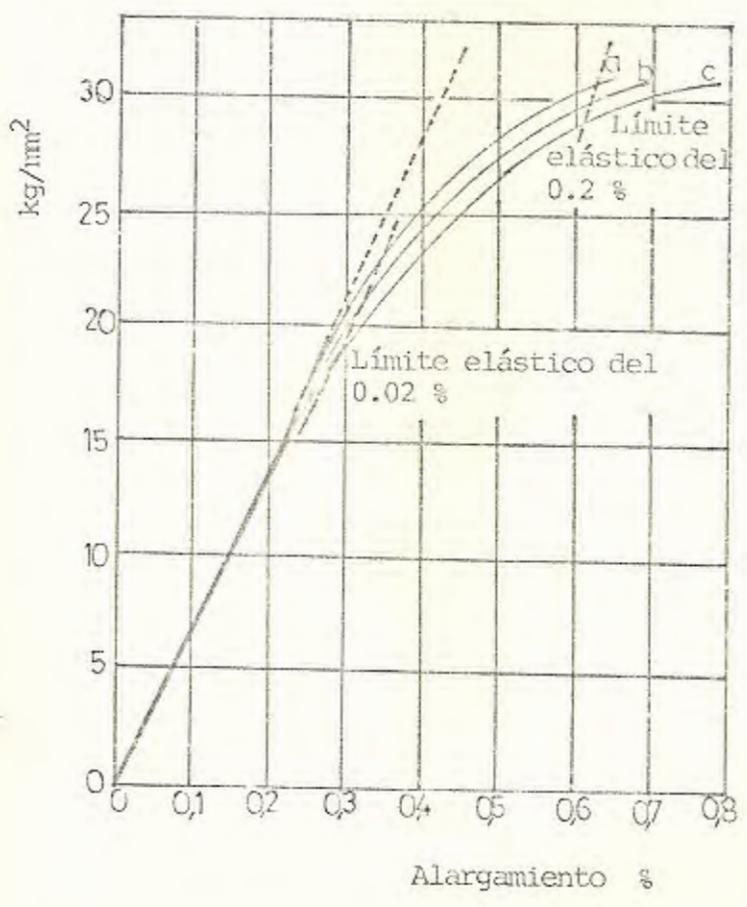


Figura 2-2.- Influencia de la velocidad de incremento de la carga en el ensayo de tracción sobre las curvas de precisión, del Duraluminio.
a, 2 min.; b, 3 min., y c, 30 min., hasta el momento de la rotura.

Especificación alemana, probeta larga, distancia entre puntos =	$11.3 S = 10d$
Especificación internacional	$= 10 \cdot 0.66S = 7.25d$
Especificación británica	$= 2" = 2.5d$
Especificación alemana, probeta corta	$= 5.65 S = 5d$

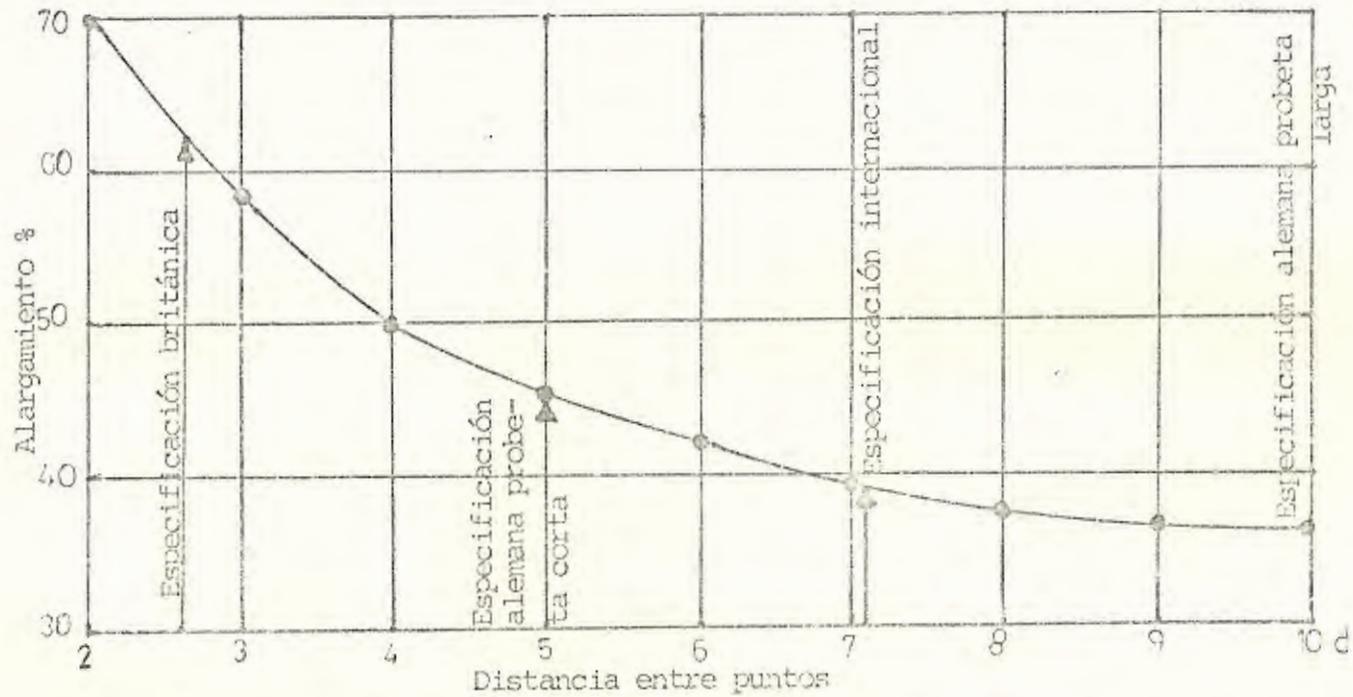


Figura 2-3.- Alargamientos de rotura en función de la distancia entre puntos de la probeta de Aluminio puro blando; probetas de 20 mm. de diámetro.

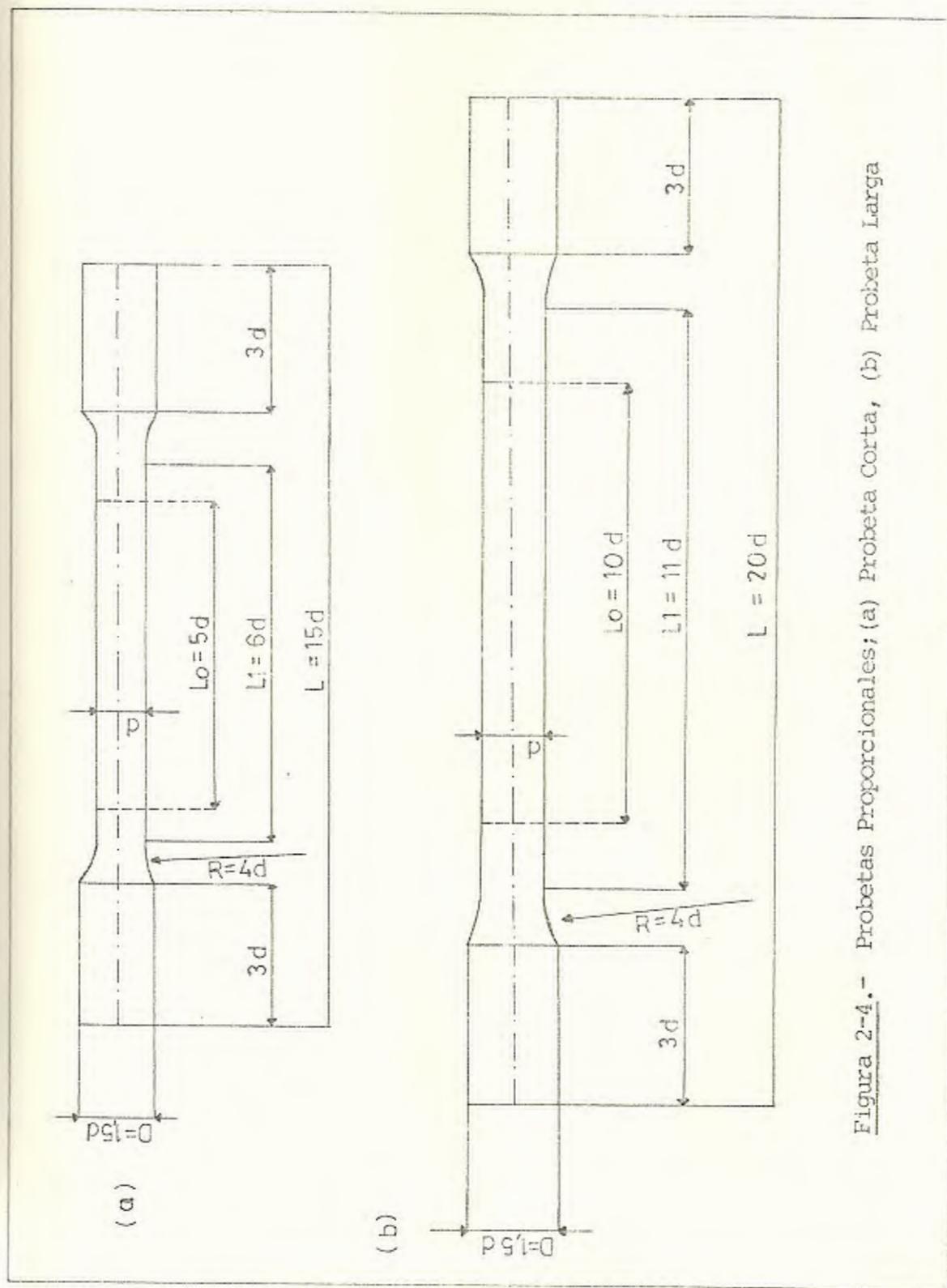


Figura 2-4.- Probetas Proporcionalas; (a) Probeta Corta, (b) Probeta Larga

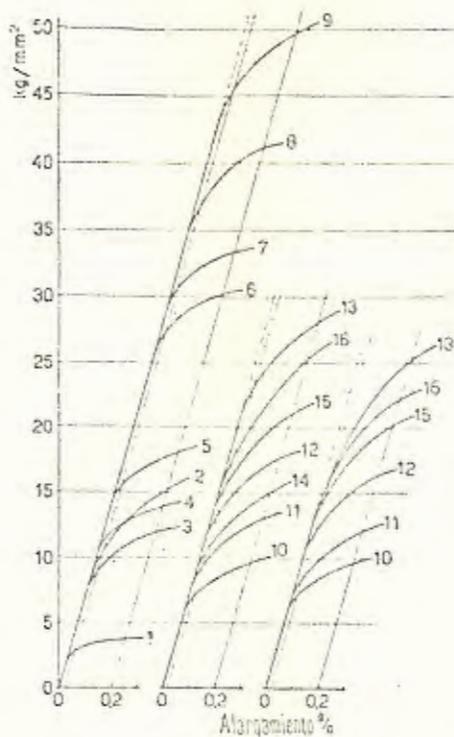


Figura 2-5.- Diagramas de tracción de algunas aleaciones de Al

Izquierda : Aleaciones forjadas

Centro : Coladas en coquilla

Derecha : Coladas en arena

1. Aluminio puro blando
2. Aluminio puro duro
3. Peraluman 3 blando
4. Peraluman 5 blando
5. Anticorodal semiendurecido
6. Anticorodal bonificado
7. Duraluminio bonificado
8. Superduraluminio envejecido y laminado en -
frio
9. Aleación 75S
10. Peraluman 5
11. Anticorodal bruto colada
12. Anticorodal semiendurecido
13. Anticorodal duro
14. Alufont bruto de colada
15. Alufont 3, duro
16. Alufont 4 duro

lo elástico es pequeño, dependiendo esencialmente del volumen atómico y del punto de fusión. Cuanto más pequeño es el módulo de un metal ligero, tanto mayores pueden ser los alargamientos o deformaciones elásticas.

En la Tabla II se resumen algunas de las propiedades antes mencionadas para distintas aleaciones de Aluminio.

- Dureza

Para determinar la dureza basta una superficie limpia y plana de 1 cm^2 y puede realizarse sin destrucción del material. Sin embargo es preciso tener en cuenta que para las aleaciones ligeras no puede establecerse ninguna relación constante entre dureza y la resistencia a la tracción. La dureza presta un servicio muy estimable, especialmente para controlar los procesos de endurecimiento por precipitación. En general se emplea el ensayo con la bola según Brinell, en el cual se comprime contra el material una bola de acero bajo una carga determinada. Para el Aluminio se recomienda una carga de $5 d^2 \text{ kg}$, siendo d el diámetro de la bola en milímetro.

- Tenacidad

Para determinar la tenacidad de los metales ligeros se emplean péndulos de 5 a 15 kgm, ajustando la altura de caída para que después de la rotura de la probeta no conserve el péndulo un exceso demasiado grande de energía. La Figura 2-6 muestra las dimensiones de las probetas según las normas BSM 10910. En las aleaciones forjadas envejecidas la tenacidad toma valores de 10 kgm/cm^2 .

- Propiedades a temperaturas más elevadas que la normal

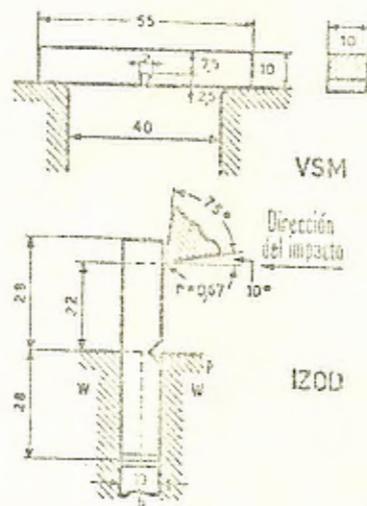


Figura 2-6.- Probetas para el ensayo de tenacidad

Como el punto de fusión de los metales ligeros es relativamente bajo, sufren pérdidas apreciables de resistencia a temperaturas también relativamente bajas. La temperatura máxima de seguridad oscila entre 230 y 300° C y estas cifras solo son permisibles en ciertas aplicaciones, tales como en los pistones de motores.

Las aleaciones endurecidas por envejecimiento se ablandan por calentamiento prolongado a 100 o 130° C, que constituyen las cifras límites de trabajo en la mayoría de las aplicaciones. El Anticorodal (Al-Si-Mg) comienza a ablandarse a 100° C. En el caso del Avional es muy interesante el efecto de los calentamientos cortos a temperaturas más elevadas, que muestra la complejidad de los fenómenos de endurecimiento por precipitación (Figura 2-7). Obsérvese que después de 4 horas a 160° C se produce un mínimo de dureza, debido a la disminución del grado de dispersión de la fase precipitada durante el envejecimiento, produciendo una aglomeración de partículas finas para formar otras más grandes en un proceso de coalescencia; mientras que después de 48 horas a la misma temperatura hay un segundo máximo, debido a que se puede suponer que en estos casos una reacción rápida conduce al sistema a un equilibrio metastable preliminar y entonces, mediante una reacción más lenta, en la que interviene un tipo distinto de núcleo, se desplaza el sistema en otra etapa, hacia su equilibrio final precipitando nuevas partículas finas que hacen producir este segundo máximo. En este momento se completa el endurecimiento por precipitación y después sigue ya un ablandamiento definitivo por coagulación de las nuevas partículas finas.

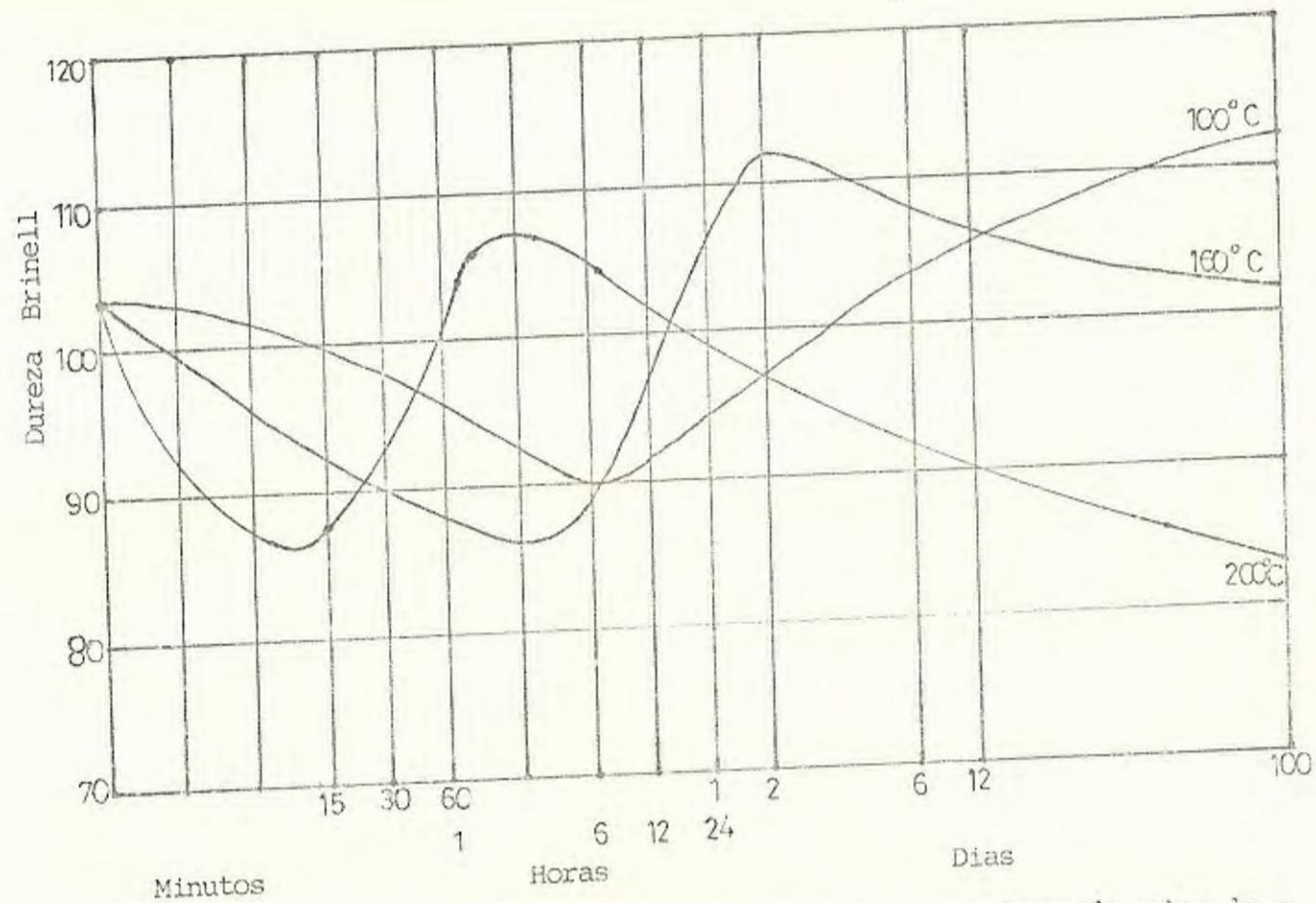


Figura 2-7.- Influencia de los calentamientos de corta duración sobre la dureza del Duraluminio.

La reducción de la resistencia a la deformación plástica a temperaturas elevadas es de importancia esencial para los trabajos en caliente, como la forja, laminación y extrusión.

- Propiedades en frío

En muchos metales pesados se observa una pérdida de tenacidad cuando la temperatura desciende, mientras en las aleaciones de Aluminio, por el contrario, la tenacidad aumenta al descender la temperatura, elevándose ligeramente la resistencia a la tracción. Esto se debe a que una dislocación, al moverse en la red, produce una resistencia. La resistencia a este movimiento debido a la fricción se llama Fuerza de Peierls-Nabarro. Esta fuerza varía sensiblemente con la temperatura en los materiales con estructura BCC (cúbica de cuerpo centrado) y en algún grado en los materiales con estructura CPH (exagonal compacta), aumentando rápidamente cuando la temperatura disminuye, produciendo una disminución en la resistencia del material como podemos ver en las curvas 5, 6 y 7 de la Figura 2-8.

En los materiales con estructura FCC (cúbica de caras centradas) debido a que existe un arreglo diferente en los iones de la retícula, la fuerza Peierls-Nabarro no es sensitiva a la temperatura, por lo que no produce un cambio apreciable en la resistencia al disminuir la temperatura en materiales FCC, como se observa en las curvas 1, 2, 3, 4 y 8 de la Figura 2-8 (pág. 184, Properties of Engineering Materials J.B.Moss).

- Fluencia Lenta

El objetivo de estos ensayos es determinar la mínima carga que puede

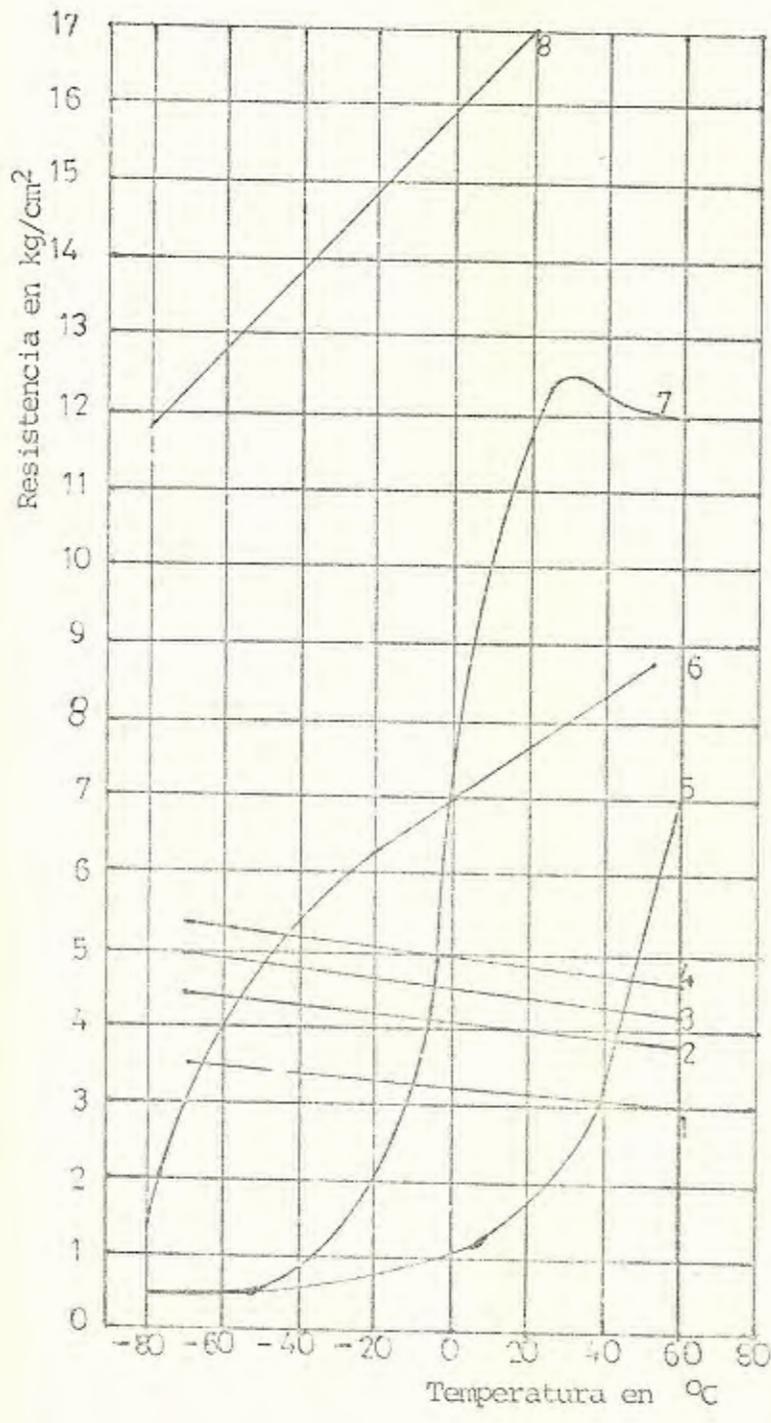


Figura 2-8.- Influencia de la temperatura sobre la tenacidad.

- 1. Duraluminio bonificado
- 2. Anticorodal
- 3. Peraluman 2
- 4. Peraluman 7
- 5. Acero suave envejecido artificialmente
- 6. Acero al Cu-Mn-Si recocido
- 7. Acero suave recocido
- 8. Acero austenítico al Cr-Mn-Si

soportar una aleación por un tiempo indefinido; como podrá verse este tipo de ensayo es difícil ser realizado debido a que por lo menos debe utilizarse un tiempo mínimo de 1.000 horas para obtener un resultado confiable. Por este motivo se realizan ensayos de corta duración y se toma la carga que en este tiempo no produce un alargamiento superior al 0.0001 %/h. Como podemos apreciar en la Figura 2-9 en donde se muestran los resultados de tales ensayos a diferentes temperaturas para distintas aleaciones de Aluminio. Las líneas de puntos representan los límites elásticos a la misma temperatura.

- Dilatación Térmica

El coeficiente de dilatación es de mucha importancia para las aleaciones ligeras debido a que este es de mayor magnitud que el de las aleaciones pesadas como el acero; y en construcciones mixtas, en las que intervienen las dos clases de metales, debe tomarse en cuenta este coeficiente en el diseño. La Tabla III reproduce los coeficientes medios de dilatación de algunas aleaciones de Aluminio.

- Punto de Fusión

Cuanto mayor es el intervalo de fusión mayor es la tendencia de la aleación a la segregación de sus componentes durante la solidificación. Si la solidificación es muy rápida, como ocurre cuando se cuela en coquilla, se suprimen las segregaciones y se obtiene una estructura de grano fino. Cuando se hacen tratamientos de disolución en aleaciones con estructura de segregación, el recocido debe de ser lo suficientemente largo para que pueda producirse simultáneamente una homogenización.

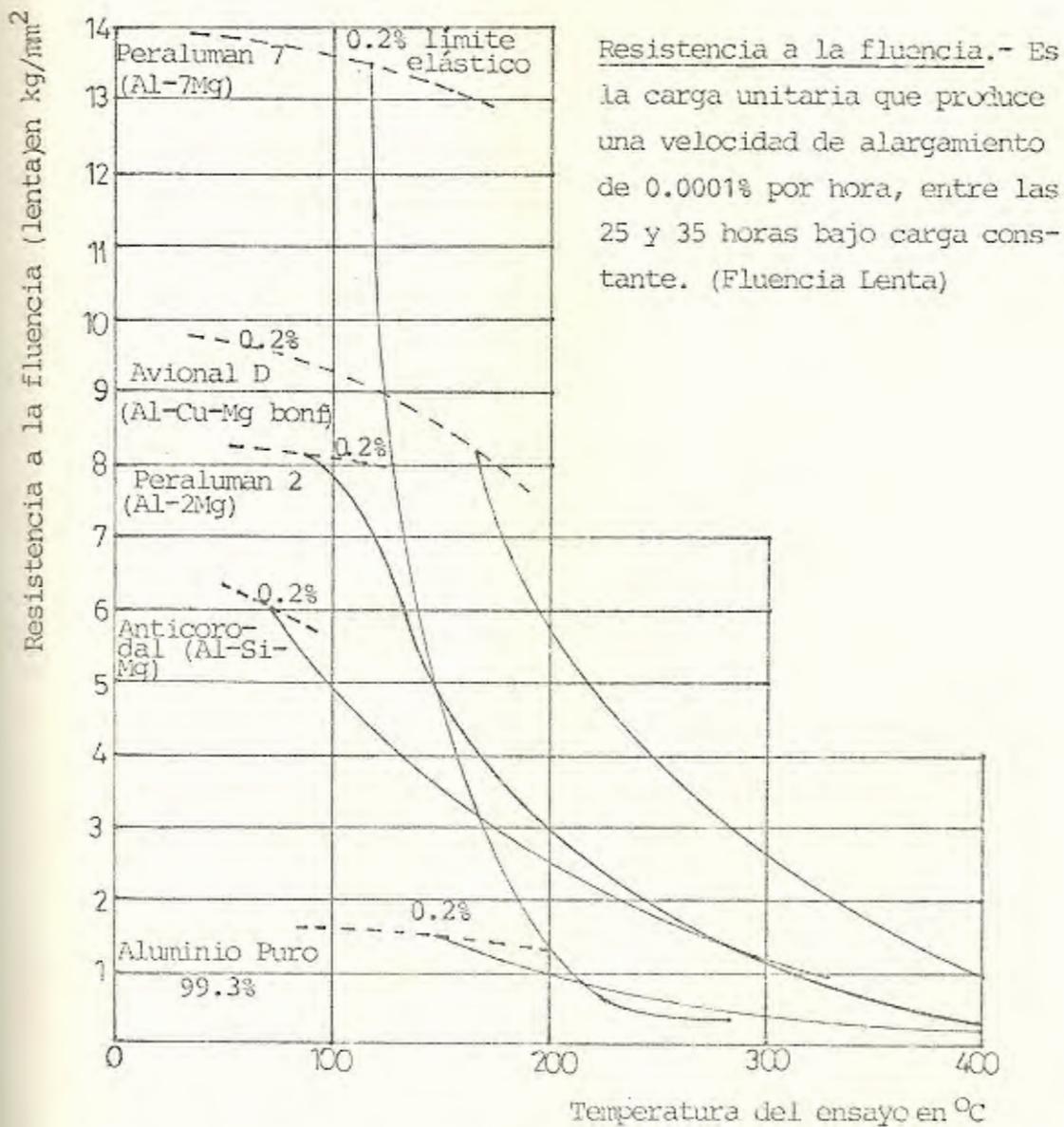


Figura 2-9.- Resistencia a la fluencia a temperaturas elevadas de aleaciones forjadas de Aluminio estabilizadas.

A continuación se detallan los puntos de fusión de algunas aleaciones de Aluminio:

Aleación	Mg	Si	Mn	Cu	Ni	Zn	Punto de Fusión
Aluman (AM30)	0.2	0.5	1.2	0.1	---	---	643°C
Peraluman 15	1.5	0.3	0.3	---	0.01	---	620°C
Avional 22	0.5	0.5	0.5	4.0	---	---	513°C
Anticorodal 63	0.7	0.4	0.1	0.1	---	---	600°C
Ergal 55	2.5	0.2	0.2	1.6	---	5.8	475°C

- Conductividad

El Aluminio puro presenta el máximo valor para la conductividad térmica y eléctrica después del Cobre y la Plata. Al adicionar elementos aleantes al Aluminio, al ser trabajado en frío, caliente o al ser sometidas las aleaciones al tratamiento térmico de envejecimiento la conductividad térmica y eléctrica disminuye, debido a que dichos tratamientos afectan el espaciamiento atómico y la regularidad de dicho espaciamiento, y como consecuencia afectan la uniformidad del movimiento del electrón conductor en el cristal. Tanto el trabajado en frío, como las aleaciones introducen imperfecciones a los cristales.

Las aleaciones sometidas a un recocido profundo durante un largo tiempo aumentan su conductividad eléctrica y térmica (pág. 405, Ciencia de Materiales para Ingeniería, Keyser).

El Aluminio de 99.5 % bruto de colada presenta una conductividad térmica de 0.506 cal/cm.seg.°C que se eleva a 0.513 después de un trata

miento de homogenización, y puede al contrario descender a 0.489 por deformación en frío.

Propiedades Químicas. Entre las propiedades químicas más importantes podemos destacar las siguientes:

- Corrosión

A pesar de que el Aluminio tiene gran afinidad para el oxígeno, este presenta excelente resistencia a la corrosión debido a una capa de óxido que se forma en la superficie del metal por la acción del oxígeno atmosférico; esta película resulta impermeable a la humedad y los gases, por lo que protege el metal contra el ataque posterior. Si por cualquier causa la película de óxido se elimina, en muchos medios ambientes se forma inmediatamente una nueva película y el metal continúa totalmente protegido.

En algunas soluciones fuertemente ácidas o alcalinas, o en contacto con materiales corrosivos húmedos que impiden que el oxígeno se ponga en contacto con la superficie del Aluminio, la película protectora no se forma con tanta facilidad. En estos casos es necesario proteger adecuadamente el Aluminio o prescindir totalmente de su uso.

Las aleaciones de Aluminio son afectadas en mayor o menor grado por la corrosión, dependiendo de los porcentajes de los elementos aleantes, así para contenidos de Cobre, Níquel, Plata, Cromo, Titanio de 0.02 % o más, la corrosión puede atacar seriamente. El Hierro y el Silicio poco afectan la resistencia a la corrosión del metal, mientras que el Zinc solo perjudica gravemente cuando su contenido supera el 1 %. El Manganeso y el Magnesio son inhibidores de la corro-

sión y tienen un efecto positivo especialmente cuando el agente corrosivo es el agua de mar (cloruros). Si el contenido de Magnesio excede del 5 % su efecto puede ser perjudicial como consecuencia de la precipitación en los bordes de grano. Otros elementos, como el Antimonio, contribuyen a formar una película protectora que refuerza el efecto de la capa de óxido.

Entre los principales tipos de corrosión que pueden atacar al Aluminio tenemos: corrosión general, durante la cual la superficie del metal se disuelve uniformemente por la destrucción de la película de óxido; corrosión local o picadura, este tipo de corrosión se localiza en áreas pequeñas y su naturaleza es electroquímica; corrosión intercrystalina, es de naturaleza electroquímica pero su principal causa es debido a la presencia de partículas microscópicas precipitadas en los bordes de grano con un potencial electroquímico diferente al del metal base; corrosión bajo tensiones, se ha comprobado que cuando una probeta está sometida bajo esfuerzos la velocidad de corrosión aumenta.

Preparación de probetas para estudios micro y macrográficos. Debido a que a lo largo de todo este trabajo se tendrá que utilizar este tipo de análisis, se ha creído necesario mencionar este tema.

- Macrografía

Para analizar el tamaño de grano de una aleación se ataca una superficie brillante del metal con el reactivo siguiente:

20 cm³ de ácido clorhídrico (de 38%)

20 cm³ de ácido nítrico concentrado (de 65%)

5 cm^3 de ácido fluorhídrico concentrado (de 30%)
20 a 40 cm^3 de agua

(pág. 90, Aleaciones Ligeras, Dr. Ing. Alfred Von Zeerleder)

- Micrografía

Para observar la microestructura de una probeta de una aleación de -
Aluminio, la superficie que se va a observar debe estar debidamente
pulida y perfectamente plana.

Para que resulten observables las fases constituyentes sobre la su-
perficie de la probeta pulida se pueden emplear los siguientes reac-
tivos:

1. Para poner en manifiesto las distintas fases:

10 gotas de HF al 30%

10 gotas de HNO concentrado

100 cm^3 de agua destilada

Tiempo de ataque: 15 a 60 seg

2. Observación del borde de grano:

Aleaciones forjadas Al-Mg-Si

100 cm^3 de solución acuosa al 5% de Fe Cl_3

15 a 20 gotas de HF

Tiempo de ataque: 2 a 4 min

(pág. 90, Aleaciones Ligeras, Dr. Ing. Alfred Von Zeerleder)

3. Observación microscópica general:

0.5 cm^3 de ácido HF concentrado

99.5 cm^3 de agua destilada

Tiempo de ataque: 15 a 60 seg

(pág. 419, Fundamentos de la Práctica Metalográfica, George L. - Kehl)

2.2 Aleaciones de Aluminio para Procesos de Extrusión

En esta sección se analizarán las aleaciones de Aluminio según las normas italianas de unificación (UNI-3565), y este sistema será el que se utilice a lo largo de todo el estudio.

2.2.1 Diagramas de Equilibrio

A continuación vamos a presentar los diagramas de equilibrio de las aleaciones de Aluminio más importantes de uso industrial:

- Diagrama de Equilibrio Aluminio-Cobre

En la Figura 2-10 se representa la región del diagrama de equilibrio Al-Cu, rica en Aluminio, y en ella vemos que la solubilidad máxima del Cu en Al es 5.65% a 548°C, disminuyendo hasta 0.45% a 300°C. Por consiguiente, las aleaciones cuyo contenido de Cu esté comprendido entre 2.5 y 5% podrán tratarse térmicamente aumentando su dureza posteriormente por un proceso de envejecimiento. La fase θ que aparece en el diagrama es una fase intermedia cuya composición química responde aproximadamente a la fórmula Cu Al_2 . El tratamiento de disolución se realiza calentando la aleación hasta alcanzar la región monofásica kappa (κ) y enfriándola a continuación rápidamente. Durante el proceso posterior de envejecimiento artificial o natural precipitará la fase θ , dando lugar a un aumento de la resistencia de la aleación. Estas aleaciones pueden contener también pequeñas cantidades de Silicio, Hierro, Magnesio, Manga

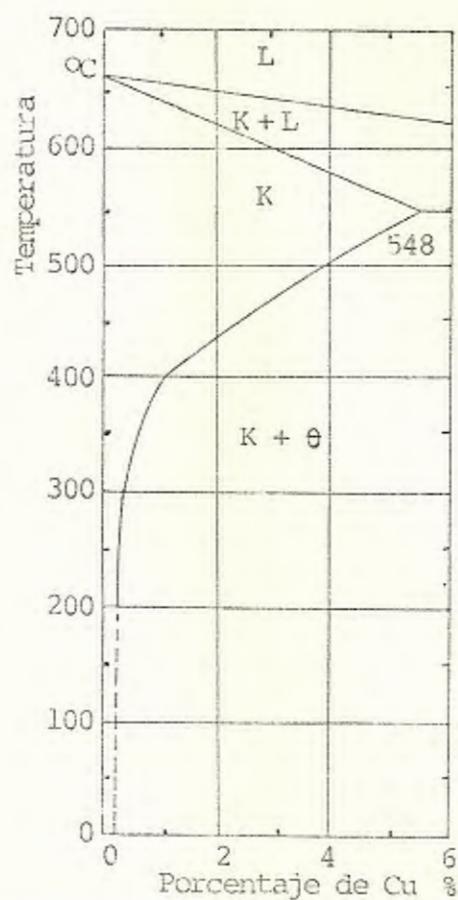


Figura 2-10

Solubilidad sólida del Cu en Al

<u>Temp. °C</u>	<u>Sol. Cu % en peso</u>
548	5.65
540	5.30
520	4.70
500	4.10
450	2.60
400	1.50
385	1.25
350	0.85
300	0.45

neso, Cromo y Zinc.

- Diagrama de Equilibrio Aluminio-Silicio

La Figura 2-11 representa la zona rica en Aluminio del diagrama de Al-Si, observándose que la solubilidad máxima del Si en la solución sólida alfa es 1.65% a la temperatura eutéctica de 577°C. Aunque la línea de solubilidad del solidus muestra que esta decrece al disminuir la temperatura, estas aleaciones generalmente no responden al tratamiento térmico de bonificación, debido a que las partículas reprecipitadas de la solución sólida sobresaturada de Si en Al son de dimensiones demasiado grandes para actuar como agente endurecedor.

- Diagrama de Equilibrio Aluminio-Magnesio

El diagrama de equilibrio Al-Mg presenta dificultades experimentales para su estudio, especialmente en la zona entre 33 y 70% de Mg, como también es difícil la determinación exacta de la solubilidad sólida de Mg en Al a temperaturas menores de 300°C, ya que esta aleación no alcanza el equilibrio completo a baja temperatura. Otra dificultad es la fácil sobresaturación de la aleación de bajo Magnesio aún después de largos períodos de recocido y enfriamiento lento.

Los valores más interesantes de los distintos puntos de la curva de solubilidad se encuentran en la Figura 2-12.

Las aleaciones de Al-Mg presentan teóricamente contenidos de Mg superiores al 10%, lo que no se puede dar en la práctica ya que para aleaciones con contenido de Mg mayores que el 5% presentan

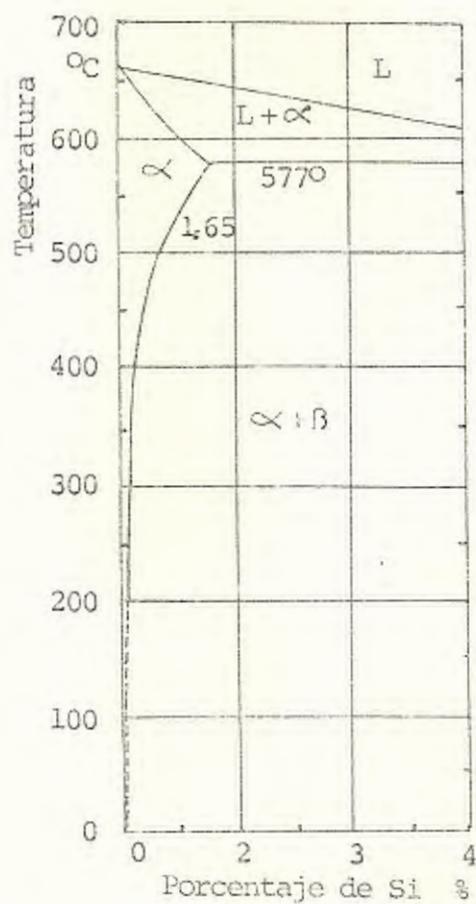


Figura 2-11

Solubilidad s31ida de Si en Al

<u>Temp. 3C</u>	<u>Sol. Si % en peso</u>
577	1.65
550	1.30
500	0.80
450	0.48
400	0.29
350	0.17
300	0.10
200	0.05

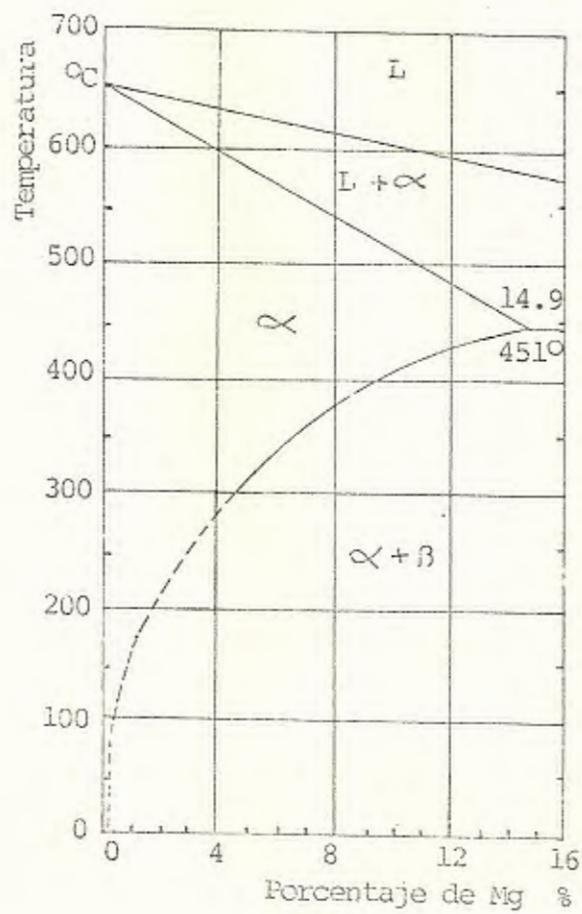


Figura 2-12

Solubilidad sólida del Mg en Al.

<u>Temp. °C</u>	<u>sol. Mg % en peso</u>
451	14.9
400	11.5
350	8.7
300	6.4
250	4.3
200	2.9

corrosión intercrystalina y tensocorrosión, debido a la precipitación en los bordes de grano de partículas ricas en Mg.

- Diagrama de Equilibrio Aluminio-Silicio de Magnesio (sección pseudobinaria del ternario Al-Si-Mg)

La difusión comercial de las aleaciones del grupo Al-Si-Mg hace al sistema ternario, especialmente en la zona rica en Al, uno de los más importantes y mejor estudiados. Especialmente interesante es la sección binaria Al-Mg₂Si, debido precisamente a que el compuesto intermetálico Mg₂Si presenta un amplio margen de solubilidad sólida en el Al como podemos ver en la Figura 2-13, y que las aleaciones derivadas del mismo son susceptibles de un destacado efecto de bonificación. El compuesto Mg₂Si según los datos experimentales varía su solubilidad de acuerdo a los valores presentados a un lado de la curva de la Figura 2-13. Las aleaciones ligeras para elaboración plástica más usadas en la práctica generalmente contienen un porcentaje de Mg₂Si menor que el 2%, por lo que sería inútil, y bajo ciertos aspectos perjudicial, la presencia de Mg₂Si libre, más allá del máximo de solubilidad permitida para la temperatura práctica de temple, que es generalmente menor a 500°C. A esta temperatura puede ser solubilizado por temple aproximadamente el 1.5% de Mg₂Si, correspondiente a una aleación con 0.55% de Silicio y 0.95% de Mg. Aumentando el contenido de Si y Mg una parte de Mg₂Si permanece sin disolver, mientras que aumentando solo el contenido del Si, una parte de este permanece libre, después de haber sa-

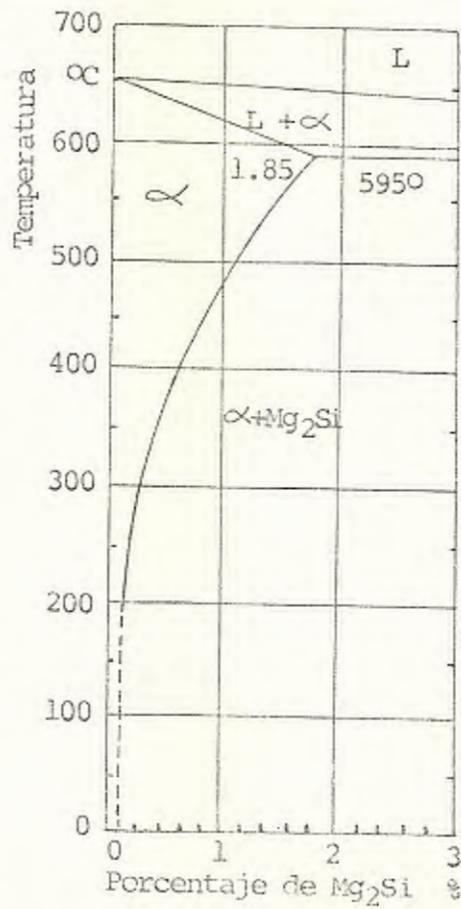


Figura 2-13

Solubilidad sólida de Mg₂Si en Al

(secc. Seudobinaria del Ternario Al-Si-Mg)

Temp. °C	sol. Mg Si % en peso
595	1.85
500	1.05
400	0.53
300	0.30
200	0.27

turado todo el Mg presente.

2.2.2 Tipos y Clasificación de las aleaciones de Aluminio

Todas las aleaciones de Aluminio para elaboración plástica pueden ser utilizadas en procesos de extrusión, por este motivo vamos a dividir las en dos tipos:

1. Aleaciones de endurecimiento
2. Aleaciones de bonificación

1. Las aleaciones de Aluminio de endurecimiento adquieren dicha dureza por trabajado en frío, y se obtienen de la aleación de Al puro con elementos especiales, de por sí más o menos solubles en sólido, pero siempre inactivos a los efectos de un tratamiento de bonificación (1). En la práctica, tales elementos de aleación están constituidos por Silicio, Manganeso o Magnesio; o bien Magnesio más Manganeso o por Magnesio más Cromo. La presencia de Hierro y Silicio en las aleaciones ejerce una sensible influencia sobre las características físicas, y una influencia más modesta, pero siempre apreciable, sobre las características mecánicas.

Las aleaciones más importantes de endurecimiento según normas italianas son:

- Aleación tipo Aluman (AM30) (Aleación Aluminio-Manganeso UNI 3568)
- Aleación tipo Peraluman 12 (Aleación Aluminio-Magnesio UNI

(1) Llamamos bonificación al tratamiento térmico que resume el tratamiento de temple de solución y envejecimiento artificial o natural

3573)

- Aleación tipo Peraluman 25 (Aleación Aluminio-Magnesio (UNI

3574)

- Aleación tipo Peraluman 35 (Aleación Aluminio-Magnesio (UNI

3575)

- Aleación tipo Peraluman 50 (Aleación Aluminio-Magnesio (UNI

3576)

Los límites de composición de las principales aleaciones Al-Cu y Al-Mg de endurecimiento, de producción industrial se encuentran en la Tabla IV.

2. Este tipo de aleación está constituido por Aluminio y un compuesto intermetálico (por ej, Mg_2Si ó $CuAl_2$), más soluble a alta temperatura que a baja temperatura en el estado sólido. Existen otros elementos que componen estas aleaciones los mismos que son poco o nada solubles, que deben su presencia a un conjunto de condiciones favorables de carácter tecnológico, tales como, el control de las dimensiones de los granos, el aumento de la resistencia en caliente, etc.

Entre las aleaciones de bonificación más importantes tenemos las siguientes:

- Aleación tipo Avional 22 (Aleación Al-Cu-Mg-Mn UNI 3579)
- Aleación tipo Chitonal 22 (Aleación Al-Cu-Mg-Mn UNI 3580)
- Aleación tipo Avional 21 (Aleación Al-Cu-Mg-Si UNI 3567)
- Aleación tipo Avional 14 (Aleación Al-Cu-Si-Mn-Mg UNI 3581)
- Aleación tipo Chitonal 14 (Aleación Al-Cu-Si-Mn-Mg UNI 3582)

- Aleación tipo Avional 34 (Aleación Al-Cu-Mg-Mn UNI 3583)
- Aleación tipo Chitonal 24 (Aleación Al-Cu-Mg-Mn UNI 3584)
- Aleación tipo Anticorodal 63 (Aleación Al-Si-Mg UNI 3569)
- Aleación tipo Anticorodal 11 (Aleación Al-Si-Mg-Mn UNI 3571)
- Aleación Ergal 55 (Aleación Al-Zn-Mg-Cu UNI 3735)
- Aleación tipo Ergal 65 (Aleación Al-Zn-Mg-Cu UNI 3737)

En las Tablas V, VI y VII se encuentran resumidos los límites de composición de las aleaciones típicas Al-Cu-Mg, Al-Si-Mg y Al-Zn-Mg-Cu en su orden.

La composición química de la aleación Anticorodal 63 es la misma que la de la aleación americana 6063, que es el material que se utiliza en la parte experimental de este trabajo. Por este motivo se detallan a continuación las propiedades, tratamientos térmicos y características tecnológicas de esta aleación.

Aleación Aluminio-Silicio-Magnesio (Si 0.4% - Mg 0.7%)		
Peso Específico (kg/dm ³)	Punto inf. de fusión (°C)	Calor Específico a 100°C (cal/g)
2.7	600	0.22
Conductividad Térmica a 20°C (cal/seg cm °C)		Coeficiente de Dilatación Térmica Lineal (°C ⁻¹)
Estado R	Estado TA	
0.50	0.42	24 x 10 ⁻⁶
Resistividad a 20°C (μΩ cm)		Módulo de Elasticidad (kg/mm ²)
Estado R	Estado TA	
3.14	3.25	6.700

Extrusionados					
Estado de Suministro		Características Mecánicas			
Denominación	Símbolo	Carga de rotura a tracción kg/mm ²	Carga al límite de desgarro kg/mm ³	Alargamiento %	Dureza Brinell kg/mm ²
Recocido	R	9 a 13	5 a 8	18 a 30	30 a 45
Bonificación	T a A*	19 a 23	12 a 19	10 a 20	55 a 75
Bonificación	TA 16	24 a 28	21 a 25	11 a 15	70 a 90

Los valores de las características mecánicas han sido encontrados para una sección máxima de 12000 mm².

* Para este tipo de tratamiento se hizo el ensayo con probetas de espesor de 3.5 a 10 mm.

Tratamientos Térmicos de Aleación 6063

R: recocido completo, 360 a 400°C durante 2 a 4 horas a régimen con enfriamiento lento en horno hasta 250°C.

TA 16: temple en agua (10 a 30°C) de 500 a 530°C después de precalentamiento durante 0.5 a 2 horas a régimen en el horno; envejecimiento artificial de 155 a 165°C durante 8 a 12 horas.

T a A: temple en aire en la prensa, seguido de envejecimiento artificial de 155 a 165°C durante 8 a 12 horas.

Características Tecnológicas de Aleación 6063. Para la indicación de las características tecnológicas de la aleación se adopta la siguiente gradación decreciente: buena-suficiente-

mediocre-deficiente-mala.

La presente aleación tiene las siguientes características tecnológicas:

- Deformabilidad en frío,
buena para el estado R, deficiente para los otros esta
dos.
- Soldabilidad,
Autógena, suficiente
Eléctrica por Resistencia, buena
- Maquinabilidad con Herramienta,
mediocre para el estado R, buena para los otros esta
dos.
- Resistencia a la corrosión, en ambiente,
Marino e industrial, suficiente
Urbano y rural, buena
Interior seco, buena
- Aptitud para la oxidación anódica,
buena para el estado R para simple protección; buena
para los otros estados para usos decorativos y para de
coración.

2.2.3 Criterios de Selección de las aleaciones

La elección de la aleación más adecuada debe hacerse de acuerdo con el tipo de sollicitación a que la pieza haya de estar sometida en el servicio. Las piezas que han de soportar cargas estáticas elevadas deben fabricarse de aleaciones bonificadas a su dureza -

máxima, en cuyo estado los alargamientos de rotura son relativamente pequeños. Cuando, por el contrario, han de resistir cargas alternativas o choques, es necesario elegir una aleación tenaz y capaz de grandes alargamientos, aunque el límite elástico y la resistencia sean menores. En estas aplicaciones se prefieren las aleaciones forjadas a las coladas.

Cuando las cargas no son tan grandes, se prefieren las aleaciones no bonificables, que resultan más baratas y se fabrican las piezas por coladas. Las aleaciones bonificables se emplean en un estado semi-duro en el caso de cargas alternas, y en el estado de máxima dureza cuando las cargas son estáticas; en el estado semi-duro son más tenaces.

En el diseño de las construcciones de metales ligeros debe tenerse presente principalmente el menor valor del módulo elástico, que exige mayores momentos de inercia para conseguir la debida rigidez. En piezas coladas no siempre se puede aumentar la rigidez por incremento de la sección, pues esto puede conducir a estructuras de grano más basto con menor resistencia mecánica; la rigidez de las piezas coladas debe buscarse, no aumentando el espesor de paredes, sino por medio de costillas adecuadas. Los perfiles de metales ligeros se obtienen casi siempre por extrusión, pues por este método se puede lograr una multiplicidad casi ilimitada de formas, aumentando de este modo la rigidez y simplificando la construcción. Dotando a los perfiles de nervaduras más gruesas se puede elevar frecuentemente la resistencia a la flexión.

Cuando existe peligro de corrosión debe tenerse en cuenta al elegir la aleación. Las aleaciones de Aluminio que contienen Cobre o Zinc presentan en general menos resistencia a la corrosión; la adición del Magnesio a las aleaciones Al-Zn produce una mejora si el Zinc se encuentra formando una fase intermetálica con el Magnesio; tales aleaciones pueden presentar tendencia a la corrosión bajo tensiones, que puede corregirse por otras adiciones y con tratamiento térmico adecuado. Las aleaciones que mejor resisten a la corrosión son las Al-Mg-Si, después del tratamiento térmico, y las aleaciones Al-Mg, siempre que el contenido del Cobre no pase de 0.02% y no exista impurezas en la superficie.

CAPITULO III

PROCESOS DE EXTRUSION

3.1 Aplicación del Proceso en la Industria del Aluminio

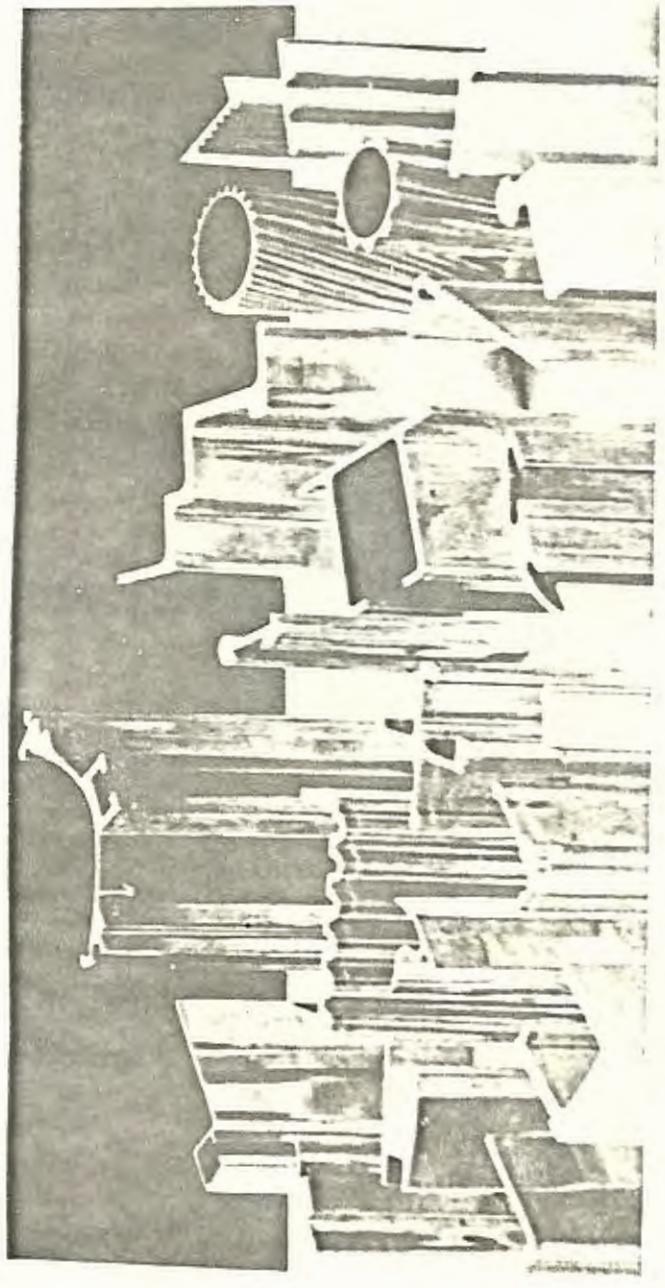
La primera aplicación de la extrusión en la industria del Aluminio fue la fabricación de barras redondas de latón; más tarde se decidió aplicar el sistema a la fabricación de perfiles más complicados y también de cuerpos tubulares. La rapidez con la cual procede el trabajo, la posibilidad casi ilimitada de variación de las secciones extrusionadas, y la economía de operación, comparado con el elevado costo de los cilindros para laminación, han hecho del sistema de extrusión uno de los métodos más extendidos de producción, hasta hacer de él una de las más destacadas particularidades de la metalurgia moderna de transformación de los metales no ferrosos. En la Figura 3-1 mostramos secciones características de algunos perfiles obtenidos por extrusión.

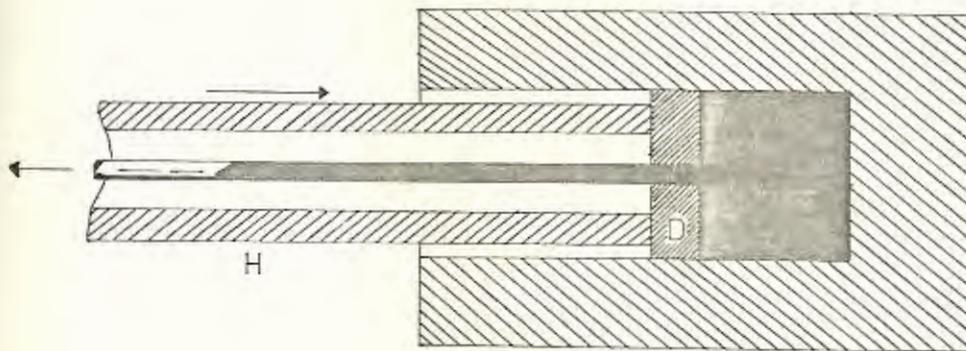
3.2 Tipos de Extrusión para Aluminio

Existen dos tipos:

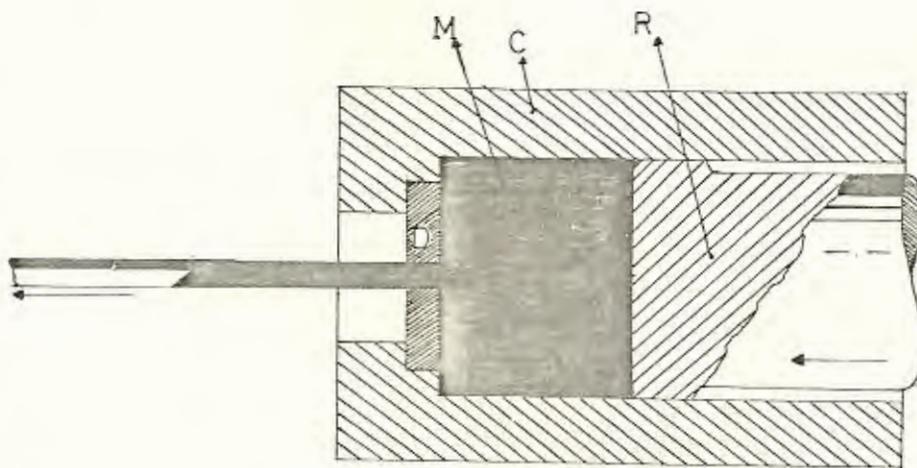
1. Extrusión directa
 2. Extrusión indirecta
1. En la extrusión directa se coloca un lingote de metal (M) en el recipiente (C) de la prensa, siendo luego forzado a través del dado (D) por el énvolo (R), que avanza dentro del recipiente, como podemos ver en la Figura 3-2a. Con este sistema, el metal en contacto con las paredes del receptor es dotado de un movimiento relativo respecto a las mismas; este movimiento es de velocidad evidentemente proporcional a

Figura 3-1. - Secciones características de algunos perfiles obtenidos por extrusión





(b)



(a)

Figura 3-2.- Principios de los métodos (a) directo y (b) indirecto de extrusión

la de avance del pistón.

2. En el proceso indirecto el dado (D) es llevado por el énvolo hueco - (H) que produce la extrusión en dirección precisamente opuesta al movimiento del énvolo. Generalmente, es más satisfactorio en la práctica, cuando se usa el proceso indirecto, emplear un énvolo fijo y mover el recipiente con el metal. El principio es el mismo, ya que no hay movimiento relativo entre el metal y el recipiente. Esto puede verse en la Figura 3-2b.

Puesto que no hay movimiento relativo entre el metal y el recipiente en el proceso indirecto, se requiere menor energía para efectuar la extrusión que por el directo. En este último, la presión total necesaria es la requerida para producir deformación en el dado, junto con la presión requerida para causar deformación en la longitud residual del lingote y vencer así la fricción entre la cubierta exterior del mismo y las paredes del recipiente. Con el proceso directo, una vez que se ha creado una zona de deformación y ha comenzado la extrusión, la presión permanece virtualmente constante durante la carrera del énvolo. Esta presión es inferior en el proceso indirecto debido a que no hay movimiento relativo, y por lo tanto no hay fuerza de fricción que se oponga al mismo entre el lingote y el recipiente, y no hay movimiento interno del metal excepto en la cara del dado. Esta diferencia la podemos observar en la Figura 3-3.

El proceso de fluencia en la extrusión directa es distinto al de la indirecta. En la primera, la fluencia de las zonas periféricas del tocho en

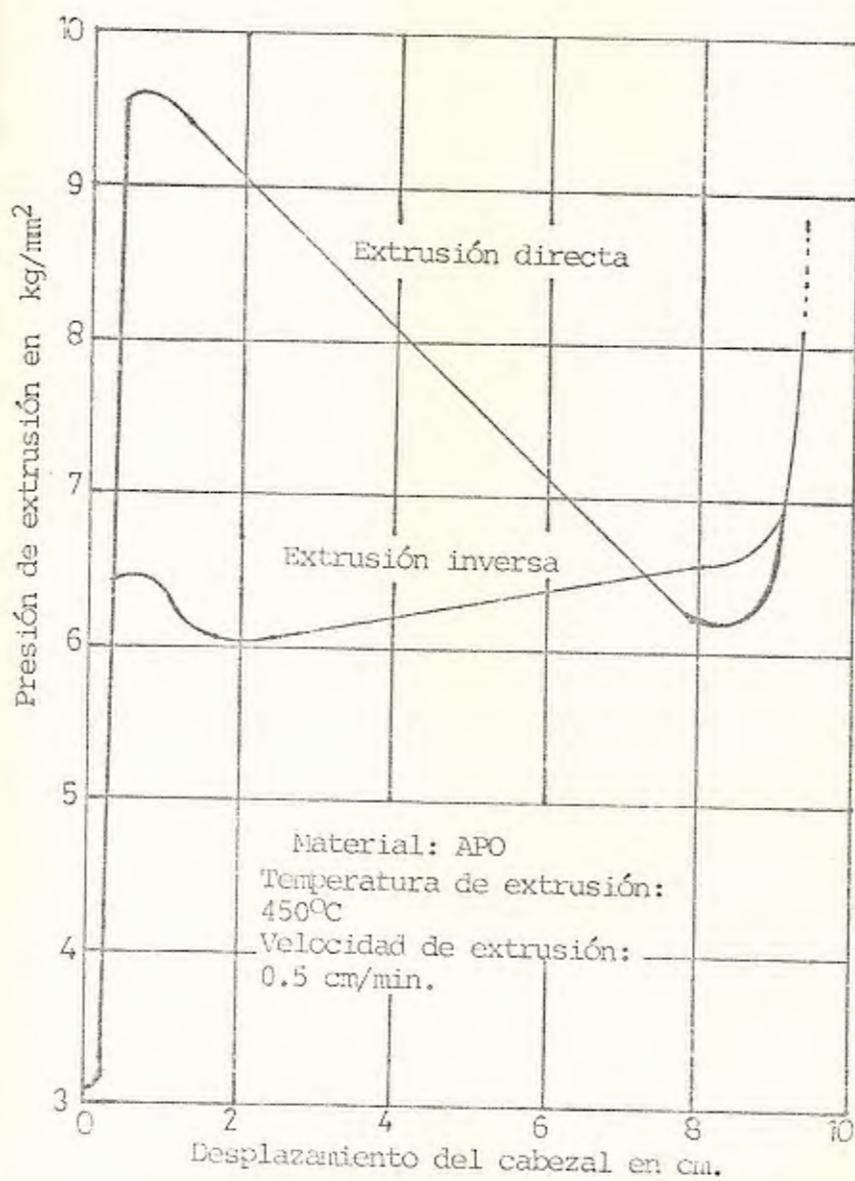


Figura 3-3. - Diagrama de la presión específica, en el caso de la extrusión directa y en el de la extrusión inversa.

las proximidades de la matriz está frenada a causa del frotamiento intenso contra la pared del recipiente y de la matriz, siendo el centro del tocho extruído primeramente. Entonces se observa un verdadero giro de las capas frontales del tocho (Figura 3-4a).

La ausencia del movimiento entre el lingote y el recipiente hace que la fluencia del metal sea menos turbulenta en aquella parte del lingote no extruída. Para observar este proceso de fluencia, se realiza la extrusión parcial de un tocho con una cuadrícula según un plano diametral, en la que se introducen hilos de una aleación distinta a la del resto del tocho. Este análisis puede observarse en la Figura 3-4b.

Como un medio adicional para reducir la cantidad de superficie que entra al volumen de extrusión, se emplea un cojín de extrusión algo más pequeño que el diámetro del agujero del recipiente. Así, permanece en el recipiente una "calabera" de material, que consiste principalmente de la cubierta exterior, enfriada y oxidada del lingote y que, por lo tanto no entra el volumen de extrusión (Figura 3-5).

3.3 Factores Importantes

Construcción de las matrices de extrusionar. El dispositivo mecánico de las prensas de extrusión más importantes es la matriz o hilera, a través de cuya luz el metal caliente fluye, con velocidades y presiones específicas elevadas suficientes para poner a prueba la capacidad de resistencia del material de la misma.

Para las matrices de extrusión se emplea normalmente aceros aleados de alta calidad, al Cromo-Tungsteno (Ver Tabla VIII).

Salvo casos especiales, aconsejados por la misma forma y dimensión del

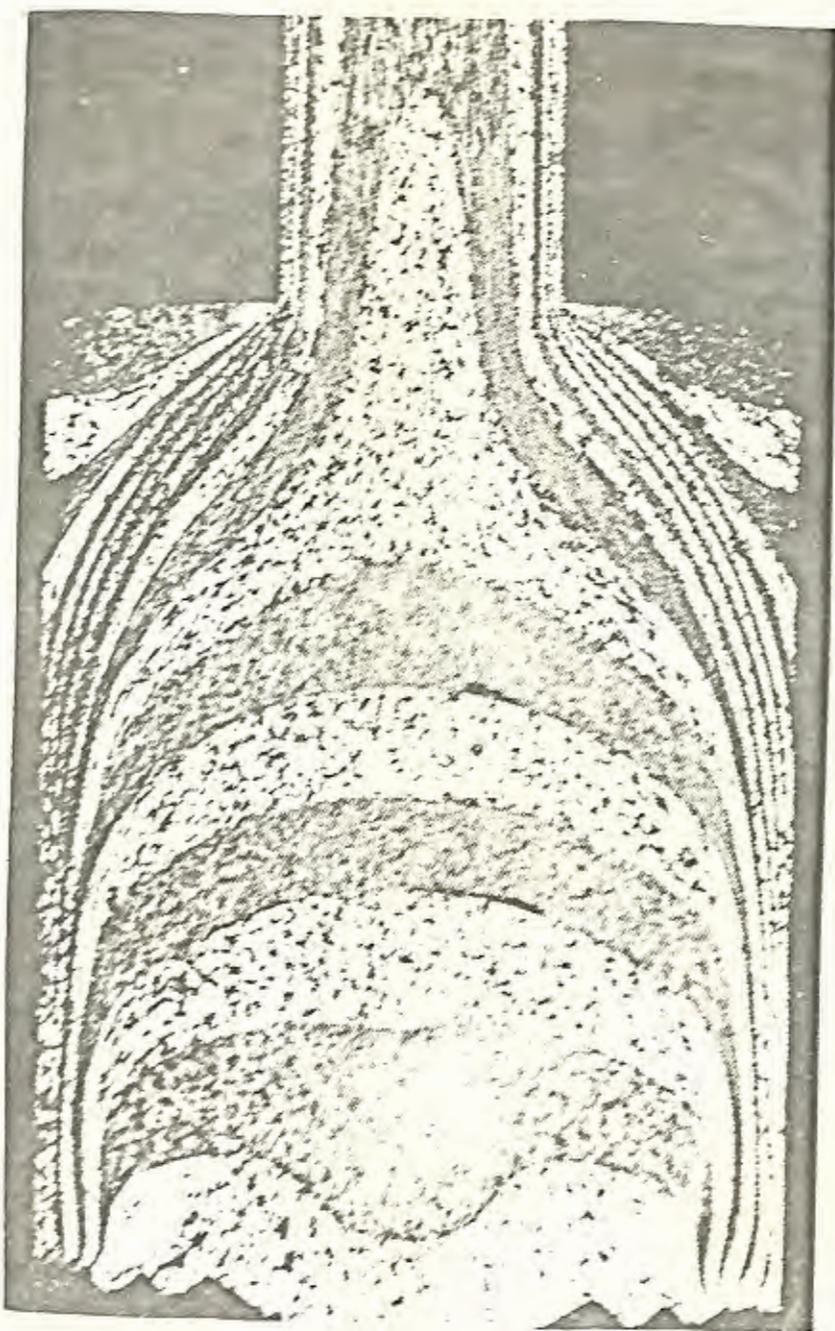


Figura 3-4a. - Proceso de fluencia en la extrusión directa

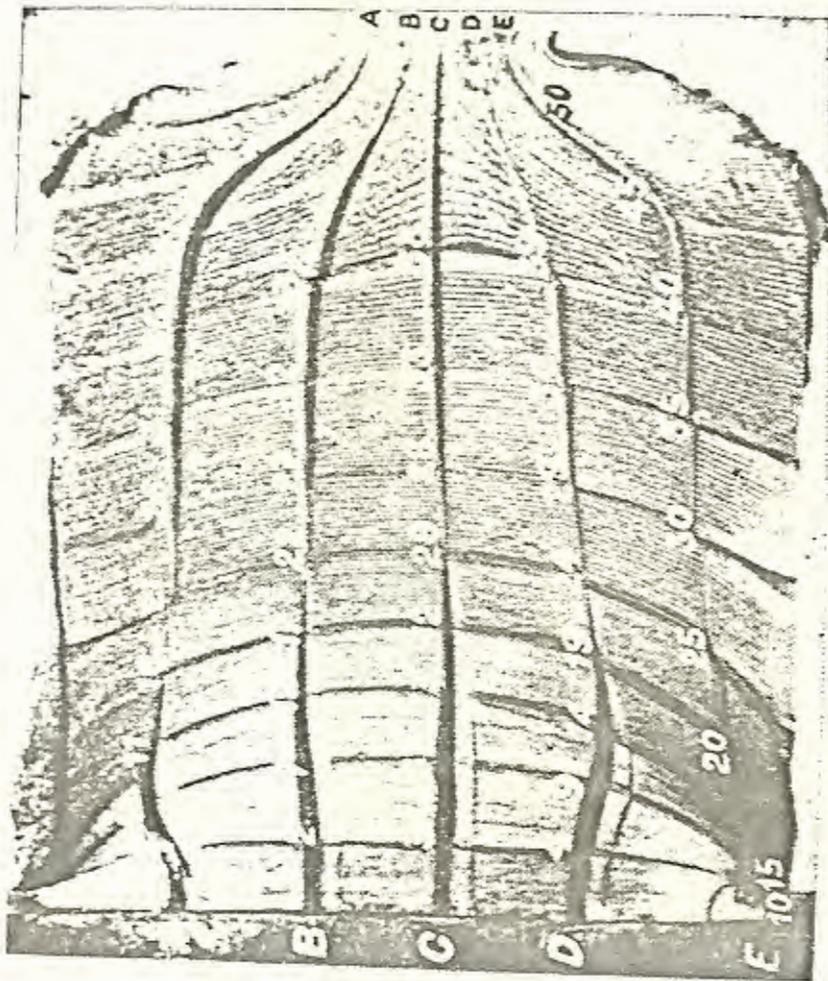


Figura 3-4b.- Extrusión parcial de un tocho con una cuadrícula, según un plano diametral.

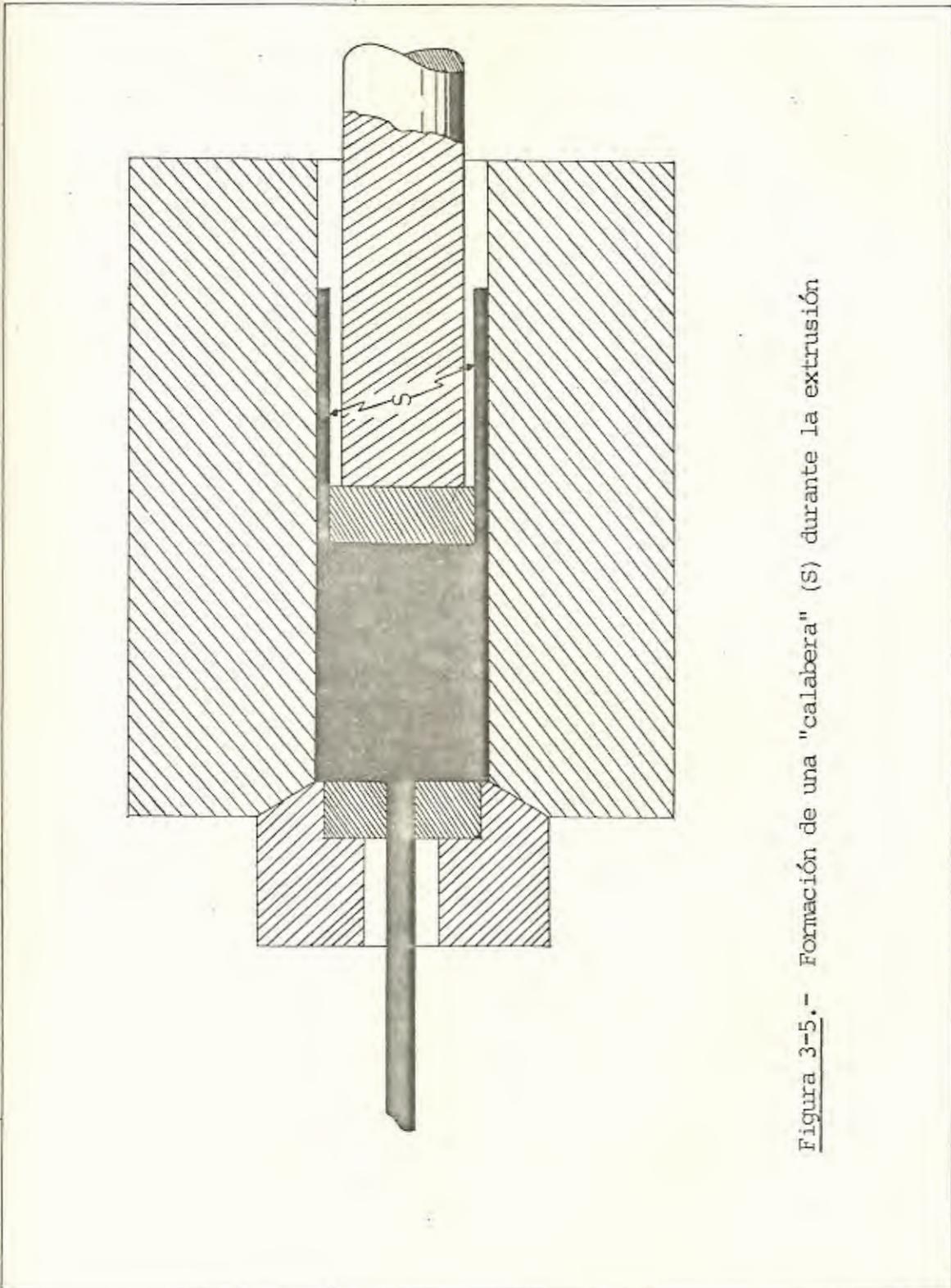


Figura 3-5.- Formación de una "calabera" (S) durante la extrusión

perfil a extruir, la hilera (dado) propiamente dicha, por el elevado costo del acero especial de que está constituida, está limitada al diámetro mínimo necesario; en este caso va dentro de un anillo (portadado) construido normalmente de acero al Cromo-Níquel-Walfranio-Molibdeno.

Características de la Extrusión de las aleaciones de Aluminio. La extrusión se realiza en tres tiempos.

1er. tiempo: Alimentación de la prensa

- Introducción del tocho y del disco de presión en el recipiente, y,
- Avance del énvolo principal.

2do. tiempo: Extrusión propiamente dicha

Este tiempo de extrusión, depende de factores diferentes interdependientes.

- Velocidad de extrusión,
- Temperatura de extrusión,
- Relación de extrusión, y,
- Longitud del tocho.

3er. tiempo: Evacuación del residuo y del producto extruido

- Retroceso del énvolo principal, aflojamiento de los tornillos del recipiente, eliminación del bloqueo de la herramienta,
- Evacuación del residuo y del disco de presión,
- Cizallado del residuo, limpieza del dado, y,
- Ajuste de los tornillos del recipiente.

El primer y el tercer tiempo, que constituyen el tiempo máquina, dependen esencialmente de los elementos de que se dispone; en las prensas modernas oscila de 0.10 a 0.30 min según la potencia de la prensa.

Velocidad de Extrusión. Temperatura del tocho. En el curso de la transformación de un tocho en producto extruído se desarrolla una cantidad considerable de calor, procedente por una parte, de la transformación en calor del trabajo interno, y por otra, del rozamiento del tocho contra la pared del recipiente.

Las aleaciones de Aluminio presentan la particularidad de poseer una temperatura crítica, entre 480 y 600°C, que varía en función de los elementos aleantes (Tabla IX). La aleación, a esta temperatura, se vuelve excesivamente frágil. Por cuanto los fuertes calentamientos localizados provocan la fusión intercrystalina de ciertos eutécticos y, cuando el metal alcanza la temperatura crítica, se produce una verdadera falta de coesión de la capa exterior.

La velocidad de extrusión está, por tanto, limitada por la temperatura del metal en el transcurso de la extrusión. Debe ser tanto más elevada cuanto que la temperatura de extrusión es más baja.

Como la plasticidad es función de la temperatura, se da una mayor velocidad de extrusión cuanto más fuerte sea la presión aplicada sobre el metal.

En la Tabla X se detallan la temperatura y velocidad de extrusión para diversos tipos de aleaciones ligeras.

El recipiente debe calentarse para impedir un enfriamiento excesivamente brusco del tocho antes de proceder a la extrusión. Además absorbe la mayor parte del calor engendrado por el frotamiento del tocho contra la pared del recipiente. La temperatura empleada corrientemente es inferior en 20 a 50°C a la temperatura del tocho.

Relación de Extrusión. Es la relación existente entre la sección transversal del recipiente y la sección total del producto extruído.

La velocidad de extrusión es directamente proporcional a la sección del recipiente e inversamente proporcional a la sección total del producto extruído; es decir, la velocidad de extrusión disminuye al mismo tiempo que la relación de extrusión.

La experiencia ha demostrado que las características mecánicas de los perfiles extruídos aumentan, entre ciertos límites, al disminuir la relación de extrusión.

Longitud del tocho. La velocidad de extrusión es inversamente proporcional a la longitud del tocho. Efectivamente, al aumentar la longitud del tocho se incrementa la presión necesaria en el arranque de la extrusión. Si se utiliza la totalidad de la presión disponible y la extrusión no arranca, es necesario aumentar la plasticidad del material y, en consecuencia, su temperatura.

Presión de Extrusión. A pesar del valor relativamente moderado del límite de desgarrar por compresión en caliente de las aleaciones ligeras, la presión específica de extrusión puede alcanzar en la práctica valores relativamente altos.

Para encontrar la presión teórica de trabajo podemos decir, que ésta, es función del trabajo de transformación del material (W) y del rozamiento (u) entre el lingote y las paredes del contenedor.

La presión necesaria para la transformación plástica del material aumenta, por tanto, con la relación de extrusión, donde es oportuno proporcionar convenientemente el diámetro D del contenedor de la prensa respecto

al área a de la sección de la barra extrusionada.

La presión total de extrusión puede ser valorada según los clásicos trabajos de Sachs y Eisehein, y el más reciente de Stone (pág. 337, Aleaciones Ligeras, Carlo Panseri), mediante la fórmula:

$$p = s \left[\left(\beta \times \ln \frac{A}{a} - 1 \right) e^{4uL/D} + 1 \right] \quad (1)$$

donde:

u = coeficiente de rozamiento (igual 0.07 - 0.12);

L = Longitud del lingote;

D = diámetro del contenedor;

s = carga de desgarro a compresión del material, a la temperatura y velocidad de deformación correspondiente a las condiciones de extrusión;

V = volumen del material deformado;

A = área de la sección del contenedor;

a = área de la sección del extrusionado;

A/a = relación de extrusión;

P_{min} = presión mínima de extrusión;

β = coeficiente de forma generalmente igual a 1.5

En esta fórmula no entran explícitamente ni las velocidades ni la temperatura de extrusión, por cuanto su influencia se explica a través de la relativa variación de la carga de desgarro s .

Sería conveniente determinar experimentalmente s por el valor mínimo alcanzado por la presión (P_{min}) durante la extrusión.

En la Figura 3-6 podemos apreciar un diagrama típico de extrusión (pre-

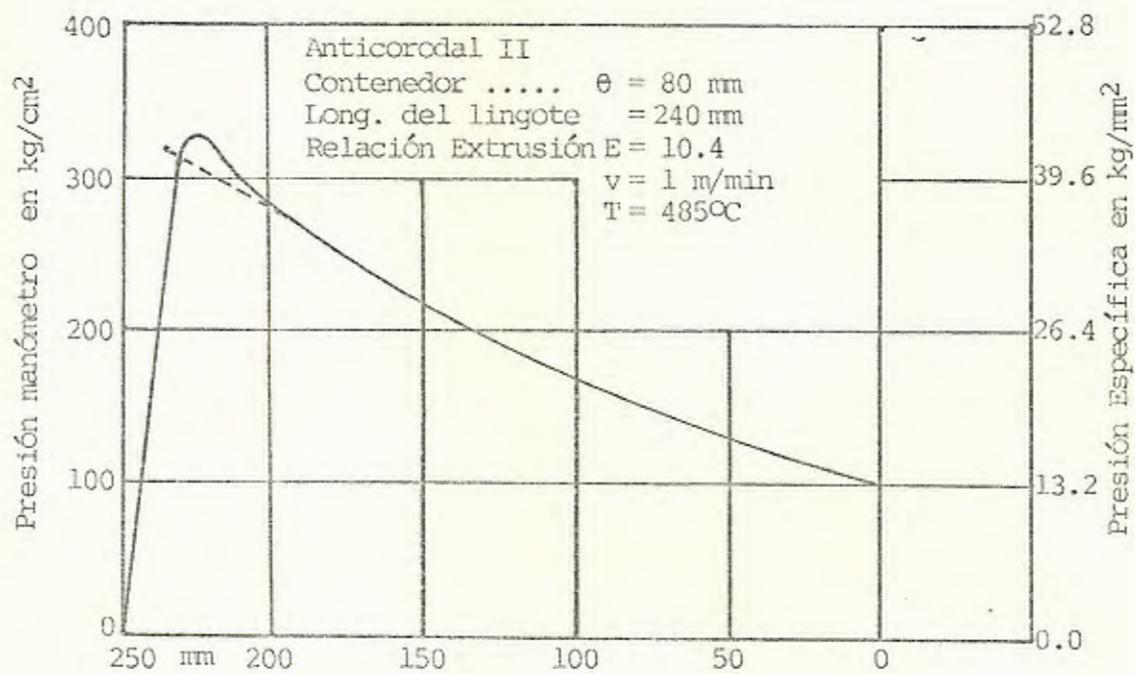


Figura 3-6.- Diagrama típico de extrusión sobre aleación
 Al-Mg-Si
 (Anticorodal 2)

sión vs. recorrido del pistón) para una aleación Al-Mg-Si.

Defectos

A continuación se va a señalar los defectos que se pueden producir en el proceso de extrusión, y los medios para evitar que se produzcan.

1. Defecto de Extrusión

Después que se han extrusionado los dos tercios, aproximadamente, del tocho, se desplaza hacia el centro el metal externo y fluye a través de la matriz en las proximidades del eje de la barra. Como la superficie de la palanquilla suele estar cubierta de una película de óxido, el tipo indicado de flujo origina sartas internas de óxido. En la sección transversal del producto extrusionado aparecerá como un anillo de óxido. Este defecto se denomina "Defecto de Extrusión".

Una forma de evitar el defecto de extrusión es realizar ésta solamente hasta el momento en que el óxido de la superficie comienza a entrar en la matriz y, entonces, desechar el resto de la palanquilla. Este procedimiento tiene serios inconvenientes económicos, porque el defecto de extrusión puede aparecer cuando aún queda en el cuerpo el 30%, aproximadamente, del tocho. Otro procedimiento es fabricar el pistón de un diámetro ligeramente inferior al del recipiente con el fin de que al momento de la extrusión quede la superficie oxidada del tocho en las paredes del recipiente. Este defecto aparece en la Figura 3-7.

2. Las grietas de la extrusión

Se presentan generalmente con una dirección perpendicular al sentido de extrusión y son de profundidad variable. Este defecto se produce

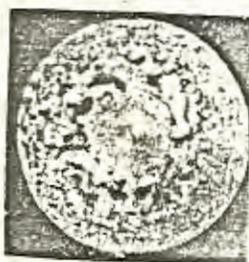


Figura 3-7.- Defecto de Extrusión de un tocho cilíndrico macizo

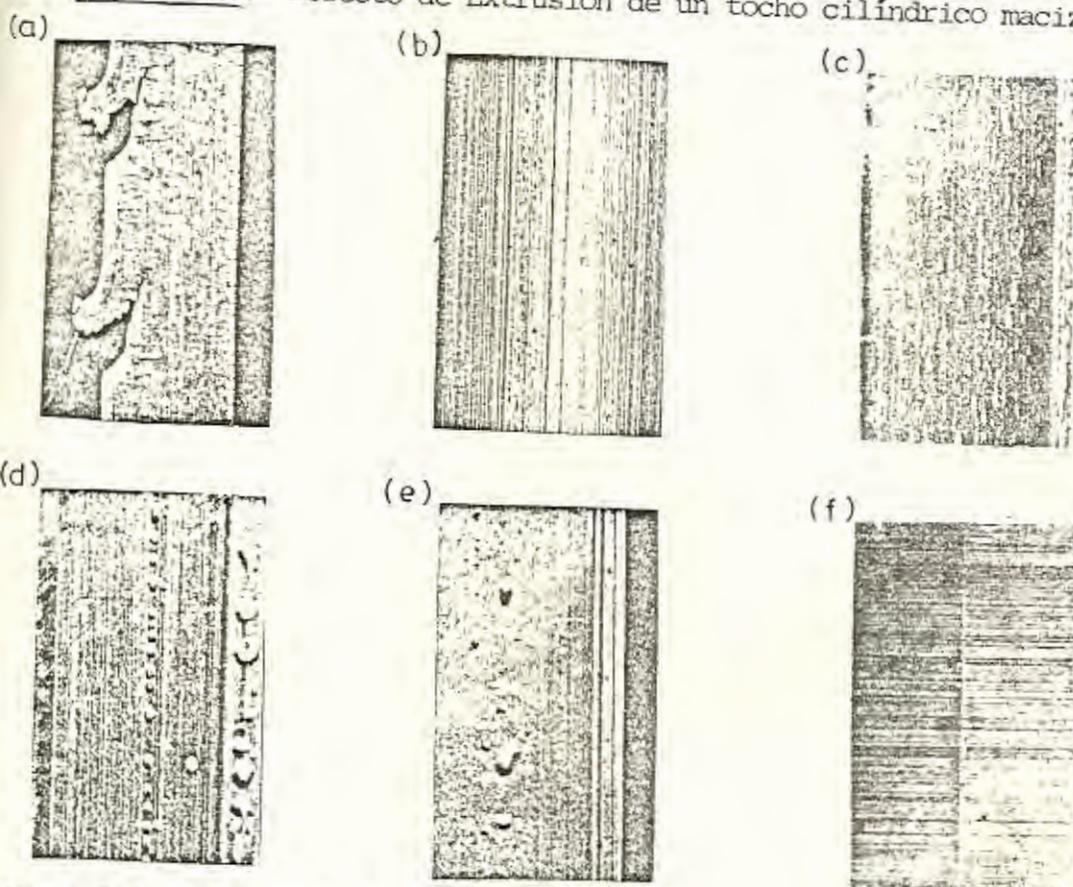


Figura 3-8.- Defectos de extrusión

a, grietas en el ala de un ángulo
 b, rayas de extrusión
 c, pegaduras
 d, ampollas en extrusión normal

e, ampollas en extrusión alimen-
 tada
 f, paradas

cuando el metal sobrepasa la temperatura crítica, ya sea porque el tocho está excesivamente caliente o porque la velocidad de extrusión es demasiado elevada. Este defecto vuelve evidentemente inútil el producto extruído, pero su corrección es fácil. La Figura 3-8a presenta el defecto antes mencionado.

3. Las Rayas de Extrusión (Figura 3-8b)

Son más o menos profundas y frecuentemente se interrumpen o acaban en un desgarro. Pueden deberse al empleo de una matriz con rayas, o a un descortezado insuficiente.

4. Las pegaduras (Figura 3-8c)

Son arrastres longitudinales de partículas metálicas pegadas a la superficie del producto extruído que terminan, de ordinario, en gránulos de orientación transversal. Se producen por la acumulación de películas de metal al aparecer los residuos en la matriz. Los remedios son la limpieza de la matriz y, siempre que sea posible, la disminución de la longitud del roce. Este defecto no se produce en la extrusión de barras redondas con matrices cónicas, de ángulo 15 a 20°, estando la base del cono del lado del tocho.

5. Las ampollas (figuras 3-8d y 3-8e)

Son pequeñas sopladuras que aparecen en el producto de la extrusión. Cuando se ha vigilado convenientemente el contenido de gases del metal en la fundición, este defecto puede tener dos orígenes distintos. En el caso de la extrusión normal, la causa de este defecto es una aportación accidental de productos grasos en el recipiente o sobre el vástago de presión, ya sea por casualidad o porque el tocho se ha en-

sucio durante las manipulaciones precedentes a su introducción en la prensa. En el caso de la extrusión con matriz alimentada, la causa puede ser una aportación de aire o de óxidos en la zona de soldadura de dos tochos consecutivos y la longitud defectuosa corresponde sensiblemente al residuo del orden del 10% que se elimina en la extrusión normal.

6. Las Paradas de Prensa (Figura 3-8f)

Se presenta en la forma de una depresión periférica ligera y estrecha perpendicular al eje de extrusión. Una parada accidental en la fluencia del perfil a consecuencia de un incidente imprevisto crea este defecto.

CAPITULO IV

PROCESOS DE DIFUSION Y PRECIPITACION

4.1 Variables Importantes del Proceso

El proceso de difusión es el resultado de todos los saltos atómicos en un período de tiempo, que producen un flujo sistemático en la dirección del gradiente de concentración, debido a una agitación térmica proporcionada.

Estas fluctuaciones de energía son debidas a los choques de átomos adyacentes y pueden proyectar el átomo en cualquier dirección. Supongamos que una partícula determinada se mueve en una dirección \underline{x} , la media de esta trayectoria será nula, ya que las partículas tienen la misma oportunidad para desplazarse hacia la derecha o hacia la izquierda. Por tal motivo este movimiento que se lo considera aleatorio tendrá un recorrido cuadrático medio \underline{x}^2 que es función del tiempo.

Coefficiente de difusión

Consideremos la Figura 4-1 en la que se representa un cristal en el que la concentración (C) varía linealmente desde un valor máximo en el plano AB hasta un valor mínimo en el CD. El plano PQ separa a los planos atómicos 1 y 2.

La difusión es el flujo neto de átomos a través de un plano, en este caso PQ. Para determinar los parámetros que influyen en el proceso de difusión se va a tomar en cuenta las velocidades de flujo en dos

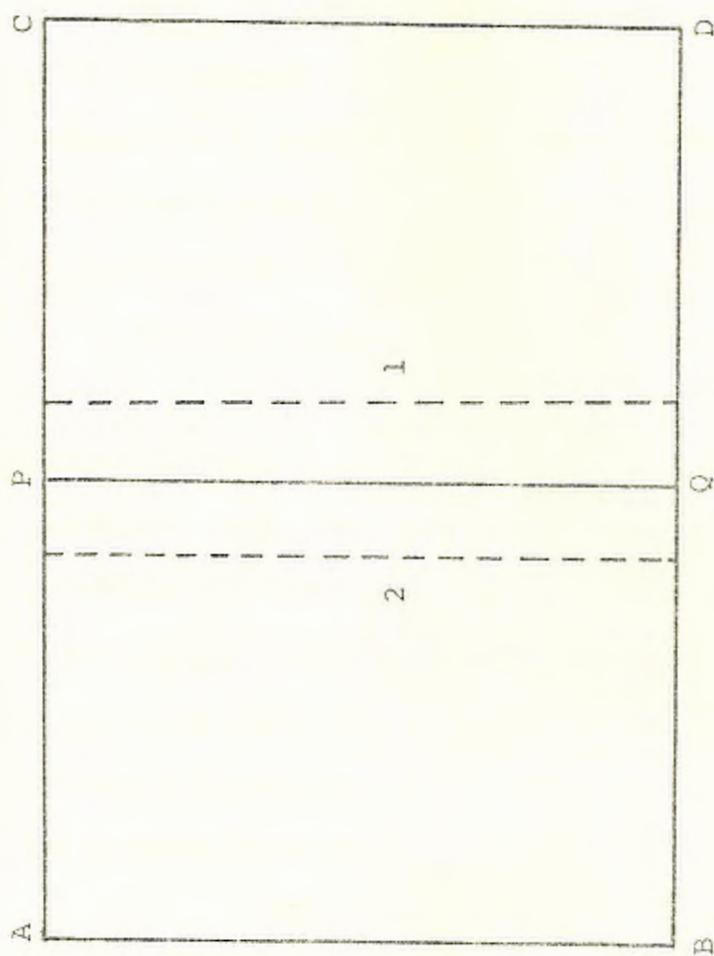


Figura 4-1.- Esquema del sistema de difusión

direcciones. Como la distancia recorrida es proporcional, en media, a la raíz cuadrada del tiempo, se deduce que el tiempo necesario para que los átomos recorran una distancia (x) es proporcional al cuadrado de la misma. Cada átomo en media, da un salto cada \underline{t} segundos, pero solo una fracción de estos pasan a través del plano en cuestión hacia una de las \underline{a} direcciones posibles correspondientes a cualquiera de los espacios centrados y $1/12$ para cristales cúbicos de caras centradas en el caso de difusión por sustitución. La velocidad del movimiento de los átomos es, por tanto, $(a \cdot C_1 \cdot x^2)/t$, en donde C_1 es la concentración en el plano 1 (número de átomos por unidad de volumen). Pero como lo que interesa es el flujo neto, por unidad de tiempo y por unidad de sección transversal, bajo un gradiente de concentración igual a la unidad, que es como se define el coeficiente de difusión (pág. 356, Metalurgia Física, Bruce Chalmers); se debe determinar el número de átomos que cruzan del plano 1 al plano 2 y viceversa, por unidad de área y de tiempo. Para esto dividimos la velocidad de flujo para la distancia (x) entre los dos planos considerados, y encontramos el flujo neto de la diferencia entre los flujos en ambas direcciones:

$$\begin{aligned} \text{Flujo Neto} &= S \\ S &= \left[a (C_1 - C_2) x \right] / t \\ &= \left[a \left(x \frac{\partial C}{\partial x} \right) x \right] / t \\ &= (ax^2/t) \left(\frac{\partial C}{\partial x} \right) \end{aligned}$$

por definición:

$$D = \frac{ax^2}{t} \quad \partial C / \partial x = 1$$

La expresión general para el coeficiente \underline{D} está dada por la Ley de Fick, que puede expresarse por la fórmula de Flujo Neto:

$$S = D \frac{\partial c}{\partial x} \quad (2)$$

en la que $\partial c/\partial x$ es el gradiente de concentración a lo largo de la dirección en que \underline{S} se mide y \underline{D} se ha encontrado experimentalmente que es igual a $D = D_0 \exp(-Q/RT)$, en la que la energía de activación \underline{Q} es la suma de ΔH y ΔG cuando la difusión se efectúa por medio de vacantes y \underline{D}_0 es un coeficiente independiente de la temperatura (pág. 356, Metalurgia Física, Bruce Chalmers). Los valores de \underline{Q} y \underline{D}_0 se obtienen a partir de la pendiente y la ordenada en el origen de la línea recta obtenida por extrapolación en la Figura 4-2.

La expresión de la Ley de Fick es valedera para soluciones ideales, ya que ésta implica que la fuerza impulsora de la difusión es el gradiente de concentración, y que el proceso se interrumpe cuando se alcanza una concentración uniforme. Esto no se cumple en el caso de soluciones no ideales en que el equilibrio solo se alcanza cuando el gradiente de potencial químico es igual a cero, es decir, cuando el potencial químico es igual en todos los puntos del sistema (pág. 358, Capítulo 8, Metalurgia Física, B. Chalmers). Esto explica el porque de la difusión de un componente desde una región en la que su concentración es más baja hacia otra en la que es mayor; que es lo que ocurre en todos los procesos de precipitación. Por tal motivo y para tener en cuenta estos efectos, en la expresión de la Ley de Fick (Ec. 2) debe sustituirse el término del gradiente de concentración por el gradiente del potencial químico.

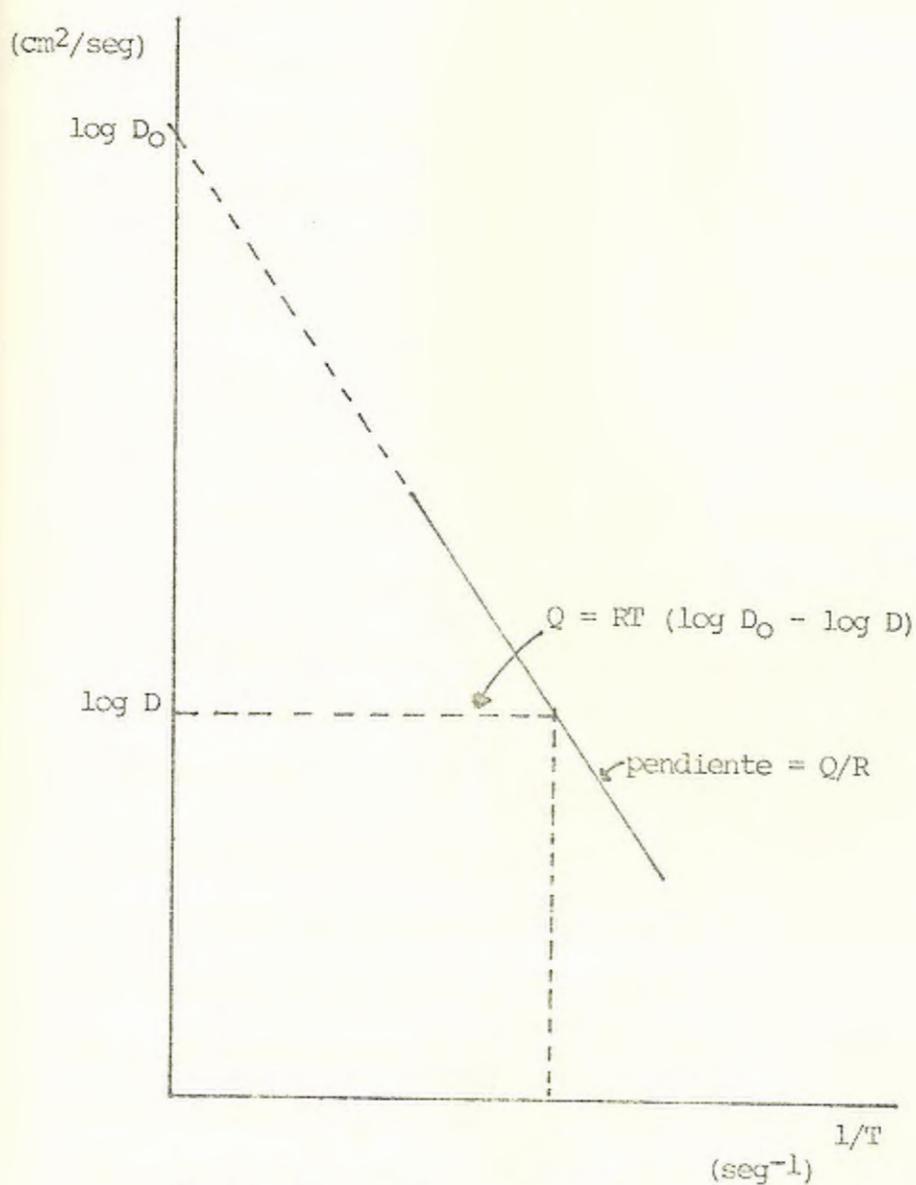


Figura 4-2. - Variación de la constante de difusión con la temperatura

Mecanismos de Difusión

Existen tres formas de movimientos difusivos de un átomo:

1. Intercambio Directo, bien de dos átomos adyacentes o bien por movimiento simultáneo de todos los átomos que forman un "anillo", como se muestra en la Figura 4-3.
2. Desplazamiento como átomos intersticiales. Un átomo salta de un sitio intersticial a otro sitio intersticial próximo vecino. Figura 4-3.
3. Mecanismo de vacates. Es el mecanismo más sencillo. Si un puesto de la red no se encuentra ocupado, uno de los átomos más próximos puede pasar a ocuparlo, apareciendo una vacante en el puesto que aquel deja abandonado, Figura 4-3. Los cálculos teóricos han demostrado, al menos para los metales cúbicos de caras centradas, que este mecanismo es el más probable desde el punto de vista energético.

Difusión en las dislocaciones y en los Bordes de grano

En aleaciones de sustitución se observa a menudo que \underline{D} es muchísimo más pequeño que el valor teórico. Estos valores anormalmente bajos de \underline{D} van acompañados de valores bajos de la energía de activación. Esta tendencia es particularmente manifiesta a bajas temperaturas. La explicación es que en estos casos la difusión tiene lugar a lo largo de canales del material, que actúan como "cortos circuitos", en los cuales la estructura atómica es tal que permite un movimiento más libre de los átomos, con energías de activación más pequeñas. La pequeña cuantía de \underline{D} se explica porque solo una pequeña fracción

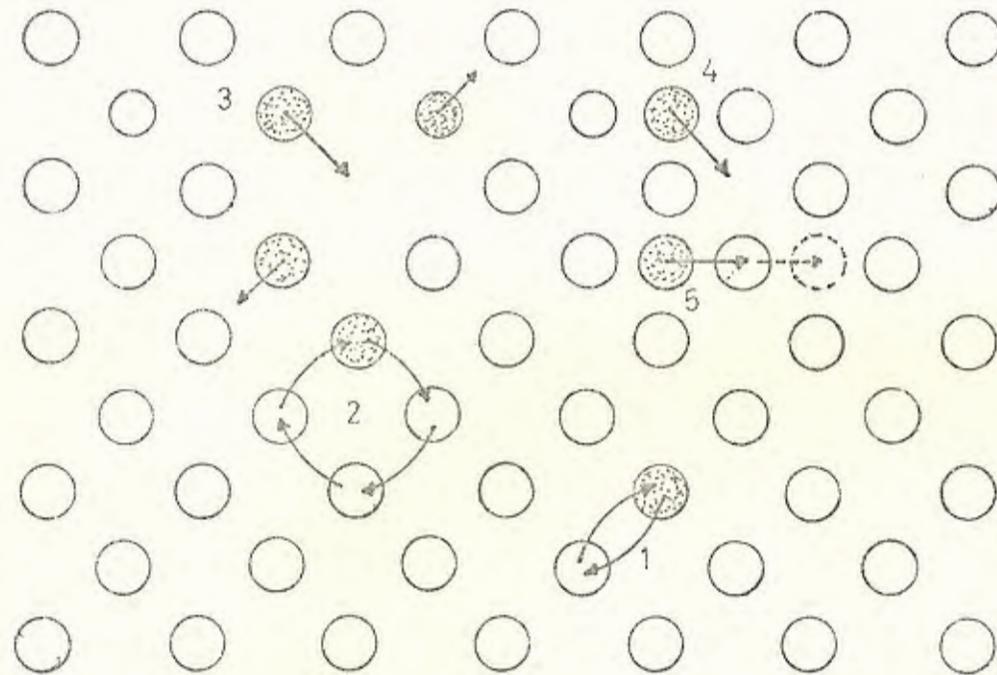


Figura 4-3.- Mecanismos elementales de la difusión

- | | |
|---------------------------|-------------------------|
| 1. Intercambio Directo | 3. Vacantes |
| 2. Cambio Cíclico | 4. Intersticial Directo |
| 5. Intersticial Indirecto | |

de los caminos que se brindan a los átomos emigrantes son de la naturaleza altamente conductora. Cabe admitir que parte del aumento de la velocidad de difusión puede ser debido a la creación de vacantes intersticiales por la deformación plástica, no obstante la fragmentación de la estructura cristalina debe aumentar el número de canales de elevada conductividad a través del retículo.

Se han considerado dos posibilidades de canales de elevada conducción: los bordes de grano y las líneas de dislocación.

Los bordes de grano han sido objeto de numerosos estudios. Un análisis completo permite averiguar la relación D_{VG}/D_R entre los coeficientes de difusión en el borde y en el retículo. Se plantea la situación detallada en la Figura 4-4 y considera el borde como una hoja de espesor definido, en el que el coeficiente de difusión es mucho más elevado que en el retículo adyacente. Una característica de esta situación es que aún cuando los átomos que se difunden recorren el borde a gran velocidad, la concentración en el retículo inmediato aumenta casi tan de prisa como en el borde mismo, debido a que los átomos que recorren el borde tarde o temprano anclan en el retículo cristalino. Así pues, el borde actúa como un canal de irrigación que alimenta a lo que le rodea como una corriente de átomos que se difunde y aumenta la concentración de dichos átomos en partes del retículo que son casi inaccesibles a la difusión directa.

El mecanismo para la difusión en una dislocación de cuña puede ser el movimiento de los átomos desde una posición como la A (Figura 4-5) a la posición correspondiente en el plano próximo. La energía de ac

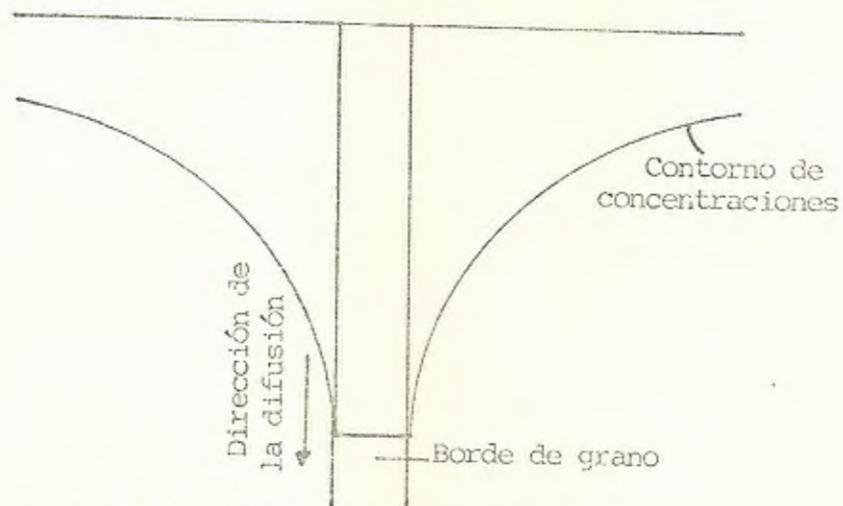


Figura 4-4.- Difusión en un borde de grano

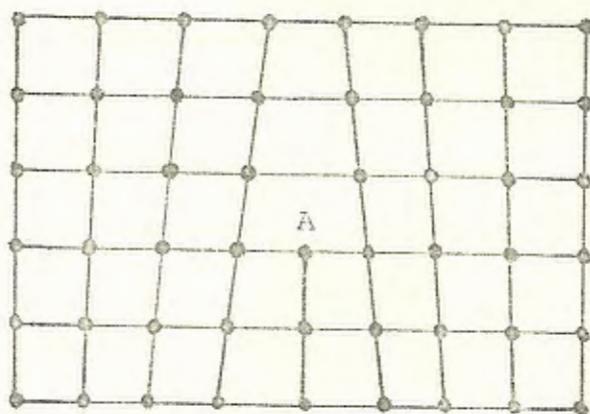


Figura 4-5.- Difusión a lo largo de una dislocación de cuña.

tivación puede ser baja porque hay un espacio disponible relativamente grande para el movimiento del átomo que se convierte en "semi-intersticial" en estas circunstancias. Este proceso puede ser importante a temperaturas bajas cuando el mecanismo de vacantes se hace demasiado lento.

4.2 Compuestos Intermetálicos

En nuestro estudio hemos trabajado con la aleación 6063, que es una aleación pseudobinaria Al-Mg₂Si, en la que Mg₂Si es un compuesto intermetálico que se comporta exactamente como un individuo químico - en las comparaciones con el metal base.

El compuesto intermetálico es una fase intermedia que existe en estado ordenado dentro de una aleación. Estos compuestos están formados generalmente por metales químicamente distintos, y en su manera de combinarse obedecen las reglas de la valencia química. Como su enlace es generalmente fuerte (iónico o covalente), sus propiedades se asemejan fundamentalmente a la de los cuerpos no metálicos, mostrando por lo general poca ductilidad y conductividad eléctrica pequeña, pudiendo cristalizar en estructuras complejas. Entre los compuestos químicos de este tipo podemos señalar el CaSe, Mg₂Si y Cu₂Se entre otros.

4.3 Influencia del tamaño y la distribución de los precipitados. Fuentes de Frank Read

Para nuestra finalidad podemos definir la precipitación como la formación de una nueva fase a partir de una solución sólida sobresaturada debido a un cambio de temperatura (pág. 366, Metalurgia Física, -

B. Chalmers).

El proceso de precipitación está controlado por la difusión y la temperatura, y tiene dos etapas: la nucleación de las partículas precipitadas y el subsiguiente crecimiento. Una vez que se ha nucleado el precipitado, su crecimiento está controlado por la velocidad de difusión de las partículas del precipitado, la misma que depende de la temperatura (Figura 4-2) así como del gradiente de concentración. Este último por tanto es proporcional al grado de sobresaturación y aumenta con la disminución de la temperatura, como se muestra en la Figura 4-6. La velocidad de difusión es proporcional al producto del gradiente de concentración (dC/dx) por la constante de difusión, como se observa también en la Figura 4-6.

La curva resultante para la velocidad de crecimiento de una partícula, es la suma de las curvas de la constante de difusión y el gradiente de concentración. Cuando la variación del gradiente de concentración es inversa a la representada en la Figura 4-6, es decir, aumenta en la dirección de las temperaturas crecientes, ambos factores actúan en el mismo sentido y la velocidad de equilibrio aumenta continuamente con la temperatura, que es lo que ocurre en la disolución de un precipitado.

Si combinamos la velocidad de crecimiento de una partícula con el número de partículas en crecimiento nos dará una curva como la C de la Figura 4-7.

Influencia de los Precipitados. Las propiedades mecánicas tales como el límite elástico o la dureza varían con el tamaño del precipita

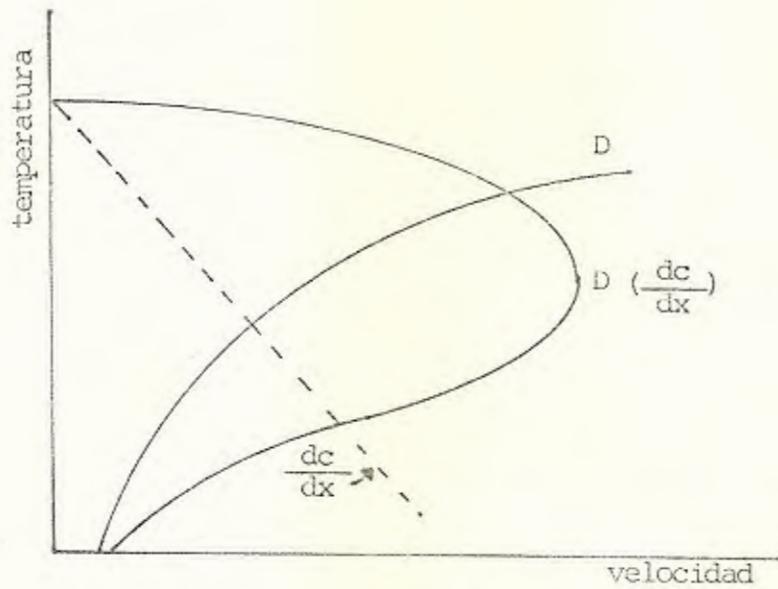


Figura 4-6.- Efecto de la temperatura en la velocidad de crecimiento de una partícula de precipitado

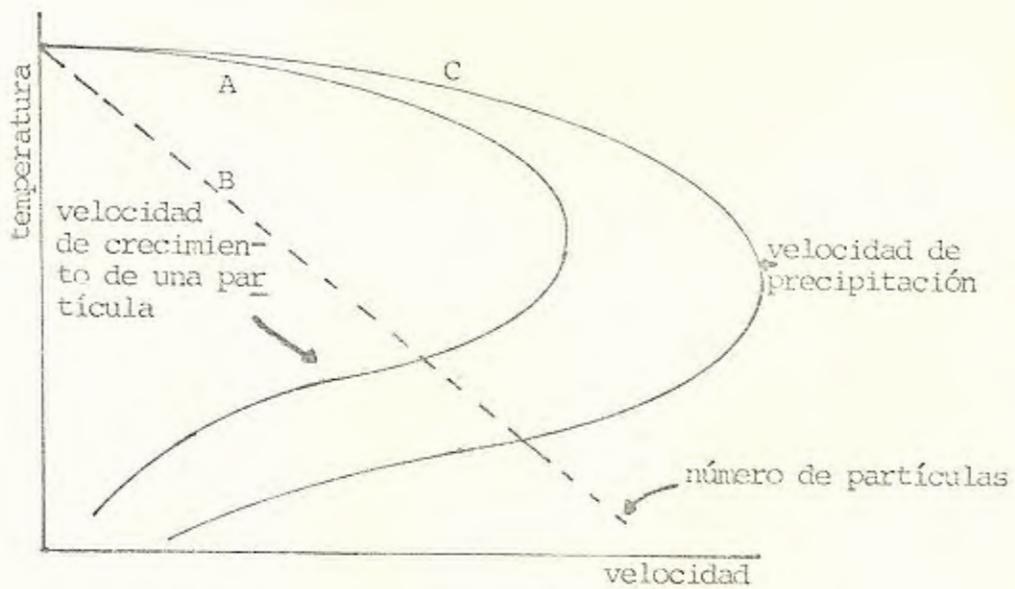
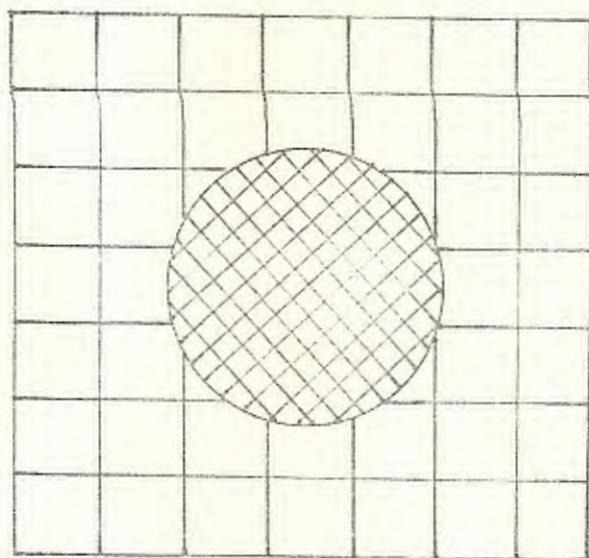
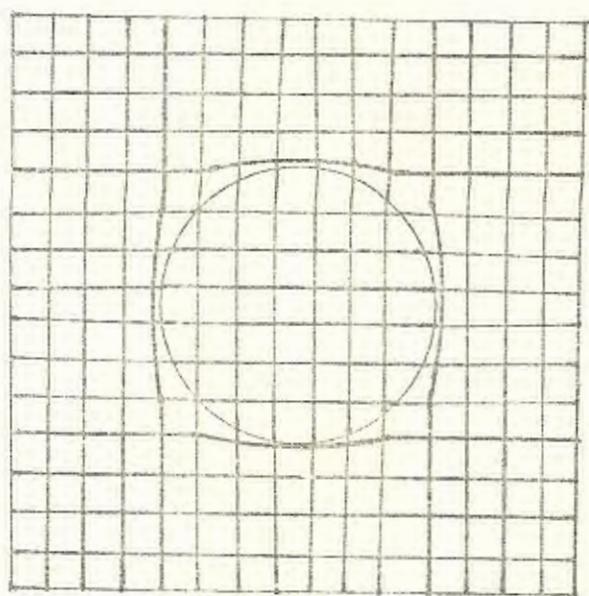


Figura 4-7.- Curvas de velocidad de crecimiento de una partícula y de velocidad de precipitación



(b)



(a)

Figura 4-8.- (a), Precipitado coherente
(b), Precipitado incoherente

do y su naturaleza.

Existen dos tipos de precipitados:

1. Precipitados coherentes
2. Precipitados incoherentes

1. Los precipitados son coherentes cuando existe continuidad entre el precipitado de una parte y la matriz de otra. Es decir, cuando las dos paredes cristalinas coinciden exactamente por naturaleza (Figura 4-8a).
2. Los precipitados son incoherentes cuando no pueden ser atravesados por las dislocaciones ya que no existe continuidad del plano de deslizamiento como podemos observar en la Figura 4-8b.

En el transcurso de un mismo tratamiento se puede observar la evolución debida al crecimiento de los precipitados coherentes, que pierden progresivamente su coherencia como consecuencia del efecto tamaño. Esta evolución afecta directamente a las propiedades del material como se observa en la Figura 4-9. Si la nueva fase se precipita en forma de partículas incoherentes con energías de deformación y superficial despreciables respecto a su energía libre química, no se alcanza el equilibrio hasta que la concentración de la matriz alcanza el límite de solubilidad ideal. Pero si el precipitado tiene una energía superficial apreciable (partículas incoherentes pequeñas) o energía de deformación (partículas coherentes), el límite de solubilidad ideal corresponde a concentraciones de soluto más altas, por ejemplo, $A'B'$ de la Figura 4-10 (debido a que el límite de solubilidad C' de la fase α en equilibrio con el precipitado coherente o in-

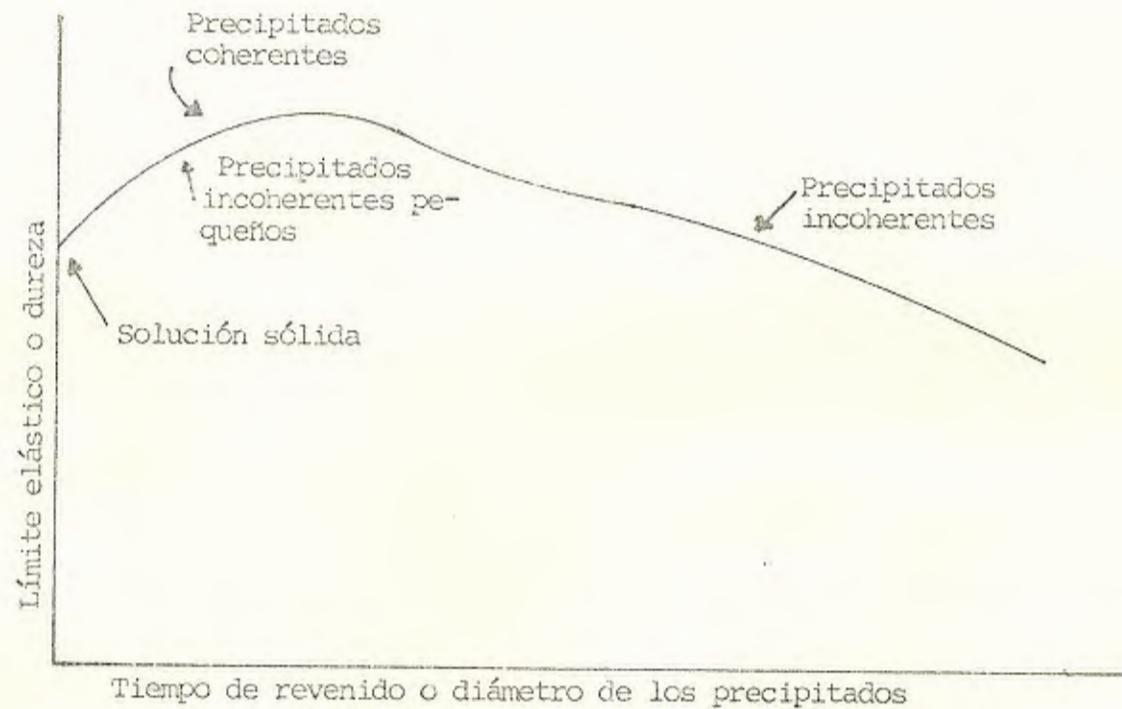


Figura 4-9.- Variación del límite elástico o de la dureza con el tiempo de precipitación o el tamaño de los precipitados.

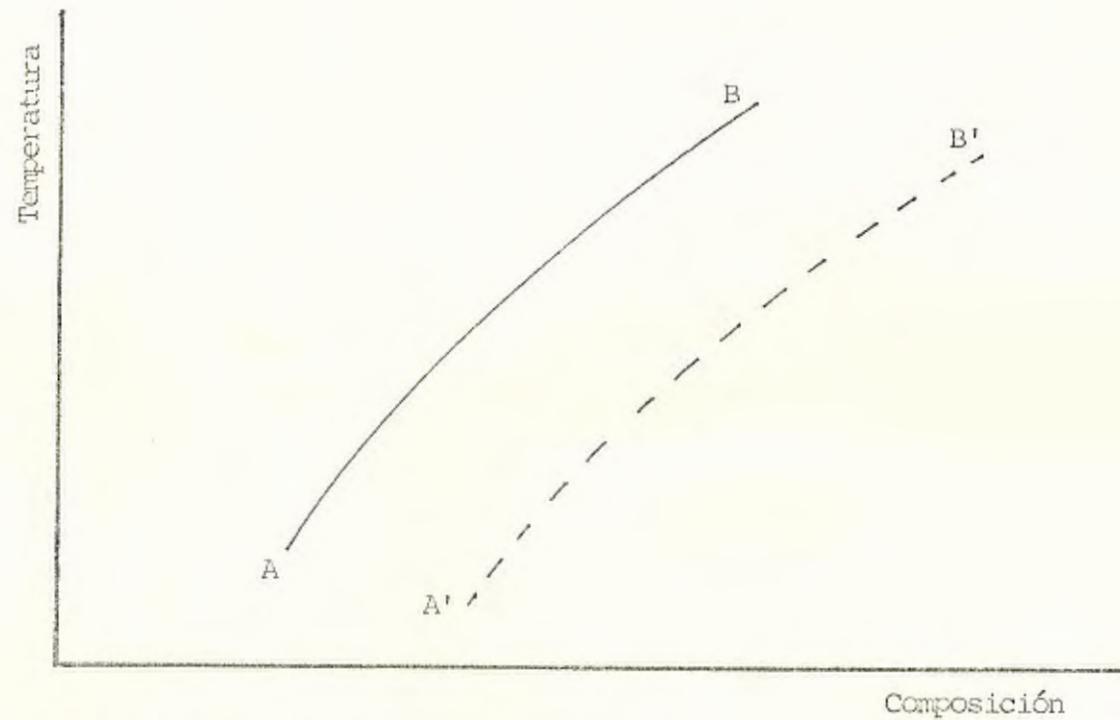


Figura 4-10.- Límite de solubilidad. AB representa el límite de solubilidad respecto a la precipitación de β , y A'B' es el correspondiente a la precipitación de β' .

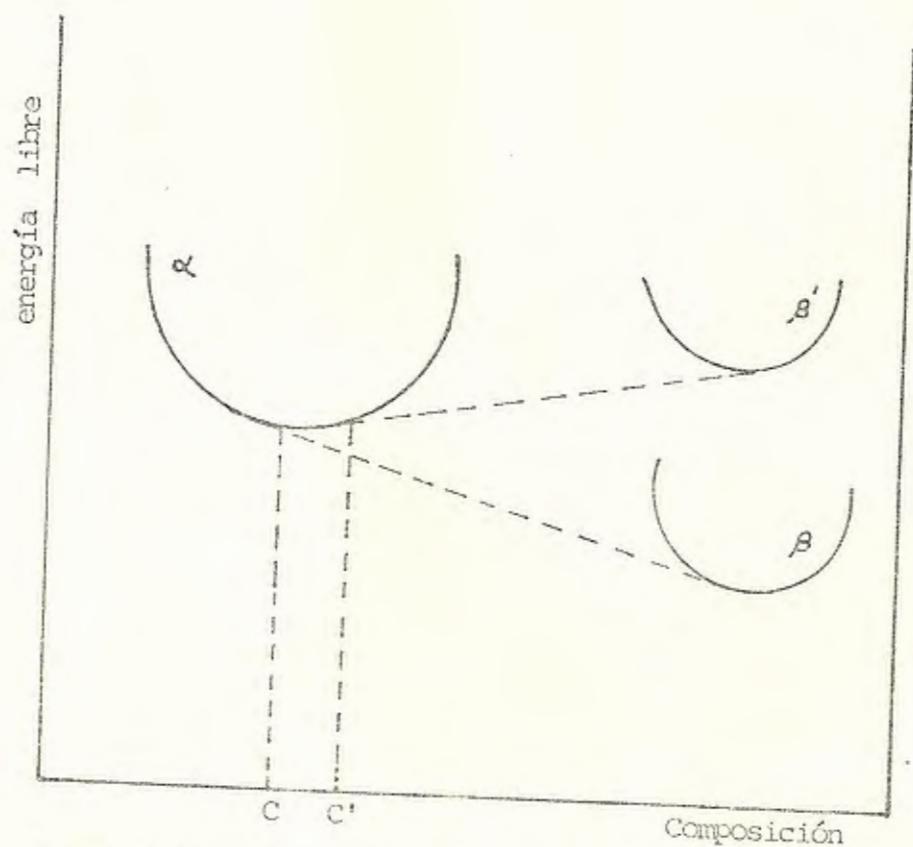


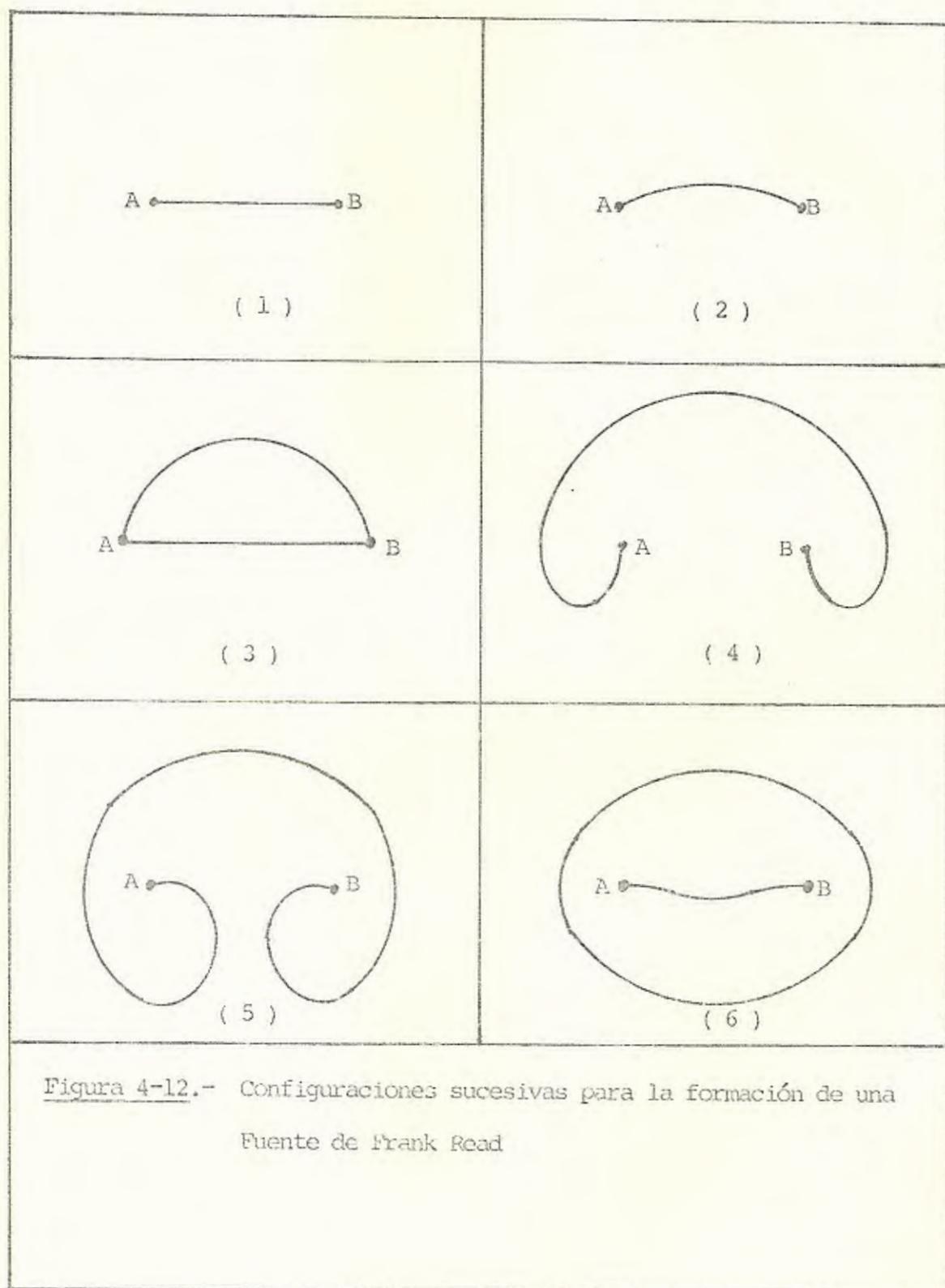
Figura 4-11.- Energías libres de una solución sólida madre α , de un precipitado en equilibrio β , y un precipitado coherente β' ; C y C' representan los límites de solubilidad respectivos

coherente pequeño es mayor que C_c , para el equilibrio en la fase , como se puede ver en la Figura 4-11), y la reacción de precipitación se detiene cuando la solución madre todavía está sobresaturada, de acuerdo con el diagrama de equilibrio. Finales prematuros de reacciones de precipitaciones a baja temperatura son muy corrientes. Otra característica que se observa a menudo en dichas reacciones es que tienen lugar en dos o tres etapas distintas, originando los denominados "máximos de envejecimientos dobles" o "múltiples". Se puede suponer en dichos casos que una reacción rápida conduce el sistema a un equilibrio metaestable preliminar (por ejemplo, formación de un precipitado coherente fino), y entonces mediante una reacción más lenta, en la que interviene un tipo distinto de núcleo, se desplaza, el sistema en otra etapa, hacia un equilibrio final y así sucesivamente.

Fuentes de Frank Read

Consideremos un segmento de dislocación anclado en dos puntos que pueden ser, por ej., dos nudos de la red. Bajo la acción de una tensión adecuada, el segmento AB podrá encorvarse en su plano de deslizamiento inmóviles los otros segmentos que terminan en los nudos A y B, ya que la tensión aplicada es insuficiente para moverlos en sus planos de deslizamiento. Si aumentamos la tensión las dislocaciones tomarán las configuraciones sucesivas indicadas en la Figura 4-12 bajo la acción de una fuerza que en todos los puntos es normal a la línea.

La posición (3) es una posición inestable, ya que más allá de la mis



ma, la curvatura disminuye; la posición (3) determina pues la tensión máxima, más allá de la cual el movimiento prosigue inevitablemente. En este punto se produce la tensión máxima debido a que la fuerza antes mencionada es compensada por el aumento de tensión lineal que se produce a causa del aumento en longitud de la línea de la dislocación. Más allá de la posición (3) la dislocación prosigue su movimiento y va extendiéndose en el plano de deslizamiento. Para la posición (5) las partes que se aproximan se destruyen entre sí, ya que son iguales y de signo contrario. El segmento AB se regenera y se forma un bucle tal como el dibujado en la posición (6) de la Figura 4-12. El proceso puede reiterarse con lo que, bajo la acción de una tensión aplicada, el segmento engendra una serie de bucles que progresan en el plano de deslizamiento, extendiéndose cada vez más.

CAPITULO V

EXPERIMENTACION EN LABORATORIO Y RESULTADOS

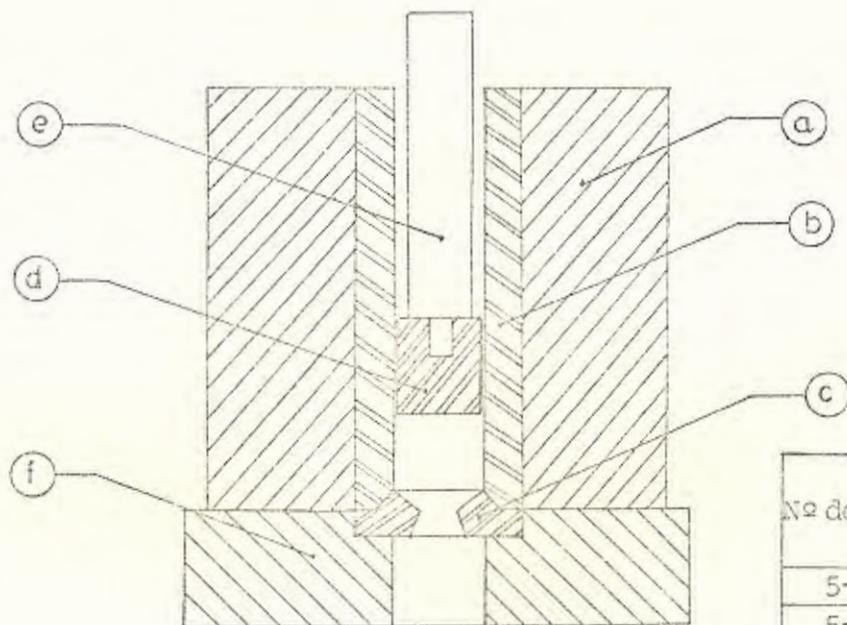
En el presente Capítulo se muestra el desarrollo de las experimentaciones realizadas durante el estudio efectuado sobre las aleaciones de Aluminio extruídas y los resultados obtenidos. Para tal efecto se tomó chatarra de una aleación 6063 (cuyas características tecnológicas se mencionan en la sección 2.2.2) susceptible al tratamiento térmico de envejecimiento artificial (también llamado "endurecimiento por precipitación"), la cual fue introducida en un crisol y luego en un horno a la temperatura de 720°C, se utiliza ésta alta temperatura para evitar que el material se enfríe excesivamente en el crisol durante el tiempo que transcurre entre el principio y el final de la colada. Una vez que se fundió el material se procedió a sacar el crisol del horno (Figura 5-1), e introducir el material fundido en una lingotera precalentada a 250°C de la forma como se muestra en la Figura 5-2.

El resultado fue un tocho como el mostrado en la Figura 5-3, el cual fue sometido a un tratamiento de recocido de homogenización a una temperatura de 380°C durante 3 horas a régimen, con enfriamiento lento en horno hasta 250°C, de acuerdo a lo especificado por los fabricantes y mencionado en la sección 2.2.2.

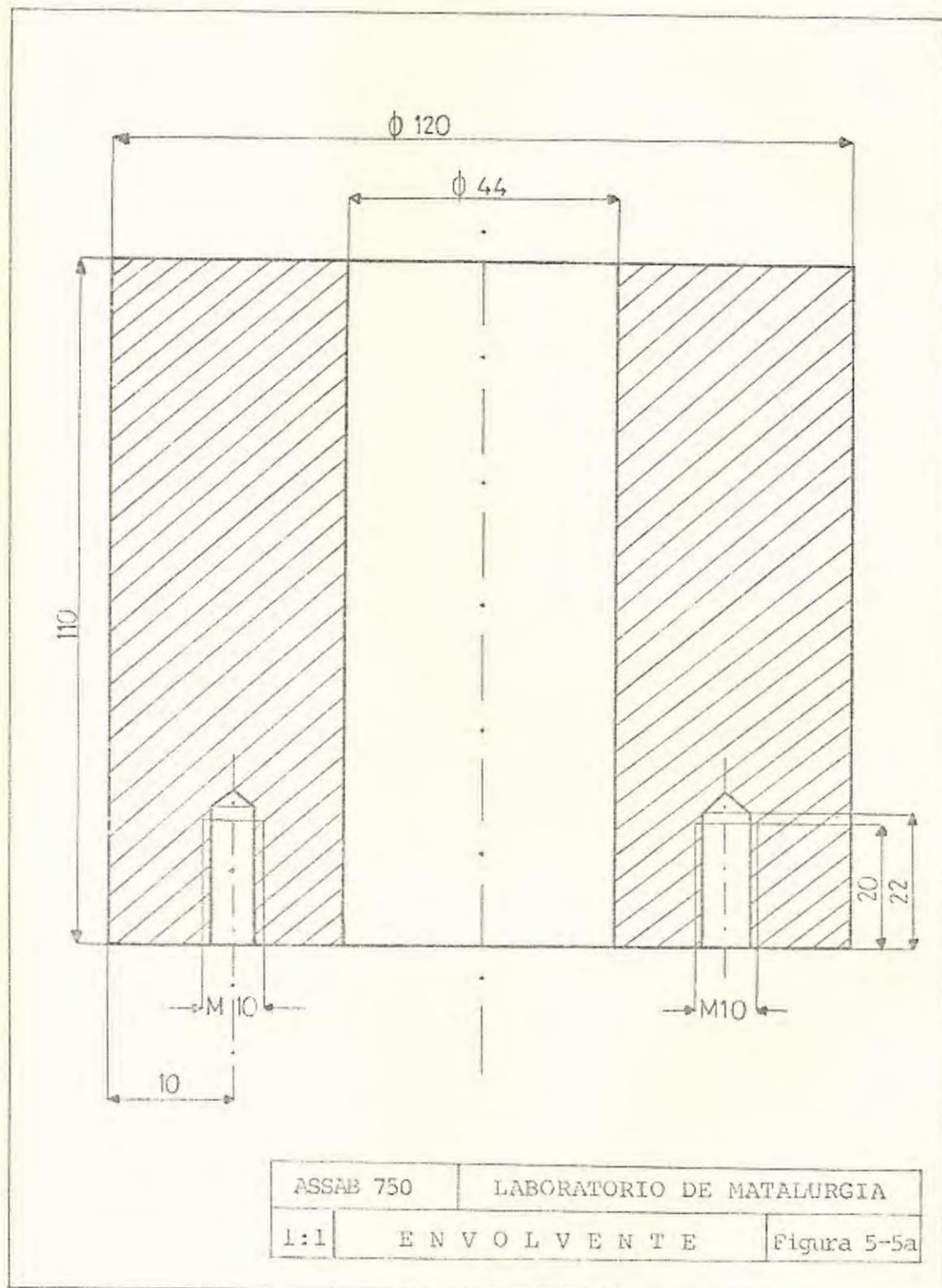
Se utilizó lingotera precalentada a 250°C, debido a que una temperatura de lingotera excesivamente alta retrasa el proceso de cristalización y conduce a un crecimiento excesivo de los cristales; por el contrario, -

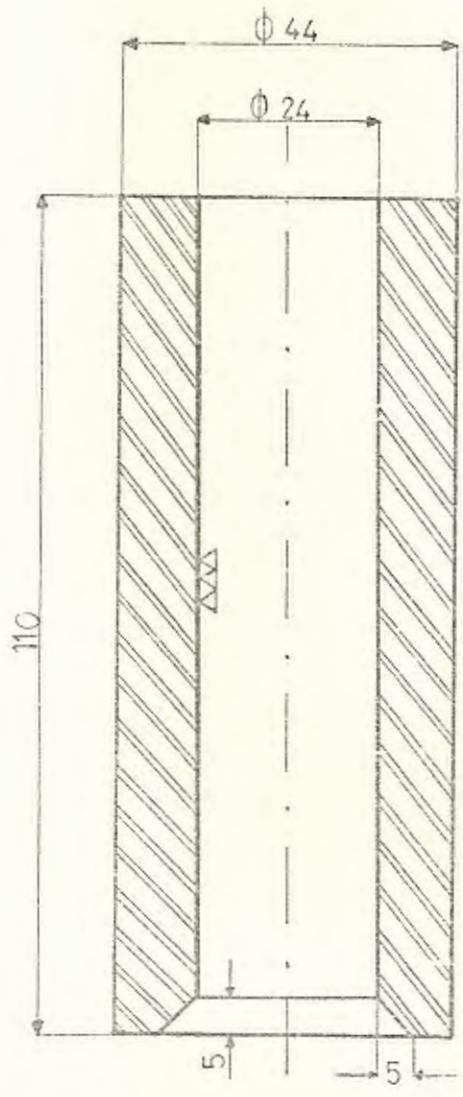


* Figura 5-1.- Extracción del crisol del horno antes de fundir el metal

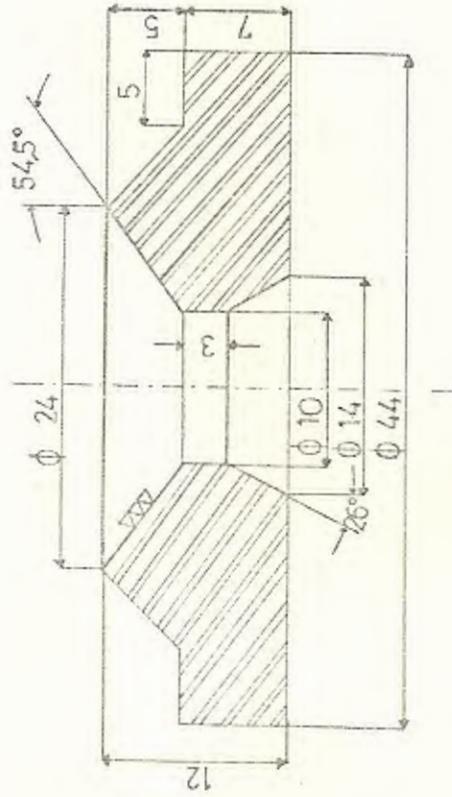


Nº de dibujo	DENOMINACION
5-5a	envolvente
5-5b	alma
5-5c	matriz
5-5d	pistón de presión
5-5e	vástago de presión
5-5f	portamatriz
LABORATORIO DE METALURGIA	
CUERPO DE EXTRUSION	Figura 5-5
	Escala 1:2

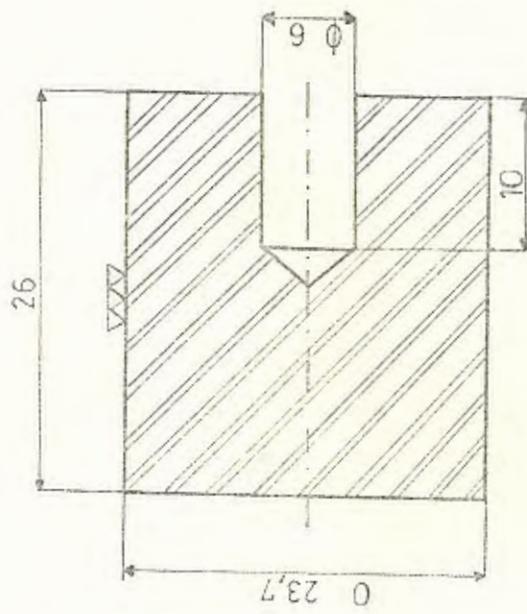




ASSAB 8407	LABORATORIO DE	METALURGIA
1:1	A L M A	Figura 5-5b

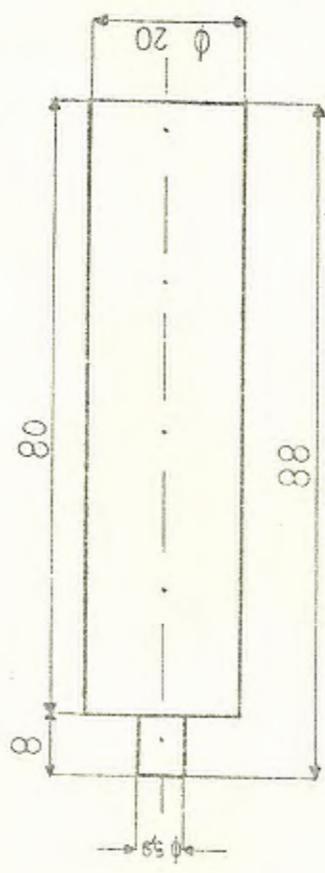


ASSAB 8407	LABORATORIO DE METALURGIA
2:1	M A T R I Z
	Figura 5-5C

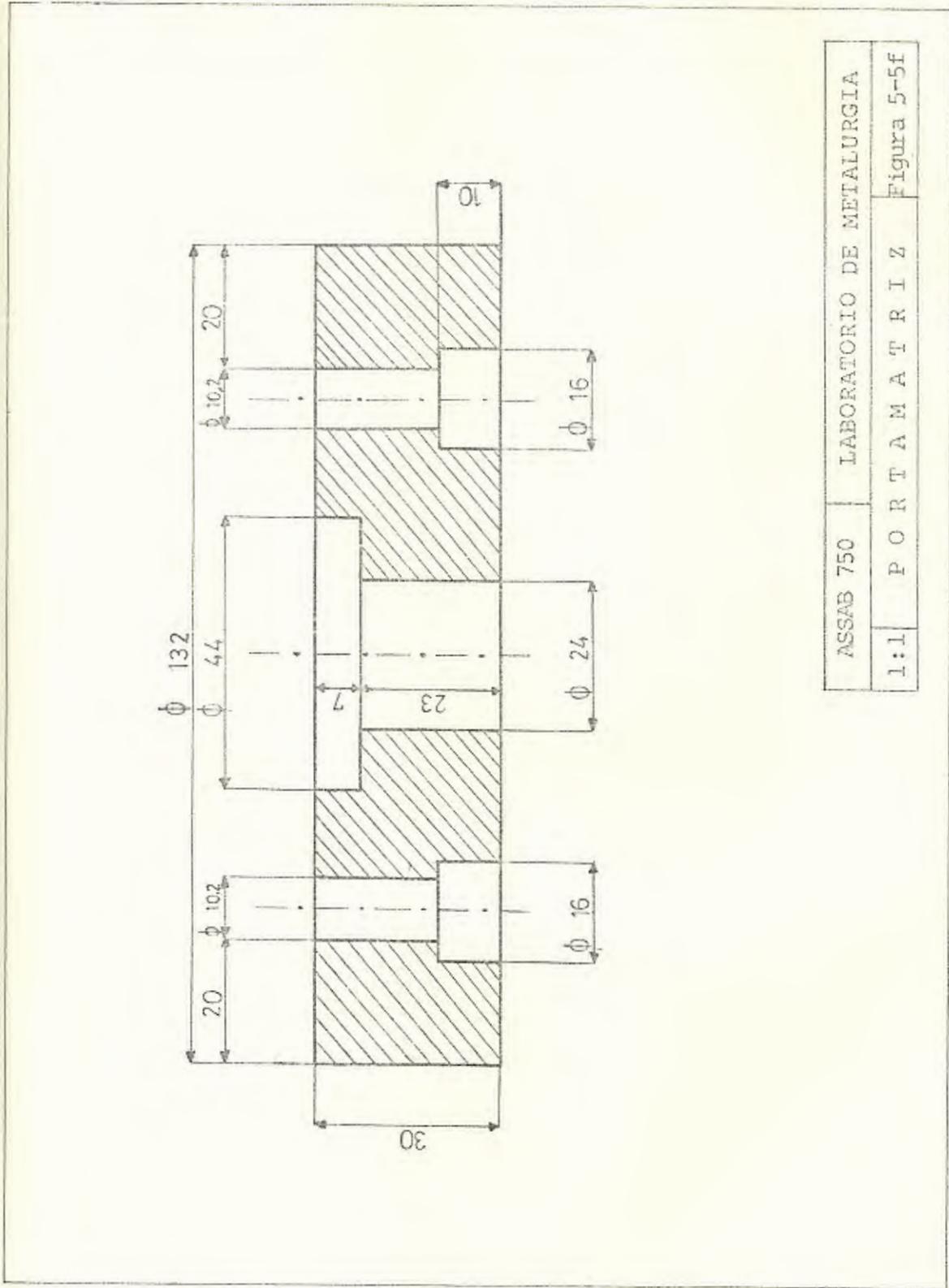


ASSAB 718 LABORATORIO DE METALURGIA

2:1 PISTON DE PRESION Figura 5-5d



ASSAB 718	LABORATORIO DE METALURGIA
1:1	VASTAGO DE PRESION
	Figura 5-5e



rediseñar el recipiente; tomando, para el caso de la envolvente, una gran masa de acero ASSAB 750 de 12 cm de diámetro. La envolvente es la que absorbe las tensiones de compresión radiales que debe soportar el recipiente a las temperaturas de trabajo.

El alma o recipiente propiamente dicho debe ser construída de un acero especial; capaz de soportar las tensiones tangenciales que se producen, y poseer gran dureza superficial (54 Rc) a las temperaturas - de trabajo (400 ~ 500°C). Para el efecto se tomó un acero ASSAB 8407 que tiene las propiedades mostradas en la Figura 5-6a y 5-6b. Esta pieza de acero fue templada a una temperatura de austenización de - 1080°C, con una envoltura de papel de acero inoxidable con partículas de carbón con la finalidad de evitar la descarburización, luego fue enfriada al aire. Inmediatamente después fue revenida a 300°C - durante 1 hora.

Para disminuir el rozamiento en las paredes, éstas fueron pulidas - con gran cuidado hasta lija 600, obteniéndose una superficie brillante.

Matriz

La matriz (figura 5-5c) que sufre intercambios térmicos importantes con el tocho, debe ser fabricada de un acero que favorezca la disipación del calor engendrado por el trabajo mecánico durante la extrusión. Además la matriz es la que soporta los esfuerzos mayores de - tensión y compresión debido a la existencia de momentos de flexión - causados por una fuerza distribuída a lo largo del diámetro de la matriz. Esta fuerza distribuída es causada por el tocho de Aluminio -

Dureza en Caliente a Temperaturas Elevadas

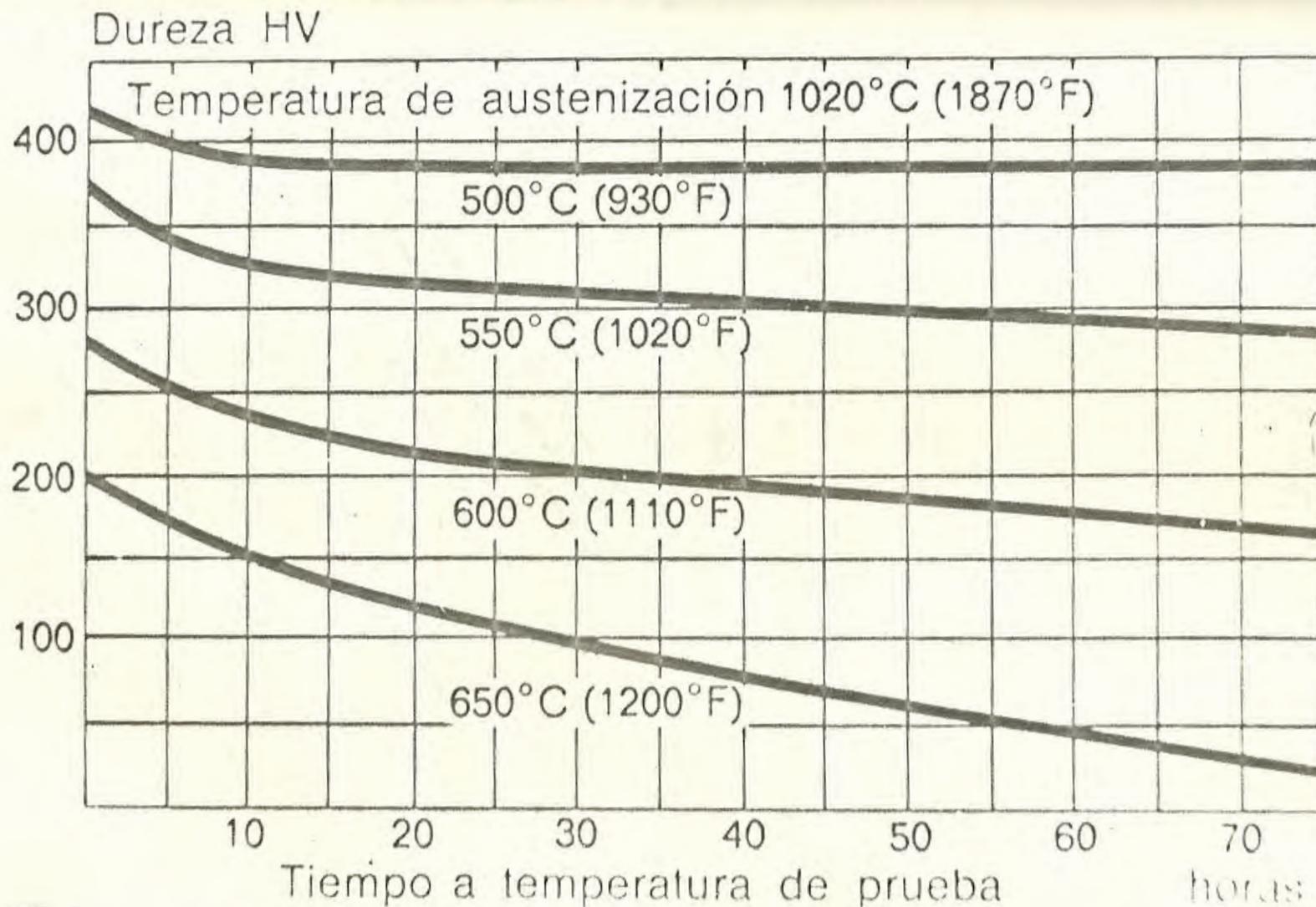


Figura 5-6a.- Dureza superficial a temperaturas elevadas para el acero ASSAB 8407

Resistencia a Tensión a Temperaturas Elevadas

lb/pulg.² Punto de cedencia $\sigma_{0.2}$
 1000 X N/mm²

ton/pulg.²

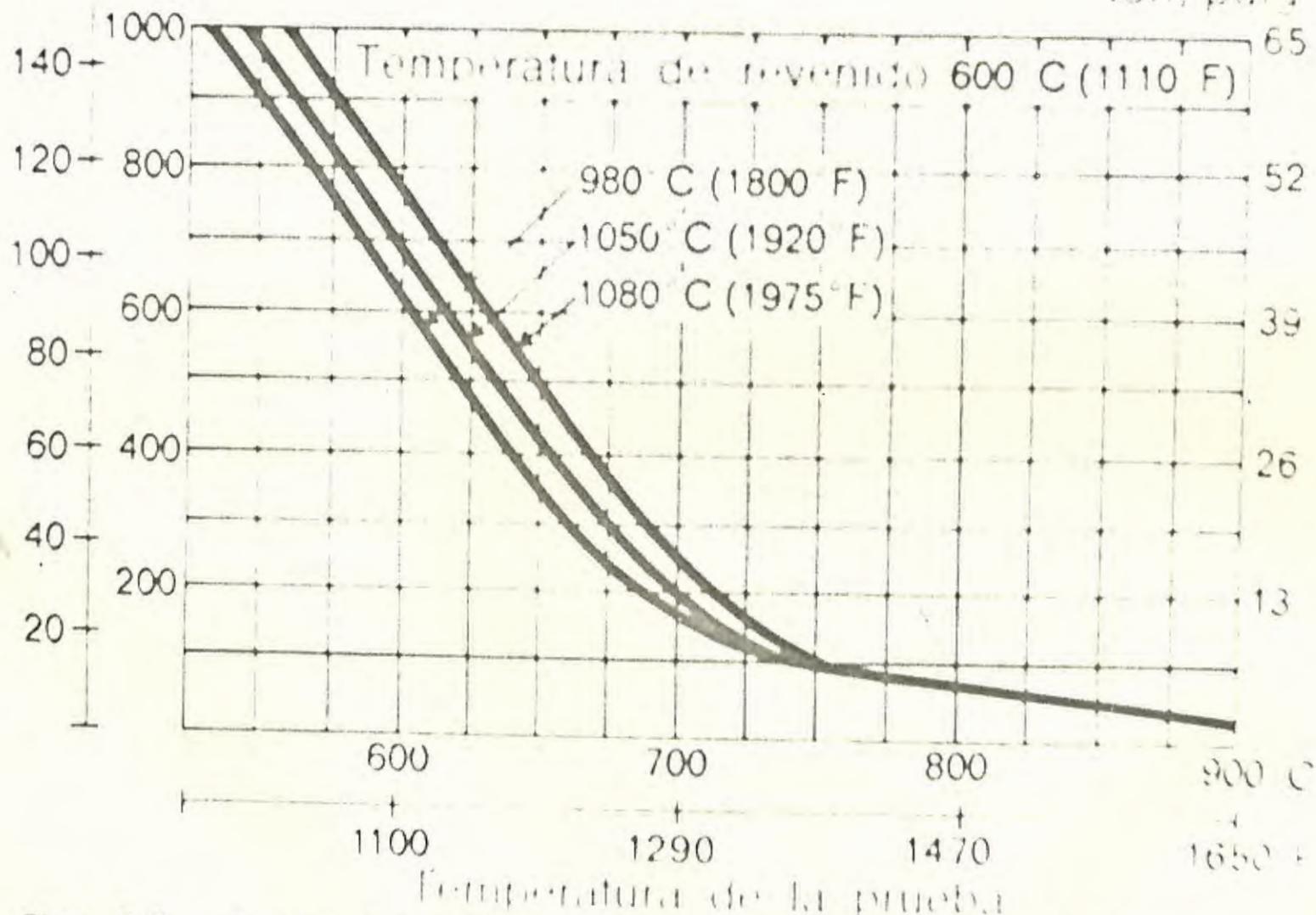


Figura 5-6b.- Resistencia a tensión a temperaturas elevadas para el acero ASSAB 8407

que se pega a la matriz al ser presionado por el pistón. El diagrama de cuerpo libre de las fuerzas que actúan en la matriz y el tocho se muestra en la Figura 5-7a y 5-7b. Como se puede observar existe una fuerza de fricción que dificulta el movimiento del tocho dentro del recipiente, y que, sumándola a la fuerza F_1 produce una fuerza F_2 que es la que se distribuye en el diámetro de la matriz. Para facilidad de cálculo, por la dificultad que reviste el determinar un coeficiente de fricción experimental, se ha tomado la fuerza $F_1 > F_2$ como la que produce la carga distribuida. Siendo F_1 la carga transmitida por la prensa a través del vástago y el pistón. En la presente práctica experimental la carga (F_1) en la lectura no sobrepasó los 10.000 kg. Para efecto de cálculo se asume a la matriz como una viga con cargas distribuidas como se puede ver en la Figura 5-7c. Para determinar los máximos esfuerzos de compresión y tensión que actúan en la matriz es necesario primero determinar el máximo momento flector, el centro de gravedad y el momento de inercia para poder aplicar la ecuación:

$$\sigma_{\max} = \frac{M_{\max} C}{I_G} \quad (3)$$

Para determinar el centro de gravedad debemos dividir la superficie en la forma mostrada en la Figura 5-8, y aplicando la siguiente ecuación determinamos:

$$Y_G = \frac{\int y \, dA}{A} = \frac{\sum \bar{y} A}{\sum A} \quad (4)$$

No se integra porque por simetría se conoce la situación de cada uno de los centros de gravedad de las áreas mostradas.

$$Y_G = \frac{44 \times 12 \times 6 - 10 \times 12 \times 6 - 2 \left[(7 \times 5/2)(7+10/3) \right] - 2 \left[(5 \times 5/2)(7+10/3) \right] - 2(5 \times 9.5) - 2 \left[(2 \times 4/2)(4/3) \right]}{44 \times 12 - 10 \times 12 - 2(7 \times 5/2) - 2(5 \times 5/2) - 2 \times 5 \times 5 - 2(2 \times 4/2)}$$

$$Y_G = 4.63 \text{ mm}$$

Para determinar el momento de inercia de un eje que pasa por el centro de gravedad debemos al igual que en el caso anterior dividir la superficie como se muestra en la Figura 5-8. La Figura 5-9b y 5-9c muestran el momento de inercia respecto a un eje \underline{x} y al centro de gravedad para áreas del tipo encontrado en nuestro problema.

En la solución de este problema se necesita el teorema de ejes paralelos que se enuncia como sigue: "el momento de inercia (I_x) de un área con respecto a un eje que no pasa por su centro de gravedad es igual al correspondiente al eje paralelo que pasa por dicho centro (I_{xG}), más el producto del área (A) por el cuadrado de la distancia (Y_1) entre los dos ejes" (pág. 98, Resistencia de materiales, Nash). Y se describe de la siguiente forma:

$$I_x = I_{xG} + A(Y_1)^2 \quad (5)$$

Calcularemos primero el momento de inercia del rectángulo de 44mm x 12 mm respecto a X_G (área \underline{I} mostrada en la Figura 5-8), lo que se hace hallando el momento de inercia respecto a un eje horizontal por su centro de gravedad (suponiendo que es una sola área) y transfiriendo el resultado al eje X_G (Figura 5-9a) aplicando el teorema de ejes paralelos:

$$I_{xG}^r = \frac{1}{12}(44)(12)^3 + (44 \times 12)(6-4.63)^2 = 7327 \text{ mm}^4$$

Del mismo modo determinaremos los demás momentos de inercia de las

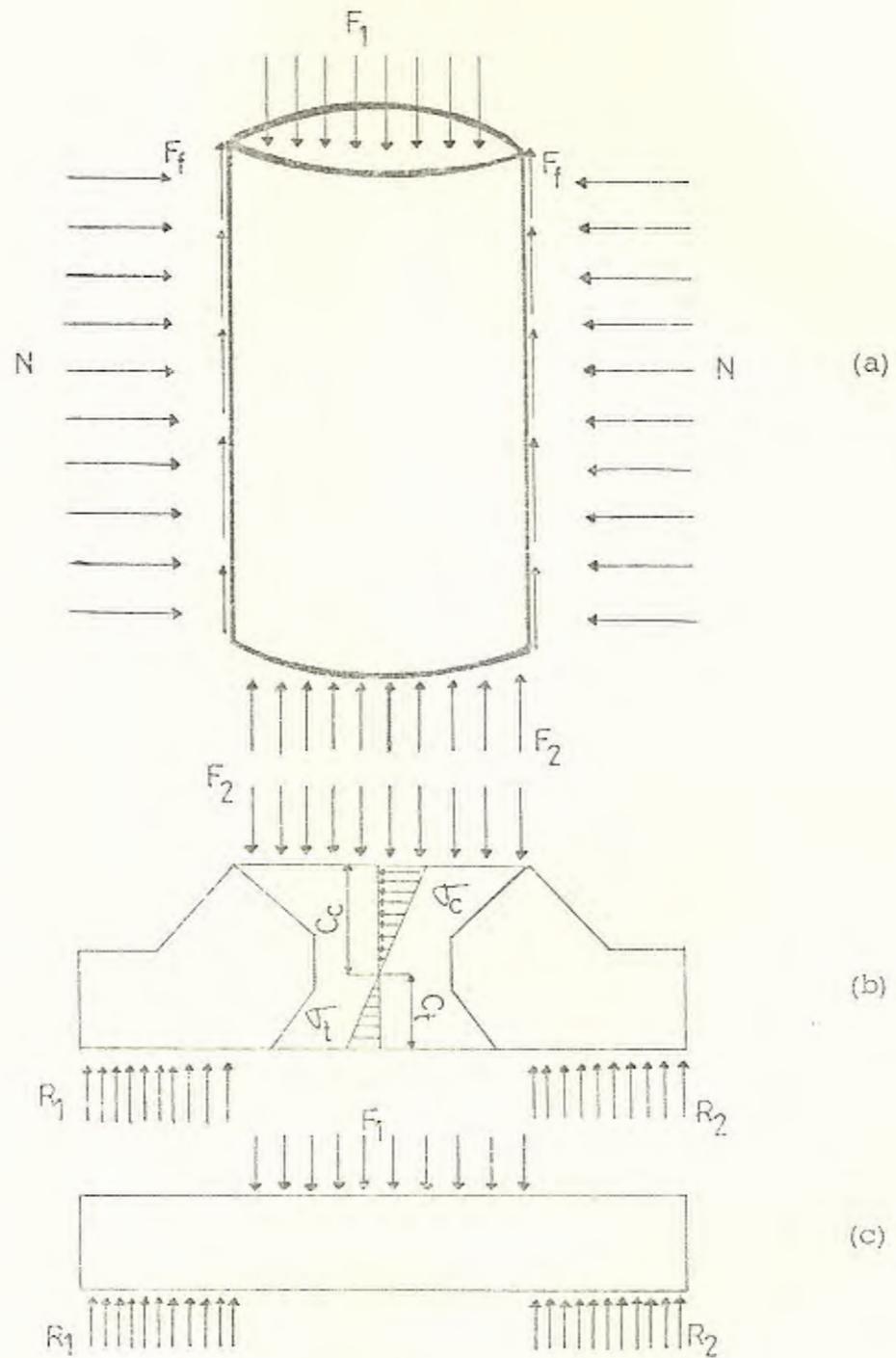


Figura 5-7.- Diagrama de cuerpo libre de las fuerzas que actuan en la matriz y el tocho

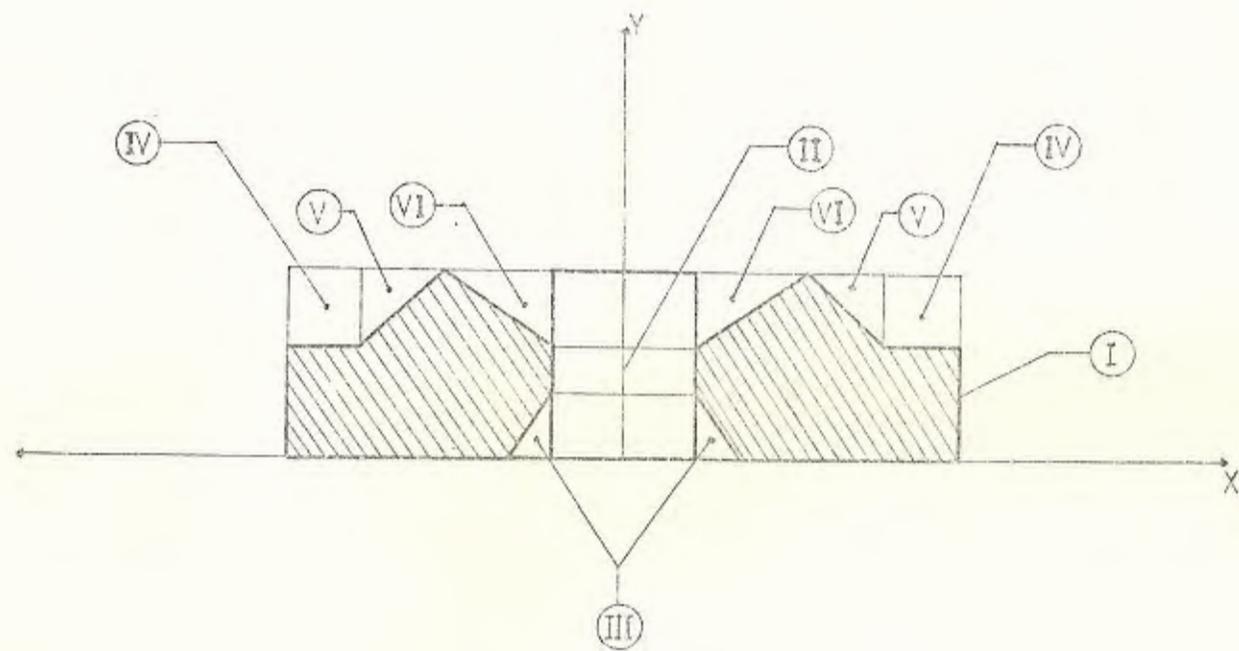
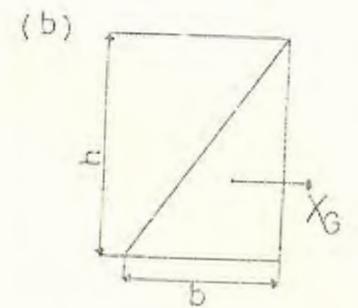
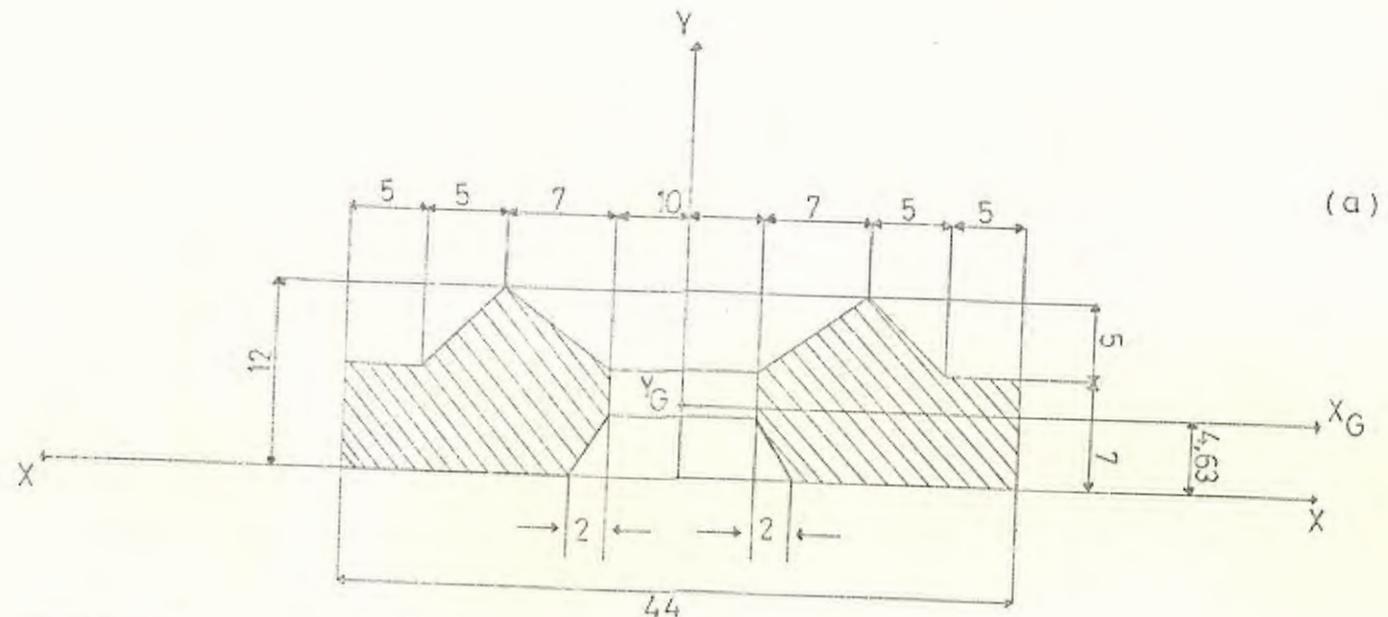
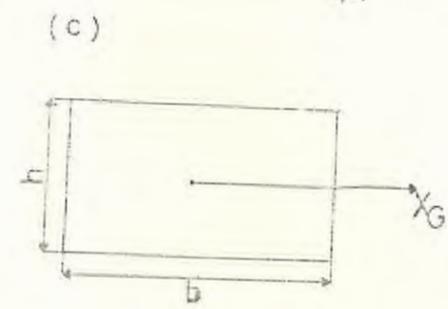


Figura 5-8.- División de la superficie de la matriz en distintas áreas para el cálculo del centro de gravedad (Y_G) y el momento de inercia (I_G)



$$I_x = \frac{1}{12} bh^3$$

$$I_{x_G} = \frac{1}{36} bh^3$$



$$I_x = \frac{1}{3} bh^3$$

$$I_{x_G} = \frac{1}{12} bh^3$$

Figura 5-9.-
 (a), dimensiones de las áreas de la matriz
 (b) y (c), momentos de inercia con respecto a un eje X y al centro de gravedad para un triángulo y en rectángulo

más áreas:

$$I_{X_G}^a = \frac{1}{12}(10)(12)^3 + (10 \times 12)(6 - 4.63)^2 = 1665.23 \text{ mm}^4$$

$$I_{X_G}^b = 2 \left[\frac{1}{36}(2)(4)^3 + \left(-\frac{4 \times 2}{2}\right)\left(4.63 - \frac{4}{3}\right)^2 \right] = 94.10 \text{ mm}^4$$

$$I_{X_G}^{civ} = 2 \left[\frac{1}{12}(5)(5)^3 + (5 \times 5)(9.5 - 4.63)^2 \right] = 1290 \text{ mm}^4$$

$$I_{X_G}^x = 2 \left[\frac{1}{36}(5)(5)^3 + \left(-\frac{5 \times 5}{2}\right)\left(7 + \frac{10}{3} - 4.63\right)^2 \right] = 847.9 \text{ mm}^4$$

$$I_{X_G}^{vii} = 2 \left[\frac{1}{36}(7)(5)^3 + \left(-\frac{7 \times 5}{2}\right)\left(7 + \frac{10}{3} - 4.63\right)^2 \right] = 1187.1 \text{ mm}^4$$

por consiguiente el momento de inercia del área rayada de la Figura 5-9a es igual:

$$I_{X_G} = I_{X_G}^i - I_{X_G}^{ii} - I_{X_G}^{iii} - I_{X_G}^{iv} - I_{X_G}^v - I_{X_G}^{vi}$$

reemplazando:

$$I_{X_G} = 7327 - 1665.23 - 94.10 - 1290 - 847.9 - 1187.1$$

$$I_{X_G} = 2242.67 \text{ mm}^4$$

Para determinar el máximo momento de inercia de la matriz debemos - realizar los diagramas de fuerza cortante y momento flector. Para ello vamos a determinar en primer lugar la carga distribuida (q) sobre la matriz:

$$q = \frac{F_1}{D} = \frac{10,000 \text{ kg}}{24 \text{ mm}} = 416.67 \text{ kg/mm}$$

La Figura 5-10a es el diagrama de cuerpo libre de la matriz completa. Las dos reacciones, $R_1 = R_2 = 5000 \text{ kg}$ hacia arriba, se determinan por medio de las ecuaciones de equilibrio:

$$\Sigma F_y = 0$$

$$R_1 + R_2 = F_1$$

$$R_1 = R_2$$

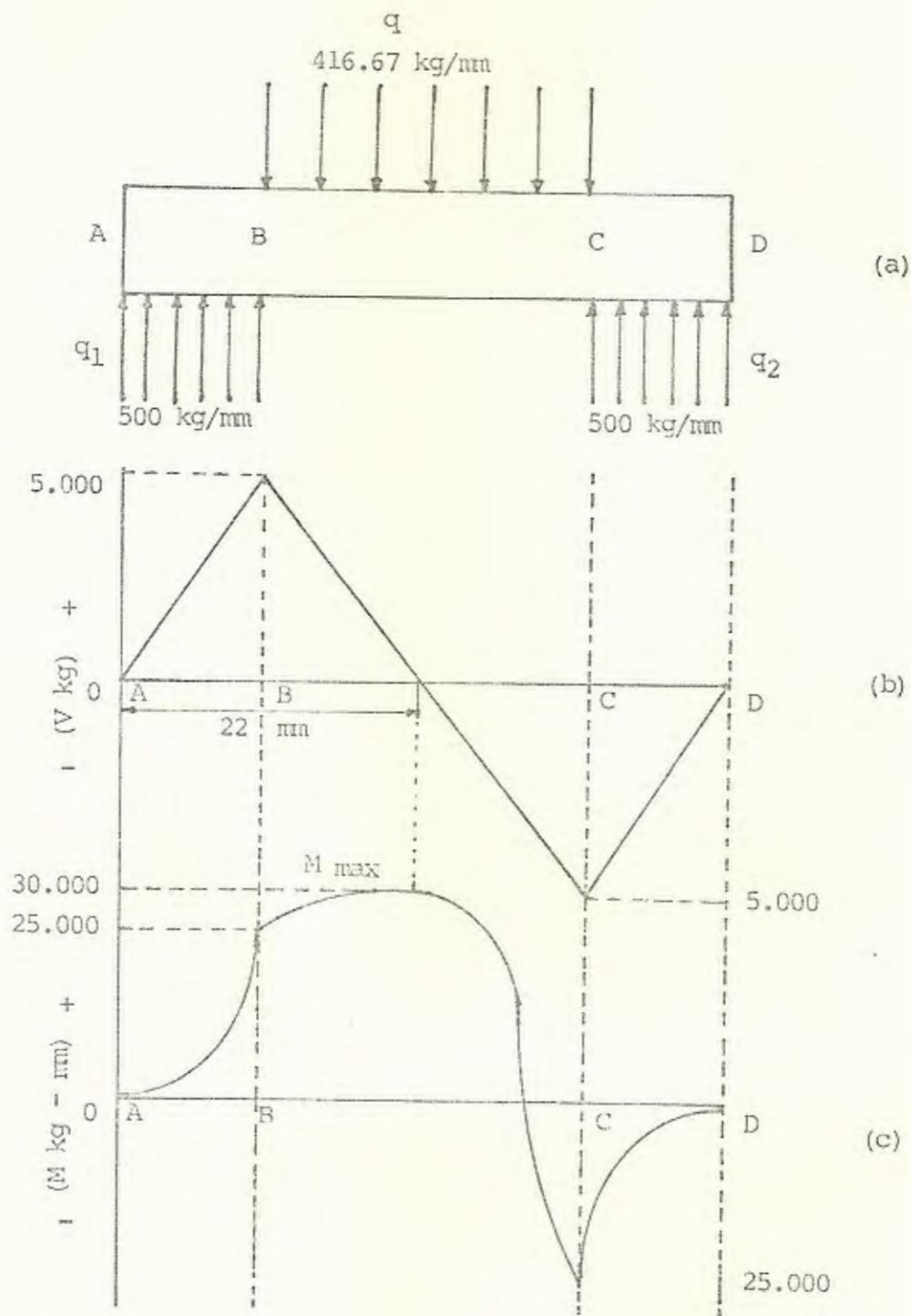


Figura 5-10.- Diagrama de cuerpo libre de la matriz completa (a), diagrama de fuerza cortante (b) y, diagrama del momento flector (c).

$$2R_1 = F_1$$

$$R_1 = R_2 = F_1/2 = 5000 \text{ kg}$$

Como las reacciones son cargas distribuidas en espacios de 10 mm cada una, encontramos:

$$q_1 = q_2 = \frac{5000 \text{ kg}}{10 \text{ mm}} = 500 \text{ kg/mm}$$

Un diagrama de cuerpo libre de la parte de la matriz desde el extremo A hasta una sección a X milímetros de A ($0 \leq x \leq 10$ mm) se muestra en la Figura 5-11a. De la ecuación de equilibrio $\sum F_y = 0$:

$$V = 500 x \quad (0 \leq x \leq 10) \quad (a)$$

La Figura 5-11b es un diagrama de cuerpo libre de una parte de la matriz desde el extremo izquierdo a una sección cualquiera entre B y C con el origen A ($10 \leq x \leq 34$). De la ecuación de equilibrio $\sum F_y = 0$:

$$V = 5000 \text{ kg} - 416.67 x \quad (b)$$

La Figura 5-11c es un diagrama de cuerpo libre de una parte de la matriz de C a D con el origen en D ($0 \leq x \leq 10$). La ecuación para V es:

$$V = 500 x \quad (c)$$

Las ecuaciones de momento pueden ser determinadas de la ecuación de equilibrio $\sum M_o = 0$. Así para la Figura 5-11a.

$$M = 500 x (x/2) = 250 x^2 \quad (d)$$

La Figura 5-11b puede ser utilizada para determinar el momento en las secciones de B a C con el origen en A. Este momento es:

$$M = 5000 (x - 5) - 416.67 x \left(\frac{x-10}{2}\right)$$

$$M = -208.33 x^2 + 7083.3 x - 25.000 \quad (e)$$

El momento de una sección cualquiera entre C y D se determina de la Figura 5-11c y es:

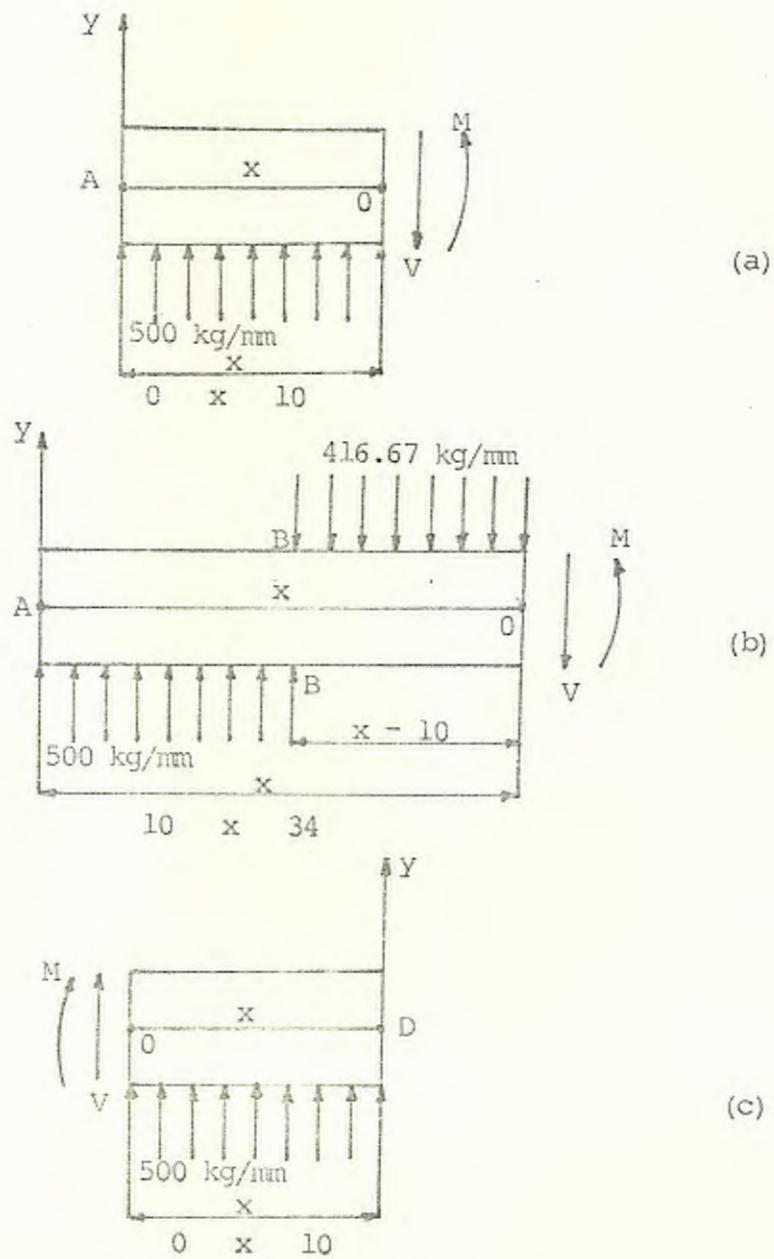


Figura 5-11.- Diagrama de cuerpo libre de las distintas secciones de la matriz

$$M = - 500 x (x/2) = - 250 x^2 \quad (f)$$

Cuando cada una de las expresiones de V se ha marcado por puntos en su correspondiente intervalo, el resultado es el diagrama de fuerza cortante que se muestra en la Figura 5-10b.

De la misma forma, con las expresiones para M , se puede encontrar el diagrama del momento flector mostrado en la Figura 5-10c.

El momento flector máximo ocurre cuando la fuerza cortante es cero. De acuerdo al diagrama de la Figura 5-10b esto ocurre exactamente en la mitad de la matriz, es decir, cuando $x = 22$ mm. Reemplazando este valor en la ecuación (e) para el momento flector en el tramo BC - obtendremos:

$$M_{\max} = - 208.33 (22)^2 + 7083.33 (22) - 25.000$$

$$M_{\max} = 30.000 \text{ kg/mm}$$

Aplicando la ecuación 3 para determinar el máximo esfuerzo de compresión, para las fibras de la cara superior de la matriz es:

$$\sigma_c \max = \frac{30.000 \times 7.37}{2242.67} \quad C_c = 12 - y_G = 7.37 \text{ mm}$$

$$\sigma_c \max = 98.58 \text{ kg/mm}^2$$

y el máximo esfuerzo de tensión para todas las fibras de la cara inferior de la matriz es de :

$$\sigma_t \max = \frac{30.000 \times 4.63}{2242.67} = 61.94 \text{ kg/mm}^2 \quad C_t = 4.63 \text{ mm}$$

De acuerdo a los valores obtenidos para los esfuerzos máximos y observando la Figura 5-6a para las temperaturas de trabajo, podemos determinar que el acero ASSAB 8407 que se utilizó en el alma, también es utilizable en la matriz. La superficie de la matriz que entra en

contacto con el tocho, fue pulida hasta lija 600 obteniéndose una superficie brillante que disminuye el rozamiento.

La entrada de la matriz fue diseñada en forma cónica como se muestra en la Figura 5-5c, con un semiángulo menor de 45° . Las matrices cónicas emplean semiángulos menores de 45° , según las características plásticas del metal. La determinación del ángulo óptimo es un problema a resolver empíricamente. La razón del diseño cónico de la matriz es con el fin de aproximar el ángulo de la matriz, al ángulo natural del flujo frente a una matriz plana; y homogenizar de esta manera el flujo a través de la matriz.

Pistón de Presión

El pistón de presión (Figura 5-5d) se lo hizo de acero ASSAB 718 con un diámetro de tres décimas de milímetro inferior al diámetro del recipiente con el fin de dejar una capa cortical de Aluminio en las paredes del recipiente. El pistón fue templado desde una temperatura de austenización de 850°C y revenido a una temperatura de 300°C durante 2 horas de acuerdo a lo aconsejado por los fabricantes para tener una dureza de 48 Rc, menor que la obtenida para el alma (54 Rc) con el fin de evitar la rayadura de la misma en algún accidente que ponga en contacto ambas superficies. En un nivel de dureza inferior se corre el riesgo de que se deforme fácilmente.

Vástago de Presión

El vástago de presión (Figura 5-5e) fue hecho del mismo material que el pistón y fue tratado térmicamente bajo las mismas condiciones. Esto se lo hizo con el fin de evitar el pandeo debido a los esfuerzos

zos de compresión a que es sometido.

Portamatriz

Esta parte se la hizo del mismo material que la envolvente del recipiente ya que las sollicitaciones térmicas de esta pieza son pequeñas, puesto que su temperatura rara vez supera los 300°C - 350°C. La principal cualidad requerida es la tenacidad, con una elevada resistencia a los esfuerzos alternos. Su dureza es de 38 Rc (Figura 5-5f)

5.1.1 Pruebas Experimentales Preliminares y Optimización de Temperatura de Proceso

Una vez que se diseñó y construyó el cuerpo de extrusión experimental se procedió a probar el equipo. La velocidad de trabajo que se utilizó fue de 0.50 m/min.

Inicialmente se introdujo un tocho de 90 mm de longitud por 24 mm de diámetro en el horno a 520°C durante 20 min, luego se lo sacó rápidamente y se lo metió en el recipiente del cuerpo de extrusión, procediéndose a ejercer presión mediante el pistón y el vástago en el equipo de prensa.

Debido al rozamiento entre las paredes del recipiente y el tocho, la presión subió a tal grado que fue imposible continuar la extrusión.

El motivo principal del problema fue la falta de lubricante, por lo que se requirió su utilización. El lubricante utilizado fue de fabricación casera y es el mismo que se utiliza en las plantas extrusoras locales. Para la fabricación del lubricante se calentó un kilo de "parafina" hasta el estado líquido

y se fue añadiendo "plombagina" en polvo hasta oscurecer totalmente la solución. La solución así obtenida fue introducida en moldes cilíndricos con el fin de obtener lubricante en barras como el mostrado en la Figura 5-12. Una vez obtenido el lubricante, se introdujo en el horno otro tocho de Aluminio de las mismas características que el anterior, a la misma temperatura y durante el mismo tiempo; en esta ocasión también se precalentó el cuerpo de extrusión a la misma temperatura y se introdujo refractario en el orificio de salida de la matriz. Una vez transcurrido el tiempo necesario se sacó rápidamente el cuerpo de extrusión del horno y se preparó el equipo; se procedió a lubricar las paredes del recipiente y se introdujo el tocho caliente, ejerciendo presión con la prensa mediante el vástago y el pistón. El tocho comenzó a ser extruido, pero debido a que se experimentó un descenso de temperatura al contacto del lingote extruido con el aire, la presión comenzó a subir hasta un valor demasiado alto para continuar la extrusión. El lingote semiextruido se presenta en la Figura 5-13. Debido a que se presentó el problema de temperatura, se tuvo que elevar la temperatura del tocho hasta 600°C, procediéndose a realizar el proceso de la misma forma y en iguales condiciones que el anterior. En este caso se realizó la extrusión, pero el producto extruido presentó fusión incipiente al comienzo como se muestra en la Figura 5-14. Por este motivo se disminuyó la temperatura de trabajo hasta 570°C y se repitió el proce

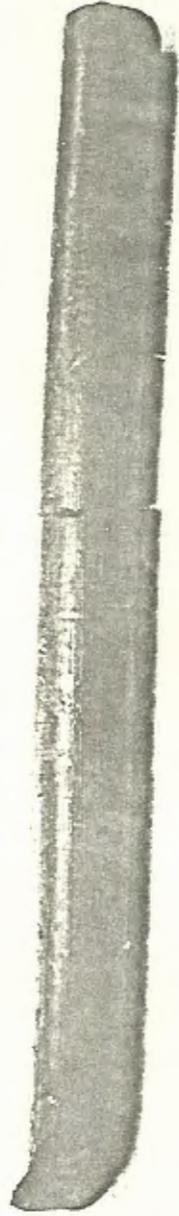
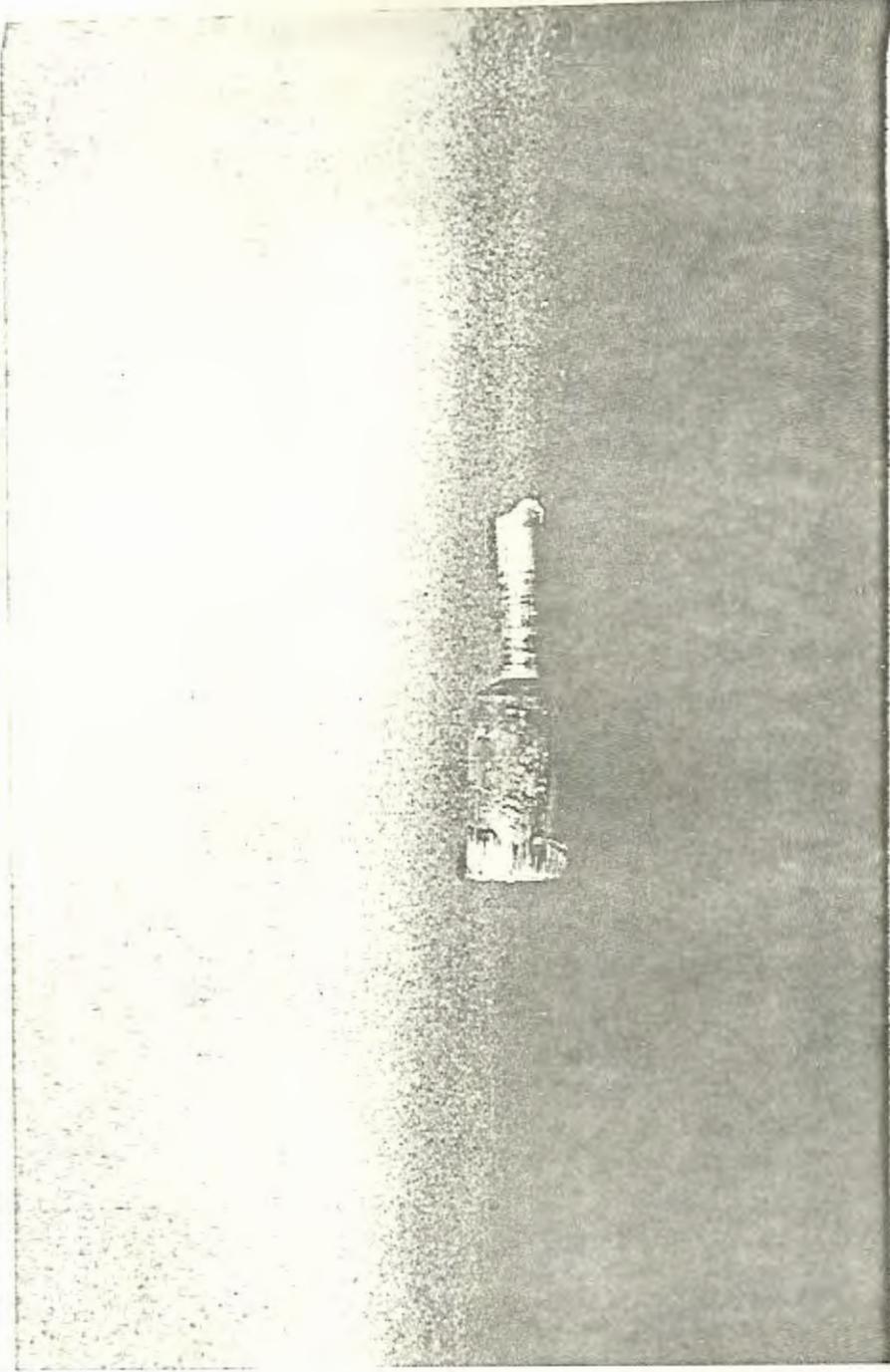


Figura 5-12.- Lubricante en barra



· Figura 5-13. - Lingote semi-extruído

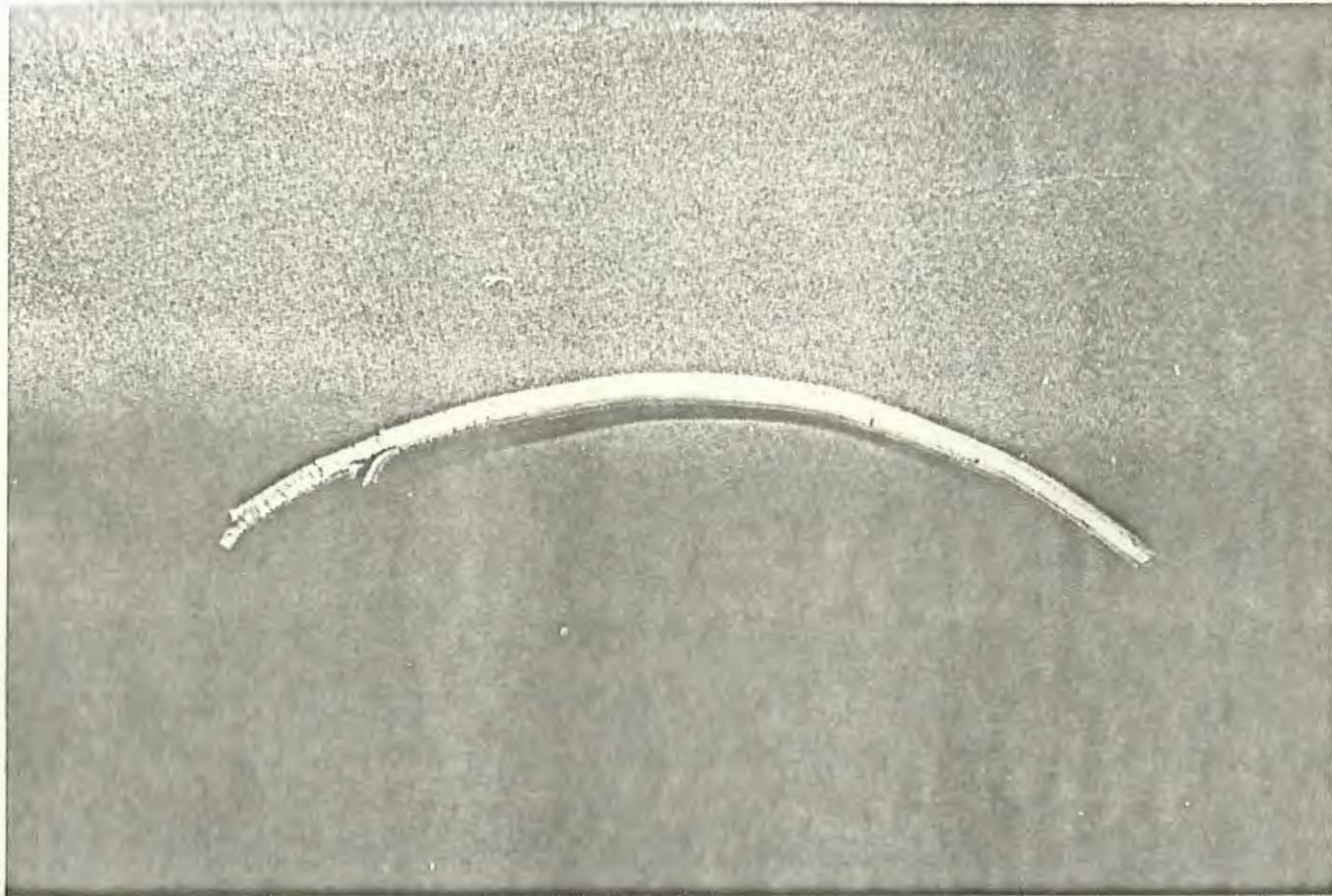


Figura 5-14.- Grietas en el producto extruído debido a una temperatura demasiado alta

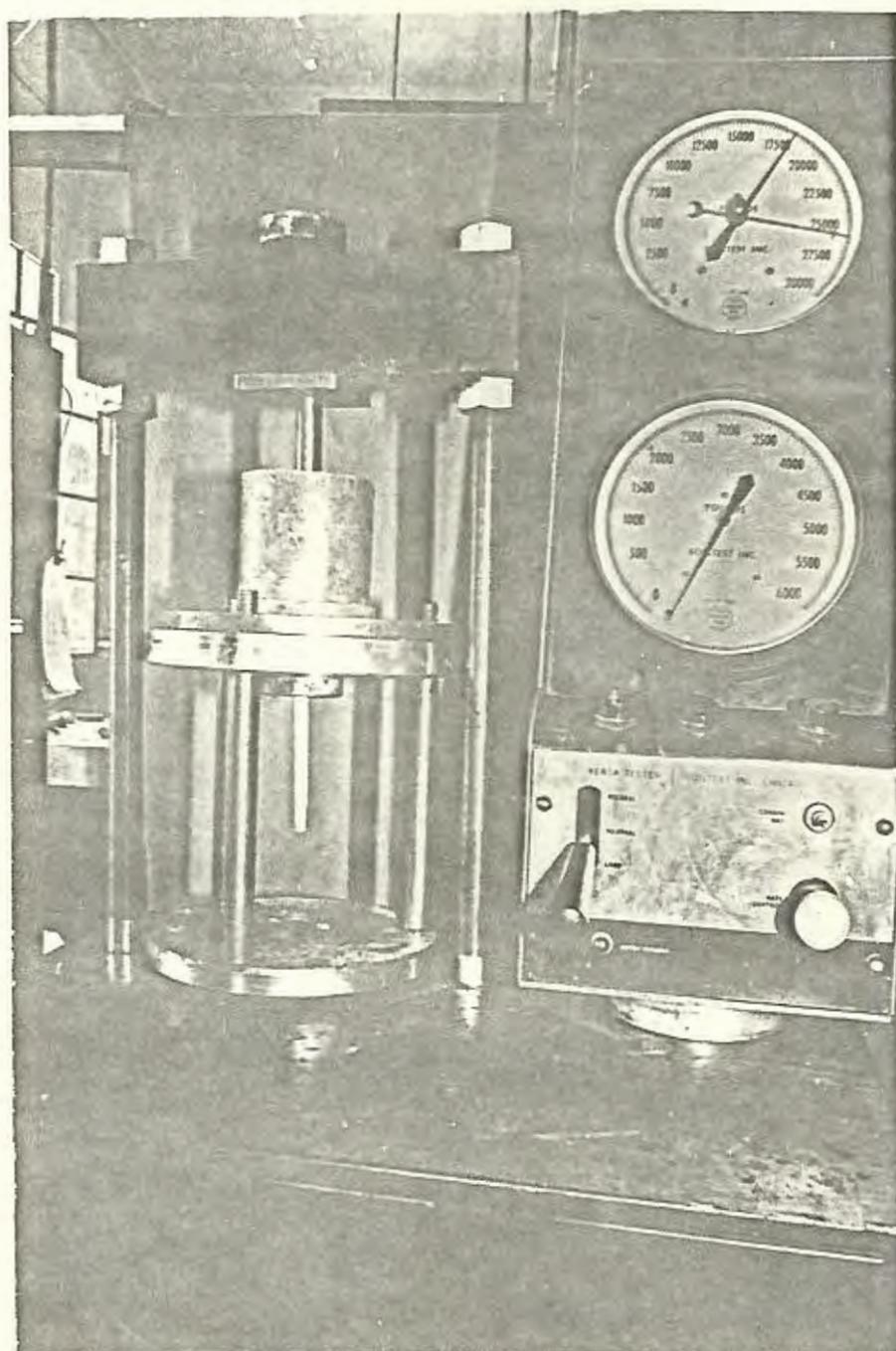


Figura 5-17.- Inicio del proceso de extrusión

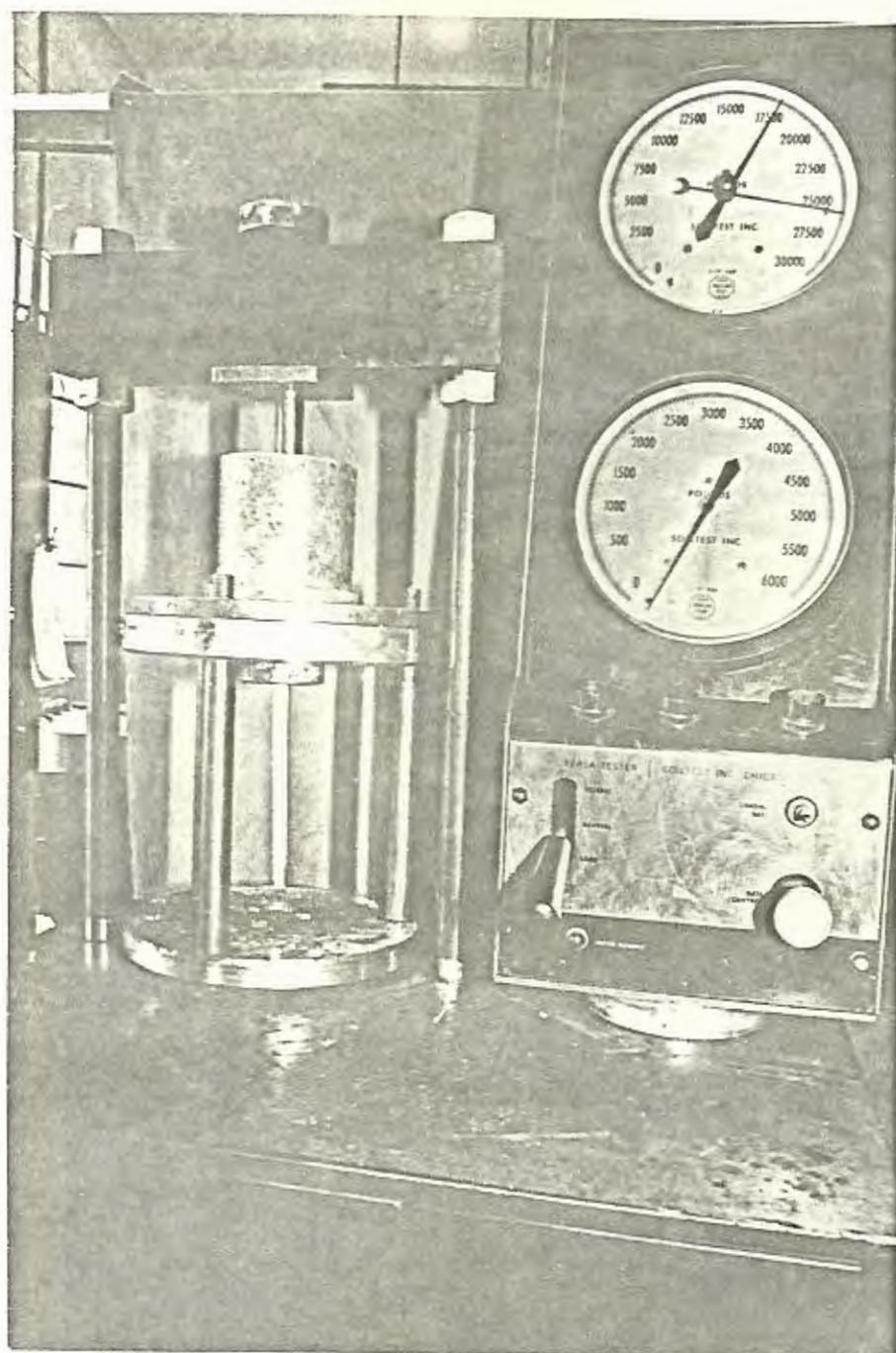


Figura 5-18.- Proceso de extrusión en marcha

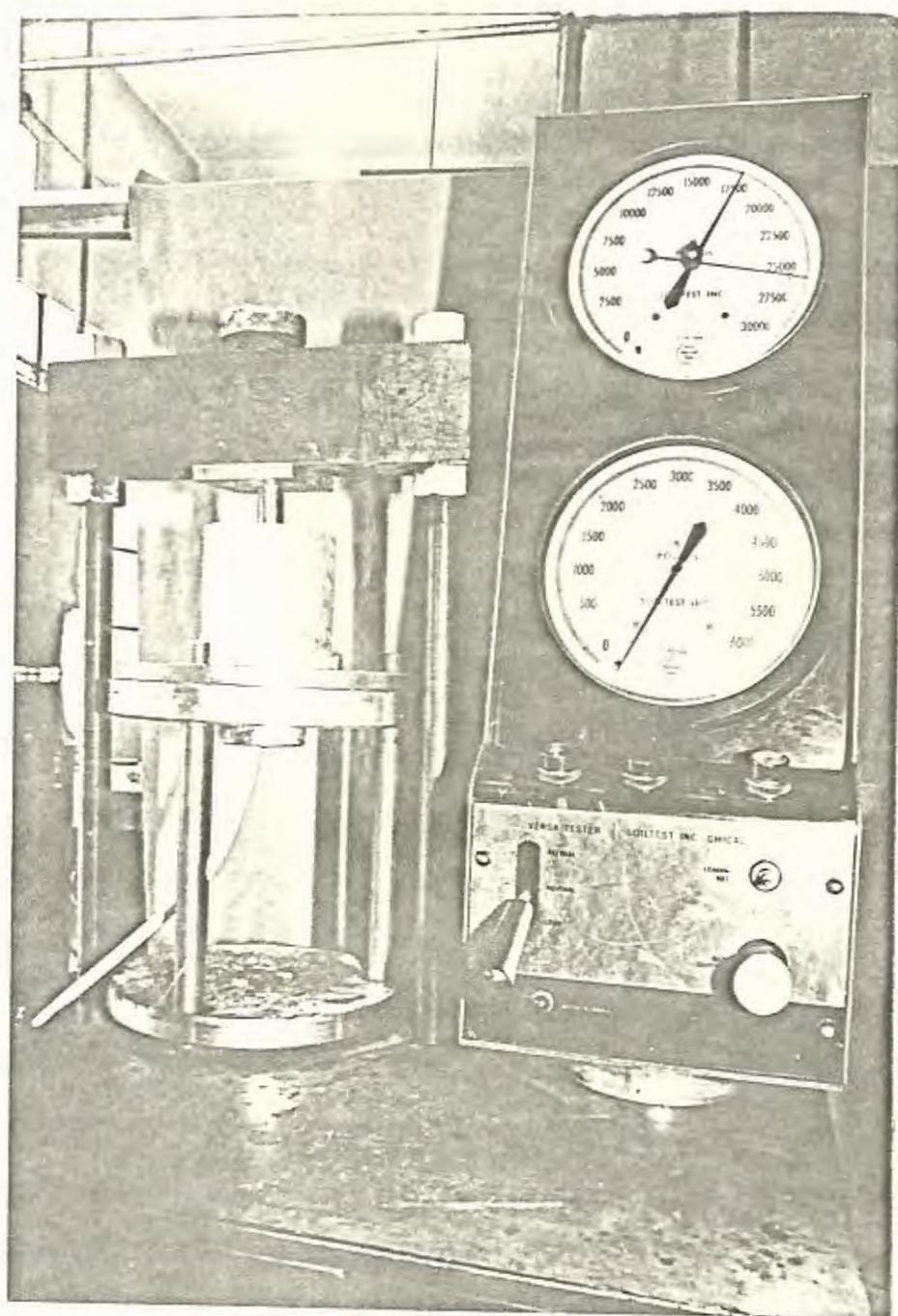


Figura 5-19.- Un tiempo anterior al final del proceso
de extrusión

so de la misma forma que en los casos anteriores. En esta ocasión el proceso se realizó sin novedad obteniéndose un lingote extruído como el de la Figura 5-15. Las Figuras 5-16, 5-17, - 5-18 y 5-19 muestran el proceso de extrusión en sus diferentes etapas.

En el comienzo de la extrusión la fuerza ejercida sobre el vástago y el pistón por la prensa, va aumentando linealmente hasta un valor máximo de 18.000 lbs. como se muestra en la Figura 5-17, luego disminuye una pequeña cantidad hasta 17.000 lbs. (Figura 5-19) y posteriormente al final de la extrusión tiene un aumento acelerado, por lo que se detiene el proceso. En este instante se procede a retirar el vástago de presión y se aflojan los tornillos que sujetan el recipiente contra el portamatriz como se muestra en la Figura 5-20. En la Figura 5-21 se muestra el portamatriz, la matriz y los tornillos de ajuste del cuerpo de extrusión.

zación de Variables para el Proceso de Solubilizado
ceso de temple está compuesto de dos fases distintas, esto es:
alentamiento de solución (solubilizado), definido por la temperatura y por el tiempo de duración en régimen,
amiento rápido (temple propiamente dicho) definido en la
tica por el medio empleado para restar calor acumulado en la
del material y, por la velocidad de enfriamiento.

sección se analizarán las variables del punto (a) arriba men
y su influencia en un tratamiento térmico posterior de enve

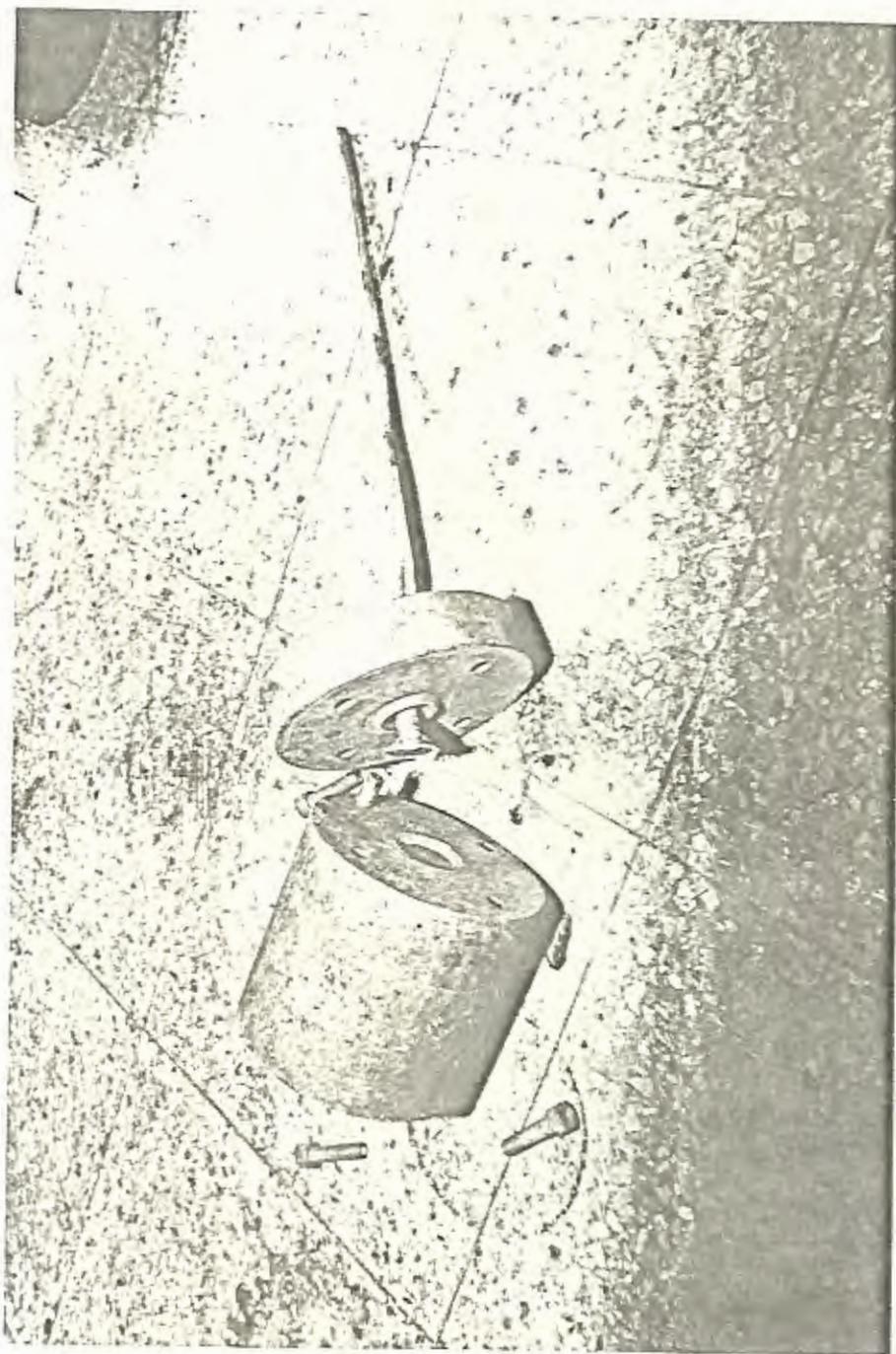


Figura 5-20.- Recipiente y portamatriz después de aflojar los tornillos que los sujetan

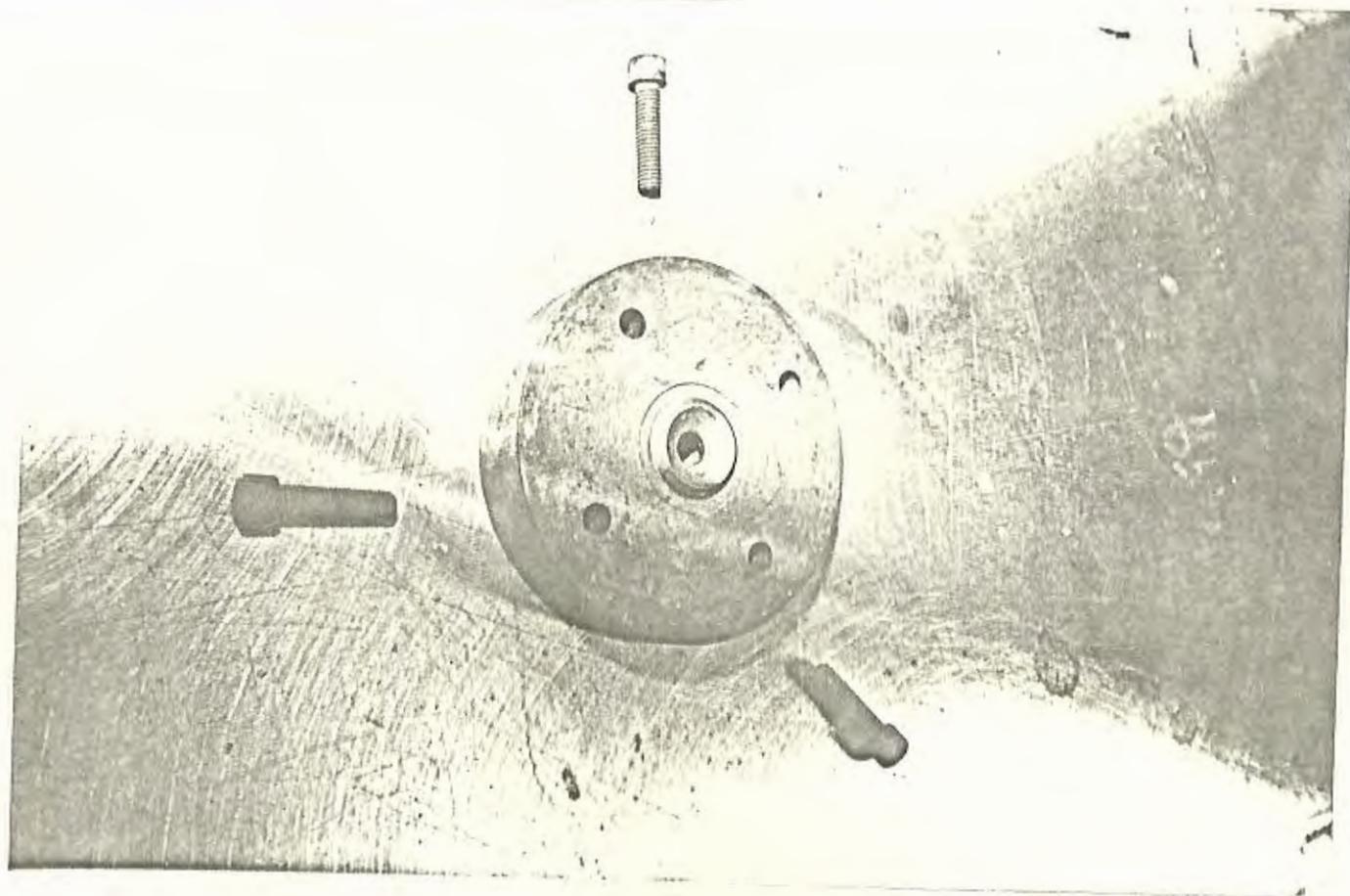


Figura 5-21.- Portamatriz, matriz y los tornillos de ajuste del cuerpo de extrusión

jecimiento artificial encontrada en nuestra experiencia. Para este efecto se mantendrá constante la temperatura de solubilizado y se va riará el tiempo de duración a dicha temperatura.

Se tomaron cinco lingotes y fueron colocados en un horno a una tempe ratura de solubilizado de 570°C. Luego de 20 min se procedió a sa- car uno de los cinco lingotes antes mencionados y fue sometido a un proceso de extrusión, de tal forma que el cilindro macizo caiga di- rectamente al agua después de la extrusión como se muestra en la Fi- gura 5-22. De la misma manera se procedió con los restantes cuatro lingotes a intervalos de 20 min, hasta completar 120 min. Una vez - terminado el proceso de solubilizado, extrusionado y temple poste- rior en agua se procedió a realizar un tratamiento de envejecimiento artificial con cinco probetas obtenidas de cada una de las cinco ba- rras cilíndricas a una temperatura de 160°C por un tiempo de 8 horas de acuerdo a las recomendaciones mencionadas en la sección 2.2.2. - Una vez transcurrido el tiempo se procedió a sacar las probetas y en friarlas en agua. Posteriormente se tomó dureza a cada una obtenién- dose el valor de 50.3 HB en todos los casos. Con esta experiencia - hemos podido observar que nuestra aleación fundida y homogenizada al canza a absorber al compuesto intermetálico Mg_2Si en un tiempo de 20 min para alcanzar una solución sólida completa en el calentamiento, y llegar al punto B como se muestra en la Figura 5-23. Un calenta- miento durante un tiempo mayor no varía las propiedades posteriores en el envejecimiento artificial.

5-3 Optimización de las Condiciones de Enfriamiento

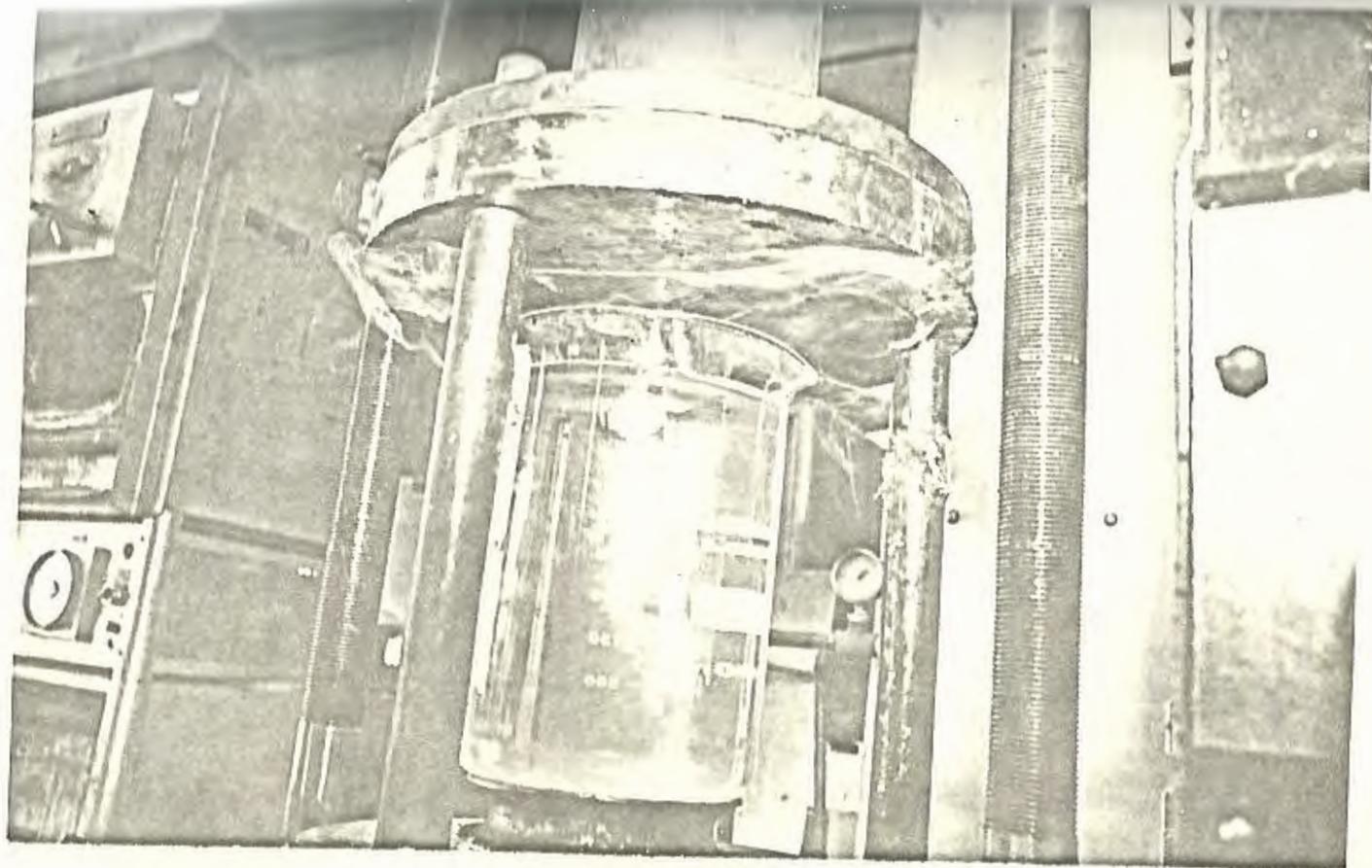


Figura 5-22.- Enfriamiento rápido directamente al agua del producto extruído

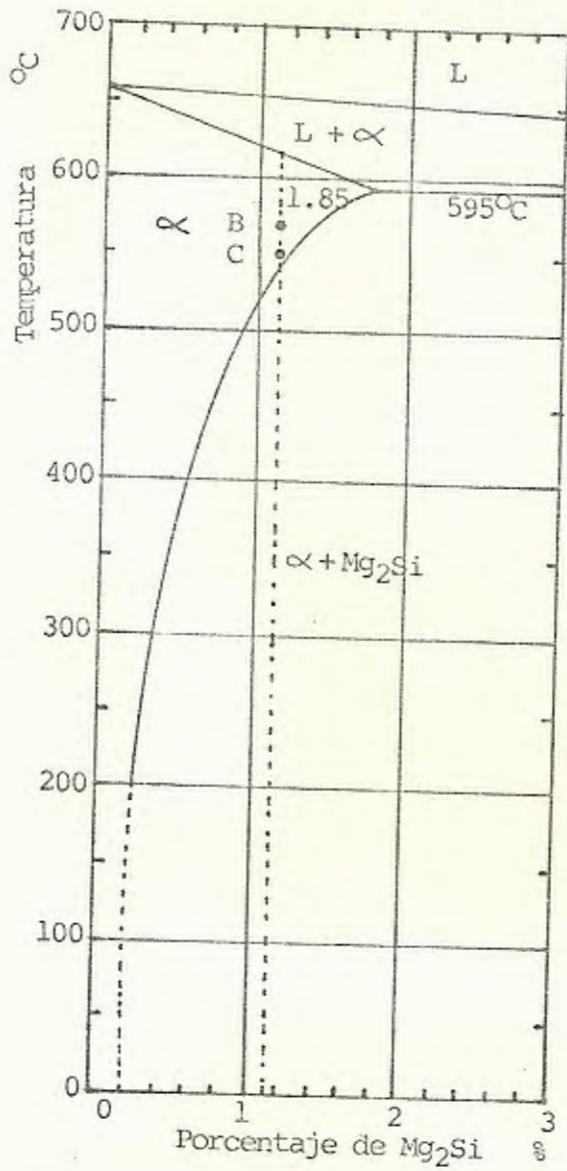


Figura 5-23.- Calentamiento uniforme hasta -
 una solución sólida completa -
 α en el punto B. Disipación
 del calor a través del alambrcn (C)

En la sección anterior se ha tratado la fase (a) del proceso de temple. En esta sección trataremos la fase (b) en la forma como fue desarrollada en nuestra experiencia.

Una vez obtenida una solución sólida completa α , procedemos a realizar el proceso de extrusión y enfriamiento rápido del lingote extruído con el fin de retener el compuesto intermetálico Mg_2Si en solución, y de hecho producir una solución sobresaturada de Mg_2Si en Aluminio. La estructura totalmente de fase α que se desea obtener por el enfriamiento rápido, no está en equilibrio a la temperatura ambiente.

Nuestra experiencia nos demostró que las condiciones de enfriamiento utilizadas por nosotros no obtenían una estructura del tipo esperado como demostraremos a continuación.

Inicialmente el lingote extruído se lo hizo caer directamente al agua contenida en un recipiente cilíndrico de 21 cm de diámetro y 30 cm de profundidad. El lingote extruído y enfriado fue rápidamente cortado y separado de la matriz. Posteriormente se obtuvieron dos probetas de dicho lingote una de ellas fue marcada con el número 1 e introducida en el horno a la temperatura de $570^{\circ}C$ por el espacio de 20 min. Una vez transcurrido el tiempo se sacó la probeta y fue introducida rápidamente en un recipiente grande de agua fría. Seguidamente las dos probetas fueron sometidas a un tratamiento térmico de envejecimiento artificial a una temperatura de $160^{\circ}C$ durante 8 horas para luego ser enfriadas en agua. Se tomó dureza a cada probeta obteniéndose un valor de 64.6 HB para la probeta N° 1, el 50.3 para la

probeta sin marcar. Con estos resultados podemos observar que la velocidad de enfriamiento para el caso en que el lingote cae directamente al agua no es lo suficientemente alta como para retener en estado sobresaturado gran cantidad del compuesto intermetálico Mg_2Si en la solución sólida α a temperatura ambiente. Esto es debido a que existe una pequeña masa de agua en el recipiente cilíndrico de 21 cm de diámetro por 30 cm de profundidad, lo que produce un calentamiento rápido del agua conforme el lingote extruído entra en el recipiente. Aumentando la temperatura del agua el efecto de la película de vapor que se forma alrededor de la pieza se hace mucho más sensible, y el enfriamiento por lo tanto se hace más lento. Al problema anterior hay que agregar el corte demasiado lento del lingote extruído antes de ser separado de la matriz ("tercer tiempo" en el proceso de extrusión), explicando con mayor detalle en la sección 3.3. Debido a que este paso se lo realiza aserrando el tocho a la salida de la matriz, y el tiempo necesario para efectuarlo es de 2 a 3 min, existe un flujo de calor del cuerpo de extrusión al tocho extruído que dificulta su enfriamiento rápido.

Otra posibilidad que determina la diferencia de durezas obtenidas en las probetas antes mencionadas después del tratamiento térmico de envejecimiento, podría ser la disipación de calor y por consiguiente la disminución de temperatura del alambón antes de que éste se ponga en contacto con el agua. Esto es posible si consideramos la baja velocidad de trabajo (0.50 m/min) y el alto coeficiente de conductividad térmica que posee el Aluminio. Si la disminución de temperatu

ra fuera tal que se alcanzara el punto C mostrado en la Figura 5-23, entonces, al momento del enfriamiento, la cantidad del compuesto intermetálico Mg_2Si retenido en solución sólida α a la temperatura ambiente, sería mucho menor que la correspondiente al punto B, y por lo tanto la dureza posterior al envejecimiento debe ser menor.

Posteriormente se hizo una variación en el enfriamiento con el fin de mejorar las propiedades del material luego del proceso. Se calentó un tocho hasta la temperatura de $570^{\circ}C$ y se lo extruyó con enfriamiento al aire, luego se introdujo el lingote extruído en el horno a $570^{\circ}C$ durante 20 min y se lo enfrió directamente en agua; del lingote templado se obtuvo una probeta que fue sometida a un tratamiento de envejecimiento a $160^{\circ}C$ durante 8 horas, obteniendo una dureza de 38.4 HB relativamente menor que en el proceso anterior.

Haciendo una evaluación de los procesos utilizados se decidió realizar el proceso del mismo modo como se hizo con la probeta N^o 1, con la que se obtuvo buenos resultados.

5.4 Optimización de las Variables de Envejecimiento

Una vez optimizado el temple mediante un enfriamiento rápido en agua se procedió a optimizar las variables de envejecimiento de la siguiente manera.

Se tomaron cinco tochos de Aluminio fundido y homogenizado y se lo sometió a un proceso de extrusión y temple como el de la probeta N^o 1 de la sección anterior. Posteriormente se tomó uno de los lingotes extruídos y templados y se lo dividió en ocho probetas, las mismas que fueron introducidas en un horno a $130^{\circ}C$. Después de 2 ho-

ras se retiró una probeta y se la enfrió en agua, de la misma forma se fueron retirando las restantes, después de 4, 6, 8, 10, 14, 16 y 24 horas. Este mismo proceso se realizó para 150, 160, 170 y 190°C con los cuatro tochos restantes.

El fin del proceso realizado en esta sección es observar la temperatura y el mínimo tiempo necesario a dicha temperatura para obtener una apreciable dureza del lingote extruído. Por este motivo se tomaron durezas a todas las probetas para cada una de las temperaturas de prueba, obteniéndose el mejor valor a 160°C y 6 horas.

5.5 Estudio Metalográfico

Con el fin de observar la variación de la microestructura en las diferentes fases del proceso, se fueron obteniendo probetas luego de cada fase y se las sometió a un pulido hasta la lija 600. Posteriormente se pulieron las probetas con pasta de diamante en el disco de paño con el fin de obtener una superficie brillante. Para poder observar la microestructura se atacó la superficie brillante con el reactivo N° 3 mencionado al final de la sección 2.1.

En nuestro estudio de las microestructuras se sigue el diagrama de flujo mostrado en la introducción de este Capítulo, y se fotografían con 50 y 200 aumentos. Desde la Figura 5-24 hasta la Figura 5-36 se detallan las microestructuras antes mencionadas.

Como se puede observar luego de un estudio detenido, no existe relativa variación del tamaño del grano, por lo que la variación que se presenta en la dureza es debido a la precipitación de partículas finamente dispersas y de un tamaño menor de 0.02 micras. El poder de

resolución de los microscopios ópticos no es suficiente como para observar dichas partículas, por tal motivo nos encontramos impedidos de poder observar y fotografiarlas, debido a la falta de un microscopio electrónico en el laboratorio.

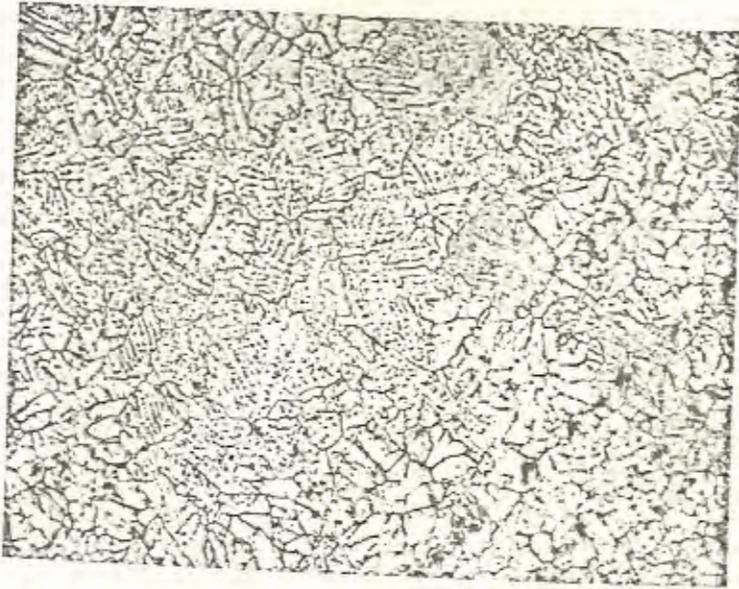
5.6 Ensayo de dureza, ensayo de tracción del material en las diferentes facetas del proceso

Como un medio para diferenciar las distintas microestructuras mencionadas en la sección anterior se tomaron durezas Brinell en las diferentes facetas del proceso. Después de fundir el primer lingote se obtuvo una muestra y se le tomó dureza como se puede ver en la Figura 5-37. Luego se introdujo el residuo del lingote en el horno y se lo sometió a un tratamiento térmico de recocido de homogenización. Una vez terminado el tratamiento térmico, se obtuvo una muestra del lingote homogenizado y se le tomó dureza. Posteriormente se realizó el proceso de la forma mostrada en la sección 5.4 y se tomó dureza para cada temperatura y tiempo de envejecimiento. En la Tabla XI se detallan las durezas Brinell tomadas para el proceso completo.

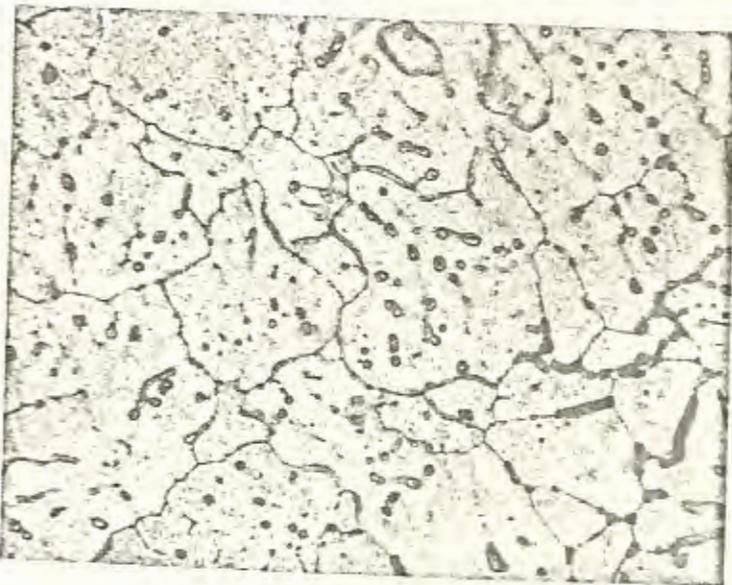
Con el fin de observar la variación de las propiedades mecánicas del material de trabajo después del proceso, se realizaron ensayos de tracción de probetas en las distintas fases del proceso.

Para el caso de la probeta fundida y homogenizada, se utilizó un molde especial dentro del cual se vertió Aluminio fundido (Figura 5-38, Figura 5-39) para que luego la probeta obtenida sea sometida a un recocido de homogenización.

Para obtener el resto de probetas se realizó el proceso completo de

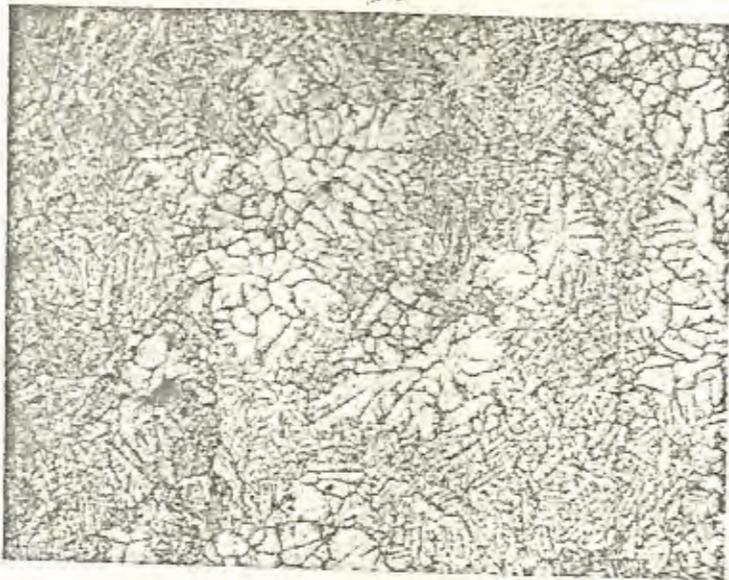


50 X

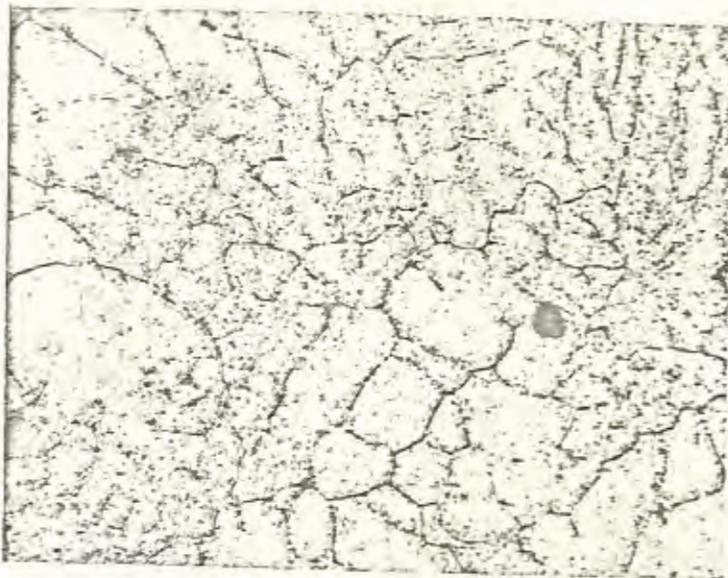


200 X

Figura 5-24.- Microestructura del tocho fundido.



50 X

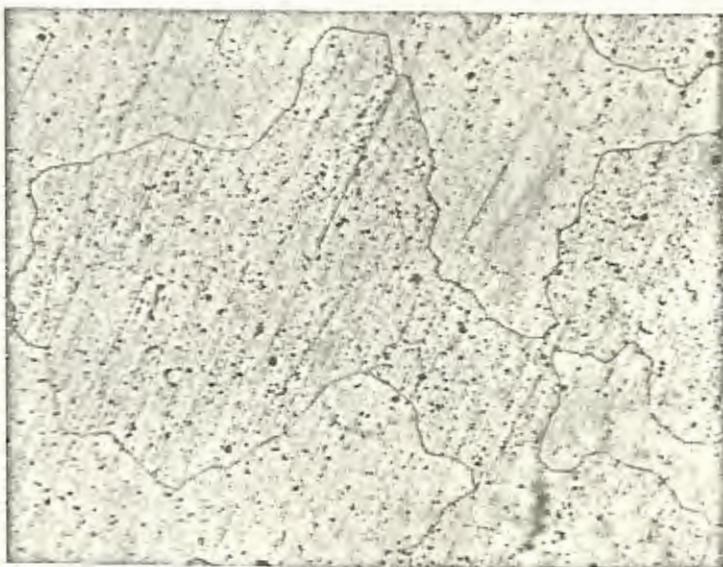


200 X

Figura 5-25.- Microestructura del tocho fundido y homogenizado

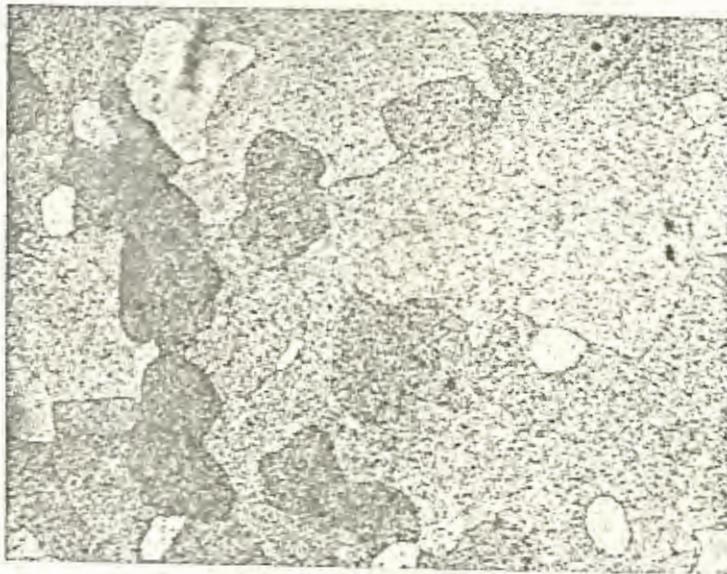


50 X

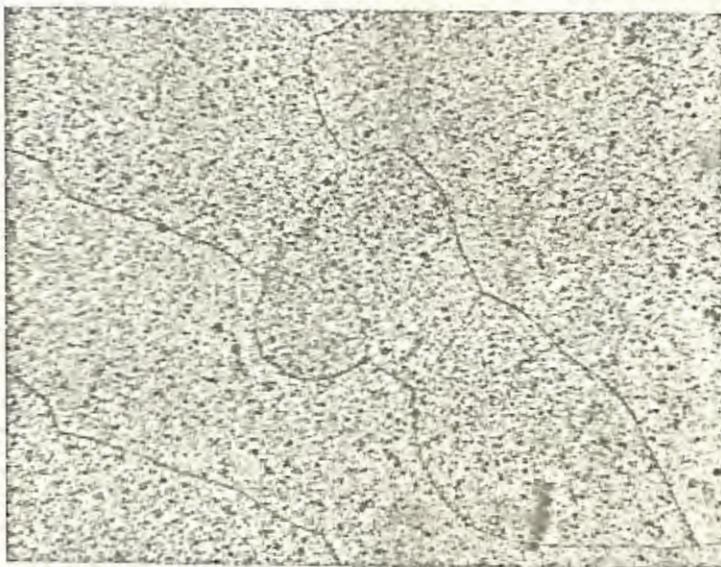


200 X

Figura 5-27.- Microestructura de una probeta extruída y enfriada -
al aire; posteriormente solubilizada a 570°C durante
una hora y enfriada al agua

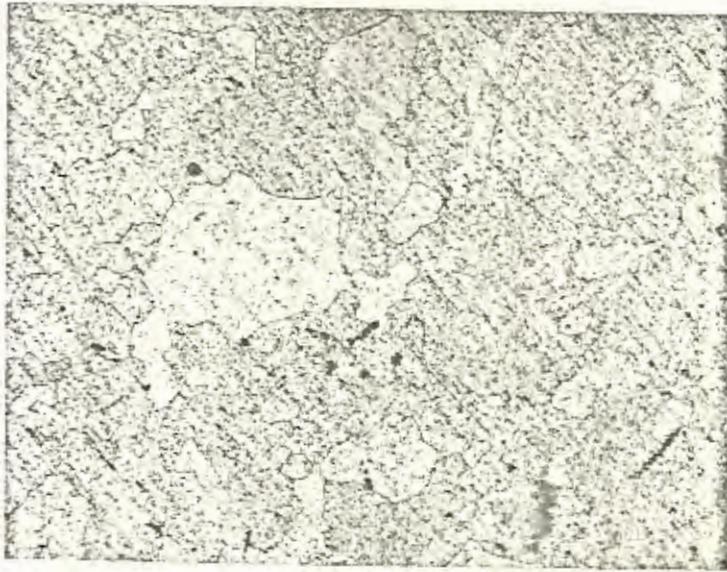


50 X

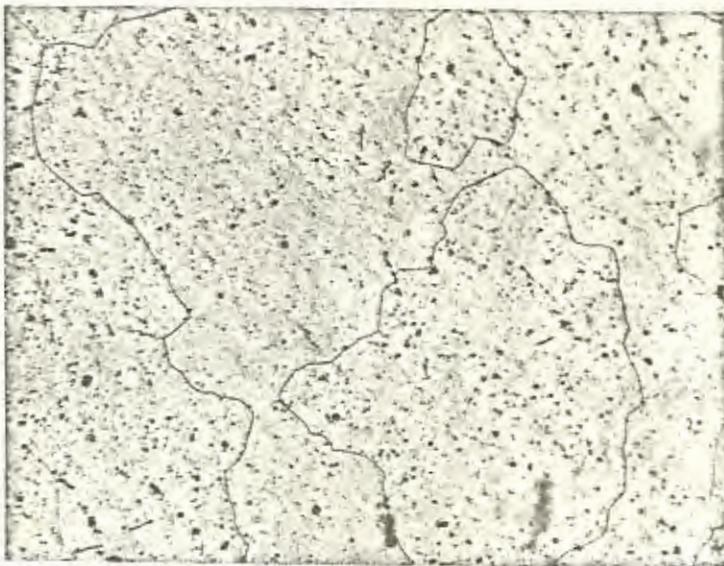


200 X

Figura 5-28.- Microestructura de una probeta extruída y enfriada al aire; posteriormente solubilizada a 570°C durante 1 hora y enfriada al agua; envejecida a 160°C durante 8 horas

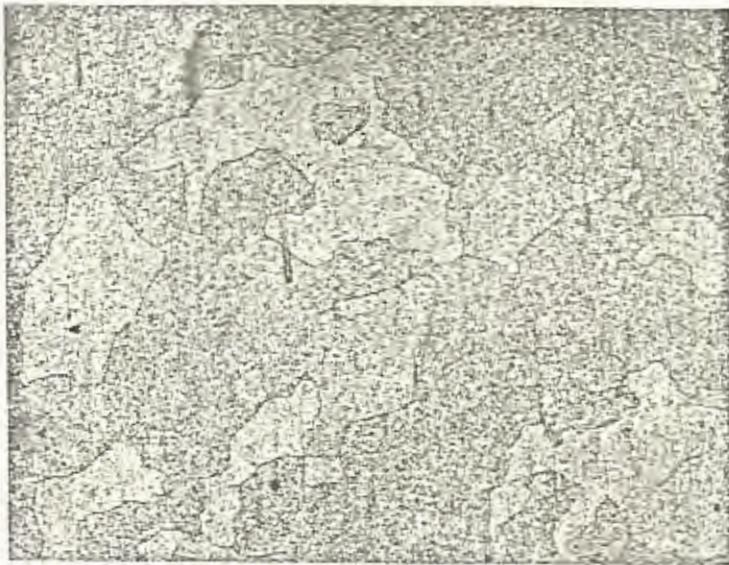


50 X

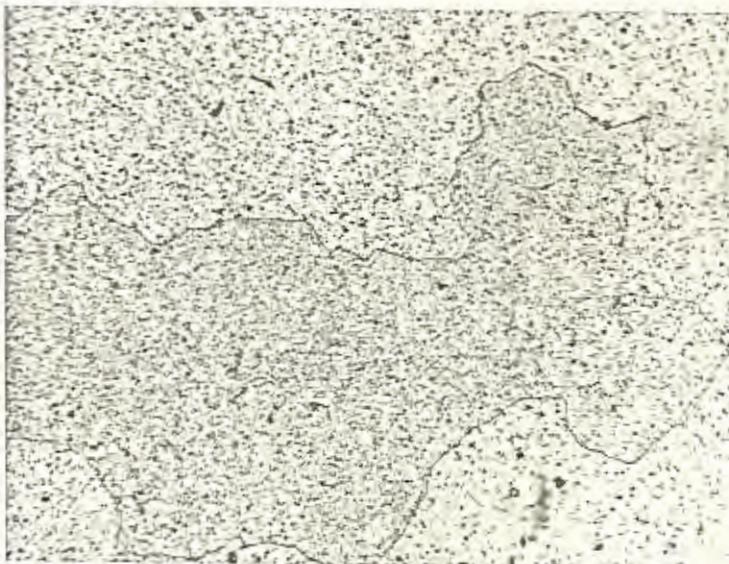


200 X

Figura 5-29.- Microestructura de una probeta extruída y enfriada al agua

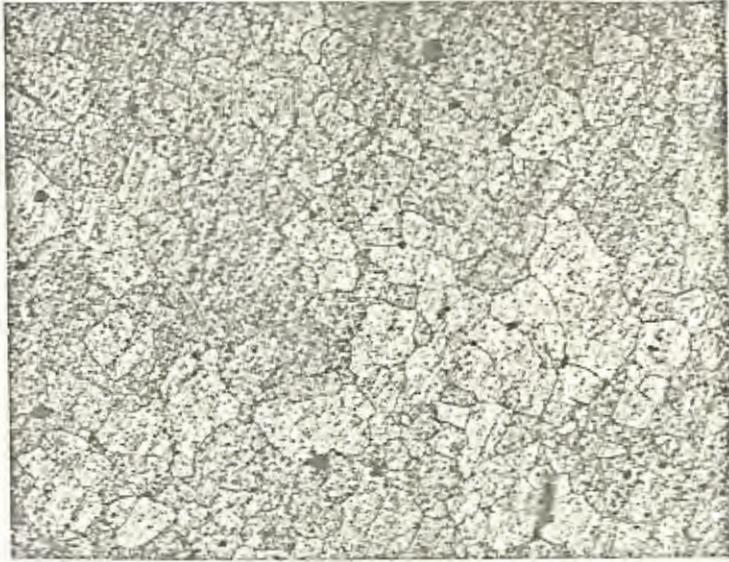


50 X

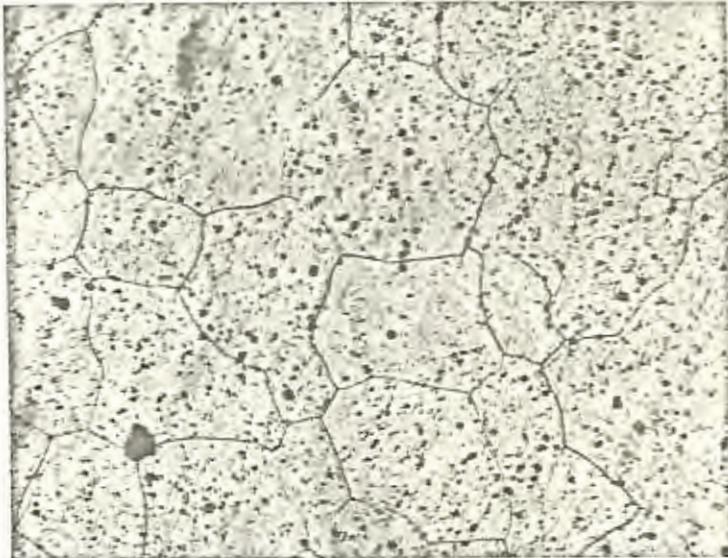


200 X

Figura 5-30.- Microestructura de una probeta extruída y enfriada al agua; posteriormente solubilizada a 570°C durante 1 - hora y enfriada en agua

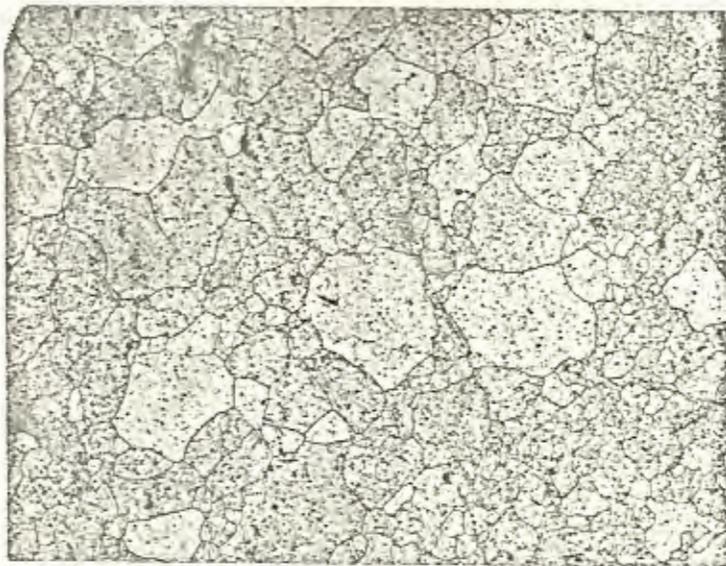


50 X

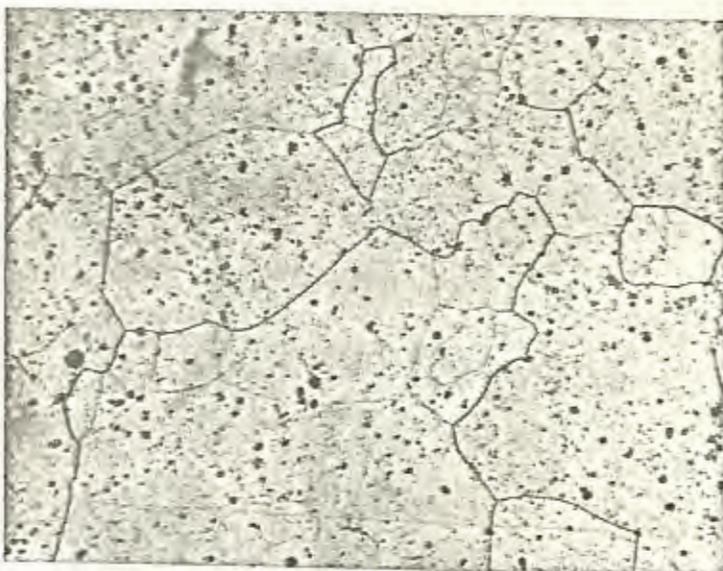


200 X

Figura 5-31. - Microestructura de una probeta extruída y enfriada al agua; posteriormente solubilizada a 570°C durante 1 hora y enfriada al agua; envejecida a 160°C durante 2 horas

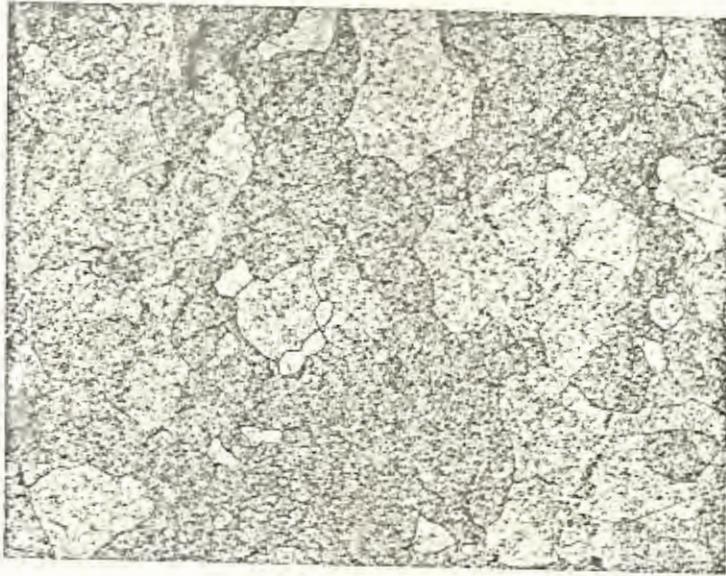


50 X

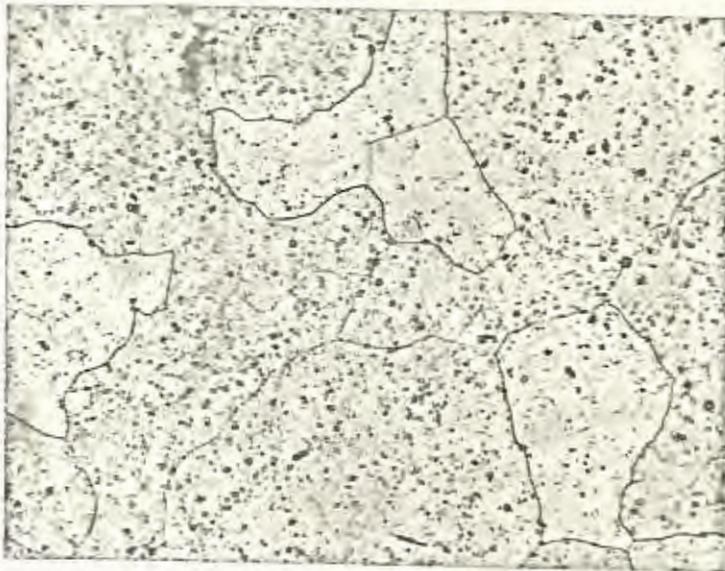


200 X

Figura 5-32.- Microestructura de una probeta extruída y enfriada al agua; posteriormente solubilizada a 570°C durante 1 hora y enfriada en agua; envejecida a 160°C durante 6 horas

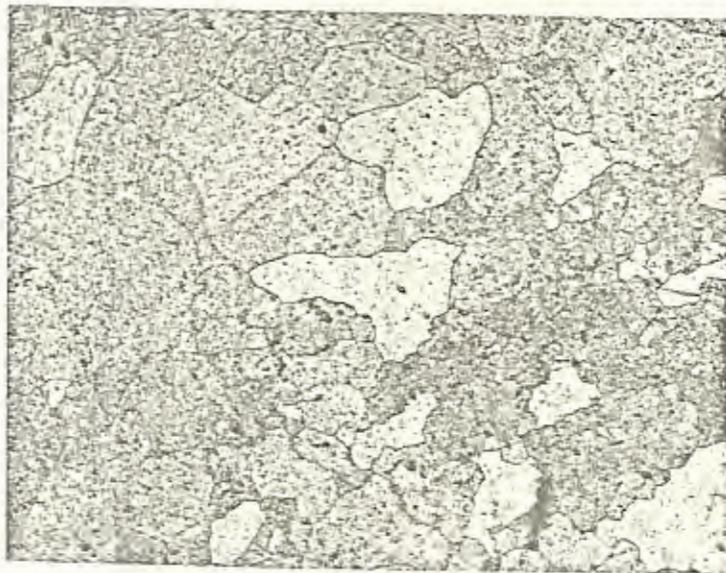


50 X



200 X

Figura 5-33. - Microestructura de una probeta extruída y enfriada al agua; posteriormente solubilizada a 570°C durante 1 hora y enfriada al agua; envejecida a 160°C durante 24 horas



50 X

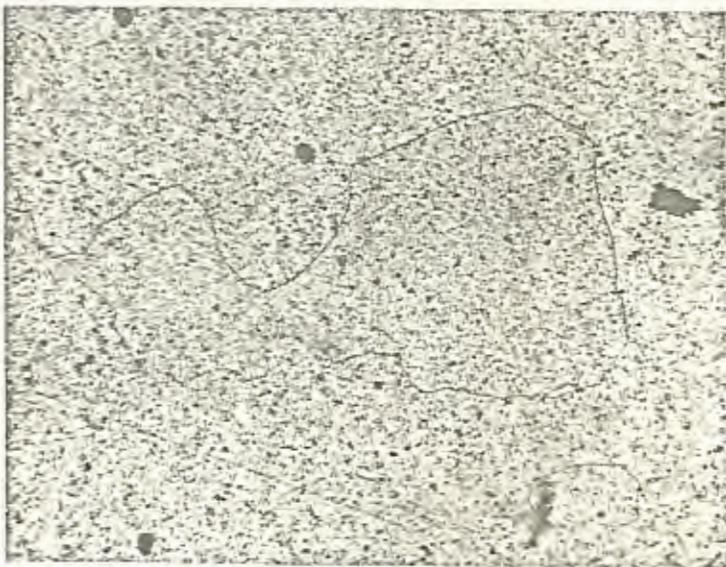


200 X

Figura 5-34.- Microestructura de una probeta extruída y enfriada al agua; posteriormente envejecida a 160°C durante 2 horas

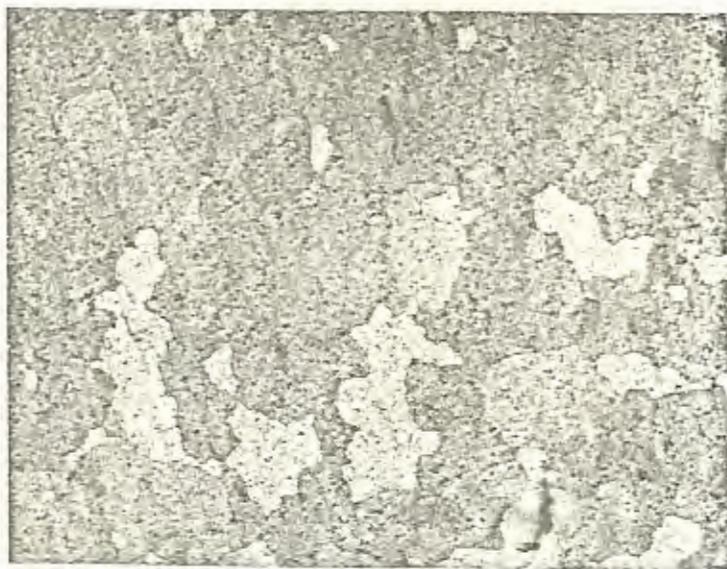


50 X



200 X

Figura 5-35.- Microestructura de una probeta extruída y enfriada al agua; posteriormente envejecida a 160°C durante 6 horas



50 X



200 X

. Figura 5-36.- Microestructura de una probeta extruída y enfriada al agua; posteriormente envejecida a 160°C durante 24 - horas

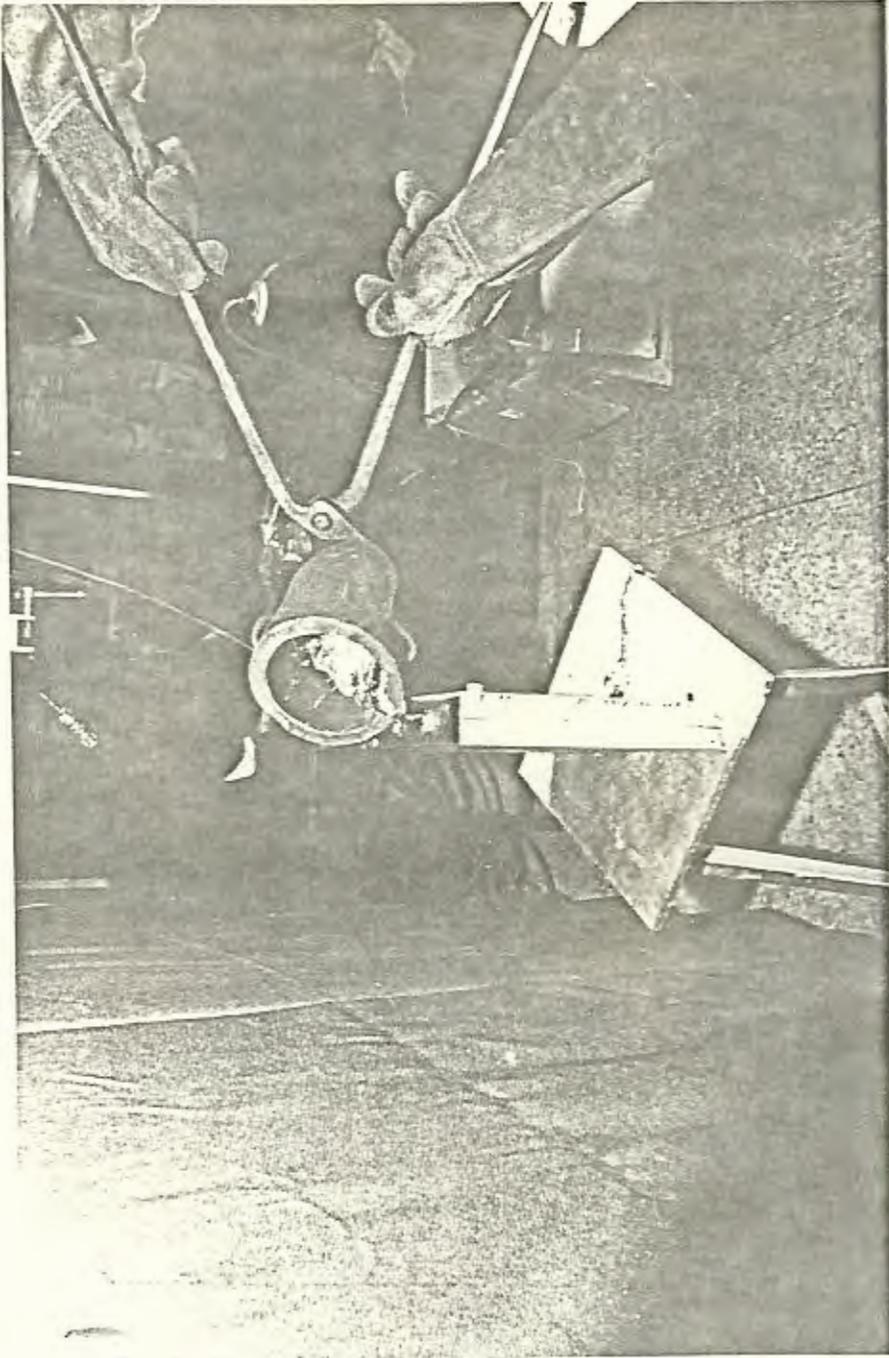


Figura 5-38.- Fundición de probetas para el ensayo de tracción

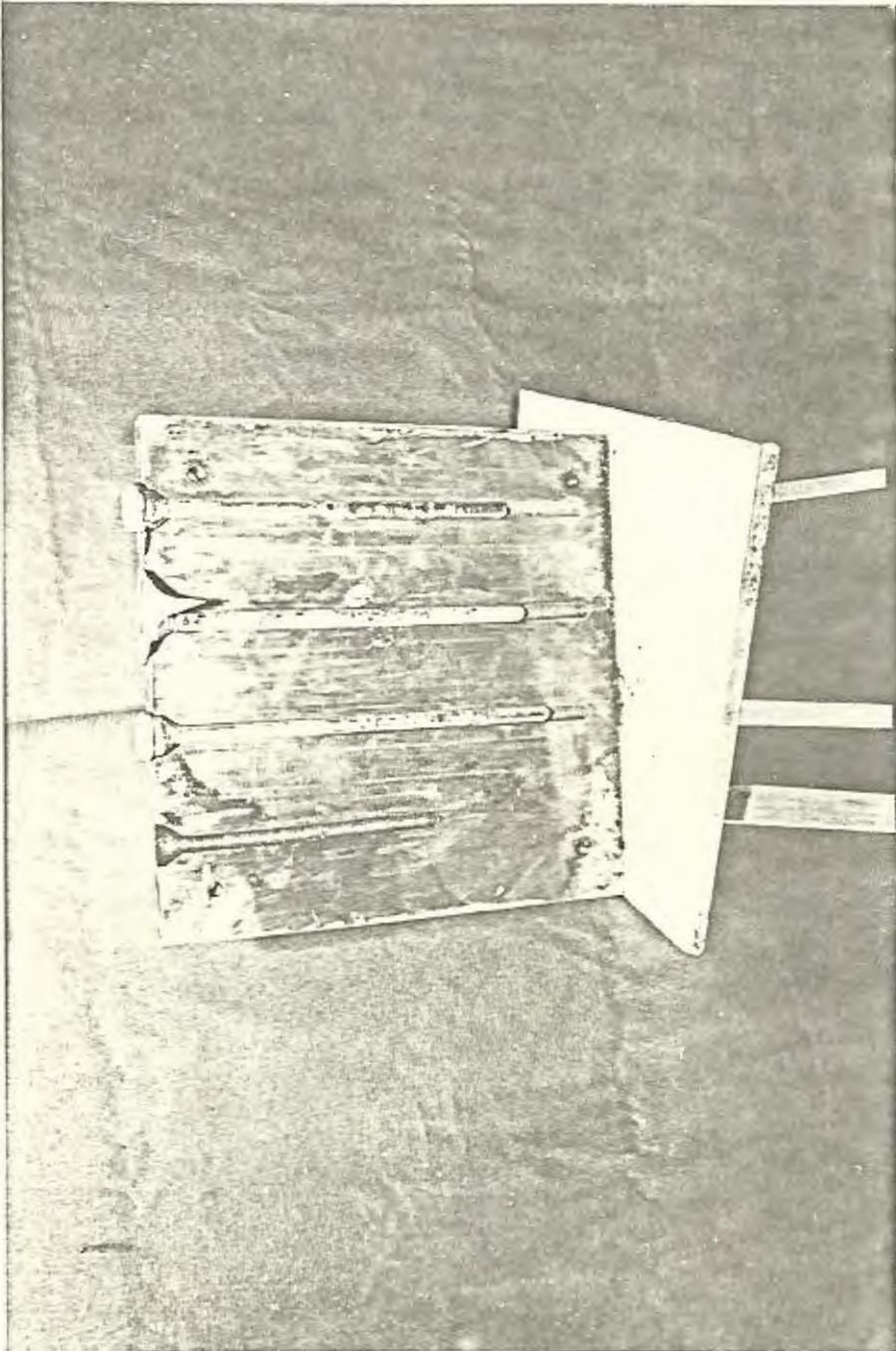


Figura 5-39.- Probetas fundidas para el ensayo de tracción

la forma indicada en la sección 5.4, y se fueron cortando probetas - con las dimensiones especificadas en la sección 2.1, para las temperaturas de 160 y 190°C con todos los tiempos de trabajo mostrados en la sección 5.4.

Una vez obtenidas las probetas se procedió a realizar el ensayo de tracción con cada una de ellas como se muestra en las Figuras 5-40 y 5-41.

Los resultados son mostrados en las Tablas XII y XIII.

En la Figura 5-42 se puede observar los distintos tipos de roturas de las probetas. Dependiendo de la temperatura y el tiempo de envejecimiento la rotura de la prueba puede ser de tipo frágil o dúctil.

En la Figura 5-43a, 5-43b y 5-43c se detallan gráficos de límite de fluencia, resistencia a la tracción y dureza vs. tiempo de envejecimiento.

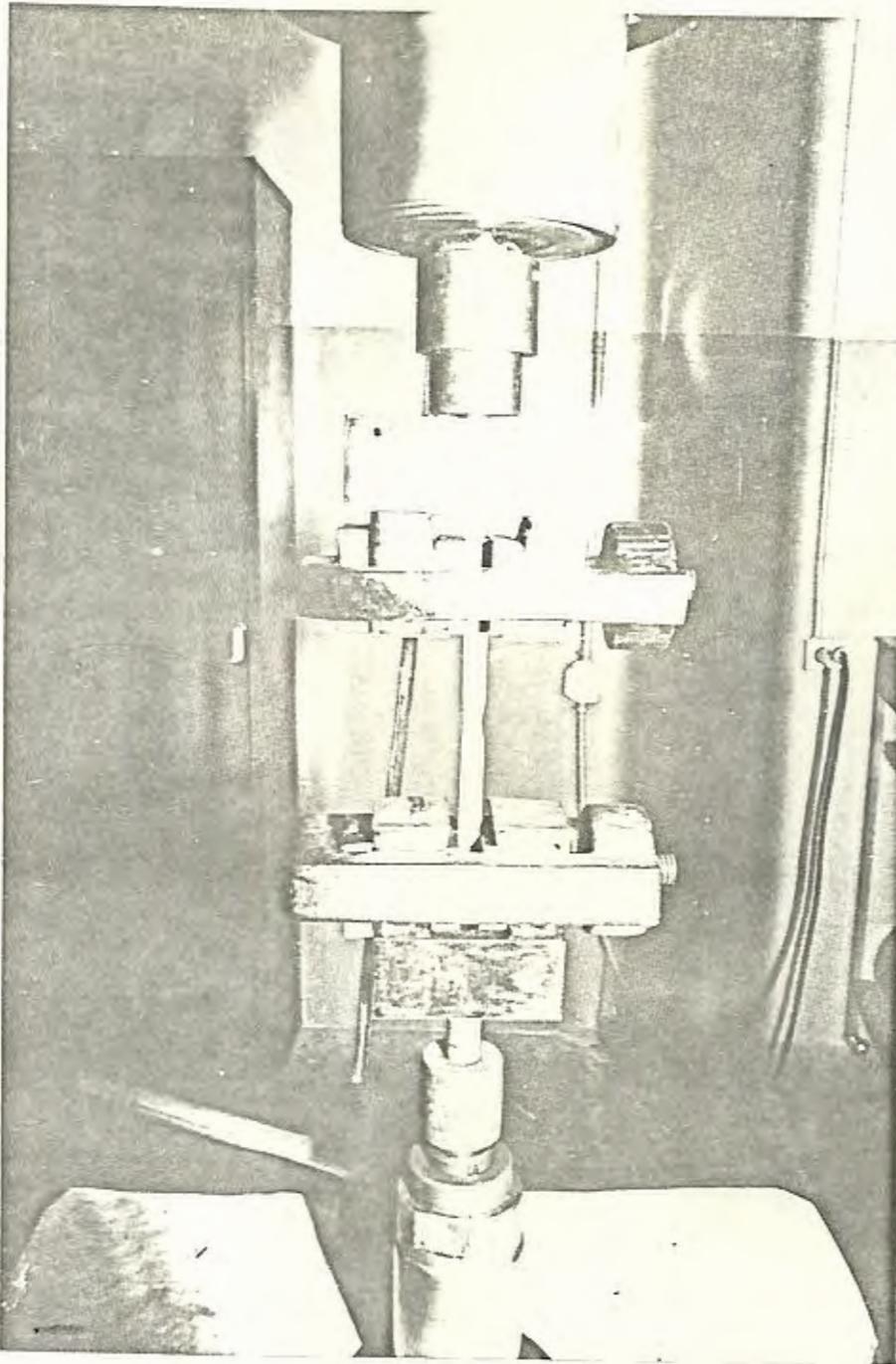


Figura 5-40.- Estricción durante el ensayo de tracción

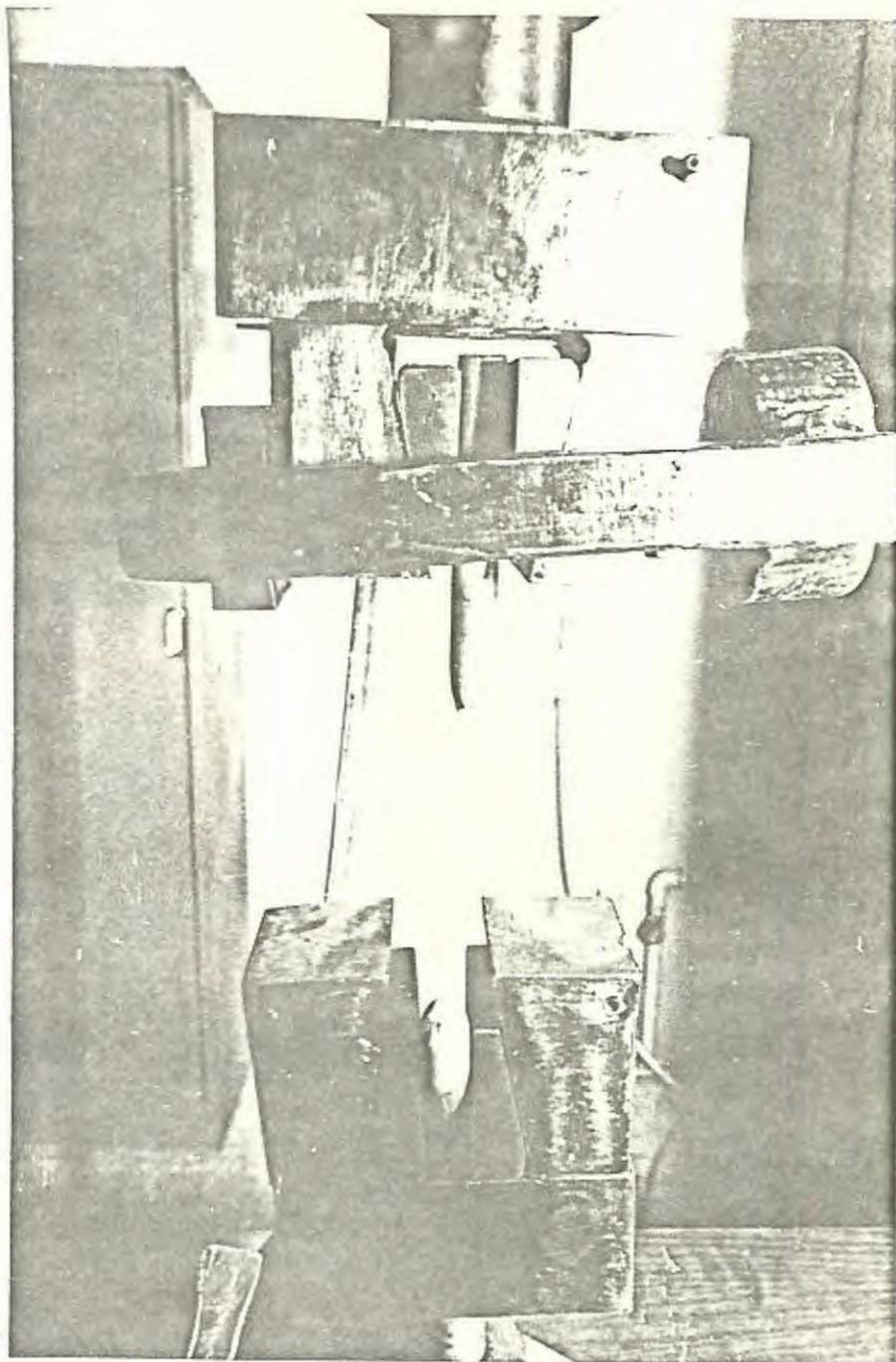


Figura 5-41.- Rotura de la probeta durante el ensayo de tracción

CAPITULO VI

EXPERIMENTACION EN PLANTA

En este Capítulo se tomarán las experiencias obtenidas en el laboratorio y se tratará de aplicar a un proceso en una planta extrusora local. Estas plantas utilizan el mismo material de trabajo que nosotros (Aluminio 6063).

6.1 Aplicación de las Técnicas Operativas de Laboratorio a un Proceso en Planta

En una planta en donde existe el proceso de extrusión y se trabaja con Aluminio, es factible que se necesite endurecer hasta cierto grado el producto extruído, posiblemente por requerimientos técnicos del producto terminado. Por tal motivo mencionaremos a continuación la técnica operativa que se necesitaría llevar a cabo en una planta para obtener óptimos resultados.

En la técnica operativa, en primer lugar debemos considerar el tipo de prensa extrusora de que se dispone, sea horizontal o vertical. En el caso de las prensas horizontales el método de enfriamiento para el temple del producto extruído puede ser de dos tipos:

- a. Enfriamiento mediante un chorro de agua a la salida del producto extruído de la matriz,
- b. Enfriamiento directo al agua mediante cubetas especiales llenas de agua

El método (a) o el (b) debe ser utilizado tomando en cuenta la dispo

nibilidad económica de la empresa o el volumen de producción que va a requerir dicho tratamiento térmico, ya que existe una diferencia en costos de operación en los dos tipos de enfriamiento.

Para el caso de que se disponga de una prensa vertical, el producto extruído es de menor dimensión, por lo que el enfriamiento es directamente al agua, utilizando para ello un recipiente con un volumen de agua que esté de acuerdo a la masa del producto extruído.

Una vez realizado el temple con una velocidad de enfriamiento lo suficientemente alta, se procede a introducir el producto extruído al horno para el tratamiento posterior de envejecimiento artificial.

6.2 Optimización de Variables para la Producción en Planta

Cuando se produce en planta las condiciones varían con respecto a las de un laboratorio, debido a que el equipo para producción en planta es de mayor potencia y tamaño. Por tal motivo existe mayor facilidad para optimizar las variables que influyen en el proceso, por mejor disponibilidad de equipo y rapidez de trabajo. A continuación mencionaremos las variables optimizadas para la producción en planta. En primer lugar podemos afirmar que la temperatura y el tiempo de solubilizado óptimos, a los que debe permanecer el tocho antes de ser extruído, son de 570°C y 20 min. Posteriormente el producto extruído debe ser enfriado bruscamente de las formas mencionadas en la sección anterior. En esta sección analizaremos los tipos de enfriamiento mencionados anteriormente. El tipo (a) de enfriamiento para el caso de una prensa horizontal debe estar localizado en una posición a la salida de la matriz, de tal manera que esté lo

suficientemente cerca de ésta para evitar la disipación de calor y - por consiguiente la disminución de temperatura del producto extruído al momento del enfriamiento; y lo prudentemente separado de la matriz para evitar el enfriamiento de la misma.

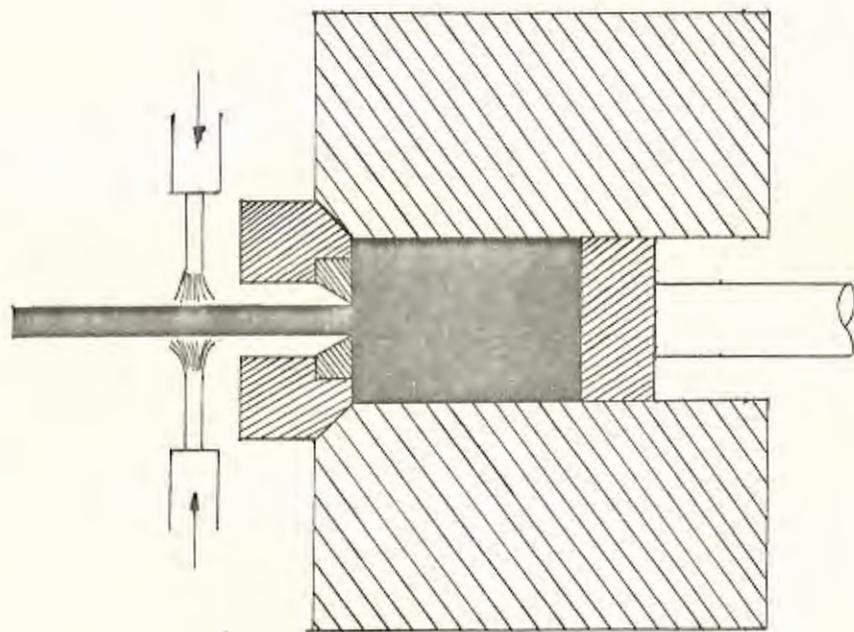
Otro factor que se debe tomar en cuenta, es el caudal de agua del que se debe disponer al momento del enfriamiento, éste debe ser el suficiente como para enfriar el producto extruído desde la temperatura - de solubilizado hasta la temperatura ambiente a una gran velocidad. En la Figura 6-1 se muestra con detalle este tipo de enfriamiento.

En la Figura 6-2 se muestra el equipo necesario para el enfriamiento del tipo (b) mencionado en la sección anterior. Como se puede apreciar este tipo de enfriamiento representa un gasto mayor, debido a - que se debe disponer de una bomba de agua, así como también de un - dispositivo refrigerante (que puede ser un recipiente adicional de - agua) que mantenga el agua en circulación a una temperatura menor de 50°C, ya que para una temperatura mayor el efecto de la película de vapor que se forma alrededor del producto extruído, cuando éste es - enfriado, se hace más sensible y por consiguiente el enfriamiento se hace más lento.

El recipiente que se utiliza en este tipo de enfriamiento está formado por varias cubetas a desnivel que tienen un orificio por donde pasa el producto extruído.

Para el caso de una prensa vertical el enfriamiento se lo hace introduciendo el producto extruído en un recipiente que contiene agua. La temperatura del agua como en el caso del tipo (b) mencionado anteriormente.

Figura 6-1.- Enfriamiento mediante un chorro de agua a la salida del producto extruído de la matriz



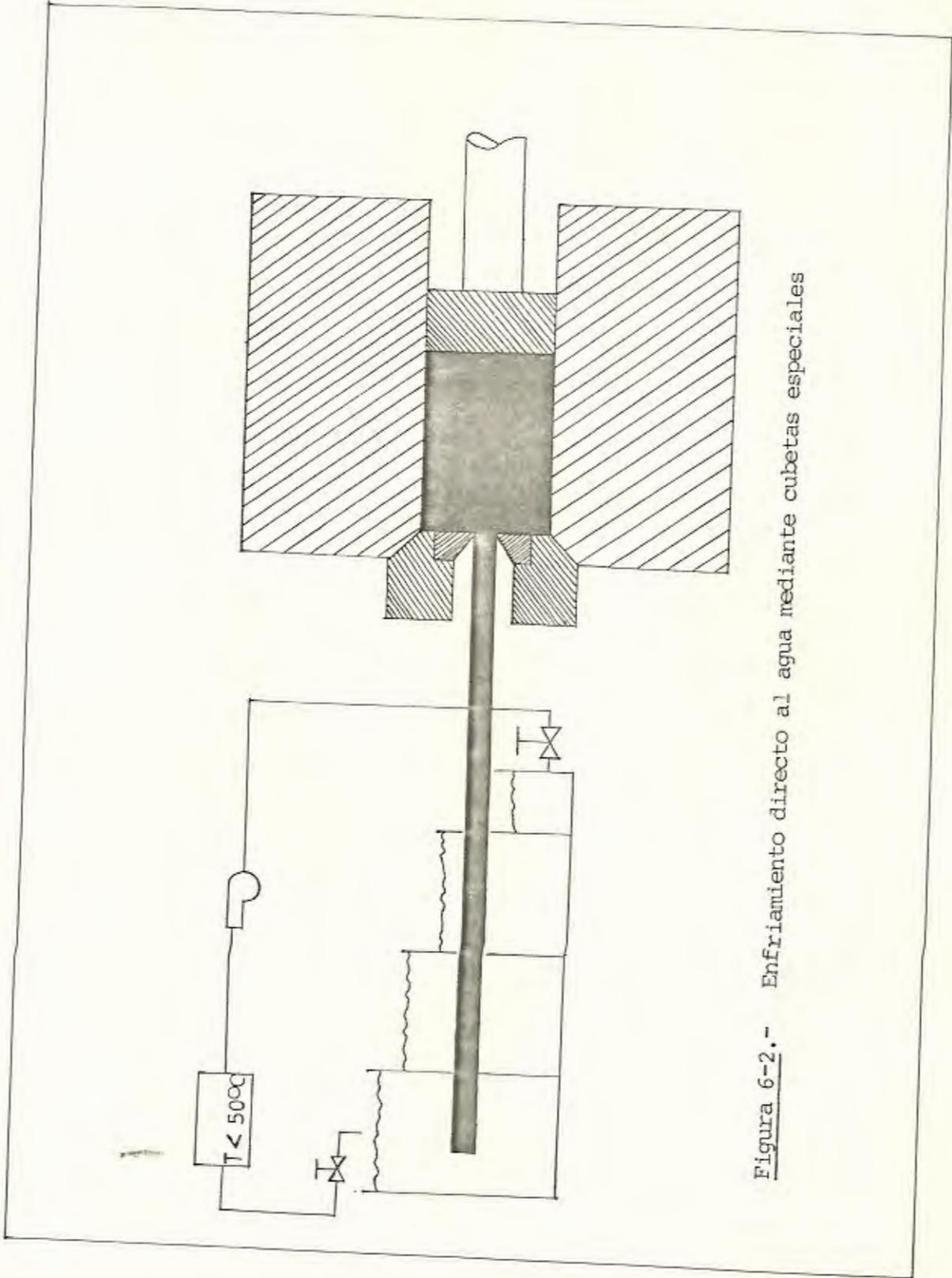


Figura 6-2.- Enfriamiento directo al agua mediante cubetas especiales

mente, debe tener algún sistema de enfriamiento con el fin de que no sobrepase los 50°C.

Para todos los sistemas de enfriamiento antes mencionados se debe tomar en cuenta la velocidad de salida del producto extruído, con el fin de evitar la disipación del calor del mismo, y por consiguiente su disminución de temperatura antes de ser enfriado bruscamente.

Posteriormente al temple el producto extruído debe ser sometido a un tratamiento de envejecimiento artificial, que de acuerdo a nuestra experiencia debe ser realizado a una temperatura de 160°C durante 6 horas para que el material extruído adquiera las propiedades mecánicas requeridas.

CAPITULO VII

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

Una vez terminada la parte experimental en que se utilizó como material de trabajo la aleación de Aluminio 6063, en el presente Capítulo vamos a exponer las conclusiones a las que se puede llegar luego de realizar un análisis de los resultados obtenidos; además, se dan algunas recomendaciones.

Conclusiones

- En los ensayos realizados se observó que la temperatura óptima para la extrusión es de 570°C para una velocidad de 0.50 m/min, con lubricación.
- En el transcurso de la experiencia se determinó que la velocidad de extrusión está limitada por la temperatura del metal. Debe ser tanto más elevada cuanto más baja sea la temperatura de extrusión.
- En las experimentaciones preliminares se pudo observar que cuando el tocho fue calentado a una temperatura de 600°C, se produce en el metal la fusión intercrystalina de ciertos eutécticos provocando una verdadera falta de cohesión de la capa exterior, que trae como consecuencia grietas en el producto extruído.
- El lubricante utilizado en nuestra experiencia, reúne las condiciones y propiedades necesarias que disminuyen la fricción en las paredes del recipiente y trae como consecuencia la disminución de la presión max. de trabajo.
- En el transcurso de la extrusión durante la experiencia se pudo observar que para un tocho de 94 mm de longitud por 24 mm de diámetro a una

- temperatura de 570°C la presión máxima de trabajo fue de 18 kg/mm² correspondiente a una fuerza de 8.181,8 kg.
- Los ensayos de solubilizado mostraron que se necesita de 20 min para que la aleación 6063 homogenizada alcance a absorber al compuesto intermetálico Mg₂Si a una temperatura de 570°C y forme una solución sólida sobresaturada a la temperatura ambiente.
 - Para tiempos de solubilizado mayores a 20 min no se observa influencia sobre las propiedades mecánicas del material, posteriores al tratamiento térmico de envejecimiento.
 - En el estudio metalográfico se observó que no se produce cambio apreciable en el tamaño del grano de las microestructuras en las diferentes etapas del proceso, por lo que se estima que el cambio de las propiedades se debe a la precipitación de partículas no visibles al microscopio óptico.
 - En los ensayos de dureza se concluye que se produce un aumento de la dureza de 2.5 veces comparado al valor obtenido después del recocido de homogenización.
 - Debido al alto coeficiente de conductividad térmica del material (3.13 veces mayor que la conductividad del hierro), y a la baja velocidad de trabajo, el alambión extruído disipa calor disminuyendo su temperatura hasta un punto tal, que al momento del enfriamiento brusco en agua no alcanza a retener en solución sólida gran cantidad de compuesto intermetálico; y a esto se atribuye que el material extruído, templado y envejecido no alcance una dureza máxima en el comienzo de las pruebas.
 - En la optimización de las variables de enfriamiento se asume que -

cuanto mayor es la cantidad del compuesto que contiene la solución sólida en sobresaturación, mayor es la distorsión producida y mayor el efecto sobre la dureza y la resistencia a la tracción.

- En el estudio de la optimización de las variables de envejecimiento se observó que para las temperaturas de 130°C, 150°C y 160°C la dureza, el límite elástico y la resistencia a la tracción van aumentando conforme aumenta el tiempo de envejecimiento, hasta llegar a un máximo, para luego disminuir, lo cual se asume que se debe a la precipitación de partículas finamente dispersas que producen el máximo, y a la coalescencia de las mismas que produce la disminución de las propiedades antes mencionadas.
- Se observó que para la temperatura de 160°C se obtiene la dureza más alta en el menor tiempo posible luego de un envejecimiento artificial. Este valor de dureza es de 64.6 HB. Para esta misma temperatura se alcanza la máxima dureza, resistencia a la tracción y límite elástico, luego de 16 horas y 14 horas respectivamente. Los valores son de 69.1 HB, 24.5 kg/mm² y 18.2 kg/mm² en su orden.
- Además se pudo observar que para las temperaturas de 160°C y 190°C, la dureza, la resistencia a la tracción y el límite elástico aumentan inicialmente conforme aumenta el tiempo de envejecimiento hasta llegar a un máximo después de 2 a 4 horas, para luego disminuir en cierto grado y posteriormente aumentar hasta llegar a un segundo máximo después de 14 a 16 horas. Este comportamiento irregular de la aleación se debe a finales prematuros de reacciones de precipitación que conducen al sistema a un equilibrio metaestable preliminar, y entonces mediante una -

reacción más lenta, en la que interviene un tipo distinto de núcleo, se desplaza el sistema en otra etapa hacia su equilibrio final.

- Aunque no fue posible observar con el microscopio óptico, la información experimental obtenida concuerda con la bibliografía consultada en lo que respecta al crecimiento por difusión, de los precipitados que producen endurecimiento (Mg_2Si). Y se asume que los valores de las propiedades mecánicas óptimas se han producido cuando estos precipitados alcanzan su tamaño crítico y son coherentes con la matriz, lo cual se puede comprobar con la aplicación de la microscopía electrónica.
- Del análisis realizado y las conclusiones anteriormente expuestas se puede resumir que el proceso industrial para la producción de perfiles de aluminio 6063 con propiedades mecánicas óptimas, será aquel - que se realice con una homogenización a $380^{\circ}C$ durante 3 horas, seguido de un solubilizado a $570^{\circ}C$ durante 20 minutos; produciéndose luego la extrusión y el enfriamiento brusco para finalmente realizar el envejecimiento artificial a $160^{\circ}C$ durante 6 horas.

Recomendaciones

- Con la finalidad de evitar la disipación del calor del producto extruído se recomienda que la velocidad de trabajo para productos extruídos, que serán sometidos a un tratamiento de envejecimiento artificial con el fin de obtener una dureza elevada, debe ser lo más alta posible - con el material de trabajo.
- Ante la necesidad de utilizar lubricante debido al alto rozamiento - que se produce en las paredes del recipiente se recomienda fabricarlo

con cera de abeja, en lugar de parafina, debido a la facilidad que tiene ésta última para encenderse.

- Con el propósito de conseguir un enfriamiento rápido se recomienda que para el caso de productos extruídos de poca masa, éste debe ser hecho directo al agua.
- Se recomienda, para el caso de productos extruídos de gran longitud, - que el enfriamiento se lo haga mediante un chorro de agua a la salida de la matriz, con la finalidad de evitar la disminución de temperatura del producto extruído antes del enfriamiento brusco, debido a la disipación del calor del mismo.

T A B L A II.- Propiedades de algunas aleaciones de Aluminio

Aleación	Tratamiento	Límite elástico		Resistencia a la tracción Kg/mm ²	Alargamiento %	Alargamiento Kg/mm ²	Alargamiento Kg/mm ²	Resistencia a la tracción	
		kg/mm ²	%					kg/mm ²	kg/mm ²
Al-Cu-Mg Cavidad 22x1, redondeada de 22 mm.	Envejecimiento en frío.	37,8	30,7	54,5	15,3	112	19,0	17,7	15,8
Al-Cu-Mg Cavidad 111, redondeada de 22 mm.	Envejecimiento por el enfriamiento.	34,3	30,8	40,0	11,0	138	16,0	15,3	11,4
Al-Cu-Mg Cavidad 11, redondeada de 22 mm.	Rodillos hasta 22 mm y después enfriamiento en frío.	24,6	35,3	42,7	22,7	—	17,4	16,4	15,0
Al-Si-Mg Cavidad 11, redondeada de 22 mm.	Envejecimiento en frío a 160°C.	16,4	18,0	28,2	23,0	82	12,1	11,2	9,7
Al-Si-Mg Cavidad 11, redondeada de 22 mm.	Envejecimiento en frío.	30,6	32,5	35,2	10,4	110	11,8	10,8	9,3
Al-Si-Mg Cavidad 11, redondeada de 22 mm.	Rodillos a 22 mm y envejecimiento en frío.	27,0	30,2	30,8	13,3	113	16,2	15,3	14,0
Al-Mg Cavidad 20	Beata de extrusión.	11,0	12,3	25,0	14,0	55	13,5	13,0	12,3

pág. 71, Dr. Ing. Alfred Von Zeerleder

T A B L A IV.- Límites de composición de las principales aleaciones Al-Mn y Al-Mg de endurecimiento, de producción industrial

Denominación comercial	Composición porcentual (Al = resto hasta 100)								Fabricante
	Mg	Mn	Cr	Fe	Si	Zn	Cu	Ti	
Aluman 30	< 0,05	1,10-1,30	< 0,10	< 0,40	< 0,30	< 0,10	< 0,15	< 0,10	L.L.L. Italia
Peraluman 15	1,4-1,7	0,15-0,25	< 0,10	0,40	< 0,30	< 0,10	< 0,05	< 0,10	
Peraluman 25	2,3-2,8	0,20-0,30	< 0,10	0,40	< 0,30	< 0,10	< 0,05	< 0,10	
Peraluman 35	3,3-3,6	0,20-0,40	< 0,10	0,40	< 0,30	< 0,10	< 0,05	< 0,10	
Peraluman 50	4,8-5,5	0,20-0,40	< 0,10	0,40	< 0,30	0,10	< 0,05	< 0,10	
3 S	< 0,05	1,00-1,30	< 0,05	< 0,70	0,60	< 0,10	< 0,20	< 0,05	Alcoa USA
4 S	0,5-1,5	1,00-1,50	< 0,05	< 0,70	0,30	< 0,10	< 0,20	< 0,05	
B 70 S	1,0-1,6	< 0,10	< 0,10	< 0,65	0,30	0,25	< 0,20	< 0,05	
70 S	2,5-2,8	< 0,10	0,15-0,35	Fe + Si	0,15	0,10	< 0,10	0,05	
75 S	4,9-5,6	0,05-0,10	0,05-0,20	0,40	0,50	< 0,10	< 0,10	0,05	
PA 19	—	1,0-1,5	—	0,75	< 0,6	—	0,15	—	I.C.I. U.K.
M 23	0,9-1,1	< 0,05	0,5	0,7	< 0,6	—	0,10	0,2	
M 35-1	1,8-2,7	< 0,5	0,5	0,7	0,6	—	0,10	0,2	
M 35-2	3,0-4,0	< 1,0	< 0,5	0,7	< 0,6	—	0,10	0,2	
M 35	3,75-4,25	< 1,0	< 0,5	0,7	< 0,6	—	0,10	0,2	
M 36	4,5-5,5	< 1,0	< 0,5	0,7	< 0,6	—	0,10	0,2	
M 37	6,5-7,5	< 0,5	< 0,5	0,7	< 0,6	—	0,10	0,2	
Aluman	—	1,0-1,5	—	0,40	< 0,40	< 0,10	0,10	—	ALAG - Suiza
Peraluman 15	1,0-2,0	< 0,05	—	< 0,40	< 0,40	< 0,10	0,10	—	
Peraluman 30	2,3-3,5	0-0,5	—	< 0,40	< 0,40	< 0,10	0,10	—	
Peraluman 50	4,5-5,5	0-0,5	—	< 0,40	< 0,40	< 0,10	0,10	—	

T A B L A V . - Límites de composición de las aleaciones típicas
Al-Cu-Mg (y Al-Cu), de producción industrial

Denominación comercial	Composición en porcentaje (Al = resto hasta 100)							Fabricante
	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Ti	
Avional 14	4.2-4.6	0.3-0.6	0.7-0.9	0.6-1.0	<0.50	<0.10	<0.10	L.I.L. Italia
Avional 31	2.4-2.6	0.25-0.55	<0.10	<0.40	<0.50	<0.10	<0.10	
Avional 22	3.85-4.15	0.35-0.75	0.45-0.75	0.40	<0.50	<0.10	<0.10	
Avional 24	4.0-4.5	1.3-1.7	0.5-0.7	<0.50	<0.50	<0.10	<0.10	
2014 (14 S)	3.9-5.0	1.2-0.8	0.4-1.2	0.5-1.2	<1.0	<0.25	<0.15	Alcoa - USA
2017 (18 S)	3.7-4.5	0.2-0.5	0.4-1.0	<0.5	<1.0	<0.10	<0.05	
2024 A 17 S	2.2-3.0	0.2-0.5	<0.2	<0.5	<1.0	<0.10	<0.05	
2024 (24 S)	3.5-4.9	1.2-1.8	0.3-0.9	<0.5	<0.5	<0.10	<0.05	
2025 (25 S)	3.5-5.0	0.6-0.5	0.4-1.2	0.5-1.2	<1.0	<0.25	<0.15	
3115	4.0-4.3	1.1-1.0	0.5-0.8	0.2-0.5	<0.5	<0.8	Fe + Ti <0.6	F. W. Norren-Alern.
3125	3.8-4.5	0.9-1.4	0.8-1.2	0.2-0.7	<0.3	<0.3	Fe + Ti <0.5	
Kynal C 65	3.5-4.5	0.4-0.8	0.4-0.7	<0.7	<0.7	-	<0.3	I.C.I. U.K.
Kynal C 66	3.8-4.8	0.55-0.85	0.1-0.4	0.6-0.9	<1.0	-	-	
Kynal C 68-A	3.5-5.0	0.5-1.5	0.3-1.2	<0.7	<0.7	-	-	
Duralumín	3.5-4.5	0.5-1.0	0.8-0.8	0.3-0.9	<0.50	<0.10	-	GeGeDur - Francia
Duralumín F.R.	2.7-4.7	1.2-1.8	0.5-0.9	<0.4	<0.50	<0.10	-	

pág. 763, C. Panseri

T A B L A VI.- Límites de composición de las aleaciones típicas
Al-Si-Mg de producción industrial

Denominación comercial	Composición en porcentaje (Al resto hasta 100)										Fabricante
	Si	Mg	Mn	Cr	Cu	Fe	Zn	Ti	B		
Anticorodal 41	0,6-1,1	0,7-0,8	0,05-0,20	<0,1	<0,05	<0,4	<0,1	<0,1			
Anticorodal 62	0,2-0,6	0,47-0,85	<0,1	<0,1	<0,05	<0,4	<0,1	<0,1			L.L.L. - Italia
Anticorodal 12	0,6-0,7	0,6-0,75	<0,1	0,15-0,25	<0,05	<0,1	<0,1	<0,1			
Albal 36	4,8-5,4	0,6-0,8	<0,1	<0,1	<0,1	<0,4	<0,1	0,02-0,04			
6181 (A 14 S)	0,6-1,2	0,5-0,8	<0,20	0,15-0,35	<0,15	<1,0	<0,15	<0,05			
6253 (62 S)	0,7	1,1-1,2	<0,05	0,15-0,35	<0,1	<0,35	<0,1	<0,05			
6901 (61 S)	0,4-0,5	0,8-1,2	<0,15	0,15-0,25	0,15-0,40	<0,20	<0,2	<0,15			Alcoa - USA
6902 (62 S)	0,4-0,8	0,8-1,2	<0,1	<0,15	0,15-0,40	<0,20	<0,2	<0,15			
6903 (62 S)	0,2-0,6	0,45-0,85	<0,05	<0,1	<0,1	<0,35	<0,1	<0,10			
360	0,7-1,2	0,7-1,0	0,6-1,0	—	<0,10	<0,5	<0,5	Fe + Ti <0,5			F. W. Norman - Aleman.
M 391	0,3-0,55	0,4-1,2	0,4-1,3	0,6	—	—	—	—			
M 392	0,75-1,25	0,5-1,5	0,4-0,9	—	—	—	—	—			I.C.I. - UK
M 110	0,4-0,5	0,8-1,2	0,5-0,5	0,15-0,35	0,15-0,40	—	—	—			
M 41	0,6-1,3	0,4-1,5	<0,6	<0,1	<0,1	—	—	—			
Almasilium	0,8-1,6	0,7-1,3	<1,0	—	<0,1	<0,5	—	—			GeGeDur - Francia

pág. 768, C. Panseri

T A B L A VII.- Límites de composición de las aleaciones típicas ligeras Al-Zn-Mg-Cu, de alta resistencia, de producción industrial

Denominación comercial	Composición porcentual Al (resto hasta 100)								Productor
	Zn	Mg	Cu	Mn	Cr	Ti	Fe	Si	
Brzal 7	20-24	20-27	1.5-1.7	0.15-0.25	0.15-0.25	0.05-0.10	0.30	<0.25	I. I. I. Italia Met. Fedra.
Brzal 6	20-24	20-27	1.5-1.7	0.15-0.25	0.15-0.25	0.05-0.10	0.30	<0.25	
Brzal 70	20-24	1.1-1.7	0.2-0.7	0.15-0.25	0.05-0.12	0.05-0.12	0.30	<0.25	
705	7.5-8	2.1-2.9	1.2-2.0	0.50	0.15-0.40	0.20	<0.70	0.50	Alcoa USA
701 (N70 S)	6.8-8.0	2.6-3.4	1.6-2.6	<0.20	0.15-0.50	-	-	-	
706 (G70 S)	7.0-8.0	1.2-2.0	0.3-1.0	0.3-0.5	-	0.20	0.60	<0.40	
-	5.5-7.0	2.0-3.0	1.0-2.0	0.2-0.5	0.1-0.5	0.20	-	-	Alemania
Peronal	3.5-5.5	2.0-3.0	1.0-2.0	0.1	0.1-0.3	-	Fe + Si 0.5	-	ALAG Suiza
Z 93	4.5-5.5	2.0-3.0	<1.5	0.25-1.0	<0.7	0.3	<0.5	<0.5	I.C.I. U.K.
Z 931	4.5-5.5	<4.0	0.9	1.0	<1.0	0.3	<0.5	<0.6	
Super Alomag T 45	5.5-5.5	1.5-2.5	<0.10	0.2-0.7	0.1-0.4	-	<0.40	<0.3	T.L.H.
Super Alomag T 60 } Zical	1.0-8.5	1.7-3.0	1.0-2.0	0.1-0.7	0.1-0.4	-	<0.4	<0.3	T.L.H. Francia Ge Ge Dur
E S D	7.8	0.1	1.5	-	0.25	-	-	-	Japan

pág. 780, C. Fanseri

T A B L A VIII. - Tipos de aceros especiales para matrices de extrusión de aleaciones ligeras (t - máximo de trabajo = 500°C)

Tipo	C %	Si %	Mn %	Cr %	Ni %	W %	V %	Mo %
1	0.2	0.2	0.25	2.5	2.0	10.0	0.5	
2	0.35	0.25	0.25	3.0	-	9.0	-	
3	0.4	1.3	-	12.0	12.0	2.0	-	
4	0.4	0.2	0.25	1.5	5.0	1.0	-	0.35

pág. 327, Carlo Panseri

T A B L A X .- Temperatura y velocidad de extrusión para diversos tipos de aleaciones ligeras

Aleación tipo	Temperatura del lingote °C	Temperatura del contenedor °C	Velocidad de salida del extrusionado m/min
Aluminio 99-99.5	400 - 480	380 - 450	15 - 20
Anticorodal 11	450 - 490	350 - 460	10 - 15
Duralite	440 - 475	350 - 420	1.5 - 6.0
Ergal 65	410 - 415	380 - 400	0.8 - 1.2
Avional 24	425 - 455	330 - 400	1.0 - 2.5

pág. 336, C. Panseri

B I B L I O G R A F I A

1. AVNER SIDNEY H., Metalurgia Física, Imprenta de la Espol.
2. BENARD, Metalurgia General.
3. COTTRELL A.H., Metalurgia Física, Reverte.
4. CHALMERS BRUCE, Metalurgia Física, Aguilar.
5. DIETTER GEORGE E. JR, Metalurgia Mecánica, Aguilar.
6. HIGGINS RAYMOND A., Ingeniería Metalúrgica Tomo II, C.E.C.S.A.
7. INGENIEROS DEL GRUPO PECHINEY, Enciclopedia del Aluminio, Urmo.
8. KEHL GEORGE L., Fundamentos de la Práctica Metalográfica, Aguilar.
9. KEYSER CARL A., Ciencia de materiales para Ingeniería, Limusa.
10. MOSS, J.B. Properties of Engineering Materials.
11. NASH WILLIAM A., Resistencia de materiales, Serie de Compendio Shaun
12. PANSERI C., Manual de Tecnología de las aleaciones ligeras para la elaboración plástica, Científico Medina.
13. VON ZEERLEDER ALFRED DR. ING., Aleaciones Ligeras, Aguilar.