



2ej 12

Universidad Nacional Autónoma de  
México

Facultad de Química

Investigación sobre Modificación y  
Tratamiento Térmico de Aleaciones  
de Aluminio

T E S I S  
presentada en cumplimiento parcial de  
los requisitos para obtener el título de  
Ingeniero Químico Metalúrgico

p o r

Gustavo Hernández Garduño  
Fernando Ernesto Villanueva Sánchez



Universidad Nacional  
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

**Biblioteca Central**



**UNAM – Dirección General de Bibliotecas**  
**Tesis Digitales**  
**Restricciones de uso**

**DERECHOS RESERVADOS ©**  
**PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

# TESIS CON FALLA DE ORIGEN

## R E S U M E N

Las aleaciones de aluminio pueden ser clasificadas de distintas maneras: por su forma de manufactura, por su uso o por su composición química. En esta tesis se eligió como criterio de clasificación este último. Por su composición química las aleaciones de aluminio pueden clasificarse en varios grandes grupos de importancia industrial. Algunos de estos grupos son, entre otros, el de aluminio de alta pureza, las aleaciones de alto contenido de cobre, las aleaciones de aluminio-manganeso, las aleaciones aluminio-silicio, las aleaciones aluminio-magnesio, las aleaciones aluminio-zinc, las aleaciones aluminio-cobre-magnesio-zinc. En esta tesis se trataron preferentemente las aleaciones aluminio-silicio, las cuales pueden subdividirse en aleaciones hipoeutécticas (la concentración de soluto es inferior a la del punto eutéctico), aleaciones eutécticas y aleaciones hipereutécticas (la concentración de soluto es superior a la del punto eutéctico), habiéndose realizado el trabajo experimental de modificación y tratamiento térmico exclusivamente con una aleación aluminio-silicio hipoeutéctica, por lo cual este trabajo quedó enfocado principalmente a las aleaciones aluminio-silicio hipoeutécticas, refiriéndose a las aleaciones eutécticas e hipereutécticas de forma muy general.

Los objetivos básicos que se persiguieron al realizar este estudio fueron los siguientes:

- a) Determinar en una serie de elementos, cual(es) de ellos presentaba(n) la propiedad de actuar como elemento modificante, esto es, que fuera capaz de modificar la estructura de una aleación aluminio-silicio hipoeutéctica mediante la fragmentación y la esferoidización de los cristales de silicio y evaluar su influencia en las propiedades mecánicas de la aleación, haciendo una comparación entre los resultados obtenidos con cada elemento.
- b) Evaluar las diferencias de comportamiento estructural y mecánico entre una solidificación normal y una modificada, de una aleación aluminio-silicio hipoeutéctica colada en arena.
- c) Evaluar los efectos del tratamiento térmico en las propiedades mecánicas de una aleación aluminio-silicio hipoeutéctica con solidificaciones normal y modificada con diferentes elementos modificantes.

La importancia de este estudio recae en la posibilidad de lograr un incremento en las propiedades mecánicas de las aleaciones aluminio-silicio hipoeutécticas mediante la adición de pequeñas cantidades de ciertos elementos modificantes durante el procesamiento de algún producto, y elevarlas más aún, al aplicarle un tratamiento térmico adecuado, lo que indudablemente le da a las aleaciones la posibilidad de ser empleadas en nuevos campos de aplicación, los cuales requieran de materiales con mejores propiedades mecánicas. Se tomó en consideración que la proporción de elemento añadida fuese pequeña, para que, si producía un verdadero efecto modificante, no cambiase sustancialmente la composición química de la aleación.

La aleación elegida para el trabajo experimental fué la aleación denominada comercialmente 356 de segunda fusión ( aleación aluminio-silicio hipoeutéctica ) de uso común en la compañía en donde se desarrolló parte de esta tesis.

La composición química nominal de esta aleación según la norma ASTM SG70A es la siguiente:

Designación	%Si	%Mg	%Fe	%Cu	%Mn	%Zn	otros
ASTM							c/u total
SG70A	6.5-7.5	0.25-0.40	0.50máx	0.25máx	0.35	0.35	0.05 0.15

Se verificó en el laboratorio de la compañía que los lingotes utilizados estuvieran dentro de los límites de la especificación anterior.

No obstante haber trabajado con una sola aleación, se trató de proporcionar la mayor información posible sobre otros tipos de aleaciones de aluminio.

## LISTA DE TABLAS

Tabla	Página
1	Constantes físicas y mecánicas del aluminio de alta pureza... 5
2	Designaciones y composiciones de aleaciones selectas de aluminio, como se registran en The Aluminum Association..... 6
2A	Designaciones y composiciones de aleaciones de aluminio... 8
3	Composiciones empleadas en baños de sales..... 42
4	Comparación entre los hornos de aire y los hornos de sales.. 49
5	Velocidades de temple de distintos medios templantes..... 52
6	Solubilidad sólida de los elementos endurecedores en las aleaciones de aluminio..... 57
7	Temperaturas de recocido para aleaciones de aluminio de moldeo..... 78
8	Condiciones de recocido de las aleaciones de aluminio para forja..... 80
9	Condiciones de solución y precipitación para aleaciones de aluminio coladas..... 81
10	Tratamientos térmicos de aleaciones de aluminio para trabajado..... 83
11	Tiempos de calentamiento y de retardo máximo de aleaciones de aluminio para trabajado tratadas termicamente a solución. 85
12	Defectos que aparecen en piezas tratadas termicamente y origen de los mismos..... 87

## LISTA DE TABLAS (continuación)

Tabla		Página
13	Comportamiento de los elementos adicionados para la modificación del eutéctico en una aleación 356.....	105
14	Elementos modificantes y tiempos de modificación empleados.....	107
15	Propiedades físicas y mecánicas de las probetas de aluminio 356 en verde y con tratamiento térmico.....	125



## LISTA DE FIGURAS

Figura	Página
1 Diagrama de equilibrio aluminio-silicio.....	4
2 Solidificación de un metal fundido en un molde frío.....	16
3 Ilustración esquemática de las diferentes morfologías de la estructura eutéctica.....	17
4 Esquema mostrando la contracción cuando el calor es extraído únicamente del fondo del molde.....	18
5 Esquema mostrando la contracción cuando el calor es extraído principalmente por los lados y el fondo del molde.....	18
6 Diagrama esquemático mostrando la diferencia macroestructural entre la solidificación normal del eutéctico y la solidificación modificada.....	26
7 Influencia del tiempo de mantenimiento en la pérdida de sodio en una aleación Al-12 % Si fundida.....	33
8 Localización de termopares en hornos de tratamiento térmico para aleaciones de aluminio.....	51
9 Parte del diagrama Al-Cu rica en aluminio.....	55
10 Sustitución de átomos de aluminio por un segundo metal en la red atómica del aluminio.....	56
11 Planos de deslizamiento en un núcleo de aluminio.....	58
12 Deformación de granos de aluminio.....	58
13 Influencia de la temperatura de solución en las características mecánicas de una aleación Al-2Cu-Mg-Ni.....	61

## LISTA DE FIGURAS (continuación)

<b>Figura</b>		<b>Página</b>
14	Influencia del tiempo de solución en las características mecánicas.....	62
15	Efecto de la velocidad de temple en el rango de temperatura crítica sobre la resistencia a la tracción y del límite elástico de las aleaciones 7178-T6 y 7075-T6.....	66
16	Efecto del espesor y del medio templante en las velocidades medias de temple para placas y chapas de aluminio templadas desde la temperatura de solución.....	67
17	Horno eléctrico de laboratorio y crisol de grafito utilizados en este estudio.....	95
18	Vaciado del metal fundido al molde de arena.....	96
19	Vista anterior de la placa modelo empleada.....	97
20	Vista posterior de la placa modelo empleada.....	98
21	Esquema transversal de un molde de arena.....	98
22	Microscopio metalúrgico, crisol de grafito y probetas de tracción con su sistema de vaciado, corredores y ataques.....	102
23	Fotomicrografía de la probeta No. 1 en verde.....	109
24	Fotomicrografías de las probetas No. 2, 3, 4, 5 y 6 en verde...	110
25	Fotomicrografías de las probetas No. 7, 8, 9, 10 y 11 en verde.	111
26	Fotomicrografías de las probetas No. 12, 13, 14, 15 y 16 en verde.....	112

**LISTA DE FIGURAS (continuación)**

<b>Figura</b>	<b>Página</b>
27 Fotomicrografías de las prob. No. 17, 18, 19, 20 y 21 en verde..	113
28 Fotomicrografías de las prob. No. 22, 23, 24, 25 y 26 en verde..	114
29 Fotomicrografías de las prob. No. 27, 28, 29, 30 y 31 en verde..	115
30 Fotomicrografías de las prob. No. 32, 33, 34, 35 y 36 en verde..	116
31 Fotomicrografías de las prob. No. 37, 38, 39, 40 y 41 en verde..	117
32 Fotomicrografías de las prob. No. 42, 43, 44, 45 y 46 en verde..	118
33 Fotomicrografías de las prob. No. 47, 48, 49, 50 y 51 en verde..	119
34 Fotomicrografías de las prob. No. 52, 53, 54, 55 y 56 en verde..	120
35 Fotomicrografías de las prob. No. 57, 58, 59, 60 y 61 en verde..	121
36 Fotomicrografía de la probeta No. 1 tratada termicamente con un T-6.....	122
37 Fotomicrografías de las probetas No. 6, 17, 32, 36 y 41 con tratamiento térmico T-6.....	123
38 Resist. tracción frente a tiempo de modificación para probetas en verde y con tratamiento térmico conteniendo SrCl <sub>2</sub> como modificador.....	128
39 Resist. tracción frente a tiempo de modificación para probetas en verde y con tratamiento térmico conteniendo sodio metálico como modificador.....	129
40 Resist. tracción frente a tiempo de modificación para probetas en verde y con tratamiento térmico conteniendo antimonio metálico como modificador.....	130

**LISTA DE FIGURAS (continuación)**

<b>Figura</b>	<b>Página</b>
41 Resist. tracción frente a tiempo de modificación para probetas en verde y con tratamiento térmico conteniendo una mezcla 1:1 de sales de NaF + SrCl <sub>2</sub> como modificador. ....	131
42 Elongación frente a tiempo de modificación para prob. en verde y con tratamiento térmico conteniendo SrCl <sub>2</sub> como modificador.....	132
43 Elongación frente a tiempo de modificación para prob. en verde y con tratamiento térmico conteniendo sodio metálico como modificador.....	133
44 Elongación frente a tiempo de modificación para prob. en verde y con tratamiento térmico conteniendo antimonio metálico como modificador.....	134
45 Elongación frente a tiempo de modificación para prob. en verde y con tratamiento térmico conteniendo una mezcla 1:1 de sales de NaF + SrCl <sub>2</sub> como modificador.....	135
46 Dureza Brinell frente a tiempo de modificación para prob. en verde y con tratamiento térmico conteniendo SrCl <sub>2</sub> como modificador.....	136
47 Dureza Brinell frente a tiempo de modificación para prob. en verde y con tratamiento térmico conteniendo sodio metálico como modificador.....	137

## LISTA DE FIGURAS (continuación)

Figura	Página
48 Dureza Brinell frente a tiempo de modificación para prob. en verde y con tratamiento térmico conteniendo antimonio metálico como modificador.....	138
49 Dureza Brinell frente a tiempo de modificación para prob. en verde y con tratamiento térmico conteniendo una mezcla 1:1 de sales de NaF + SrCl <sub>2</sub> como modificador.....	139

## CONTENIDO

	Página
<b>AGRADECIMIENTOS</b> .....	iii
<b>RESUMEN</b> .....	v
<b>LISTA DE TABLAS</b> .....	viii
<b>LISTA DE FIGURAS</b> .....	x
<b>Capítulo</b>	
<b>I. INTRODUCCION</b> .....	1
<b>II. ASPECTOS GENERALES DE FUSION Y SOLIDIFICACION EN LAS ALEACIONES DE ALUMINIO</b> .....	10
2.1 Generalidades sobre la fusión.....	10
2.2 Reglas generales de fusión.....	11
2.3 Tipos de hornos de fusión.....	12
2.4 Solidificación.....	13
2.5 Influencia de la solidificación en una pieza fundida.....	18
<b>III. MODIFICACION DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO-SILICIO</b>	22
3.1 Introducción.....	22
3.2 Mecanismos sobre la modificación del eutéctico aluminio-silicio.....	23
<b>IV. TRATAMIENTO TERMICO DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO</b> .....	35
4.1 Definición y propósito del tratamiento térmico. Nomenclatura standard.....	35
4.2 Tipos de hornos y medios de temple.....	40
4.3 Efecto del tratamiento térmico en la estructura y propiedades de las aleaciones de aluminio.....	53

4.4	Etapas del tratamiento térmico.....	59
4.5	Aleaciones de aluminio susceptibles de ser tratadas térmicamente.....	81
4.6	Defectos y fallas de los tratamientos térmicos.....	86
V.	TRABAJO EXPERIMENTAL.....	92
5.1	Selección de reactivos y materia prima.....	92
5.2	Fusión y moldeo.....	94
5.3	Tratamiento térmico.....	99
5.4	Ensayo de probetas.....	100
5.4.1	Análisis metalográfico.....	100
5.4.2	Prueba de dureza.....	101
5.4.3	Prueba de resistencia a la tracción.....	101
5.4.4	Prueba de elongación.....	101
VI.	RESULTADOS.....	103
6.1	Pruebas iniciales de modificación.....	103
6.2	Estructuras metalográficas.....	106
6.2.1	Estructuras metalográficas en verde.....	108
6.2.2	Estructuras metalográficas con tratamiento térmico... ..	122
6.3	Propiedades físicas y mecánicas.....	124
VII.	DISCUSION.....	140
VIII.	CONCLUSIONES.....	146
	BIBLIOGRAFIA.....	149

# C A P I T U L O I

## I N T R O D U C C I O N

En este capítulo se hace una breve descripción sobre el aluminio y sobre la aleación 356 utilizada para este trabajo, se da una idea general de la organización de la tesis y a manera de información se proporcionan varias tablas sobre propiedades del aluminio y sus aleaciones.

El aluminio fue descubierto por Hunfredo Davy a comienzos del siglo XIX, en el año de 1809, pero fue hasta 1886 cuando se dió a conocer el método de aislamiento y obtención en escala comercial por los químicos Carlos Martin Hall y Pablo L. T. Heroult, en los Estados Unidos y Francia respectivamente, casi simultaneamente.

El aluminio es un elemento químico perteneciente al grupo IIIb de la tabla periódica de los elementos. Su símbolo es Al, su número atómico 13 y su peso atómico 26.98 . El aluminio es uno de los metales más abundantes en la tierra, se estima que alcanza aproximadamente el 8 por ciento de la composición química de la corteza terrestre, pero no aparece en estado nativo en la naturaleza. Se le encuentra en forma de silicato de aluminio, componente principal de los feldespatos, micas y arcillas, de manera abundante, y se le llega a encontrar en forma de óxido o hidróxido en el corindón, el rubí, el zafiro y algunas otras piedras preciosas. El aluminio metálico tiene brillo plateado y su densidad ( $2.68 \text{ g/cm}^3$ ) alcanza



la tercera parte de la del hierro. Es dúctil y maleable, por lo que se le puede transformar en alambres finos o en placas sumamente delgadas. A temperaturas ordinarias puede llegar a ser atacado por ciertos ácidos y alcalis, pero forma en su superficie una resistente capa de óxido ( $Al_2O_3$ ) que lo protege de posteriores ataques.

"La popularidad del aluminio como metal industrial se inició con la fabricación de utensilios para el hogar, principalmente los que se utilizan para cocinar"<sup>(1)</sup>, y desde entonces ha venido teniendo un auge que ha ido en aumento gracias a sus singulares características y múltiples aplicaciones; en la fabricación de conductores eléctricos se aprovecha su ligereza y buena conductividad; su buena resistencia y mínimo peso lo hacen un material muy solicitado en la fabricación de piezas automotrices y en la aviación, sin considerar que día a día se encuentran nuevos usos para este metal.

El aluminio se emplea generalmente en forma de aleaciones con otros metales, que resultan más duras y tenaces que el mismo metal puro. Forma importantes grupos de aleaciones de distintas características con el silicio, cobre, magnesio, zinc y manganeso principalmente, los cuales le imparten características ventajosas para su empleo en un sinnúmero de casos, por lo que se le ha llamado . . . "el metal más versátil de todos los metales comunes de fundición"<sup>(11)</sup>.

Es fácilmente procesado por métodos como moldeo en arena, molde permanente, shell, centrifugado, yeso y particularmente adaptable al proce-

---

(1) Siete Días 362, 8 de junio de 1981, Dirección Gral. de Divulgación Universitaria/UNAM

(11) Casting Kaiser Aluminum, pag. 1, 1956.

sado en dados, por gravedad o presurizados. Otra importante propiedad que contribuye a la versatilidad del aluminio es el considerable bajo rango de fusión de este y sus aleaciones, lo que da una mayor facilidad de manejo del metal fundido, mayor durabilidad de la arena de moldeo, además de que el equipo de fusión requiere de un mantenimiento menor al no ser exigido a trabajar a temperaturas muy elevadas.

La aleación 356 es una aleación aluminio-silicio hipoeutéctica debido a que su contenido de 7.0 % de silicio es inferior al del punto eutéctico en un sistema aluminio-silicio como se aprecia en la fig. 1. Considerando la aleación 356 en un sistema ternario aluminio-silicio-magnesio<sup>(iii)</sup>, la característica esencial de este sistema reside en que el aluminio y el compuesto definido  $Mg_2Si$  (siliciuro de magnesio) forman un sistema cuasi-binario que separa el diagrama ternario en dos partes. Cada una de estas partes contiene un eutéctico definido como sigue:

Eutéctico	Temperatura °C	Mg %	Si %
$Liq \rightleftharpoons \alpha(Al) + Mg_2Si + Si$	556	4.97	14.0
$Liq \rightleftharpoons \alpha(Al) + Mg_2Si + \beta Al_3Mg_2$	450	33.50	0.2

no existiendo compuesto ternario alguno.

Este tipo de aleación es tratable térmicamente, el agente endurecedor es el  $Mg_2Si$ , el cual contiene 63 partes de Mg con 37 partes de silicio. Este compuesto disminuye las propiedades de colado (fluides) por sí solo, pero al estar en una aleación con suficiente contenido de Si, como la aleación 356, esta disminución no es notable. En la aleación 356 el contenido nominal de Si es de 7% y el de Mg es de aproximadamente 0.35%. Por lo que el contenido real de siliciuro de magnesio se encuentra en el rango de 0.50-0.60%. Este tipo de aleación es una de las mejores con respecto a las propiedades de colada obtenidas, ya sea en arena o molde permanente. Además, debido al pequeño contenido de siliciuro de magnesio se pueden obtener muy altas propiedades de tracción cuando se le da un tratamiento térmico adecuado y tiene una excel-

<sup>(iii)</sup> Enciclopedia del Aluminio Vol. 2, pag. 84-85, grupo Pechiney, Ed. Urmó.

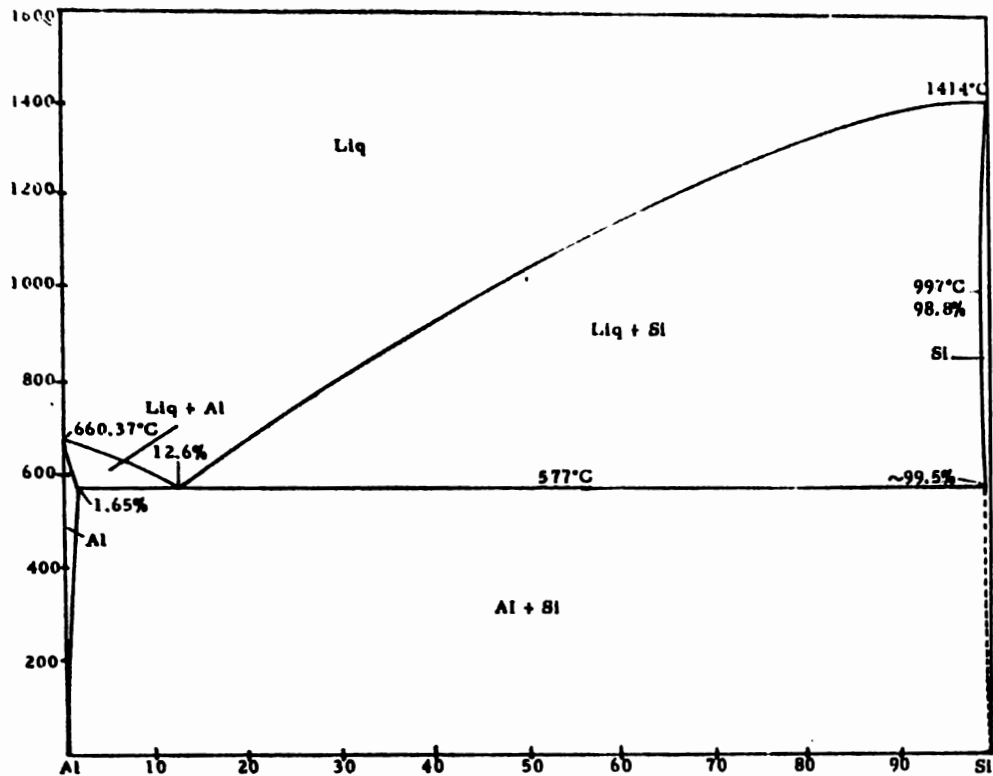


Fig. 1 Diagrama de equilibrio Aluminio-Silicio (L. A. Willey, Metals Handbook, ASM, Vol. 7, 8a. Ed.)

te resistencia a la corrosión. (Casting Kaiser Aluminum, pag. 12, 1956)

A continuación se muestran algunas tablas sobre diversas propiedades del aluminio y sus aleaciones.

TABLA 1

Constantes físicas y mecánicas del aluminio de alta pureza <sup>a</sup>

Módulo de elasticidad _____	7. 24 Kg/mm <sup>2</sup>	6 10. 3 · 10 <sup>3</sup> lb/in <sup>2</sup>
Reflectividad para luz blanca _____	75. 85%	
Reflectividad para calor _____	85. 95%	
Resistividad eléctrica _____	0°C (32°F) 2. 6548 μΩ/cm <sup>3</sup>	20°C (68°F) 2. 67 μΩ/cm <sup>3</sup>
Conductividad eléctrica en volumen a 20°C _____	64. 6% del Cu recocido	
Conductividad eléctrica en masa a 20°C _____	212. 6% del Cu recocido	
Punto de fusión(p. f.) _____	660. 2°C (1220. 4°F)	
Punto de ebullición _____	2060. 0°C (3740°F)	
Conductividad térmica a 0-100°C _____	0. 52 cal/seg/cm/cm <sup>2</sup> /°C (32-212°F) _____ 1. 509 BTU/hr/in/ft <sup>2</sup> /°F	
Calor específico a 100°C _____	0. 214 cal/g	
Calor de combustión _____	380000 cal/gramo mol	
Calor latente de fusión _____	94. 6 cal/gramo	
Contracción en volumen de líquido a sólido en el p. f. _____	6. 7%	
Contracción en vol. de líquido en el p. f. a sólido a 20°C _____	11. 9%	
Contracción en vol. de sólido en el p. f. a sólido a 20°C _____	5. 6%	
Densidad a 20°C _____	2. 6989 g/cm <sup>3</sup>	

<sup>a</sup> Fuente: The Aluminum Data Book, Reynolds Metal Company Louisville, Ky. pag. 37, 1954.





TABLA 2A

Designaciones y composiciones de aleaciones de aluminio<sup>A</sup>.

Aleación	Composición Nominal %	Formas <sup>(1)</sup> Comerciales
EC	99.45 Al mín.	STEPBW
1060	99.60 Al mín.	STW
1100	99.00 Al mín, 0.12 Cu	STEBWFO
1145	99.45 Al mín.	SO
2011	5.5 Cu, 0.5 Bi, 0.5 Pb	BW
2014	0.8 Si, 4.4 Cu, 0.8 Mn, 0.4 Mg	STEBF
2017	4.0 Cu, 0.5 Mn, 0.5 Mg	BW
2018	4.0 Cu, 0.6 Mg, 2.0 Ni	F
2024	4.5 Cu, 0.6 Mn, 1.5 Mg	STEPBW
2025	0.8 Si, 4.5 Cu, 0.8 Mn	F
2117	2.5 Cu, 0.3 Mg	WB
2218	4.0 Cu, 1.5 Mg, 2.0 Ni	F
2219	6.3 Cu, 0.3 Mn, 0.10 V, 0.15 Zr	SEF
2618	2.3 Cu, 1.6 Mg, 1.0 Ni, 1.1 Fe	F
3003	1.2 Mn, 0.12 Cu	STEBWFOF
3004	1.2 Mn, 1.0 Mg	S
4032	12.2 Si, 0.9 Cu, 1.1 Mg, 0.9 Ni	F
4043	5.0 Si	W
4343	7.5 Si	SW
5005	0.8 Mg	SWO
5050	1.4 Mg	STPO
5052	2.5 Mg, 0.25 Cr	STBWFO
5056	0.1 Mn, 5.2 Mg, 0.10 Cr	BW
5083	0.7 Mn, 4.5 Mg, 0.15 Cr	SEBF
5086	0.5 Mn, 4.0 Mg, 0.15 Cr	SETP
5154	3.5 Mg, 0.25 Cr	STEPBW
5252	2.5 Mg, 0.25 Cr	S
5356	0.1 Mn, 5.0 Mg, 0.10 Cr	W
5454	0.8 Mn, 2.7 Mg, 0.10 Cr	STEPB
5456	0.8 Mn, 5.1 Mg, 0.10 Cr	SEP
5657	0.8 Mg	S
6053	0.7 Si, 1.3 Mg, 0.25 Cr	BW
6061	0.6 Si, 0.25 Cu, 1.0 Mg, 0.20 Cr	STEPBWF
6063	0.4 Si, 0.7 Mg	TPE
6066	1.3 Si, 1.0 Cu, 0.9 Mn, 1.1 Mg	TPEBF
6101	0.5 Si, 0.6 Mg	TPEB
6151	1.0 Si, 0.7 Mg, 0.25 Cr	F

TABLA 2A(continuación)

Aleación	Composición Nominal %	Formas <sup>(1)</sup> Comerciales
6262	0.6 Si, 0.25 Cu, 1.0 Mg, 0.09 Cr, 0.6 Pb, 0.6 Bi	WB
6463	0.4 Si, 0.7 Mg	E
7001	2.1 Cu, 3.0 Mg, 0.30 Cr, 7.4 Zn	TEB
7039	0.2 Mn, 2.7 Mg, 0.20 Cr, 4.0 Zn	S
7072	1.0 Zn	S
7075	1.6 Cu, 2.5 Mg, 0.30 Cr, 5.6 Zn	STEBWF
7079	0.6 Cu, 0.2 Mn, 3.3 Mg, 0.20 Cr, 4.3 Zn	EFS
7178	2.0 Cu, 2.7 Mg, 0.30 Cr, 6.8 Zn	STEP

(1) B- barra o varilla; E- extrusiones; F- forjas; O- hoja; P- tubería (cañería); S- lámina o placa; T- tubería (ductos); W- cable.

<sup>a</sup> Fuente: Heat treating aluminum. American Machinist Special Report No. 635, October 6, 1969.



CAPITULO II  
ASPECTOS GENERALES DE FUSION Y SOLI-  
DIFICACION DE ALEACIONES DE ALUMINIO

2.1 Generalidades sobre la fusión

Un metal fundido de calidad, debe tener una composición química comprendida dentro de un rango específico correspondiente a la norma con la que se esté trabajando, y esta composición química no debe ser alterada fácilmente por el proceso de fusión normal. Una fusión adecuada del aluminio, deberá proporcionar un metal con composición correcta, ausencia de óxido y un contenido de gases suficientemente bajo, además de un tamaño de grano fino. Si el procedimiento de fusión no es el adecuado, se obtendrá un metal con malas características, ya que las características del aluminio al estar en estado líquido durante la fusión son: tendencia a la fácil oxidación, a la absorción de gases y a disolver pequeñas cantidades de hierro de difícil eliminación posterior. En ocasiones las fallas en la composición química pueden deberse a heterogeneidad del baño por falta de rableado (desplazamiento del metal del fondo hacia arriba) durante el mantenimiento del metal y antes de la colada o debido al enriquecimiento o empobrecimiento de un elemento por altas temperaturas y tiempos de mantenimiento prolongados durante el proceso de fusión o como consecuencia de refusiones sucesivas, lo cual además puede llegar a provocar un tamaño de grano tosco (burdo).

## 2.2 Reglas generales de fusión

A continuación se proporcionan algunas reglas generales referentes al procedimiento de fusión, las cuales deben de ser observadas para la obtención de un metal fundido de calidad:

- Fundir en un tiempo mínimo.
- Evitar todo sobrecalentamiento y la permanencia a temperatura elevada de la aleación, llevando un control por medio de un pirómetro.
- Evitar toda presencia de humedad (coque, crisoles, refractarios, herramientas de fusión, metal, fundente, etc.).
- Evitar el contacto metal-gas de combustión, regulando los quemadores con un ligero exceso de aire (horno de aceite) y orientando bien la llama del quemador.
- Los lingotes a cargar en el horno deben de estar limpios (sin humedad, grasa u oxidados).
- Ayudar al desgasificado del metal mediante una espera con los quemadores apagados.
- Evitar todos los movimientos inútiles en la superficie del baño; quitar las escorias solo cuando sea necesario.
- Reducir al mínimo la altura de caída del metal fundido durante los trasvasados y durante la colada.
- Utilizar preferentemente crisoles de carburo de silicio o de grafito, evitando el empleo de crisoles de hierro fundido.
- Las herramientas de hierro deben de ser cuidadosamente revestidas con pintura refractaria y precalentadas.

- Utilizar fundentes totalmente secos y apropiados para la aleación considerada, controlando la temperatura de introducción y respetando proporciones, método operatorio y tiempo de espera.

### 2.3 Tipos de hornos de fusión.

Los hornos de fusión para aluminio se pueden clasificar según su forma de calefacción en 4 tipos:

- Hornos de coque.
- Hornos de aceite (fuel-oil).
- Hornos de gas.
- Hornos eléctricos.

Pudiendo además encontrarse en las formas siguientes:

- con crisol móvil
- con crisol fijo (basculante o no)
- lecho de metal poco profundo (o de solera) basculante o no.

Las capacidades de los hornos con crisol móvil, generalmente no son superiores a 100 Kg. Los hornos de crisol fijo, normalmente hornos basculantes, pueden alcanzar capacidades de 500 Kg. Los hornos de solera, en fundición de piezas, suelen alcanzar en ocasiones hasta 1500 Kg.

El tipo de horno y su capacidad será elegido de acuerdo a la importancia de las fundiciones, los diferentes procesos de moldeo y al tipo de trabajo (continuo o intermitente). No obstante, cualquier tipo de horno deberá responder a ciertas condiciones para asegurar la producción de un metal fundido de calidad, entre las cuales se pueden mencionar las siguientes:

- Realizar la fusión en un tiempo mínimo (rendimiento elevado).

- Tener precisión y uniformidad en la temperatura de trabajo.
- No contaminar el metal o hacerlo de una forma mínima.
- Debe tener una mínima pérdida por fuego, un mínimo consumo y una mínima mano de obra de conducción y supervisión.

#### 2.4 Solidificación

La solidificación es un proceso de transformación del estado líquido al sólido, el cual se inicia por un agrupamiento de átomos en una forma ordenada dentro de un líquido y que se forma a expensas de ese mismo líquido, involucrando consecuentemente un cambio de estructura. Este proceso ocurre por la nucleación y crecimiento de una fase nueva, es decir, la estructura cambia repentinamente frente a la interfase sólido-líquido que se forma.

En el caso de aleaciones, además de haber un cambio de estructura en la solidificación, hay un cambio en la composición del sólido cristalizado con respecto a la del líquido.

La solidificación es posiblemente la transformación más importante en la metalurgia, dado que casi todos los metales comerciales se producen en estado líquido por recuperación o refinación, siendo solidificados para su uso posterior, esto es debido a que la mezcla de sólidos ocurre solo por difusión, y esta es tan lenta que se considera generalmente despreciable, mientras que en estado líquido la mezcla ocurre por difusión y convección, con lo cual se puede obtener rápidamente un material muy homogéneo y solidificarlo para su uso posterior.

La solidificación es un cambio de fase que se lleva a cabo a través de la nucleación y crecimiento del metal o aleación solidificando.

La nucleación puede ser homogénea o heterogénea. Se le llama nucleación homogénea, cuando la nueva fase se forma uniformemente a través de la mezcla de fase madre, es decir, se forma en cualquier sitio del seno del líquido sin puntos preferenciales, y se le llama nucleación heterogénea cuando la nueva fase, se forma preferencialmente en inhomogeneidades en la fase madre, debido a la disminución de la energía libre necesaria para que el proceso ocurra, y es precisamente este tipo de nucleación la que ocurre en la mayoría de los procesos industriales.

Cuando un metal fundido se cuela en un molde frío, el metal adyacente a la pared del molde, es enfriado rápidamente y muchos granos nuclean, los cuales crecen dendriticamente desde el líquido enfriado. Los primeros granos crecen desde un líquido enfriado cercano a la pared del molde, originando que el contenido de soluto pueda llegar a acumularse rápidamente en la rama principal de la dendrita. Al calentarse la pared del molde, aumenta la temperatura del sólido que crece, mientras que la rapidez de crecimiento disminuye, teniendo más soluto la oportunidad de difundirse, por lo que la concentración del sólido en formación disminuye. De esta manera, hay una disminución en la concentración de soluto al ir de la rama principal de la dendrita a los brazos que crecen a una mayor temperatura. Este calentamiento, continuado por el líquido caliente pone a la dendrita a una temperatura superior a la de sólidos, para la composición de la parte exterior de las primeras dendritas formadas, aunque por debajo del líquido de esta composición. El calor de cristalización eliminado, más el calor que fluye del líquido caliente, eliminan el enfriamiento

inicial en el líquido cercano al molde y la rapidez de solidificación disminuye. Como el líquido en el centro del molde se encuentra con una temperatura superior a la del líquido, no pueden desarrollarse granos ahí, de manera que, únicamente los granos de la pared del molde continúan creciendo hacia el líquido. Los granos que han nucleado en la zona llamada "zona enfriada", contigua al molde, tienen un tamaño pequeño. De estos granos, aquellos con su dirección de crecimiento dendrítico normal a la pared del molde crecerán más rápidamente, desarrollándose así una zona columnar que posee una textura cuyo tamaño de grano aumenta con la distancia desde la pared, creciendo estas dendritas bien orientadas tan rápido como el calor de cristalización pueda fluir lejos de la pared del molde.

Existe una tercera zona en el centro del molde, que solidifica y que consiste de granos casi esféricos llamados equiaxiales, los cuales pueden crecer solo cuando el líquido en el centro del molde se ha enfriado por debajo de su temperatura de líquido. Los puntos de nucleación para este tipo de granos son proporcionados normalmente por los brazos de dendritas, arrancados por fusión de las dendritas iniciales y que son empujados al centro del molde.

Si se cuele una aleación a temperatura ligeramente superior a la del líquido en un molde frío, todo el líquido se enfriará por debajo de la temperatura del líquido durante el colado, siendo arrancados los brazos de la dendrita, por fusión de las dendritas iniciales y por el movimiento convectivo del líquido, y nuevamente empujados hacia el centro del molde, solo que, en este caso, esas partículas flotantes no se funden, sino que

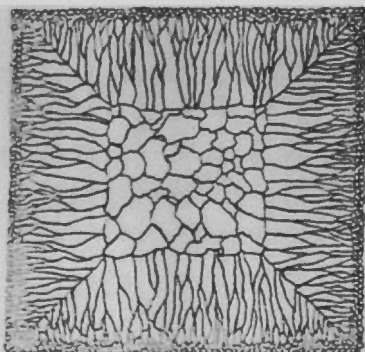


Fig. 2 Solidificación de un metal fundido en un molde frío (Fleming M. C., Solidification Processing, pag. 135, Mc Graw Hill).

crecen dendriticamente en todas direcciones con una rapidez determinada por la rapidez de eliminación de calor. Esta creación de muchos núcleos durante el colado, ninguno de los cuales se funde, produce un grano fino. El rápido enfriamiento de todo el líquido en el molde, por debajo de su líquido, es facilitado por una temperatura de colado ligeramente superior a la del líquido (pequeño sobrecalentamiento), un molde frío de buena conductividad térmica y una pieza delgada.

La estructura que resulta de colar una aleación desde una temperatura muy superior a la del líquido, es una zona equiaxial bastante burda en la parte central, mientras que en los lados, crecen granos columnares de manera dendrítica hacia el líquido, hasta que el centro está lleno de dendritas equiaxiales.

Se ha establecido por muchos investigadores, que la vibración mecánica del molde durante la solidificación frecuentemente refinará el gra-

no y reducirá o eliminará la estructura columnar.

Para el caso de una aleación cuyo diagrama de fases indica la existencia de reacciones eutécticas (un mínimo en el líquido), por ejemplo el diagrama de fases para el sistema aluminio-silicio (fig. 1), la solidificación ocurre como sigue: Sean A y B, el aluminio y el silicio respectivamente, los dos elementos que forman el diagrama de fases, y ( $\alpha$ ) y ( $\beta$ ) las dos fases sólidas. Si una aleación rica en A es enfriada, la cristalización comienza con la formación y crecimiento de dendritas de  $\alpha$  (llamadas  $\alpha$  primario). Al crecer estas dendritas, el porcentaje de B en el líquido aumenta (debido a la redistribución del soluto), hasta que está suficientemente sobresaturado de B como para nuclear  $\beta$ , creciendo entonces  $\alpha + \beta$  juntos, a esta reacción se le denomina solidificación eutéctica. En un eutéctico las dos fases pueden tener diferentes morfologías como puede apreciarse en la fig. 3 .

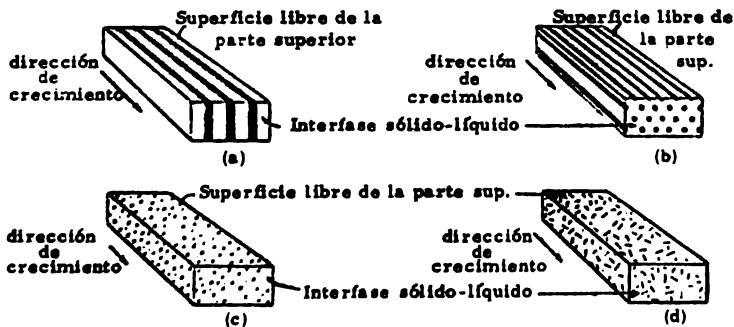


Fig. 3 Ilustración esquemática de las diferentes morfologías de la estructura eutéctica. (a) laminar; (b) varillas; (c) globular; (d) acicular. ( Winegard W. C. "An Introduction to the Solidification of Metals". Institute of Metals, London, 1964 )



### 2.5 Influencia de la solidificación en una pieza fundida

La mayoría de los metales se contraen al solidificar, cosa que no es posible evitar, sin embargo, es posible controlar la localización de la contracción en la pieza. Por ejemplo, si se extrae el calor únicamente por el fondo del molde, el avance de la interfase sólido-líquido permanecerá plano y la superficie líquida descenderá para compensar esta contracción ( Fig. 4 ).

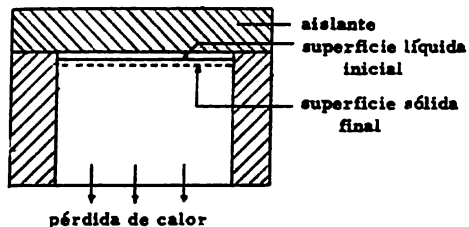


Fig. 4 Esquema mostrando la contracción cuando el calor es extraído únicamente del fondo del molde.

Por otra parte, si el calor se extrae uniformemente por todos los lados del molde, el volumen de contracción aparecerá como un hueco dentro del lingote, o como una cavidad en la superficie ( Fig. 5 ).

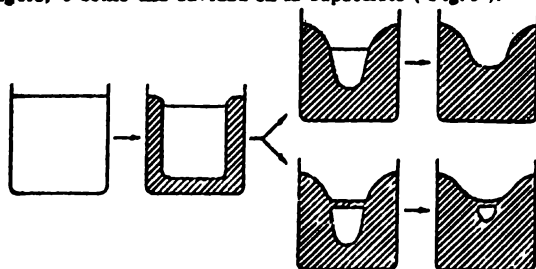


Fig. 5 Esquema mostrando la contracción cuando el calor es extraído principalmente por los lados y el fondo del molde.

En muchas aleaciones coladas comerciales el rango de solidificación es amplio y el gradiente de temperatura en las últimas etapas de solidificación es bajo. De esta manera, un gran volumen de la pieza estará a una temperatura entre la de líquidos y la de sólidos, a la cual el metal consiste de una mezcla de partículas dendríticas que crecen hacia el líquido remanente. Esta mezcla pastosa de partículas y líquido no fluye ni se asienta para compensar la contracción provocada por la solidificación como se muestra en la fig. 5 . A consecuencia de esto se produce un pequeño hueco y la contracción aparece como una microporosidad bastante uniformemente distribuida en la superficie de la pieza. Por otro lado, los gases disueltos en el metal líquido tendrán mucha menor solubilidad en el sólido y tenderán a incrementar la microporosidad. En muchas aplicaciones esta fina porosidad no causa problemas, sin embargo, si una pieza colada va a usarse para encerrar un fluido a alta presión, tal porosidad suministra trayectorias casi continuas a través del sólido, lo que permite que el fluido se transmita a través de la pieza, pudiendo causar su fractura.

Uno de los principales objetivos de la fundición es proporcionar una aleación sólida homogénea, siendo indeseables cualquier tipo de porosidad o segregación. En el área de la segregación en metales y aleaciones fundidas, se puede afirmar que esta resulta de la solidificación y se puede clasificar en microsegregación y macrosegregación.

La microsegregación se conoce como la diferencia en composición entre el centro de una dendrita y la región rica en soluto entre los brazos de la dendrita. La distancia entre regiones ricas en soluto es la distancia

entre los brazos de la dendrita y es del orden de  $10^{-3}$  cm a  $10^{-2}$  cm. Si el contenido de soluto de la aleación es lo bastante alto como para colocarla en el campo bifásico de un sistema eutéctico, la fase primaria se desarrollará como dendritas y el espacio interdendrítico solidificará como un eutéctico. En este caso un recocido de alta temperatura eliminará la microsegregación de las dendritas primarias pero no cambiará la distribución heterogénea de la segunda fase.

La macrosegregación que resulta de la solidificación, se presenta cuando la distancia entre regiones altas y bajas en soluto puede aproximarse a la máxima dimensión de la pieza y esta distancia es normalmente mucho mayor que la fracción de milímetro sobre la cual puede ocurrir la difusión en el sólido dentro de un tiempo razonable de recocido. Cuando el contenido de soluto es bajo en la parte exterior y alto en el centro se denomina a esto "segregación normal".

En algunas aleaciones la concentración de soluto en la parte externa de la pieza, es mayor que la concentración inmediatamente abajo de la superficie, a esto se le conoce como segregación inversa. Si la aleación tiene un amplio rango de solidificación, después de que aproximadamente la mitad de la aleación ha solidificado, el líquido remanente estará muy enriquecido en soluto, pero la mayoría de las regiones de la pieza consistirán de sólido y líquido. Al enfriarse la superficie externa del metal sólido en el exterior de la pieza, esta se contraerá separándose del molde y se encogerá verticalmente. Esto, junto con el adherimiento local al molde, abre grietas por arranque en la superficie externa de la pieza. Algo del

líquido remanente fluirá a través de estas grietas hacia el espacio entre la pieza y el molde, produciendo una capa superficial rica en soluto.

No se tocarán los aspectos de la solidificación más a fondo, dado que, el interés que se persigue en este trabajo es el relacionado al efecto de los modificadores en la estructura y propiedades mecánicas de las aleaciones aluminio-silicio hipoeutécticas, sin embargo, en la bibliografía citada se puede profundizar en lo referente a la solidificación de metales y aleaciones.

**CAPITULO III**  
**MODIFICACION DE LAS ALEACIONES**  
**ALUMINIO - SILICIO**

**3.1 Introducción**

Las aleaciones aluminio-silicio (hipoeutécticas, eutécticas e hipereutécticas) tienen un considerable uso comercial, debido principalmente a su excelente colabilidad. Sin embargo, su maquinabilidad y sus propiedades mecánicas en estado de colada, especialmente el alargamiento y la resiliencia, son bajas, lo cual reduce gran parte de sus posibilidades de aplicación industrial.

La observación microscópica de una probeta obtenida de un lingote en estado de colada muestra una estructura que, en cierto modo, es una explicación de los inconvenientes anteriormente mencionados; el silicio se observa en forma de poliedros y de agujas distribuido irregularmente sobre la matriz de aluminio.

Mediante el modificado se logran eliminar los poliedros y agujas de silicio, apareciendo este finamente distribuido sobre la matriz de aluminio en forma de pequeños cristales semiesféricos aglomerados, consiguiéndose además una mejora de las propiedades mecánicas y evitando la segregación del silicio eutéctico, lo que significa una mejora de maquinabilidad y se aportan mejoras a la moldeabilidad.

Las partículas de silicio pueden hacerse mucho más pequeñas de va-

rias maneras :

- a) Un enfriamiento rápido (solo en estructura laminar). Una solidificación rápida de la aleación, introduce ciertas variaciones en su estructura, lo cual puede ser un proceso de modificación para mejorar con ello sus propiedades mecánicas.
- b) Presiones muy altas.
- c) Pequeñas adiciones de modificantes (con objeto de que tales adiciones no cambien sustancialmente la composición de la aleación).

La modificación es un procedimiento mediante el cual se eliminan los cristales de silicio en forma de agujas y poliedros, fragmentándolos en pequeños cristales semiesféricos, por lo tanto, el efecto de un elemento modificador deberá ser entonces: primero, eliminar el silicio burdo poliedral; segundo, eliminar las agujas, láminas o placas de silicio; y finalmente incrementar el porcentaje de eutéctico modificado en la microestructura.

### 3.2 Mecanismos sobre la modificación del eutéctico aluminio-silicio

Desde el descubrimiento de la posibilidad de modificación en las aleaciones aluminio-silicio, el estudio de los procesos de modificación ha atraído a muchos investigadores. Varias teorías han sido propuestas, pero ninguna ha tenido una aceptación universal o realmente explicado los principios del fenómeno.

Una revisión de la literatura, revela lo siguiente :

En 1911, Frilley<sup>(1)</sup> descubrió una estructura modificada en una aleación aluminio-silicio, producida por una reducción electrolítica directa y simultánea de alúmina y sílice.

En 1920, A. Pacz<sup>(2)</sup> descubrió que la adición de sodio o una mezcla de sales de sodio, como  $\text{NaF}+\text{NaCl}$  capaz de dar sodio naciente, podía afinar el grano de silicio (modificación de los cristales de silicio), haciendo desaparecer los poliedros y agujas de silicio primario. Se cree, que no es tanto el sodio quien causa la modificación, como las condiciones de solidificación que el induce, la estructura modificada aparece a causa de que el crecimiento del cristal de silicio, es mecánicamente suprimido o inhibido por el sodio, siendo la pureza de la aleación y la velocidad de solidificación, los principales factores que la controlan. Muchos han sido los trabajos realizados después del descubrimiento de Pacz, para conocer el mecanismo de modificación del sodio, así como, para buscar otros elementos con efecto semejante.

En 1926, Archer y Kempf<sup>(3)</sup> establecieron que la modificación de la aleación de aluminio-silicio conteniendo 13% de silicio, disminuye la temperatura de solidificación del eutéctico de  $577^{\circ}\text{C}$  ( $1070^{\circ}\text{F}$ ) a  $564^{\circ}\text{C}$  ( $1047^{\circ}\text{F}$ ).

Thall y Chalmers<sup>(4)</sup> sugirieron (1950), que la adición de sodio o un enfriamiento rápido en una aleación sin tratamiento, causaba un aumento del número de cristales de Si en el eutéctico, al originarse un gran número de núcleos nuevos o heterogéneos, que detienen el crecimiento de los cristales de silicio ya existentes. Este mecanismo de modificación implica :

- a) La separación o fragmentación de núcleos convenientes para el silicio.
- b) La restricción del crecimiento de los cristales de silicio.

En estudios realizados por Kondic<sup>(5)</sup> (1963) se expone que, la fase que dirige la solidificación del eutéctico es la  $\alpha$  (aluminio), que se nuclea

primero (en aleaciones de menor pureza, los cristales de silicio crecen, a veces, en primer lugar). La formación de la fase  $\alpha$  es seguida por la nucleación de la fase de silicio. El crecimiento frontal es, por consiguiente, de placas de silicio cuyos bordes están en contacto con el líquido y rodeadas por una fase  $\alpha$  rica en aluminio.

Parece ser que el efecto del sodio es reducir la velocidad de crecimiento de los cristales de silicio (al cambiar la velocidad de difusión del silicio en el líquido y posiblemente la energía superficial de los cristales de silicio), y esto conduce a una solidificación a temperatura inferior, ya que la cristalización del silicio es el principal origen del calor latente de fusión de la fase eutéctica.

Kim y Heine<sup>(6)</sup> (1963) encontraron que la solidificación normal y modificada exhiben una característica diferente en la fase que entra en contacto con la fase silicio. En solidificación normal, las láminas de silicio se extienden dentro del líquido eutéctico y pueden estar en contacto en varios puntos a lo largo de sus lados. No ocurre un encerramiento completo hasta que ha tenido lugar una considerable solidificación. En la solidificación del eutéctico modificado, el silicio globular es inmediatamente encerrado en  $\alpha$  o llega a ser encerrado después de muy poco crecimiento, como puede apreciarse en la fig. 6. Esta diferencia macroestructural de solidificación es válida para aleaciones hipoeutécticas, cercanas al eutéctico e hipereutécticas. El eutéctico modificado en cada caso crece por espesamiento de la capa  $\alpha$ .

La aleación eutéctica aluminio-silicio solidifica en dos formas totalmente distintas: estructura laminar y estructura cristalina. La estructura



laminar, se caracteriza por placas finas de silicio con una orientación aparentemente regular en ciertas áreas. La estructura típicamente cristalina, se presenta en forma de cristales de silicio primario sobre una matriz eutéctica irregular y relativamente burda (tosca). Grand<sup>(7)</sup> (1958) demostró que pequeños contenidos de fósforo ( $\approx 0.0005$ ) producen la estructura de tipo cristalino, la cual no puede ser modificada aumentando la velocidad de solidificación, a diferencia de la estructura laminar. En la modificación con sodio de la estructura cristalina, se requiere una cantidad adicional de sodio para neutralizar el efecto del fósforo.

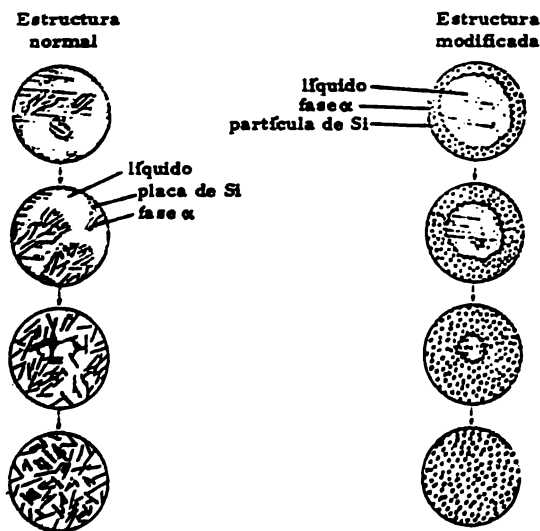


Fig. 6 Diagrama esquemático mostrando la diferencia macroestructural entre la solidificación normal del eutéctico y la solidificación modificada (Kim y Heine: "J. Inst. Met.", 92, pag. 372, 1964).

Ha sido formulada otra hipótesis por Ransley y Neufeld<sup>(8)</sup> en 1951, quienes desarrollaron la teoría de la obstrucción a la nucleación y crecimiento del silicio en aleaciones modificadas, explicando que esta era causada por un compuesto eutéctico ternario líquido rico en sodio, de composición  $(\text{NaAlSi}_{1.25})$  o  $(\text{NaAlSi}_{1.33})$ , pero esta teoría falla al tratar de explicar la efectividad de muy pequeñas cantidades de sodio y también de como una estructura modificada puede obtenerse mediante un enfriamiento rápido.

La teoría de mayor aceptación, es la compartida por Day<sup>(9)</sup>, Kim y Heine<sup>(6)</sup>, y Crosley y Mondolfo<sup>(10)</sup>, en la cual se sugiere que la modificación del eutéctico por el sodio, se debe a la combinación de dos efectos provocados por el sodio: uno sobre la nucleación y otro sobre el crecimiento.

El fenómeno de nucleación tiene lugar de la siguiente manera: el aluminio nuclea al silicio, así como también lo hace el Al-Na-Si, necesitando ambos solo de un pequeño enfriamiento. En ausencia de aluminio primario, Al-P y Al-Na-Si, el silicio primario es nucleado por impurezas no identificadas a enfriamientos mayores. En aleaciones comerciales, el contenido de fósforo es generalmente suficiente para que el Al-P nuclea todo el silicio primario, y solo algo del silicio eutéctico, la mayor parte del cual es nucleado por el aluminio. Los efectos del sodio sobre la nucleación son: neutralización del fósforo, con lo que se elimina la nucleación por Al-P; incremento del valor del enfriamiento necesario para la nucleación del silicio por el aluminio, y cuando este está en exceso, sobremodificación, que es la nucleación por Al-Na-Si de partículas burdas de silicio, que aparecen generalmente en los bordes de las colonias eutécticas. Así generalizando, para un ele-

miento modificante dado, se puede sugerir<sup>(6)</sup> que la nucleación de la fase silicio es deprimida en las aleaciones modificadas por el elemento modificante, dependiendo el éxito de un elemento modificante de la temperatura de adición, así como del elemento añadido, debiendo tomarse en consideración dos factores: primero, se sugiere que el elemento modificante debe formar con el silicio un compuesto que sea estable en el rango de temperatura adecuado; segundo, el elemento debe ser añadido a una temperatura a la cual pueda ser adecuadamente disperso. En adición al primer factor, el elemento añadido no debe formar compuestos estables con el aluminio que eviten que el elemento añadido forme compuestos de silicio.

El fenómeno de crecimiento es el que presenta el efecto del sodio de manera más marcada según esta teoría. En aleaciones no modificadas, el eutéctico crece con el silicio, conduciendo la cristalización y formando, en consecuencia esqueletos continuos. En aleaciones modificadas, el aluminio precede al silicio y tiende a envolverlo, dispersándolo en muchos cristales pequeños, que quedan empotrados en la matriz de aluminio, siendo necesaria una continua renucleación del silicio por el aluminio, con lo que se abate el punto de solidificación del eutéctico a la temperatura a la que el aluminio nuclea al silicio.

La forma de las partículas de silicio que crecen durante la solidificación está en dependencia de la temperatura. Las temperaturas a las que crecen las diferentes formas de los cristales de silicio son las siguientes según Kim y Heine<sup>(6)</sup>:

a) Silicio poliedral: nuclea y crece a temperaturas abajo de 583°C (1081.4°F)

- b) Láminas de silicio toscas ( burdas ): nuclea y crece a  $583^{\circ}\text{C}$  y ligeramente por debajo.
- c) Láminas de silicio finas: crecen por abajo de  $583^{\circ}\text{C}$  con un incremento de la velocidad de enfriamiento.
- d) Silicio globular: nuclea y crece a  $580^{\circ}\text{C}$  ( $1076^{\circ}\text{F}$ ) y por abajo; esto produce el eutéctico modificado en aleaciones tratadas con sodio y el pseudo-modificado en aleaciones solidificadas mediante un enfriamiento rápido ( chillcast ).

El cambio de hábito en el crecimiento del cristal debido a la temperatura de crecimiento, está ya bien estudiado en el campo de la fisicoquímica. Por ejemplo, Mason<sup>(11)</sup> ha probado que cristales de hielo formados a partir de agua pueden presentar un número de formas diferentes dependiendo de la temperatura de crecimiento. Una forma puede estar creciendo a una temperatura, y por un cambio de temperatura, el crecimiento continúa en la forma característica de la segunda temperatura. Mason<sup>(11)</sup> establece que es la temperatura de crecimiento el factor que determina la forma del cristal en el hielo. Esto se sugiere como la razón para la diferencia en la forma de los cristales de silicio. Es posible observar estructuras con más de una forma de cristales en aleaciones normales, si la solidificación ocurre en el rango de temperaturas en el cual crecen esas formas.

Por lo tanto, la forma de la fase de silicio en aleaciones normales y modificadas es dependiente de la temperatura. El elemento modificador no causa la forma globular del silicio en el eutéctico modificado, sino baja la temperatura de nucleación a  $580^{\circ}\text{C}$  ( $1076^{\circ}\text{F}$ ) en donde crece esta forma característica.

Kim y Heine<sup>(6)</sup> sugieren dos reglas para la modificación del eutéctico en aleaciones aluminio-silicio como resultado de un estudio sobre el efecto de varios metales en el afinamiento de eutéctico. Estas reglas son las siguientes:

- 1) El sistema binario debe ser del tipo adecuado, debiendo existir una sustancial diferencia entre los dos componentes. El precipitante o fase de alto punto de fusión debe tener poca solubilidad por la fase solvente. El eutéctico debe ser rico en componente solvente o fase de bajo punto de fusión.
- 2) El elemento modificante debe tener una tendencia a formar compuestos con la fase precipitante a una temperatura debajo de la temperatura eutéctica normal. El elemento modificante debe tener una baja tendencia a formar compuestos, baja solubilidad y posiblemente una clara miscibilidad con la fase solvente. El elemento modificante probablemente deberá tener un bajo punto de fusión (y punto de ebullición) en relación al componente de más bajo punto de fusión del sistema binario.

En un trabajo expuesto por Smith<sup>(12)</sup> se puede encontrar un amplio repaso bibliográfico del mecanismo de la modificación del eutéctico aluminio-silicio dirigido a quienes deseen profundizar en este aspecto.

Kim y Heine<sup>(6)</sup> encontraron que los elementos del grupo IA de la tabla periódica, a excepción del litio, tenían un efecto modificante, siendo el sodio el que posea un efecto mayor para una adición determinada. El calcio modifica muy poco el eutéctico, y otros como arsénico, selenio y cadmio evitan la formación de poliedros burdos.

Chu<sup>(13)</sup> estudió el efecto modificante sobre el silicio eutéctico y el

silicio primario, con un gran número de elementos, encontrando que, entre otros elementos, una proporción de 1.1 % de antimonio, tiene un efecto similar al del sodio en el afine del silicio eutéctico en aleaciones aluminio-silicio hipoeutéticas.

En 1966, Thiele y Dunkel<sup>(14)</sup> después de haber ensayado varios elementos, indican que los efectos del estroncio sobre aleaciones aluminio-silicio, son semejantes y más duraderos que los del sodio.

Borgeaud y otros investigadores<sup>(15)</sup> trataron de retardar la disipación del sodio mediante la adición de diferentes elementos metálicos, no llegando a obtener resultados positivos. En sus intentos de modificación permanente, mediante la adición de otros elementos, encontraron que el antimonio en la proporción de 0.20% añadido sobre aleaciones aluminio-silicio hipoeutéticas, conseguía una modificación de la estructura durante algunas horas. Como una continuación de estos trabajos, Portalier<sup>(16)</sup> se dedicó al estudio con antimonio, empleándolo en la misma proporción y realizando una evaluación de las características mecánicas conseguidas. Su trabajo se limitó a las aleaciones hipoeutéticas, obteniendo resultados satisfactorios, sin embargo, su empleo no es adecuado en aleaciones que contienen magnesio, debido a la formación de un compuesto frágil ( $Mg_3Sb_2$ ), o en aleaciones que contengan sodio, aún en pequeñas cantidades, debido a que no es posible conseguir una estructura eutéctica fina, probablemente por la formación del compuesto  $Na_3Sb$ .

Los trabajos de Alker<sup>(17)</sup> y Luis<sup>(18-19)</sup> indican que el estroncio, empleado como aleación madre o mezcla de sales ( $SrCl_2 + NaF$ ), consigue una

estructura modificada semejante a la obtenida por el sodio, en probetas y piezas que fueron coladas después de haber permanecido la aleación fundida durante varias horas; incluso señalan que algunas propiedades mecánicas son superiores cuando se realiza la modificación con estroncio en vez de efectuarla con sodio, además de que el efecto de modificación es mucho más duradero y también permite refundir la aleación sin que pierda la condición modificada. Los resultados por estos investigadores al ensayar el estroncio no parecen estar de acuerdo con los de Borgeaud<sup>(15)</sup> ya que según estos el efecto de modificación es mucho más duradero y las propiedades mecánicas mejores que las indicadas por Borgeaud.

En un estudio hecho sobre modificación con estroncio<sup>(20)</sup>, se muestran aleaciones de aluminio con 9% de Si y vaciadas en un molde de hierro colado con una temperatura de 287.8°C (550°F), que fueron modificadas con aleación master de aluminio-10%estroncio en porcentajes de 0.005% Sr, 0.0075% Sr, 0.010% Sr y 0.015% Sr. Las adiciones de esta aleación master fueron hechas a 732.2°C (1350°F). En todas estas pruebas se aprecia una modificación de los cristales de silicio aún después de ser refundidas estas aleaciones en tres ocasiones.

Muchos de los estudios sobre modificación mencionados anteriormente surgieron a causa de las dificultades de fundición asociadas con el debilitamiento del modificador y como es sabido este efecto de debilitamiento es bastante grande en el sodio, el cual además tiene fuerte tendencia a formar escorias en el caso de aleaciones conteniendo magnesio. Las temperaturas relativamente altas a las que han de hacerse la adición de los elementos mg

dicantes para asegurar una buena dispersión, favorecen la volatilización del elemento de adición y conducen al bien conocido efecto de debilitamiento, es decir, incapacidad gradual para modificar la aleación mantenida en estado líquido o refundida, este efecto en la modificación con sodio es conocido con el nombre de reversión. La razón de que esto ocurra es que el sodio se vaporiza a unos  $800^{\circ}\text{C}$  ( $1472^{\circ}\text{F}$ ). Además, la gran afinidad del sodio por el oxígeno da lugar a pérdidas adicionales. La fig. 7 muestra una curva típica en la que se representa la pérdida de sodio con el tiempo.

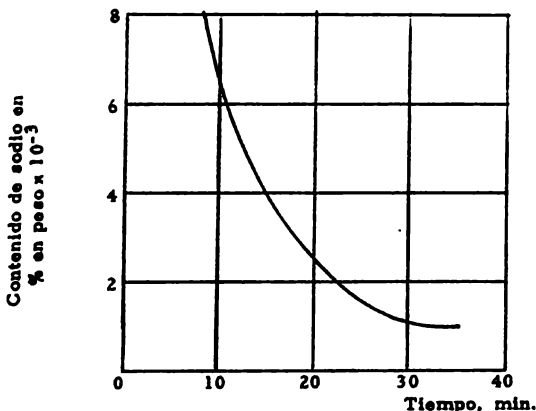


Fig. 7 Influencia del tiempo de mantenimiento en la pérdida de sodio en una aleación Al-12%Si fundida (Colada, Vol. 6, num. 2, pag. 77, feb. 1973)

Al cabo de unos 30 minutos el contenido de sodio en el metal líquido pasa a ser de  $8 \cdot 10^{-3}$  a  $10^{-3}$  %, lo que supone que al cabo de este tiempo, el sodio presente será incapaz de modificar a los cristales de silicio. La velocidad de cambio para que se efectue la reversión es directamente proporcional al tamaño de la carga. Se ha determinado que esta reversión es



lenta a temperaturas por abajo de 750°C y que es esencial que el desgasificado del metal preceda siempre a la modificación y nunca viceversa<sup>(21)</sup>.

En este trabajo se evaluó el efecto modificante que producen el sodio metálico, el antimonio metálico, el cloruro de estroncio y una mezcla de sales consistente de fluoruro de sodio y cloruro de estroncio ( 1:1 ), así como el efecto de debilitamiento que experimentan estos en función del tiempo que permanece la aleación en estado líquido una vez añadido el elemento modificante.

CAPITULO IV  
TRATAMIENTO TERMICO DE LAS  
ALEACIONES DE ALUMINIO

Las aleaciones de aluminio pueden ser clasificadas en términos de tratamiento térmico en dos categorías básicas: no tratables térmicamente y tratables térmicamente. Las aleaciones no tratables térmicamente o aleaciones comunes, contienen elementos de aleación que quedan sustancialmente en solución sólida o que son insolubles a cualquier temperatura. Las aleaciones tratables térmicamente o aleaciones fuertes contienen elementos de aleación que tienden a incrementar la solubilidad sólida a elevadas temperaturas con restringida solubilidad a bajas temperaturas, lo cual hace posible someter estas aleaciones a tratamiento térmico, el cual les aumentará su resistencia considerablemente. La experiencia indica que solo las aleaciones Al-Cu, Al-Cu-Mg, Al-Si-Mg y Al-Zn-Mg aumentan sus características mecánicas por tratamiento térmico.

4.1 Definición y propósito del tratamiento térmico. Nomenclatura standard

El tratamiento térmico se define como el conjunto de operaciones o ciclos de calentamiento, permanencia y enfriamiento con el fin de destruir ciertos microconstituyentes y generar otros para dar propiedades mecánicas definidas en estado sólido sin alterar su composición química.

Los tratamientos térmicos tratan de proporcionar a la pieza tratada

características como las siguientes:

- a) Obtener una estructura uniforme en toda la pieza.
- b) Lograr estabilidad dimensional.
- c) Eliminar tensiones internas causadas por la contracción del metal durante la solidificación.
- d) Mejorar la resistencia a la corrosión y la resistencia mecánica de la aleación.
- e) Ablandar la aleación para mejorar su conformabilidad o forjabilidad.

Nomenclatura standard ( ASM ) empleada para los tratamientos térmicos

A continuación se enumeran las principales designaciones dadas por la American Society for Metals ( ASM ) para nomenclatura de los tratamientos térmicos haciendo una breve descripción de cada una de ellas:

**O** Recocido (para productos de forja únicamente). - El producto es recocido completamente para obtener la menor resistencia posible.

**W** Tratado térmicamente a solución. - Este es un temple inestable aplicable únicamente para aquellas aleaciones que envejecen espontáneamente a temperatura ambiente después del tratamiento térmico de solución. La designación se especifica únicamente cuando el periodo de envejecimiento natural está indicado, por ejemplo: W 1/2 hr = Tratamiento "W" + 1/2 hr. de envejecimiento natural

**T** Tratado térmicamente. - Aplicable a productos los cuales son tratados térmicamente con o sin endurecimiento por deformación suplementario para producir efectos estables distintos de F, O, o H ( endurecidos por deformación ). La T va siempre seguida por uno o más dígitos.

**F** Tal como se fabricó. - Aplicable para productos de procesos de conformación.

mado en los cuales no se emplea un control especial sobre las condiciones térmicas o el endurecimiento por deformación. No hay límites en las propiedades mecánicas para productos de forja.

#### Designaciones T.

Los números 1 a 10 siguiendo a la T en un tratamiento térmico indican las siguientes secuencias específicas de tratamientos básicos.

T 1 Enfriamiento desde una temperatura elevada de un proceso de conformado y envejecimiento natural para obtener unas condiciones sustancialmente estables. Se aplica a productos para los cuales la velocidad de enfriamiento desde un proceso de conformado, tal como colado o extrusión, es tal que su resistencia se incrementa por envejecimiento a temperatura ambiente.

T 2 Recocido ( productos colados unicamente ), para suministrar ductilidad y estabilidad dimensional.

T 3 Tratado termicamente a solución y entonces trabajado en frío. Aplicable a productos los cuales son trabajados en frío para aumentar la resistencia, o en los cuales el efecto del trabajado en frío en el alisamiento o enderezamiento, está tomado en cuenta en los límites de las propiedades mecánicas.

T 4 Tratado termicamente a solución y envejecido naturalmente para obtener unas condiciones sustancialmente estables.

T 5 Enfriamiento desde una elevada temperatura en un proceso de conformado y sometido entonces a un envejecimiento artificial. El envejecimiento artificial aumenta las propiedades mecánicas, la estabilidad dimensional o ay

bas.

T 6 Tratado termicamente a solución y entonces artificialmente envejecido.

T 7 Tratado termicamente a solución y entonces estabilizado.

T 8 Tratado termicamente a solución, trabajado en frío y entonces envejecido artificialmente.

T 9 Tratado termicamente a solución, envejecido artificialmente y entonces trabajado en frío.

T 10 Enfriamiento desde una temperatura elevada en un proceso de conformado, envejecido artificialmente y entonces trabajado en frío.

Un periodo de envejecimiento natural a la temperatura ambiente puede darse entre o después de las operaciones listadas para las designaciones

T 3 hasta T 10.

T 51 Relevo de esfuerzos producidos por ensanchamiento o estiramiento. -

Aplicable a los siguientes productos cuando son ensanchados o estirados

(por las cantidades abajo indicadas) después del tratamiento térmico de solución o enfriamiento desde una elevada temperatura en un proceso de con-

formado.

	Ensanchado o estirado	
Plancha, varilla, barra formas extruidas	1 1/2 a 3 %	ajuste permanente
Tubo	1 a 3 %	ajuste permanente
Tubo largo	1/2 a 3 %	ajuste permanente

El T 51 se aplica directamente a planchas y rolados o varillas y barras de acabado frío. Estos productos no reciben más enderezamiento después del estiramiento o ensanchamiento.

Las siguientes dos designaciones se aplican a tubo largo y a formas

extruidas, barras, varillas y tubos.

T 510 Productos que no reciban más enderezamiento después del estiramiento.

T 511 Productos que puedan recibir enderezamientos menores para cumplir con las tolerancias de los standards.

T 52 Relevos de esfuerzos producidos por compresión.

T 54 Relevos de esfuerzos producidos por combinación de estiramiento y compresión.

T 42 Tratada térmicamente a solución y envejecida naturalmente para obtener condiciones sustancialmente estables.

T 62 Tratada térmicamente a solución y artificialmente envejecida.

H Endurecido por deformación ( únicamente para productos de forja ). - Se aplica a productos los cuales tienen su resistencia incrementada por endurecimiento por deformación con o sin tratamiento térmico suplementario para producir alguna reducción en la resistencia. La H va siempre seguida por dos o más dígitos.

H 1 Endurecido por deformación únicamente. - Se aplica a productos los cuales son endurecidos por deformación para obtener la resistencia deseada sin ningún tratamiento térmico suplementario. El número siguiente a esta designación indica el grado de endurecimiento por deformación.

H 2 Endurecido por deformación y parcialmente recocido. - Se aplica a productos los cuales han sido endurecidos por deformación más de lo deseado y se les aplica un recocido parcial para reducir la resistencia al nivel deseado. Para aleaciones que se ablandan al envejecer a temperatura ambiente,

la designación H2 tiene el mismo valor mínimo de resistencia a la tensión que el correspondiente a la designación H3. Para las demás aleaciones, la designación H2 tiene la misma resistencia a la tensión mínima que la correspondiente a la designación H1 y una elongación un poco mayor. El número siguiendo a esta designación indica el grado de endurecimiento por deformación que queda en el producto después de que ha sido parcialmente recocido.

H3 Endurecido por deformación y estabilizado. - Se aplica a productos que son endurecidos por deformación y sus propiedades mecánicas son estabilizadas por un tratamiento térmico a baja temperatura, el cual disminuye un poco la resistencia a la tensión y aumenta la ductilidad. Esta designación es aplicable únicamente a aquellas aleaciones las cuales, a menos que hayan sido estabilizadas, gradualmente se ablandan al envejecer a temperatura ambiente. El número siguiente a la designación ( 0 - 8 ) indica el grado de endurecimiento por deformación antes del tratamiento de estabilización.

#### 4.2 Tipos de hornos y medios de temple

Para el tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio es necesario contar con instalaciones capaces de proporcionar un calentamiento rápido de las piezas a tratar y que además tengan una constancia de temperatura de  $\pm 3^{\circ}\text{C}$  a  $\pm 5^{\circ}\text{C}$ .

Los hornos de tratamiento térmico para las aleaciones de aluminio pueden clasificarse de forma general en hornos de sales y hornos de aire, ya que los hornos de combustóleo ( diesel ) o gas se consideran insatisfactorios para estos tratamientos térmicos, ya que permiten el contacto de los

productos de combustión con las piezas a tratar, además de acelerar la oxidación a alta temperatura.

Horno de sales.

Este tipo de hornos son los más adecuados para el tratamiento térmico. Consisten de un recipiente que contiene sales fundidas, por lo general mezcla de nitratos sódico y potásico a la temperatura deseada. La gran capacidad térmica de estos baños fundidos facilita la regulación de la temperatura y permite que la pieza a tratar alcance la temperatura deseada en corto tiempo gracias a la buena y uniforme distribución del calor.

El recipiente contenedor de las sales debe ser de un material resistente a la corrosión, como chapa para calderas, hierro armco o acero calorizado.

La composición del baño de sales dependerá de la temperatura y fluidez deseada. En la tabla 3, se presentan varios baños empleados comúnmente.

Aún cuando hay temperaturas de trabajo que pueden ser de cerca de 600°C, es buena práctica procurar que la temperatura del baño de sales no sobrepase nunca los 520°C.

Los nitratos que se utilizan para estos hornos han de tener una pureza determinada. Los cloruros y cloratos no deben exceder, calculados como sal de sodio, el 0.5%; la suma de fosfatos y sulfatos, también como sal de sodio, no deberá exceder 0.25%, siendo la materia insoluble en agua inferior al 0.2%, la humedad no deberá exceder del 1.0%. El contenido de nitratos calculado sobre una muestra seca ha de ser superior al 98.0% y el valor



TABLA 3

Composiciones empleadas en baños de sales ( según J. F. Kolobney )<sup>a</sup>

Composición del baño %	Punto de fusión °C	Temperatura de trabajo °C	Aplicaciones
KNO <sub>3</sub> - 55.2 NaNO <sub>2</sub> - 44.8	141	160 - 400	Envejecimiento artificial y recocido
KNO <sub>3</sub> - 53.0 NaNO <sub>2</sub> - 40.0 NaNO <sub>3</sub> - 7.0	142 - 148	180 - 540	Solubilización y recocido
KNO <sub>3</sub> - 53.5 NaNO <sub>2</sub> - 28.5 NaNO <sub>3</sub> - 18.0	170	200 - 540	Solubilización y recocido
KNO <sub>3</sub> - 54.2 NaNO <sub>3</sub> - 45.8	218	240 - 540	Solubilización y recocido
NaNO <sub>3</sub> - 100.0	310	330 - 600	Solubilización y recocido
KNO <sub>3</sub> - 100.0	336	350 - 600	Solubilización y recocido

<sup>a</sup> Fuente: Rev. Metal. CENIM. Vol. 9 num. 5 (1973)

del pH ha de estar comprendido entre 6.0 y 7.5 medido sobre una solución al 1.0 % en agua destilada.

La mejor forma de lograr el calentamiento de estos hornos es utilizando resistencia eléctrica interior con espirales de calefacción montados en el interior de cilindros no oxidables o mediante resistencia eléctrica en paredes exteriores. Puede usarse también como elemento calefactor el gas, carbón o combustibles líquidos, pero debe evitarse el peligro de un sobrecalentamiento local de las paredes del recipiente, este tipo de calentamiento se utiliza únicamente por razones de tipo económico.

El calentamiento de las piezas por medio de un baño de sales fundidas es más rápido que en los hornos de aire, además de que la carga puede ser introducida al recipiente a cualquier hora siempre y cuando se tenga controlada su temperatura para evitar que esta baje más allá del límite inferior, ya que de ocurrir esto se perdería su gran ventaja sobre los hornos de aire debido a que sería necesario recalentar la gran masa de sales.

Los hornos de sales se adaptan también más fácilmente a la introducción, a cualquier hora, de pequeñas cantidades de piezas que requieran diferentes periodos de inmersión ( una utilización económica de los hornos de aire aconseja acumular una buena cantidad de piezas a tratar de espesores similares antes de cargar el horno ). También el efecto boyante de las sales reduce la distorsión durante el calentamiento y la gran reserva de calor facilita el control y uniformidad de la temperatura.

La operación de un horno de sales implica también requerimientos especiales para su economía. El dragado es costoso y muy difícil. Todas

las sales residuales en las partes deben ser completamente removidas, incluyendo aquellas de las hendiduras y cavidades ya que pueden ser causa de corrosión. En resumen, las sales residuales del agua de temple deben ser llevadas a un mínimo por medio de un flujo de agua constante o mediante un enjuague en agua fresca de todas las piezas después del temple. Cuando no es posible llevar a cabo lo anterior, la corrosión puede ser inhibida por la adición de media onza de dicromato de sodio o de potasio por cada 100 lb de sal fundida.

#### Precauciones.

Los baños de sales fundidas son potencialmente peligrosos y requieren de ciertas precauciones especiales. Los operadores deben ser personal especialmente adiestrado y deben estar protegidos contra salpicaduras y goteos de sal caliente. Los nitratos calientes son agentes poderosamente oxidantes, por lo que es necesario evitar todo contacto con combustibles y agentes reductores, tales como magnesio y cianuros, es por esto que no es aconsejable tratar en estos baños las aleaciones con magnesio. Para evitar que el personal este expuesto a los humos nitrosos producidos durante la descomposición de los nitratos, es indispensable contar con un local bien ventilado.

Cuando se trabaja con sales fundidas, existe el riesgo de que se presenten explosiones causadas por reacciones físicas o químicas. Las primeras pueden deberse a una rápida expansión de gases atrapados debajo de la superficie del baño, por lo que es necesario que todas las piezas que se introduzcan al baño estén limpias y secas, además de que no deberán tener cavidades que contengan aire u otros gases. Las explosiones por reacción quí-

mica se deben a una rápida descomposición de los nitratos debido a un sobrecalentamiento o a una reacción con el material del tanque.

Los tanques de acero inoxidable ( preferentemente del tipo acero 321 ó 347 ) son más resistentes para estos calentamientos que los hechos de acero al carbón o hierro colado y por lo tanto tienen menor probabilidad de sobrecalentamientos locales.

Hay que evitar que queden piezas en el baño, vigilando especialmente que no se desprendan fragmentos de las piezas que se estén tratando y que queden en el fondo del tanque. Cuando el baño contiene piezas o restos metálicos se suele trasvasar a otro recipiente en estado líquido para que las partículas que se desean eliminar queden en el fondo. Una vez retirada así la mayor parte de las sales, el resto puede disolverse y filtrarse, eliminando posteriormente el agua por evaporación.

El lodo o acumulaciones de sedimento en el fondo de los tanques de calentamiento puede también deberse a un sobrecalentamiento local.

Es esencial contar con controles de temperatura que impidan el sobrecalentamiento del baño a temperaturas superiores a 1100 °F ( 593 °C ).

Se debe evitar la introducción de agua o compuestos orgánicos al baño. En caso de que se produzca un incendio en estos hornos no debe utilizarse nunca agua, ni ningún extintor que contenga agua. El mejor extintor es arena seca.

Los baños deben renovarse con cierta periodicidad. Si no son de funcionamiento continuo, se recomienda no apagarlos y mantener las sales en estado líquido, reduciendo la temperatura ligeramente con lo cual se redu-

cen los peligros de ataque al tanque así como las tensiones debido a la solidificación. En cualquier caso esto quedará sujeto a consideraciones económicas.

Los sacos de sal extras deberán ser almacenados en un lugar seco y lejos del tanque. Si al añadir sal fresca al baño esta se encuentra un poco húmeda, esta deberá añadirse muy lentamente o cuando el baño este frío.

Horno de aire .

Los hornos de aire pueden ser del tipo con calefacción eléctrica o por combustibles ( esta ha de ser indirecta, ya que los gases de combustión en la atmósfera del horno a altas temperaturas producen "ampollas" en el material ), y son adecuados especialmente para el tratamiento de piezas con paredes delgadas o de formas complicadas, en los cuales sería difícil eliminar los restos de sales si se trataran en hornos de sales fundidas. Es muy importante para conseguir un rápido calentamiento y una buena homogenización de la temperatura, contar con una buena circulación de aire. Los hornos de aire son especialmente ventajosos para tratamientos entre 100 y 200 °C y para temperaturas superiores a los 520 °C a partir de la cual no se aconsejan los de sales. En los hornos de aire las piezas deben estar situadas a suficiente distancia unas de otras y sobre todo separadas de las paredes del horno.

Los hornos de aire son más ampliamente usados que los baños de sales, por la razón de que son de gran flexibilidad en el control de la temperatura. Cuando los programas de producción y la variedad de aleaciones a tratar requieren de frecuentes cambios en la temperatura de los tratamientos

térmicos, es casi indispensable el uso de un horno de aire, ya que en estos casos el tiempo y costo para ajustar la temperatura en un horno de sales lo hace incoesteable. Es mucho más caro ajustar la temperatura de un gran volumen de sales que calentar un volumen igual de aire.

Los hornos de aire requieren de periodos de espera cuando se cambia la temperatura de operación para permitir que las paredes del horno se estabilicen a la nueva temperatura antes de introducir las piezas. De otra manera, las piezas podrían radiar calor a las paredes frías o absorber calor por radiación de las paredes más calientes ocasionando que los instrumentos registren una temperatura que no correspondería a la temperatura real del metal.

La oxidación de las piezas a alta temperatura debido a contaminantes de la atmósfera ( particularmente humedad y compuestos sulfurados ) es un peligro potencial en los hornos de aire. La manifestación más común son las superficies "ampolladas", pero en ocasiones las únicas manifestaciones son discontinuidades internas, las cuales pueden ser detectadas únicamente por una cuidadosa inspección ultrasónica o metalográficamente. Sin embargo, los síntomas de oxidación a alta temperatura son idénticos a los de alto contenido de gas en el lingote original o de otras prácticas de fundición inapropiadas. Las ampollas pueden provenir de defectos del lingote, extrusión o rolado inadecuados, y dado que normalmente es imposible distinguir entre un defecto de superficie y un defecto causado por una atmósfera contaminada, es necesario que la atmósfera de trabajo sea chequeada periódicamente.

La humedad en contacto con el aluminio a alta temperatura, sirve como una superficie naciente de hidrógeno, el cual difunde dentro del metal. Materiales extraños, tales como compuestos sulfurados, descomponen la capa de óxido natural formada en la superficie, eliminando así cualquier barrera entre la humedad y el aluminio o entre el hidrógeno naciente y el aluminio.

No todas las aleaciones y formas son igualmente vulnerables a este tipo de ataque. Las aleaciones de la serie 7000, son las más susceptibles, seguidas por las de la serie 2000. Las formas más susceptibles son las extrusiones; las forjas son probablemente las segundas. Las aleaciones de baja resistencia y placas y planchas de alciad\* son relativamente inmunes a la oxidación a alta temperatura.

A nivel industrial, tanto los hornos de sales, como los hornos de aire son utilizados. Las ventajas e inconvenientes de cada uno de estos hornos, en comparación con el otro, se resumen en la tabla 4.

Control de la temperatura e instrumentos de medición.

Cada zona controlada de un horno, debe tener por lo menos dos termopares. Uno de los termopares debe actuar como un controlador, regulando el calor que entra al horno y el otro, debe actuar independientemente como un interruptor de seguridad, requiriendo de restablecimiento manual, si la temperatura es excedida durante el ciclo de tratamiento. Este tipo de interruptor de seguridad es indispensable para prevenir explosiones, si se trata de baño de sales o de fusión parcial de la carga, si se trata de horno de aire.

---

\* ( Trademark ) - Duraluminio revestido de aluminio puro.

TABLA 4

Comparación entre los hornos de aire y los hornos de sales<sup>a</sup>

	Horno de sales	Horno de aire
Intervalo de funcionamiento.....	300-520 °C	120-580 °C
Calor específico del medio.....	Grande	Bajo
Tiempo requerido para calentar el horno.....	26 horas	3 horas
Tiempo requerido para enfriar desde 380 °C.....	10 horas	1 hora
Respuesta al corte de corriente...	Lenta	Inmediata
Caida de temperatura al introducir la carga.....	Baja	Fuerte
Convección de calor.....	Excelente y rápida	Buena
Repartición de calor.....	Uniforme	Buena (si las piezas están bien situadas)
Sobrecalentamiento preciso para introducir la carga.....	Bajo	20-65 °C
Precisión de la temperatura.....	± 2 °C	± 3-5 °C
Sensibilidad al temple.....	La carga de sales protectora hace que no sea bueno este tipo de hornos para piezas muy delgadas.	Mayor
Estado superficial postratamiento..	Bueno	Mate (con oxidación)
Carga total tomando por unidad la que cabe en horno de sales por m <sup>3</sup> .	1	1/2 a 1/4
Necesidades de corriente eléctrica	4	5
Pérdidas del medio calefactor.....	Periódicas	Ninguna
Peligrosidad.....	Explosiones, quemaduras por salpicaduras.	Ninguna
Instalación.....	Necesidad de locales especiales Poco espacio.	No precisa instalación especial.

<sup>a</sup> Fuente: Rev. Metal. CENIM. Vol. 9 num. 5 (1973).



Los instrumentos deben estar protegidos de condiciones ambientales extremosas, humedad, vibración, polvo y humos corrosivos. La temperatura ambiente puede estar entre 5°C y 49°C sin problemas, pero deben evitarse cambios de temperatura de 5°C o más por hora.

Los termopares empleados en los hornos de tratamiento térmico son generalmente de hierro-constantan, chromel-alumel y a veces de platino-platinorodío, los cuales se colocan en varias posiciones dentro de los hornos. Cada instalación de medición consta del termopar, los cables compensadores y el instrumento de medida.

Para hornos de sales se usan generalmente termopares de hierro-constantan. En casos en que se requiere una gran precisión, se usan termopares enfundados en una cubierta que es a la vez uno de los pares del termoelemento y que cubre al otro par.

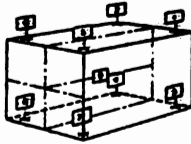
Para hornos de mufla o de circulación forzada de aire sirven los mismos que se han citado antes, pero en general son menores las precauciones a tomar en cuanto a protección del termoelemento.

Puesto que la temperatura es medida en los termopares a través de la diferencia de potencial existente entre la unión fría y la caliente, es importante que la unión fría este perfectamente determinada. Por ello se usan cables de compensación, cuya misión en definitiva es trasladar la posición de la unión fría desde el punto en que se encuentre, que suele ser próximo al horno y por lo tanto difícil de mantener en un valor constante, hasta el aparato de medición.

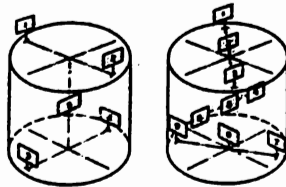
Como instrumentos de medición se utilizan indicadores, reguladores

o registradores.

En la fig. 8 se indica la localización que deben guardar los termopares en hornos de aire o de baños de sales para asegurarse de tener una uniformidad de temperatura en la zona de trabajo.



Horno rectangular



Baño de sales  
cilíndrico

Horno de aire  
cilíndrico

Fig. 8 Localización de termopares en hornos de tratamiento térmico para aleaciones de aluminio ( Metals Handbook, Vol. 2, 8a Ed. ASM )

#### Medios de temple.

En el tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio se pueden emplear distintos medios de temple, su uso dependerá de la velocidad de temple requerida para la obtención de las propiedades deseadas para una determinada pieza.

Las velocidades de temple de los distintos medios templantes usados

más comúnmente se dan a continuación en la tabla 5. En esta tabla el aire se incluye únicamente con fines comparativos.

**TABLA 5**  
**Velocidades de temple en distintos medios templantes<sup>a</sup>**

Medio templante	Velocidad de temple ( °C/seg )
Agua a 20°C	2500
Aceite ligero	689
Aceite medio	153
Aceite pesado	71
Agua a 100°C	23
Aire agitado	7.7
Aire en calma	2.2

<sup>a</sup> Fuente: Rev. Metal. CENIM. Vol. 9 num. 5 (1973)

La velocidad de temple está regida por tres factores fundamentales:

- 1) Características de la aleación. - Se puede decir que la sensibilidad de las aleaciones a la velocidad de temple es muy diferente, por lo que no se recomienda correlacionar resultados de un tipo de aleación con otro tipo diferente.
- 2) Forma y dimensiones de la pieza. - La forma y dimensiones de la pieza no se pueden variar arbitrariamente, por lo que la velocidad de enfriamiento será función de la relación área-volumen, debido a que la transferencia de calor durante el temple estará limitada por la resistencia de la superfi-

cie en contacto con el medio templante. En piezas de forma sencilla, como placas o planchas, se pueden establecer relaciones sencillas entre el espesor y la velocidad de enfriamiento media, del tipo:

$$\log \bar{v} = \log r + K \log t \quad (22)$$

en donde

$t$  = espesor de la pieza

$\bar{v}$  = velocidad de enfriamiento media correspondiente a un espesor  $t$

$r$  = velocidad de enfriamiento para espesor unidad

$K$  = constante

3) Medio templante. - El medio que permite mayores velocidades de temple es el agua, siendo más o menos rápido el enfriamiento según sea la temperatura del agua. Al introducir las piezas en el agua de temple, se forma una película de vapor de agua en torno a la pieza, la cual puede actuar como un factor retardante del temple, por lo que también, se puede reducir la velocidad de temple añadiendo al agua sustancias que retengan la capa de vapor en torno a la pieza. También se consiguen retardos, añadiendo al agua productos que den depósitos sólidos sobre el metal. Es recomendable emplear siempre, velocidades de temple superiores a las mínimas aconsejables para poder obtener las características mecánicas y la resistencia a la corrosión deseadas.

#### 4.3 Efecto del tratamiento térmico en la estructura y propiedades de las aleaciones de aluminio

Las aleaciones de aluminio que contienen Cu y Mg, son susceptibles de mejorar sus propiedades mecánicas mediante los tratamientos térmicos.

en cambio las que no lo contienen no responden a ellos y comunmente, si se les aplica un tratamiento térmico es para eliminar tensiones internas. Así mismo, a las piezas fundidas en matriz a presión no se les aplica tratamiento térmico de solución, porque generalmente tienen una estructura interna porosa con gas ocluido, que podría producir "ampollas" al calentarlas a altas temperaturas, solamente se les puede tratar a bajas temperaturas para relevar esfuerzos.

El tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio está basado en un calentamiento y enfriamiento controlados de las piezas, sin llegar a la fusión y manteniendo el estado sólido, afectando solamente la estructura cristalina del metal, con cambios en el tamaño, la forma y la localización de los microconstituyentes de la estructura.

Los cambios de propiedades que ocurren en el tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio son causados por la solución y precipitación de fases endurecedoras, las cuales están regidas por su solubilidad sólida.

Las solubilidades de algunos elementos de aleación en el aluminio sólido son mucho mayores a temperaturas elevadas que a temperatura ambiente. La curva AB en la fig. 9 ilustra esta relación para cobre en aluminio. Si una aleación de aluminio conteniendo 5.25 % de Cu (línea CD) es calentada a 996°F (535.5°C) (punto E), todo el cobre estará en solución. Si la aleación es entonces enfriada rápidamente, llegará a estar sobresaturada, conteniendo casi 5.25 % más Cu en solución que lo que puede retener bajo condiciones de equilibrio, y se precipitarán partículas de un compuesto intermetálico Al-Cu. Las propiedades finales de la aleación dependerán

del tamaño y distribución de las partículas precipitadas, las cuales estarán en función de la temperatura a la cual ocurrió la precipitación.

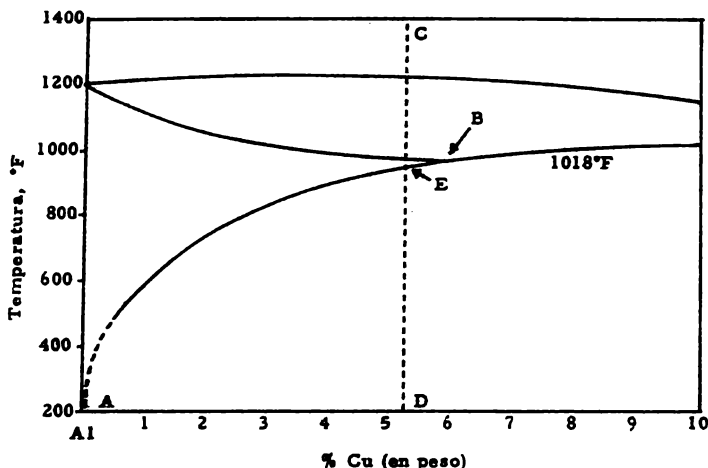


Fig. 9 Parte del diagrama Al-Cu rica en aluminio. La línea AB representa el incremento en solubilidad del cobre en aluminio sólido con el incremento en la temperatura ( Metals Handbook, Vol. 2, 8a. Ed. ASM )

Cuando solidifican las aleaciones de aluminio, los elementos de aleación e incluso las impurezas tienen otros esquemas de red atómica. Si un segundo metal es soluble en el aluminio, unos cuantos átomos del segundo metal sustituyen los átomos de aluminio en algunos lugares de su red atómica, como se muestra en la fig. 10.

La sustitución cambia ligeramente las dimensiones de la red, pero no cambia el esquema geométrico fundamental. A la absorción del segundo elemento por sustitución en la red atómica del aluminio se le llama disolución sólida.

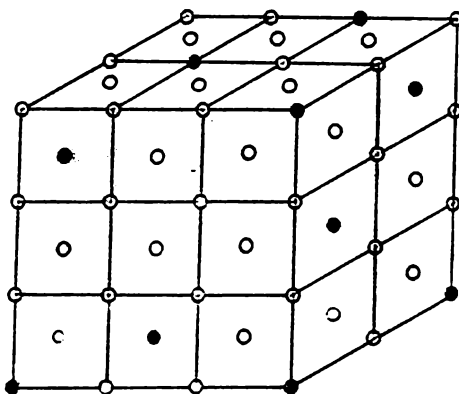


Fig. 10 Los puntos negros representan átomos del metal disuelto según podrían aparecer cuando otro elemento es aleado con aluminio ( Casting Kaiser Aluminum, 1a. Ed. pag. 317 1959 ).

Estos átomos de metal disuelto pueden difundirse por toda la red atómica y precipitarse de la solución, generalmente como un compuesto intermetálico a medida que disminuye la temperatura o viceversa, pueden volver a la solución sólida a medida que la temperatura aumenta. La relación de estos cambios, así como la solubilidad total, varían ampliamente con la temperatura y la realización de los resultados se logran mediante el tratamiento térmico con un control preciso de la temperatura, el tiempo y las relaciones de enfriamiento. Las solubilidades sólidas de los elementos que usualmente se agregan a las aleaciones de aluminio para hacerlas capaces de responder al tratamiento térmico y que son el cobre, el magnesio y una combinación de magnesio y silicio, formando el siliciuro de magnesio, que tiene el efecto de un solo elemento, se muestran en la tabla 6.

TABLA 6

Solubilidad sólida de los elementos endurecedores en las aleaciones de aluminio<sup>a</sup>

Elemento	Cobre	Magnesio	Siliciuro de magnesio
Temperatura eutéctica	548 °C	450 °C	595 °C
% soluble a la temperatura eutéctica	5.65	14.9	1.85
% soluble a :			
538 °C	5.35	----	1.27
510 °C	4.48	----	1.08
482 °C	3.58	----	0.92
427 °C	2.03	13.2	0.64
371 °C	1.08	9.9	0.45
316 °C	0.55	7.1	0.32
260 °C	0.35	4.7	0.27
204 °C	0.24	3.1	0.25
149 °C	0.20	2.1	0.24

<sup>a</sup> Fuente: Casting Kaiser Aluminum, 1a. Ed. pag. 318 (1956)

#### Efectos del tratamiento térmico

La resistencia de una aleación y el tratamiento térmico para mejorar esta propiedad, se explican considerando el mecanismo interno de la deformación, la cual ocurre a lo largo de los planos en la estructura del núcleo unitario, llamados planos de deslizamiento ( fig. 11 ). Estos planos se ubican de tal manera que el número más grande de átomos ocurre en ese plano. Asimismo, la deformación de los granos cristalinos ocurre a lo largo de los planos de deslizamiento ( fig. 12 ) .



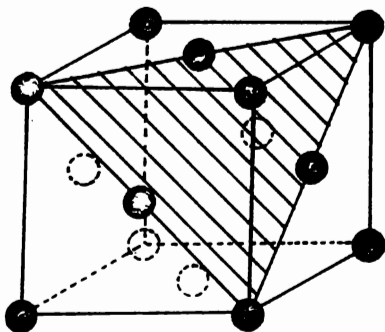


Fig. 11 Planos de deslizamiento en un núcleo de aluminio ( Casting Kaiser Aluminum, 1a. Ed. , pag. 319, 1956 )

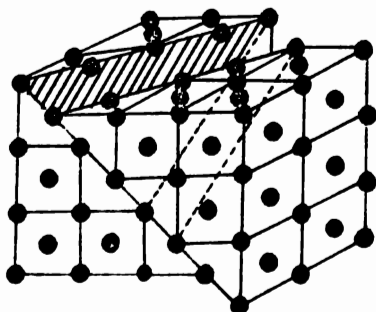


Fig. 12 La deformación de granos de aluminio ocurre a lo largo de planos diagonales ( Casting Kaiser Aluminum, 1a. Ed. , pag. 319, 1956 )

La ductilidad del aluminio depende de su capacidad para deslizarse a lo largo de los planos, y la resistencia depende de la fuerza que se opone a este deslizamiento, de modo que si se desea incrementar la resistencia del aluminio se deberá incrementar la fuerza que se opone al movimiento relativo a lo largo de sus planos de deslizamiento. El incremento de la resistencia se logra mediante el tratamiento térmico haciendo que se depositen partículas de compuestos intercrystalinos relativamente grandes a lo largo de los planos de deslizamiento, las cuales dificultarán el movimiento relativo de las capas de la red atómica. Esto, se logra produciendo primero, por calentamiento, una solución sólida sobresaturada de los elementos de aleación y manteniéndolos en solución sólida mediante un enfriamiento rápido. Después, calentando a bajas temperaturas se provoca la precipitación de los constituyentes de la estructura en forma de partículas con tamaño y distribución controlados, lográndose de este modo un efecto de robustecimiento máximo del aluminio aleado.

#### 4.4 Etapas del tratamiento térmico

Un tratamiento térmico para aleaciones base aluminio consiste usualmente de tres etapas: solución, temple y precipitación o envejecimiento; pero en ocasiones el tratamiento térmico puede consistir de una sola etapa, como en el caso de un recocido o de una precipitación. A continuación se describirá cada una de estas etapas.

##### Tratamiento Térmico de Solución.

Este tratamiento consiste en llevar el material a una temperatura próxima a la de fusión del eutéctico con objeto de lograr una solución sólida

sobresaturada lo más homogénea posible, para que más tarde al ser templada retenga al soluto en solución. Debe tenerse cuidado en no exceder la temperatura de inicio de fusión del eutéctico, por lo que este límite inferior deberá estar siempre por encima de la temperatura a la cual se hace la solución. Si se llega a exceder la temperatura de fusión del eutéctico ocurre una fusión de los bordes de grano y el material se torna frágil y quebradizo y es irrecuperable, por lo que es necesario volverlo a fundir. Esta peligrosa condición normalmente no se puede detectar por inspección visual, ni por pruebas no destructivas. A este fenómeno de fusión del eutéctico se le conoce como "quemado", y a veces es el origen de los agrietamientos que aparecen al templar.

Entre más alta es la temperatura de solución, mayor es la cantidad de soluto que admite el solvente en solución sólida y mayor es la resistencia mecánica y límite de elasticidad que se pueden alcanzar posteriormente en los tratamientos de precipitación o envejecimiento.

En la fig. 13 se puede observar la influencia de la temperatura de solución en las características mecánicas de una aleación de aluminio (Al-2Cu-Mg-Ni) obtenidas después de un tiempo de solución de 2 horas a cada temperatura y una posterior maduración o envejecimiento artificial de 10 horas a 175°C. La zona rayada indica que se ha rebasado la temperatura de fusión del eutéctico y se puede observar que aún habiendo algo de "quemado", las propiedades mecánicas por sí solas no delatan la existencia de dicho defecto.

Por lo anterior, se puede deducir que la temperatura óptima de solu-

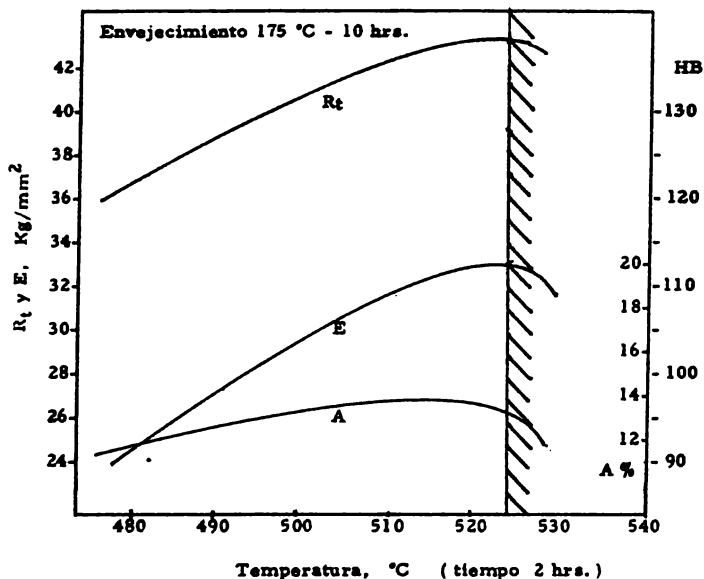


Fig. 13 Influencia de la temperatura de solución en las características mecánicas de una aleación Al-2Cu-Mg-Ni (L-3171). (CEDAL: Tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio, 1968)

ción está muy próxima a la de fusión del eutéctico, por lo que los hornos de tratamiento térmico deben ser capaces de proporcionar gran uniformidad de temperatura y disponer de controles tales que permitan mantener la temperatura con  $\pm 5$  °C, y en ocasiones incluso con  $\pm 3$  °C de precisión.

El tiempo de permanencia a temperatura de solución o tiempo de solución, no depende de la temperatura de solución, e independientemente de esta, las mejores características mecánicas se alcanzan al cabo de un mismo tiempo, después del cual no tiene caso prolongar el tratamiento, ya que en ningún

caso se puede llegar a una mejoría mayor de las características mecánicas. La fig. 14 muestra la influencia del tiempo de solución en las características mecánicas para diferentes temperaturas de solución.

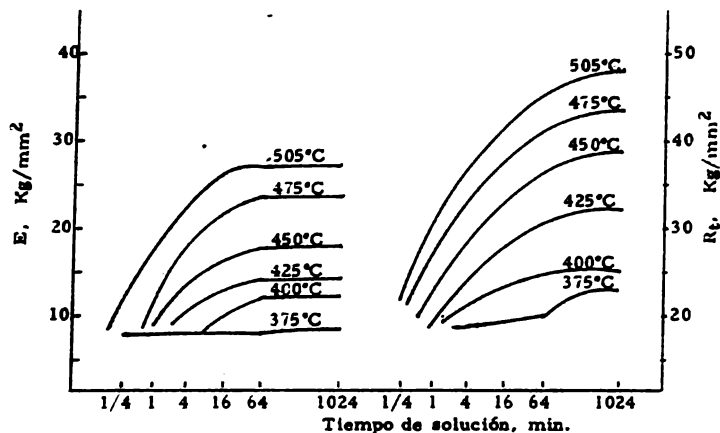


Fig. 14 Influencia del tiempo de solución en las características mecánicas (Rev. Metal. CENIM. Vol. 9, num. 5, 1973)

Para las aleaciones de moldeo los tiempos de solución son mayores que para los productos forjados o trabajados, ya que los microconstituyentes son bastante más bastos y necesitan por tanto mayor periodo de solución.

En los hornos de circulación forzada, el tiempo de solución se empieza a contar cuando todos los termopares del horno señalan la total recuperación de la temperatura. Si los termopares van conectados a las piezas, se pueden usar tiempos más cortos, incluso del mismo orden de los recomendados para los baños de sales.

Se pueden someter conjuntamente a tratamiento de solución diferentes

aleaciones de aluminio, siempre y cuando, la temperatura del tratamiento utilizada sea satisfactoria para todas ellas. En el caso de que se traten al mismo tiempo productos de diferentes espesores, el tiempo de solución se controlará de acuerdo con el tiempo requerido para la sección más gruesa. Si se puede separar la carga del horno en productos, aquellos que requieran tiempos más cortos pueden extraerse cuando lo permita el diseño y la forma de funcionar del horno, y siempre que la temperatura del resto de la carga no quede afectada significativamente.

En los hornos de aire, debe tenerse cuidado especial en el arreglo de la carga. Debe conocerse el flujo de aire y la distribución normal de la temperatura en el horno, para arreglar las piezas de forma que: (a) ofrezcan una resistencia mínima al flujo de aire; (b) produzcan la menor perturbación posible en la distribución natural de la temperatura, y (c) se de un reemplazo constante del aire que envuelve a cada pieza. Generalmente, se acostumbra espaciar las piezas con un mínimo de 2 pulgadas entre sí, pero piezas grandes y de forma compleja pueden requerir un espacio mayor. Muchos operadores han encontrado que las prácticas de carga "moderada" son a lo largo, más económicas que las cargas "grandes", porque las velocidades de calentamiento son mayores y los rechazos y fallas de servicio encontradas son menores.

El tiempo del tratamiento de solución es función del tipo de producto, de la aleación y del proceso de fabricación utilizado, es decir, de las condiciones en que se encuentra el material antes del tratamiento.

La heterogeneidad estructural de las piezas moldeadas, hace que se

requieran tiempos largos de permanencia. Como la homogenización es mejor cuando el tamaño de grano es menor, las piezas coladas en coquilla requieren de tiempos de tratamiento de solución menores que las coladas en arena. Las piezas forjadas requieren también de tiempos de tratamiento de solución inferiores a las coladas, siendo menor el tiempo entre menor sea la sección de las piezas.

La velocidad de calentamiento debe ser la mayor posible, para evitar crecimientos excesivos de grano por calentamientos lentos.

En el tratamiento de solución, mayor tiempo no es equivalente a menor temperatura, como ocurre en otros tratamientos. Los tiempos de tratamiento de solución no se pueden dar con la misma precisión que las temperaturas. Son función de la composición (hay constituyentes que tardan más en disolverse que otros), de la deformación plástica previa que haya sufrido el material, y de las dimensiones (los productos de espesor pequeño requieren de tiempos de tratamiento de solución más cortos que las chapas gruesas).

#### Tratamiento Térmico de Temple.

Para evitar el tipo de precipitación perjudicial para las propiedades mecánicas o resistencia a la corrosión, la solución sólida formada durante el tratamiento de solución debe ser enfriada rápidamente para producir una solución supersaturada a temperatura ambiente, que es la condición óptima para la posterior precipitación y endurecimiento, esto es, conservar tanto como sea posible la solución sólida formada a la temperatura de solución. Esto se logra normalmente por inmersión de las piezas en agua fría. Este tratamiento es, en muchos aspectos, el paso más crítico en la secuencia de

operaciones del tratamiento térmico.

El enfriamiento rápido es conveniente para algunas características, pero se debe tener en cuenta que para determinadas secciones o formas un enfriamiento muy brusco puede introducir demasiadas tensiones e incluso romper el material.

Es importante evitar que ocurra alguna precipitación apreciable durante el enfriamiento, para esto, es necesario que el tiempo de transferencia de el horno al medio de temple, sea lo suficientemente corto para eliminar un posible preenfriamiento lento en el rango de temperatura ( 750 a 500 °F ) donde ocurre una precipitación muy rápida, y que el volumen del medio de temple sea capaz de absorber el calor y pasar un flujo tal que evite en las piezas la precipitación durante el enfriamiento a través del rango de 750 a 500 °F ( 400 a 260 °C ) .

El tiempo de transferencia de la pieza del horno al medio de temple es conocido también como tiempo de retardo, debido a que aún cuando dicho tiempo sea muy corto da lugar a un cierto retraso en la inmersión en el medio templante y esto, es de especial importancia sobre todo cuando se trata de piezas de sección delgada.

En la práctica, el temple se controla normalmente trabajando con máximo tiempo de retardo y la máxima temperatura de agua. En aleaciones de alta resistencia, el tiempo de retardo máximo debe ser tal que asegure la completa inmersión de la carga antes de que el metal enfríe por debajo de los 775 °F. La máxima temperatura de agua debe ser tal que proporcione la velocidad de enfriamiento deseada a través del rango más crítico (750



a 500 °F) .

En la fig. 15, la velocidad de temple está relacionada a propiedades mecánicas. Estos datos indican que al templear aleaciones 7178 y 7075 se necesitan velocidades de temple de alrededor de 600 °F ( 316 °C ) por segundo o mayores en el rango de temperaturas en que ocurre la precipitación rápidamente, para obtener las máximas resistencia a la tensión y del límite elástico después de la subsiguiente precipitación.

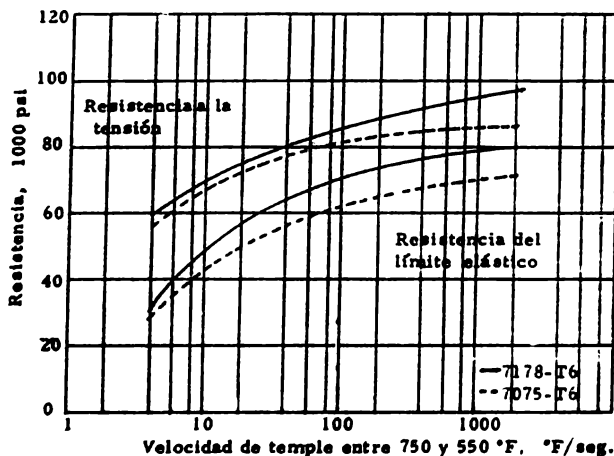


Fig. 15 Efecto de la velocidad de temple en el rango de temperatura crítica sobre la resistencia a la tracción y del límite elástico de las aleaciones 7178-T6 y 7075-T6 ( Metals Handbook, Vol. 2, 8a. Ed. ASM )

El tamaño de las piezas o la sección obliga a tener en cuenta ciertas consideraciones, por ejemplo, si se trata de secciones muy gruesas, no se puede pretender que se obtengan las propiedades en toda la sección, aunque de cualquier forma, la disminución del valor de la resistencia mecánica no

debe ser demasiado significativa.

En la fig. 16 se representa la influencia del espesor de la pieza en la velocidad de temple, cuando se da el tratamiento en distintos medios de temple.

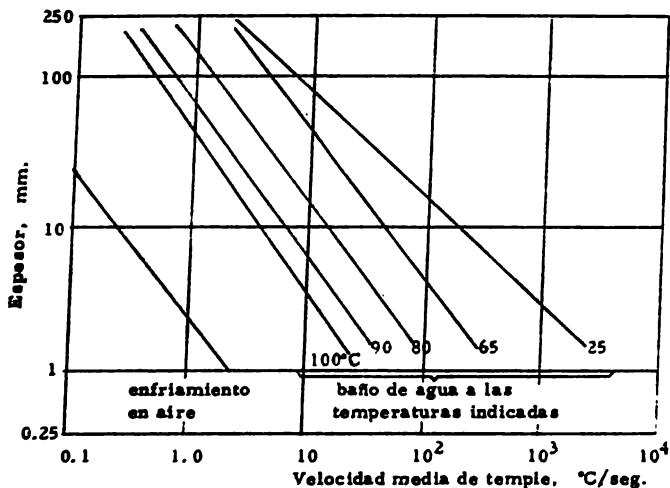


Fig. 16 Efecto del espesor y del medio templante en las velocidades medias de temple para placas y chapas de aluminio templadas desde la temperatura de solución ( Rev. Metal. CENIM. Vol. 9, num. 5, 1973 )

El tiempo de retardo varía dependiendo de la temperatura y la velocidad del aire ambiental, y de la masa y la emisividad de las piezas.

Los máximos tiempos de retardo para aleaciones de alta resistencia ( según designación MIL-H-6088C ) son 5, 7, 10 y 15 segundos para rangos de espesor de (a) menores a 0.016 in., (b) 0.017 a 0.031 in., (c) 0.032 a 0.090 in., (d) mayores a 0.090 in. respectivamente.

A continuación se muestran algunos tiempos de retardo recomendados por Bresson y Renouard<sup>(\*)</sup> para distintos espesores:

Espesor (mm)	0.5	0.6-0.8	0.9-1.0	1.1-4.0	4.1-14.0	más de 14.0
Tiempo máx. (seg)	5	7	10	15	30	45

El tiempo de retardo comunmente se considera que comienza cuando la puerta del horno se comienza a abrir o la primera esquina de una carga emerge de un baño de sales, y termina cuando la última esquina de la carga es sumergida en el agua del tanque de temple. El tiempo de retardo puede ser excedido si las mediciones de temperatura de la carga demuestran que todas las partes estaban por encima de los 775°F ( 413°C ) cuando fueron templadas.

Las cargas de muchas piezas requieren ser movidas dentro del baño de temple para permitir que el efecto sea el mismo en todas las zonas. Además hay que mantener una proporción de líquido suficiente en relación a la masa de las piezas a tratar, evitando que suba la temperatura del baño excesivamente. Si interesa que las piezas tengan una buena apariencia superficial al final del temple es necesario controlar cuidadosamente la calidad del agua de temple, ya que la utilización de aguas duras o contaminadas pueden dejar depósitos de materias residuales sobre la superficie o incluso manchas. Cuando las piezas han sido llevadas a solución en hornos de sales, las aguas de los tanques de temple deberán renovarse frecuentemente para controlar la concentración de sales disueltas arrastradas por las piezas. Es aconsejable lavar las piezas a chorro de agua o en agua caliente después del temple. Para

---

<sup>(\*)</sup> CEDAL: Tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio (1968).

comprobar la ausencia de trazas de nitratos sobre las piezas, se recomienda el siguiente ensayo: colocar en la superficie de la pieza dos o tres gotas de una solución transparente de difenilamina en ácido sulfúrico concentrado. La presencia de nitratos quedará delatada por una coloración azul, lo que significa que el material templado tuvo un lavado incorrecto.

Las piezas en la condición de temple son más dúctiles y esta condición es aprovechada en ocasiones para aplicarle al material un trabajado en frío, cantidades controladas de rolado o alargamiento (extrusión) para producir un material de más altas propiedades mecánicas cuando le sea aplicado un tratamiento de envejecimiento posterior; en ocasiones, se corrigen también ligeras deformaciones producidas en el tratamiento térmico de solución de piezas con formas complejas, realizando todo esto antes de que tenga lugar una cantidad apreciable de precipitación endurecedora, teniendo en ocasiones que utilizarse refrigeradores para evitar esto.

#### Tratamiento Térmico de Envejecimiento.

Cuando una aleación acaba de ser templada, se inicia la precipitación del compuesto Al-Cu, Al-Mg o Al-Si. El procedimiento es lento a la temperatura ambiente y el desarrollo completo de las propiedades del tratamiento térmico exige muchos días, a este proceso se le ha aplicado el término de envejecimiento. Cuando este proceso tiene lugar a la temperatura ambiente, se le designa como "envejecimiento natural" aunque también se emplean los términos de maduración o precipitación natural. El símbolo T4 que se emplea después del número de la aleación indica que esta ha sido tratada termicamente en solución, templada y dejada envejecer naturalmente a la tempe-

ratura ambiente hasta que las propiedades mecánicas han llegado a ser sustancialmente estables.

El endurecimiento por precipitación puede acelerarse notablemente elevando la temperatura, esto se designa como envejecimiento artificial. Este tratamiento consiste en la selección de un ciclo tiempo-temperatura adecuado para obtener las propiedades finales deseadas. Para la selección del ciclo tiempo-temperatura se deben tener ciertas consideraciones con el fin de producir el tamaño óptimo de precipitado, con una distribución adecuada ( homogénea ). Desafortunadamente el ciclo para obtener los valores máximos en una propiedad, tal como la resistencia a la tracción, es comunmente diferente del requerido para obtener los valores máximos en otras propiedades, tales como la elongación o resistencia a la corrosión por ejemplo, por lo que, normalmente en un tratamiento se busca un ciclo tiempo-temperatura el cual proporcione la mejor combinación de propiedades.

El envejecimiento artificial no solo se diferencia del envejecimiento natural en el intervalo de temperaturas a que tiene lugar el tratamiento, los cambios estructurales que se producen a alta temperatura son diferentes de los que ocurren a temperatura ambiente. Estas diferencias se acusan en las características mecánicas y algunas propiedades físicas. Para cada temperatura hay un tiempo de envejecimiento que se puede considerar óptimo. Una vez rebasado este tiempo de envejecimiento, las propiedades vuelven a ser inferiores. Como el tiempo es tanto más corto cuanto más alta es la temperatura, hay que buscar un equilibrio entre una duración suficientemente larga, para que no haya problemas de rebasar el tiempo y a la vez suficiente-

mente corto para que resulte económico el tratamiento.

Los tratamientos por precipitación que más comúnmente se emplean están normalizados para aproximarse a una resistencia casi máxima mientras que todavía se tiene un alargamiento suficiente para evitar fragilidad. Dicho temple se designa con el símbolo T6 para la mayoría de las aleaciones. En aquellos casos en que se desea obtener resistencia y dureza adicionales, con algún sacrificio del alargamiento se puede aumentar el tiempo o la temperatura.

Durante el envejecimiento artificial, la precipitación de las partículas está acompañada por una coalescencia moderada que continúa si después de concluir la precipitación se sigue manteniendo la temperatura. Es importante observar que, si el tiempo de tratamiento es demasiado largo o la temperatura es muy alta, la resistencia puede pasar a través de un máximo y decrecer nuevamente. El reestablecimiento de la temperatura requerirá entonces la repetición del tratamiento térmico de solución y temple seguidos por el envejecimiento artificial bajo condiciones apropiadas.

El envejecimiento natural ( T4 ), se emplea algunas veces en preferencia al T6 cuando se desea obtener un alargamiento más elevado. Pero en realidad, las propiedades del T4 son bastante inestables, acrecentándose la resistencia con el tiempo, y acercándose a las propiedades del T6 después de transcurrir de 6 meses a un año. Con las aleaciones de  $Mg_2Si$ , la ventaja del alargamiento más elevado en la condición T4 dura solamente unas cuantas semanas y se emplea muy poco. Sin embargo, para estas mismas aleaciones, un envejecimiento de 24 horas a la temperatura ambiente despu-

pués del tratamiento de solución y temple, y antes de aplicarles el tratamiento térmico de envejecimiento artificial, les confiere algunas mejoras moderadas en el alargamiento, las cuales son estables.

Cuando el envejecimiento artificial se efectúa sin tratamiento térmico de solución, se le designa como T5, el cual se emplea algunas veces cuando el requisito de resistencia es superior a la que se obtiene en la condición de colada, pero no lo bastante elevada para justificar el tratamiento térmico de solución, o cuando es necesario endurecer la aleación a fin de poder mecanizarla, dándole mejor acabado superficial.

El tratamiento de envejecimiento T5 entre los límites de 204 a 227°C también estabiliza contra los cambios dimensionales. Durante la solidificación y enfriamiento de las piezas coladas, se desarrollan esfuerzos internos que resultan en deformación y cambio dimensional al ser liberados parcialmente por el mecanizado de la pieza. Además, si se someten las piezas coladas a temperaturas entre los límites de 204 a 260°C, o a temperaturas más bajas por un tiempo apreciable, hay un crecimiento apreciable de las dimensiones del 0.10 al 0.15 por ciento. Así, si se desea mantener tolerancias dimensionales estrechas en una pieza colada, maquinada, entonces el maquinado final deberá ir precedido por un calentamiento entre los límites de 204 a 227°C, para reducir los esfuerzos residuales y eliminar la tendencia al "crecimiento". El tratamiento T5, con este fin, también se denomina tratamiento de estabilización.

Modificando los tiempos y las temperaturas en el envejecimiento se puede llegar a valores diferentes, según se use como criterio, la resistencia

a la tracción o el límite elástico; cuando las características mecánicas no son tan importantes, y si lo es la resistencia a la corrosión bajo tensión o la estabilidad dimensional, se acude a los tratamientos de sobre-envejecimiento o superenvejecimiento.

Las temperaturas de tratamiento de envejecimiento artificial deben de mantenerse perfectamente reguladas dentro de una variación máxima de  $\pm 5^{\circ}\text{C}$ .

Cuando la carga es de múltiples piezas se debe de cuidar la disposición de las mismas, y deben de situarse varios termopares para obtener un control más efectivo de la temperatura del tratamiento. Así, se evitarán heterogeneidades en los lotes. El periodo de mantenimiento debe contarse a partir del momento en que todos los termopares alcanzan la temperatura, pero si tardan mucho tiempo en alcanzaria, puede correrse el riesgo de una sobremaduración o sobre-envejecimiento, como ocurre cuando se utiliza una carga demasiado compacta, o bien se emplean hornos con capacidad calorífica inadecuada, por lo que es norma de buena práctica, no cargar excesivamente el horno, ya que la velocidad de calentamiento puede influir en las características finales de las aleaciones y el efecto es semejante al que corresponde a los tiempos de espera a temperatura ambiente, y puede decirse que no influye para las aleaciones Al-Cu-Mg y Al-Zn-Mg-Cu; que es desfavorable para las Al-Mg-Si y actúa favorablemente en las Al-Zn-Mg. Sin embargo, hay muchas excepciones, sobre todo en los productos extruidos o forjados. Para evitar estos inconvenientes se puede regular el horno a una temperatura superior antes de introducir las piezas, para que se le vuelva a la tempe-



ratura deseada al introducir las piezas.

Siempre existe la posibilidad de realizar un tratamiento incorrecto, por ejemplo, si la duración del tratamiento fué excesiva o la temperatura demasiado elevada, se tendrá una caída en los valores de las características mecánicas. En tales casos, es nesario dar un tratamiento térmico nuevo de bonificado para recobrar las piezas. Por el contrario, cuando las piezas hayan tenido un envejecimiento incompleto, se pueden salvar por envejecimientos posteriores, ya que en general, los tratamientos de envejecimiento pueden considerarse como aditivos. Naturalmente, este segundo tratamiento aditivo deberá ser fijado mediante algunos ensayos previos.

**Superenvejecimiento.**

El temple de piezas coladas procedentes del tratamiento térmico de solución, usualmente desarrolla esfuerzos residuales, que deben reducirse si las piezas van a ser mecanizadas. La temperatura de precipitación puede elevarse a 204-260 °C, como máximo, pero puesto que la pieza fundida, ha sido sometida previamente al tratamiento térmico de solución, se emplea el símbolo T7, para distinguirlo del T5 para la condición colada. Normalmente, la precipitación T7 aumenta la resistencia y la dureza, y disminuye el alargamiento, en comparación con el T6. En algunos casos, el alargamiento bajo es objetable, y a fin de obtener algún reestablecimiento del alargamiento, junto con la estabilización, se acrecentan las condiciones de calentamiento de la precipitación, para causar una coalescencia moderada y reablandar así parcialmente la aleación. A este procedimiento, se le denomina "superenvejecimiento" o "sobreenvejecimiento", y se designa comunmente con el sím-

bolo T71.

En algunos casos, cuando se espera que la pieza colada resista temperaturas elevadas al estar en servicio, el recocido puede llevarse a una temperatura mayor para asegurar completa estabilidad.

#### Tratamiento Térmico de Recocido.

La elevación de la resistencia mecánica que se alcanza mediante la deformación en frío o por procesos de endurecimiento, puede eliminarse mediante un recocido a unos 300 a 500 °C. Este tratamiento ablandador, se hace necesario, cuando un material que ha sido deformado hasta el máximo de su capacidad, debe ser sometido a mayor deformación. Todos los semi-productos que van a ser sometidos a deformaciones muy grandes, deben estar en estado muy blando por razones de economía. Esto, también es válido para aleaciones endurecibles, que posteriormente a la deformación pueden ser sometidas a un tratamiento de bonificación.

El ablandamiento progresivo, que tiene lugar en el recocido, va acompañado por una recristalización del material, la cual se puede explicar como sigue: la deformación en frío da lugar a una distorsión de la estructura y a una destrucción de los cristales, que no se altera a temperatura ambiente, sin embargo, a más altas temperaturas, se forman nuevos cristales en torno a los restos de los cristales antiguos, que actúan como puntos de nucleación. Estos nuevos cristales, crecen a expensas de la estructura distorsionada, hasta que se encuentran con otros cristales también en crecimiento. Si como consecuencia de la deformación, solo se forman pocos núcleos, el tamaño de los granos que se forman de nuevo será grande, lo cual no es deseable. Cuan-

to mayor es el grado de deformación del material, más fino es el grano final que se obtiene por recocido. La temperatura del tratamiento influye también en el valor final del tamaño de grano.

En función de las necesidades, de mayor o menor dureza del material, puede darse un tratamiento, en el que solo se reduzcan las tensiones internas y no se llegue a producir ningún grano nuevo. En tal caso el recocido recibe el nombre de recocido de restauración.

Si además de la restauración, hay aparición de granos nuevos, que crecen por el tratamiento, pero sin llegar a recrystalizar todo el material, se habla de tratamiento de recrystalización parcial.

El ablandamiento del aluminio deformado en frío, se consigue por un mantenimiento entre 300 y 500 °C. Para evitar que el grano crezca excesivamente en este tratamiento, debe procurarse que el grado de deformación sufrida previamente por el material sea superior al 50 %. En ningún caso, debe ser inferior al 20 %. Al llevarse a cabo el recocido de recrystalización, se debe estar el menor tiempo posible entre el intervalo de 200 a 300 °C, ya que en dicho intervalo, el proceso de cristalización es crítico, y es mayor la tendencia a formarse pocos granos. Para evitar los tamaños de grano grandes, hay que prescindir de temperaturas elevadas de recocido, tiempos largos y enfriamientos lentos.

La elección de la temperatura y la duración del tratamiento, dependerá en cada caso, del grado de deformación previa que haya sufrido el material. En el recocido de restauración, es posible subir la temperatura un poco más cuando la deformación es muy pequeña, ya que no se llega a re-

cristalizar el material, pudiéndose enfriar siempre en aire por ser muy baja la temperatura del recocido.

Es indispensable calentar rápidamente la carga que se trate de recocer, ya que una velocidad de calentamiento baja, puede favorecer un tamaño de grano grande. Los hornos deben de tener una buena circulación de aire y no deben cargarse excesivamente. La carga del horno debe realizarse en caliente y a una temperatura netamente superior a la del recocido, por ejemplo, a 50 ó 70 °C por encima, bajando posteriormente el regulador del horno a la temperatura correspondiente al tipo de aleación que se esté tratando.

En muchas aleaciones bonificables, la temperatura de recocido puede implicar un proceso de solución parcial de determinados elementos de la aleación, que tras un enfriamiento rápido puede mantenerse; la aleación en tal estado de sobresaturación puede endurecerse por envejecimiento natural. En estos casos, el enfriamiento debe ser hecho en aire en calma, procurando que la deformación siga a dicho enfriamiento lo antes posible. Si la deformación no se va a dar rápidamente, conviene enfriar en el horno lentamente. En general, la velocidad de enfriamiento de los hornos normales es de 35 °C/hr, este enfriamiento debe continuarse hasta que la temperatura sea lo suficientemente baja ( 250 °C ), para que pueda enfriarse el material al aire sin que haya problemas posteriores debido al enfriamiento.

En el caso de aleaciones de moldeo, el recocido no modifica sustancialmente las características mecánicas correspondientes al estado bruto de colada, dándose el tratamiento para eliminar tensiones residuales producidas durante la solidificación, y para estabilizar las dimensiones y la es-

estructura, lo cual es importante en el caso de piezas destinadas a prestar servicio a altas temperaturas. El enfriamiento de las piezas moldeadas después del recocido, debe ser lento, para evitar que se produzcan de nuevo tensiones internas o cambios dimensionales, contrarios a la finalidad del recocido.

Otro tipo de recocido, es el recocido de coalescencia, el cual tiene por objeto, precipitar totalmente todos los constituyentes activos, dando lugar a una estructura completamente estable. La velocidad de enfriamiento debe ser, en todos los casos, muy baja, ya que al ser la temperatura muy alta, si se da un enfriamiento rápido al material, parte de los constituyentes quedarían en solución sobresaturada y habría un endurecimiento posterior de la aleación por envejecimiento natural.

A continuación, en las tablas 7 y 8 se muestran las condiciones de recocido para las aleaciones de aluminio de moldeo y forja, respectivamente.

TABLA 7

Temperaturas de recocido para aleaciones de aluminio de moldeo<sup>a</sup>.

Aleación	T (°C)	Aleación	T (°C)
Al-10CuMg L-2110...	300-320	Al-7CuSi L-2130...	300-320
Al-4CuMgTi L-2140...	300-360	Al-4Cu2NiMg L-2150...	320-350
Al-10Mg L-2310...	320-380	Al-6Mg L-2331...	320-380
Al-3MgSi L-2341...	320-380	Al-12Si L-2520...	360-400
Al-12Si1Cu L-2530...	350-390	Al-12Si2Ni L-2550...	350-390

TABLA 7 (continuación)

Aleación		T ( °C )	Aleación		T ( °C )
Al-12SiNi	L-2551....	350-390	Al-10SiMg	L-2560....	340-380
Al-10SiMgFe	L-2561....	340-380	Al-5SiMg	L-2570....	330-370
Al-5SiCuMg	L-2571....	330-370	Al-5Si3Cu	L-2610....	330-370
Al-6Si4Cu	L-2620....	340-380	Al-7SiMg	L-2651....	340-380

<sup>a</sup> Fuente: Rev. Metal. CENIM. Vol. 9, núm. 5, 1973.

TABLA 8

Condiciones de recocido de las aleaciones de aluminio para forja<sup>a</sup>.

Aleación	Recocido de coalescencia			Recocido de cristalización total en material acre			Recocido de restauración en material acre		
	T (°C)	t (hr)	Enfr.	Acrit. mfn. %	T (°C)	t (hr)	Enfriam.	T (°C)	t (hr)
L-3051...	----	---	---	20	320-380	1/2-2	aire	250-280	1-4
L-3120...	420-430	2	A	15	360-400	1-2	lento (B)	270-300	2-8
L-3130...	420-430	2	A	15	360-400	1-2	lento (B)	270-300	2-8
L-3140...	420-430	2	A	15	360-400	1-2	lento (B)	270-300	2-8
L-3160...	420-430	2	A	15	360-400	1-2	lento (B)	270-300	2-8
L-3320...	----	---	---	20	340-380	1/2-2	aire	250-280	1-4
L-3390...	----	---	---	20	340-380	1/2-2	aire	250-280	1-4
L-3710...	360-370	2	C	15	360-400	1-2	lento (B)	270-300	2-8
L-3810...	----	---	---	20	360-400	1/2-2	aire	260-300	1-4

(A) Enfriamiento muy lento, 10 a 25°C/hr, hasta aproximadamente 250°C, seguido de un enfriamiento más rápido, 50°C/hr hasta alrededor de 150°C, en que puede sacarse del horno.

(B) Enfriamiento en el horno hasta unos 250°C, con una velocidad de enfriamiento menor de 35°C/hr, seguido de un enfriamiento al aire por debajo de esta temperatura.

(C) Enfriamiento lento, 20°C/hr hasta unos 250°C, manteniendo esta temperatura durante 4hr, seguido de un enfriamiento a 40°C/hr hasta los 150°C en que ya se puede sacar del horno.

a Fuente: Rev. Metal. CENIM. Vol. 9, núm. 5, 1973.

#### 4.5 Aleaciones de aluminio susceptibles de ser tratadas térmicamente

A continuación se listan en forma de tablas las aleaciones de aluminio susceptibles de ser tratadas térmicamente más comunes, con los tratamientos térmicos aplicables a las mismas, con sus temperaturas y tiempos de solución y precipitación requeridos, incluyendo aleaciones de moldeo, de forja y para trabajado.

TABLA 9

Condiciones de solución y precipitación para aleaciones de aluminio coladas<sup>(\*)</sup>

Aleación y tratamiento	Coladas en arena				Coladas en molde permanente			
	Solución(a)		Precipitación		Solución(a)		Precipitación	
	T(°F) (b)	t(hr) (c)	T(°F) (b)	t(hr) (c)	T(°F) (b)	t(hr) (c)	T(°F) (b)	t(hr) (c)
40E-T5....	....	....	350	9 a 11	....	....	....	....
122-T551..	....	....	....	....	....	....	340	18 a 22
122-T61... 950	12 a 16	310	10 a 14	....	....	....	....	....
122-T65....	....	....	....	....	940	4 a 8	340	7 a 9
A132-T551 .....	....	....	....	....	....	....	340	14 a 18
A132-T65 .	....	....	....	....	960	8	340	14 a 18
F132-T5... ..	....	....	....	....	....	....	400	7 a 9
142-T21... ..	....	....	650	2 a 4	....	....	....	....
142-T571... ..	....	....	340	22 a 26	....	....	340	22 a 26
142-T61... 960	6	450	1 a 3	960	6	400	3 a 5	....
142-T77(a) 960	6	650	1 a 3	....	....	....	....	....
152-T524... ..	....	....	....	....	....	....	525	5 a 7
195-T4.... 960	10 a 12	....	....	....	....	....	....	....
195-T6.... 960	10 a 12	310	3 a 6	....	....	....	....	....
195-T62... 960	10 a 12	310	12 a 24	....	....	....	....	....
B195-T4... ..	....	....	....	....	950	6 a 12	....	....
B195-T6... ..	....	....	....	....	950	6 a 12	310	5 a 7
B195-T7... ..	....	....	....	....	950	6 a 12	500	4 a 6
319-T5.... ..	....	....	400	7 a 9	....	....	....	....
319-T6.... 940	10 a 12	310	2 a 5	....	....	....	....	....
333-T5.... ..	....	....	....	....	....	....	400	7 a 9
333-T6.... ..	....	....	....	....	940	6 a 12	310	2 a 5
333-T7.... ..	....	....	....	....	940	6 a 12	500	4 a 6
355-T51... ..	....	....	440	7 a 9	....	....	440	7 a 9
355-T6.... 980	10 a 12	310	3 a 5	980	6 a 12	310	3 a 5	....
355-T62... ..	....	....	....	....	980	6 a 12	340	14 a 18



TABLA 9 (continuación)

Aleación y tratamiento	Coladas en arena				Coladas en molde permanente			
	Solución(a)		Precipitación		Solución(a)		Precipitación	
	T(°F) (b)	t(hr) (c)	T(°F) (b)	t(hr) (c)	T(°F) (b)	t(hr) (c)	T(°F) (b)	t(hr) (c)
355-T7....	980	10 a 12	440	3 a 5	980	6 a 12	440	7 a 9
355-T71...	980	10 a 12	475	4 a 6	980	6 a 12	475	4 a 6
A355-T51..	....	.....	440	7 a 9	....	.....	...	.....
C355-T61..	....	.....	...	.....	980	8 a 12	310	10 a 12
356-T51...	....	.....	440	7 a 9	....	.....	...	.....
356-T6....	1000	10 a 12	310	3 a 5	1000	6 a 12	310	3 a 5
356-T7....	1000	10 a 12	400	3 a 5	1000	6 a 12	440	7 a 9
356-T71...	1000	12	475	2 a 4	....	.....	...	.....
A356-T61..	....	.....	...	.....	1000	8 a 12	310	6 a 12
750-T5....	....	.....	430	7 a 9	....	.....	430	7 a 9
A750-T5...	....	.....	430	7 a 9	....	.....	430	7 a 9
B750-T5...	....	.....	430	7 a 9	....	.....	430	7 a 9

(a) Excepto para 142-T77 coladas en arena, las cuales son templadas a chorro de aire, el tratamiento de solución incluye temple en agua a 150-212°F; es recomendable un temple en agua en ebullición, porque minimiza las tensiones y distorsiones del temple. (b) La temperatura del metal debe ser mantenida con tan poca variación como sea posible durante el calentamiento. (c) El tiempo requerido está influenciado por las variables de fundición y pueden tener que ser ajustados, de acuerdo a la experiencia, para obtener las propiedades deseadas.

(\*) Fuente: Metals Handbook, Vol. 2 Heat treating, cleaning and finishing, 8a. Ed. ASM.



TABLA 10 (continuación)

productores, producirá únicamente los templeos siguiendo "user". Los templeos siguiendo "Mill" pueden ser obtenidos únicamente por laminación y procesos de forja indicados. (c) El templeo por inmersión en agua a la temperatura mostrada es necesario, excepto en donde se indica otra forma. Donde el símbolo (S) es mostrado, el templeo en spray para secciones delgadas puede ser considerado cuando los datos experimentales lo aconsejen. (d) El símbolo "x" indica un cuarto dígito usado para relevamiento de esfuerzos en extrusiones. Por ejemplo, T4510 designará un material relevado de esfuerzos después de un envejecimiento a temperatura ambiente, que no ha sido enderezado después del relevamiento de esfuerzos y T4511 indicará un material similar enderezado por un trabajado en frío menor. (e) Un tratamiento alternativo de 17 a 19 hr a 310-330°F es permisible y puede ser requerido para obtener propiedades satisfactorias en secciones delgadas. Secciones gruesas pueden ser tratadas junto con material más delgado que requiere del tratamiento alternativo. (f) "W" indica un templeo inestable, con propiedades cambiando continuamente durante su exposición a temperatura ambiente. Esta designación se especifica únicamente cuando el período de envejecimiento está indicado; por ejemplo, 2020-W ( 1/2 hr ). (g) Para barras gruesas laminadas, use el valor más bajo del rango de tratamiento térmico de solución. (h) Placa con espesor de 0.050 in. y menor debe ser tratada a solución a 910-930°F. Otras placas pueden también ser tratadas térmicamente a solución a la temperatura más alta de este rango. (j) Cinco días a temperatura ambiente seguidos por 48 a 50 hr a 230-250°F. A la aleación 7079 se le puede dar un doble tratamiento de 6 a 10 hr a 190-200°F, más otras 23 a 28 hr a 240-260°F, las cuales eliminan los cinco días de retardo y permiten mezclarla con material de 7075 y 7178 para la etapa final.

(S) = spray; vea nota (c) arriba. x = dígito variable; vea nota (d) arriba.

(\*) Fuente: Metals Handbook, ASM, Vol. 2 Heat treating, cleaning and finishing, 8a. Ed.

TABLA 11

Tiempos de calentamiento y de retardo máximo de aleaciones de aluminio para trabajado tratadas termicamente a solución<sup>(a)</sup>.

Espesor, in. (b)	Tiempo de calentamiento, min. (a)				Tiempo de retardo máximo, seg
	Horno de aire(c)		Baño de sales(d)		
	Min	Max(e)	Min	Max(e)	
0.016 o menos.....	20	25	10	15	5
0.020 .....	20	30	10	20	7
0.025, 0.032 .....	25	35	15	25	7
0.040, 0.050, 0.063 .....	30	40	20	30	10
0.071, 0.080, 0.090 .....	35	45	25	35	10
0.100, 0.125 .....	40	55	30	45	15
0.160, 0.180 .....	50	60	35	45	15
0.250 .....	55	65	35	45	15
0.251 a 0.500 .....	65	75	45	55	15
Por cada 1/2 in. o fracción adicional		+30		+20	15
Remaches (todo tipo) .....	60	..	30	..	5(f)

(a) Vea la tabla 10 para temperaturas de tratamiento de solución. (b) Dimensiones mínimas de las secciones más gruesas. (c) Los tiempos de calentamiento comienzan cuando todos los termopares retornan a la temperatura original de operación. (d) Los tiempos de calentamiento comienzan al tiempo de inmersión, excepto cuando una carga pesada causa que la temperatura del baño caiga abajo de la mínima especificada, el tiempo de calentamiento comienza cuando el baño recupera la temperatura mínima de operación. (e) Aplicable a materiales aleados (duraluminio revestido de aluminio puro) únicamente. (f) Vea el texto para algunas recomendaciones de templado.

(a) Fuente: Metals Handbook, ASM, Vol. 2 Heat treating, cleaning and finishing, 8a. Ed.

#### 4.6 Defectos y fallas de los tratamientos térmicos

El tratamiento térmico incorrecto puede dar lugar a defectos que pueden ser visibles a simple vista o visibles solamente mediante un análisis metalográfico. En ocasiones, piezas que parecen haber sido tratadas en las mejores condiciones presentan estos defectos, por lo que es necesario entonces, buscar la causa en los tratamientos de conformación, colada o incluso de fabricación de la aleación.

Un tratamiento térmico también se considera defectuoso cuando las propiedades mecánicas o químicas finales no son las que se pretendía obtener con dicho tratamiento.

Cuando se tienen dudas sobre las causas de alguna falla en el tratamiento térmico, una precaución inmediata conveniente, es comprobar que la aleación tiene la composición que se pensaba y que el tratamiento dado es realmente el que corresponde a esta aleación.

A continuación, en las hojas siguientes se muestra la tabla 12, en la cual se enumeran los defectos y motivos de los mismos más habituales. Indicando también el tratamiento en el que se ha puesto de manifiesto el defecto y la forma de corregirlo o evitar que se pueda volver a producir.

TABLA 12

Defectos que aparecen en piezas tratadas térmicamente y origen de los mismos<sup>(\*)</sup>.

Defecto	Tratamiento (a)	Origen	Observaciones
Ampollas	S y T R	Difusión de gases retenidos en el lingote durante la colada.	Se trata de un material originalmente defectuoso. Analizar gases.
Ampollas	S y T R	Absorción de gases en el horno, como vapor de agua o productos de combustión.	No emplear tiempos y temperaturas innecesariamente elevados; precalentar el material para evitar condensaciones; eliminar de la superficie del material productos contaminantes. En caso necesario introducir en la atmósfera del horno inhibidores como creosota, fluoruro amónico o fluoroborato sódico.
Ampollas	S y T R	Discontinuidades superficiales debidas a una laminación o extrusión defectuosas.	Defecto de conformación.
Quemado	S	Exceso de temperatura de solución. Piezas quemadas.	Llevar control de termopares y equipos de medida del horno. Seleccionar mejor la temperatura de solución.
Quemado	S	Calentamiento del material hasta la temperatura de solución de forma rápida y/o poco uniforme.	En piezas de forma heterogénea no usar calentamientos superiores a 3°C/mín. en las proximidades de la solución.
Oxidación	S	Tiempos y temperaturas elevados.	Reducir al mínimo posible la temperatura de tratamiento.

TABLA 12 (continuación)

Defecto	Tratamiento(a)	Origen	Observaciones
Oxidación	S	Atmósfera del horno inadecuada.	Evitar vapor de agua en el horno. Usar fluoroborato sódico para reducir los efectos de la atmósfera.
Grietas superficiales	S	Sobrecalentamiento excesivo. Quemado.	Controlar la temperatura del horno.
Grietas superficiales	T	Velocidad de temple excesivamente grande. Especialmente para secciones gruesas o irregulares.	Emplear velocidades de temple menores.
Grietas superficiales	T	Tiempo de transición excesivamente corto.	Aumentar tiempo de transición.
Grietas superficiales	S y T	Microgrietas o microporosidades preexistentes en el material que aumentan con los sucesivos tratamientos térmicos. Especialmente en piezas soldadas.	Controlar la existencia de microporosidades o microgrietas antes del tratamiento.
Grietas en estrella	S y T	Sobrecalentamiento que provoca la fusión del eutéctico y la aparición de una red intergranular de líquido. Las fuertes tensiones de contracción debidas al temple producen el agrietamiento intergranular.	Controlar la temperatura del horno.
Grietas en estrella	S y T	Defectos debidos a sobrecalentamientos en los procesos de conformación en caliente; diseño inapropiado de las hileras de conformación o utilización de material de partida no sano.	Revisar el estado del material antes del tratamiento.

TABLA 12 (continuación)

Defecto	Tratamiento(a)	Origen	Observaciones
Grietas internas	S y T	Normalmente es difícil; si son debidas al tratamiento térmico, se presentan a la vez que las grietas superficiales. Por ello, ver grietas superficiales.	Ver grietas superficiales.
Resistencia y límite elástico bajos.	S	Tiempo y temperatura de solución insuficientes.	La pieza se puede volver a tratar usando el tratamiento adecuado.
Resistencia y límite elástico bajos.	S	Temperatura de solidificación excesiva, sobrecalentamiento, quemado.	Revisar temperaturas y control del horno.
Resistencia y límite elástico bajos.	T	Tiempo de transición grande o baja velocidad de temple.	Disminuir el tiempo de transición o aumentar la velocidad de temple.
Resistencia y límite elástico bajos.	E	Tiempos cortos y temperaturas bajas en el envejecimiento. Las piezas son recuperables.	Verificar temperatura del horno; comprobar si hay exceso de carga o distribución deficiente. Dar nuevo tratamiento suplementario de envejecimiento.
Resistencia y límite elástico bajos	E	Tiempos largos y temperaturas altas. Las piezas son recuperables, pero están sobre-envejecidas.	Verificar temperatura del horno. Dar nuevo tratamiento completo de bonificado.
Alargamientos bajos	S	Temperatura de solución excesiva. Sobrecalentado, quemado.	Revisar temperaturas y control del horno
Límite elástico elevado y bajo alargamiento	E	Mala combinación tiempo-temperatura, sin llegar a sobre-envejecimiento.	Verificar control de temperatura del horno recompleta el bonificado.



TABLA 12 (continuación)

Defecto	Tratamiento(s)	Origen	Observaciones
Características mecánicas poco uniformes	S	Tratamiento de solución poco uniforme. Se produce en piezas complicadas.	Repetir tratamiento aumentando tiempo de solución y procurando un temple uniforme de la pieza.
Material excesivamente duro	R	Tiempos de recocido cortos o temperatura baja.	Repetir el tratamiento en condiciones adecuadas.
Material excesivamente duro	R	Tiempos muy prolongados que han podido dar lugar a precipitaciones importantes.	Revisar las condiciones del tratamiento.
Material excesivamente duro	R	Enfriamiento muy brusco desde la temperatura de recocido produciéndose un temple y precipitación parcial.	Disminuir velocidad de enfriamiento entre la temperatura de recocido y 250°C.
Pequeña capacidad de embutición	R	Ha habido precipitación parcial en el recocido. (puede ser también dificultad inherente al propio proceso de embutición y no al tratamiento)	Bajar la temperatura al mínimo valor posible y limitar la duración al tiempo indispensable.
Piezas deformadas	S y T	Son inevitables las pequeñas deformaciones en piezas de difícil diseño. Las grandes deformaciones pueden deberse a heterogeneidad de temperatura o gran velocidad de temple.	Verificar y mejorar la homogeneidad de temperatura del horno; templar en agua más caliente.
Piezas deformadas	S	Piezas mal instaladas en el tratamiento de solución.	Adoptar soportes apropiados o formas mejores de suspensión de las piezas.

TABLA 12 (continuación)

Defecto	Tratamiento(a)	Origen	Observaciones
Manchas de agua	T	Agua de temple cargada con sales o impurezas que dejan residuos al secar.	Renovar con más frecuencia el agua del tanque de temple. Vaciar y limpiar el tanque. Las manchas se eliminan por decapado y lavado posterior.
Corrosión en servicio	T	Tiempo de transición largo o velocidad de temple baja.	Acortar tiempos de transición y usar velocidad mayor de temple.
Corrosión en servicio	S y T	Baño de sales rico en cloruros, que da picaduras; los nitratos aceleran el efecto corrosivo posterior.	Analizar sales; los cloruros no han de rebasar el 0.5 %.
Corrosión en servicio	S y T	Lavado defectuoso después de templar, quedando ocultos nitratos en oquedades y ángulos.	Mejorar el lavado de las piezas.
Corrosión en servicio	E	Condiciones inadecuadas de precipitación, con insuficiencia de temperatura y tiempo.	Corregir las condiciones de envejecimiento.
Grano grueso	S	Acritud insuficiente antes del tratamiento de solución.	Dar más acritud a la pieza.
Grano grueso	R	Velocidad de calentamiento lenta.	Cargar en horno caliente para aumentar la velocidad de calentamiento.
Grano grueso	R	Temperatura alta o gran duración.	Limitar las condiciones de tiempo y temperatura.

(a) S = solución; T = temple; E = envejecimiento; R = recocado.

(\*) Fuente: Rev. Metal. CENIM, Vol. 9, núm. 5, 1973.

## CAPITULO V

### TRABAJO EXPERIMENTAL

En este capítulo se hace una descripción de la metodología empleada para la realización de este estudio. Se expone el criterio seguido para la selección de reactivos y materia prima, los métodos y técnicas empleadas en la fusión y moldeo, en las operaciones de modificación y tratamiento térmico, así como una descripción de las pruebas realizadas a cada una de las probetas obtenidas.

#### 5.1 Selección de reactivos y materia prima

La selección de los reactivos a emplear en este estudio, se hizo principalmente en base a la investigación bibliográfica considerando la literatura existente sobre el tema, tomando en cuenta también semejanzas por familias, periodicidad y relaciones diagonales entre los elementos y en base a las posibilidades de su adquisición. Los elementos seleccionados para realizar las primeras pruebas de modificación fueron los siguientes: litio (Li), sodio (Na), potasio (K), estroncio (Sr), bario (Ba) y antimonio (Sb).

Los elementos seleccionados fueron empleados bajo la siguiente forma:

<u>Reactivo</u>	Temperatura de fusión del elemento o compuesto (°C)
Cloruro de litio (LiCl)	613.0
Sodio metálico (Na)	97.5
Cloruro de sodio (NaCl)	801.0

Fluoruro de sodio (NaF)	840. 0
Cloruro de potasio (KCl)	776. 0
Cloruro de estroncio (SrCl <sub>2</sub> )	873. 0
Cloruro de bario (BaCl <sub>2</sub> )	950. 0
Antimonio metálico (Sb)	630. 5
Cloruro de estroncio + fluoruro de sodio (1:1)	-----

En lo sucesivo al hablar de elemento o elemento modificante se deberá entender al elemento en la forma de reactivo como fué empleado y al mencionar aluminio se deberá entender al aluminio como aleación de aluminio comercial 356.

La selección de materia prima consistió en la selección de 3 lingotes de aluminio secundario (esto es, de segunda fusión) de un mismo lote y atado. A estos 3 lingotes se les efectuó un análisis químico para verificar que su composición química se encontrara dentro de los límites marcados por la especificación ASTM SG70A para lingotes, a la cual corresponde la aleación de aluminio 356 comercial. El análisis químico consistió en la determinación de los principales 4 elementos en la aleación 356: silicio ( Si, por el método del ácido perclórico, gravimétrico ); magnesio ( Mg, por el método del EDTA, volumétrico ); fierro ( Fe, por el método del KMnO<sub>4</sub> volumétrico ); Cobre ( Cu, por el método del tiosulfato de sodio, volumétrico ).

Los resultados fueron los siguientes:

Lingote No.	% Si	% Mg	% Fe	% Cu
1	6. 914	0. 329	0. 354	0. 005

2	6.914	0.329	0.266	0.005
3	6.914	0.282	0.337	0.005
ASTM SG70A	6.5-7.5	0.25-0.40	0.50 máx	0.25 máx

Al encontrarse los 3 lingotes dentro de los límites de la especificación se aseguró la disponibilidad de materia prima dentro de especificación química para este estudio, además de quedar fijado un posible parámetro de variación (la composición química).

El aluminio cargado a los crisoles fué previamente cortado en pedazos de tamaño adecuado y lavado para eliminar cualquier posible residuo de grasa y precalentado en una parrilla eléctrica.

## 5.2 Fusión y moldeo

La fusión del aluminio se realizó en 3 crisoles de grafito con capacidad cada uno para aproximadamente 0.500 Kg de aluminio en un horno eléctrico de laboratorio tipo mufla. No se llevó ningún control de atmósfera en la mufla durante las fusiones, ni se efectuó ningún procedimiento de desgasificado durante las pruebas. La temperatura se controló mediante un termopar de Fe-constantan conectado a una consola de lectura digital. La temperatura de trabajo fijada fué de  $725 \pm 5^\circ\text{C}$ , para todas las operaciones de fusión y modificación hechas, siendo esta temperatura suficiente para que los moldes llenaran perfectamente, además de que a temperaturas más elevadas que la elegida, la absorción de hidrógeno se incrementa notablemente.

Antes de iniciar las pruebas de modificación se realizó una fusión de la materia prima, sin utilizar ningún reactivo, con el fin de obtener un juego de 2 probetas para ensayo de tracción con la estructura de colada ori-

ginal, o sea con solidificación normal y así poder emplearlas como un testigo de comparación con las probetas con estructuras modificadas antes y después del tratamiento térmico, así como para comparación de las propiedades mecánicas de cada una de ellas.

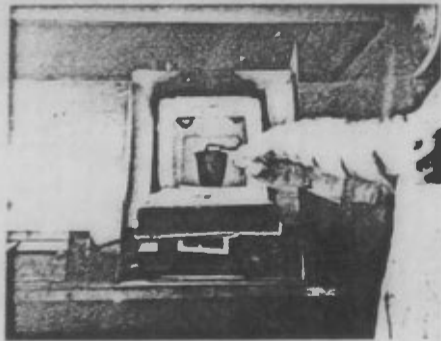


Fig. 17 Horno eléctrico de laboratorio y crisol de grafito utilizados en este estudio.

Las adiciones del elemento modificante al metal fundido fueron hechas mediante una mini-campana de inmersión de acero inoxidable recubierta con pintura refractaria de grafito ( en el caso de adición de sodio metálico ) o depositando directamente el elemento modificante sobre la superficie del metal fundido y dándole una agitación moderada mediante una cucharilla de acero inoxidable debidamente recubierta con pintura refractaria de grafito.

Las concentraciones para cada elemento fueron elegidas principalmente en base a un estudio de la literatura sobre este tema, tomando para cada concentración elegida 5 diferentes tiempos de modificación ( 10 seg, 15 min, 30 min, 45 min y 60 min ). Estos tiempos de modificación fueron tomados a

partir de la adición del elemento modificante al metal fundido hasta el momento en que el metal era vaciado al molde.



Fig.18 Vaciado del metal fundido al molde de arena.

La masa de aluminio empleada en cada fusión fué de  $490 \pm 5$  g. Antes de la adición del elemento modificante se escorificó el metal fundido, agregándose el elemento modificante en la forma descrita anteriormente y retirando la escoria formada y/o elemento sobrante antes de iniciar el vaciado al molde.

Los moldes en los cuales se vació el metal fundido fueron hechos por moldeo en verde con arena sílica, utilizando una placa modelo de dos probetas para ensayo de tracción según especificaciones de la norma DIN. Las características de la arena empleada en este estudio fueron las siguientes:

Tipo de arena: sílica

Punto de fusión (°C): 1710.0

Granulometría: 100 - 110 AFS

% arcilla activa: 8 - 10

Resistencia al corte (en verde): 2 - 4 psi

Resistencia a la compresión (en verde): 12 - 15 psi

Materia volátil: 0 - 1.0 % máx.

Permeabilidad: 40 - 60 unidades Dietert

Dureza del molde: 60 - 80 unidades Dietert

Humedad: 4 - 5 %

La técnica de moldeo empleada fué moldeo a máquina, mediante una máquina de apisonado por vibraciones y presión semiautomática. En las figuras 19 y 20, se muestra una vista anterior y otra posterior de la placa modelo empleada, y en la fig. 21, se presenta un esquema de la vista lateral de un molde de arena.



Fig. 19 Vista anterior de la placa modelo empleada.



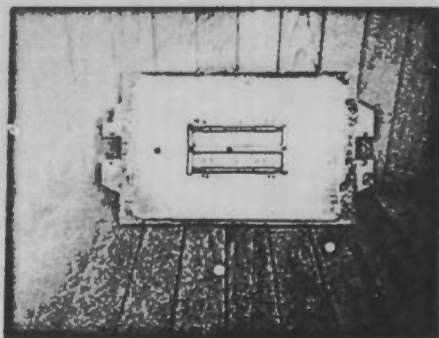


Fig. 20 Vista posterior de la placa modelo empleada.

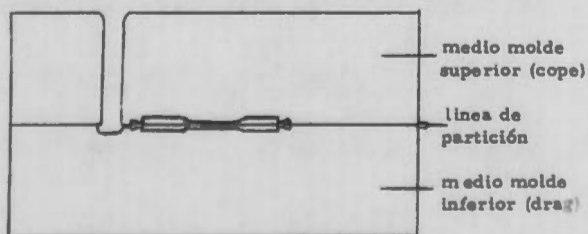


Fig. 21 Esquema transversal de un molde de arena.

El tiempo de desmoldeo en todos los casos fué de 15 minutos.

Las pruebas de modificación se realizaron de elemento en elemento, esto es, las pruebas fueron hechas para un solo elemento modificante en sus tres distintas concentraciones antes de ensayar con otro elemento, limpiando el crisol después de cada fusión y recubriéndolo periódicamente con pintura refractaria de grafito.

De cada carga de aluminio en el crisol con distinta concentración de elemento modificante y tiempo de modificación, se obtuvo un juego de dos probetas para ensayo de tracción, una probeta fué destinada para la determinación de sus características estructurales, físicas y mecánicas en verde ( se le llama en verde a las piezas obtenidas por fundición, con la estructura y propiedades obtenidas en la vaciada o colada, sin llevar ningun tipo de tratamiento térmico o de deformación ) y la otra probeta fué destinada para el tratamiento térmico de la misma, para así poder realizar una evaluación de las propiedades estructurales, físicas y mecánicas de una misma colada, o sea de una misma carga de aluminio en el crisol, por medio de los ensayos de su probeta en verde y de su probeta con tratamiento térmico. Cada juego de dos probetas fué identificado con el número de colada indicado en la tabla 14, mediante números de golpe y fué con este número mediante el cual se les identificó durante el desarrollo de esta tesis.

### 5.3 Tratamiento térmico

El tratamiento térmico aplicado a todas las probetas destinadas para este fin fué el denominado T6, consistiendo en llevar todas las probetas a solución durante un periodo de tiempo de 10 horas (tiempo de solución) a una temperatura de  $545 \pm 6$  °C (temperatura de solución), este tratamiento de solución fué dado en un horno de gas con circulación forzada de aire caliente a contracorriente, una vez transcurrido este ciclo de solución, las probetas fueron templadas en un tanque de agua con una temperatura de  $58 \pm 2$  °C con agitación moderada, el tiempo de transferencia (tiempo de retardo) de las probetas desde el horno hasta su introducción al tanque de agua fué de 28 segundos, permaneciendo en el tanque durante 10 minutos

(tiempo de inmersión). Posteriormente las probetas fueron sometidas a un envejecimiento o precipitación artificial en un horno de gas tipo estufa (con circulación forzada de aire) a una temperatura de 156 °C durante un periodo de tiempo de 3 horas (tiempo de precipitación o envejecimiento) con lo cual se completó el ciclo de tratamiento térmico T6. Las temperaturas y tiempos para este tratamiento térmico fueron tomadas en base a la tabla 9.

El tratamiento térmico fue aplicado a todas las probetas destinadas para este fin en un mismo ciclo, asegurando con esto el poder realizar una comparación efectiva de las características obtenidas en cada probeta por el tratamiento térmico aplicado, al haber estado todas las probetas sometidas a los mismos parámetros de variación durante dicho tratamiento térmico, esto es, todas las probetas destinadas a tratamiento térmico fueron introducidas a la vez al horno para solución, fueron templadas simultáneamente y se les dió el tratamiento de precipitación o envejecimiento artificial a todas en conjunto.

#### 5.4 Ensayo de probetas

Las pruebas realizadas a cada probeta obtenida en este estudio fueron hechas bajo las mismas condiciones de prueba. A continuación se describe cada una de estas pruebas.

##### 5.4.1 Análisis metalográfico

La determinación del tipo de estructura de solidificación y del tipo de estructura obtenido después del tratamiento térmico para cada colada (juego de 2 probetas obtenidas en la misma vaciada, una para uso en verde y otra para el tratamiento térmico T6) se hizo por medio de un análisis

metalográfico. utilizando un microscopio metalúrgico de platina invertida, con poder de resolución de 800 aumentos y con una cámara fotográfica integrada. El pulido a espejo se llevó a cabo con óxido de magnesio ( 2 micrones ) y el reactivo de ataque fué una solución de HF al 0.5%. En el capítulo 6 se incluyen todas las fotomicrografías tomadas para el estudio de modificación realizado y las más representativas para el caso de las probetas con tratamiento térmico.

#### 5.4.2 Prueba de dureza

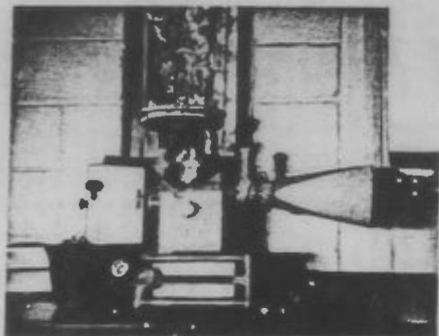
La determinación de dureza ( resistencia a la penetración ) en las probetas, tanto en verde como con tratamiento térmico, fué hecha mediante un durómetro Brinell King, aplicándoseles una carga de 500 Kg durante un tiempo de 30 segundos, empleando un penetrador de balín de 10 mm de diámetro.

#### 5.4.3 Prueba de resistencia a la tracción

La resistencia a la tracción de las probetas en verde fué determinada al igual que la de las probetas con tratamiento térmico, en el Instituto de Investigaciones en Materiales de la UNAM mediante una máquina universal Instron. Los ensayos se realizaron a temperatura ambiente, empleando una velocidad de prueba de 5 mm de deformación por minuto con una carga total de 5000 Kg. Todos los ensayos se realizaron a temperatura ambiente.

#### 5.4.4 Prueba de elongación

El % de elongación de cada probeta fué determinado en base al alargamiento obtenido en la prueba de tracción, tomando una longitud inicial de medición de 2 in ( 50.8 mm ), por lo que los resultados estan expresados



**Fig. 22** Microscopio metalúrgico, crisol de grafito y probetas de tracción con su sistema de vaciado, corredores y ataques. como % de elongación en 2 in ( 50.8 mm ). Las mediciones fueron hechas mediante un calibrador o vernier de carátula.

## CAPITULO VI

### RESULTADOS

En este capítulo se exponen los resultados obtenidos en las pruebas iniciales de modificación de la aleación aluminio-silicio con la que se trabaja, los resultados del desarrollo experimental en cuanto a modificación y tratamiento térmico con los elementos seleccionados mediante las pruebas iniciales de modificación, presentando una serie de fotomicrografías tomadas a 100 aumentos ( 100 X ) de las estructuras modificadas y tratadas térmicamente, así como los resultados de las pruebas realizadas a las probetas obtenidas en este estudio para la determinación de sus propiedades físicas y mecánicas.

#### 6.1 Pruebas iniciales de modificación

Los elementos seleccionados para realizar las pruebas iniciales de modificación fueron los siguientes: litio (como  $\text{LiCl}$ ), sodio (como  $\text{Na}$ ,  $\text{NaCl}$ ,  $\text{NaF}$  y una mezcla 1:1 de  $\text{NaF} + \text{SrCl}_2$ ), potasio (como  $\text{KCl}$ ), estroncio (como  $\text{SrCl}_2$  y una mezcla 1:1 de  $\text{NaF} + \text{SrCl}_2$ ), bario (como  $\text{BaCl}_2$ ) y antimonio (como  $\text{Sb}$ ).

No se obtuvieron resultados positivos de modificación con los siguientes reactivos:  $\text{LiCl}$ ,  $\text{NaCl}$ ,  $\text{NaF}$ ,  $\text{KCl}$  y  $\text{BaCl}_2$ . Todos estos reactivos fueron adicionados depositándolos directamente sobre la superficie del baño metálico con una ligera agitación y a la temperatura de trabajo fijada

(725  $\pm$  5°C). El LiCl y el BaCl<sub>2</sub>, se agregaron en una concentración de 0.1 por ciento en peso de Li y Ba, con respecto a la masa de aluminio; el NaCl y el KCl, se agregaron en porcentajes de 0.01, 0.05 y 0.10 %; y el NaF se agregó en una concentración de 0.25 % en peso de Na con respecto a la masa de aluminio fundida. Se observó mediante un análisis metalográfico, que estos cinco reactivos producían una estructura semejante a la de una solidificación normal, con cristales de silicio eutéctico normal, cristales burdos (toscos) de silicio, en forma laminar (placas) o poliedrales en una matriz de aluminio ( $\alpha$ ). En un estudio sobre los fundamentos de la modificación en el sistema aluminio-silicio<sup>(6)</sup>, se encontró que el litio no presentaba efectos modificantes, al adicionarlo en una concentración de 0.075 % en peso de litio, a varias aleaciones de aluminio comerciales, conteniendo silicio en porcentajes de 7, 11.81 y 17 %, teniendo 0.27 % de fierro y 0.20 % de titanio como principales impurezas, en un rango de temperatura de 710 a 1213°C, mientras que el potasio al ser adicionado en estas mismas aleaciones de aluminio en una concentración de 0.075 % en peso de potasio, no presentaba modificación a una temperatura de adición de 610°C, pero presentaba un 60 % de modificación cuando era agregado a una temperatura de 899°C. Los resultados obtenidos en las pruebas iniciales de modificación concuerdan con los obtenidos por estos investigadores<sup>(6)</sup> y se pueden observar en la tabla 13.

De acuerdo a los resultados en esta tabla, se eliminaron cinco de los nueve reactivos inicialmente seleccionados, y se decidió trabajar únicamente con los cuatro reactivos que mostraron resultados positivos en las pruebas iniciales de modificación (Na metálico, Sb metálico, SrCl<sub>2</sub> y una

TABLA 13

Comportamiento de los elementos adicionados para la modificación del eutéctico en una aleación 356 .

Elemento añadido	Reactivo empleado(a)	% en peso añadido(b)	Forma de adición(d)	Modificación presente	Si poliedral presente	Grupo en la Tabla Periódica
Li	LiCl	0.10	(2)	No	Si	I A
Na	Na metálico	0.10	(1)	Si	No	I A
		0.20	(1)	Si	No	
		0.30	(1)	Si	No	
	NaCl	0.01	(2)	No	Si	
		0.05	(2)	No	Si	
		0.10	(2)	No	Si	
K	NaF	0.25	(2)	No	Si	I A
	KCl	0.01	(2)	No	Si	
		0.05	(2)	No	Si	
Sr	SrCl <sub>2</sub>	0.10	(2)	No	Si	II A
		0.25	(2)	No	Si	
		0.50	(2)	Si	No	
Ba	BaCl <sub>2</sub>	0.75	(2)	No	Si	II A
		0.10	(2)	No	Si	
Sb	Sb metálico	0.30	(2)	Si	No	V b
		0.50	(2)	Si	No	
		0.70	(2)	Si	No	
Na + Sr	NaF + SrCl <sub>2</sub>	0.10 (c)	(2)	Si	No	----
		0.30 (c)	(2)	Si	No	
		0.50 (c)	(2)	Si	No	

(a) La temperatura de adición de los reactivos fué de  $725 \pm 5^\circ\text{C}$ . (b) El porcentaje en peso corresponde al porcentaje en peso del elemento modificante con respecto a la masa de aluminio. (c) El porcentaje en peso corresponde al porcentaje en peso del estroncio con respecto a la masa de aluminio. (d) El (1) indica que fué adicionado mediante mini-campaña de inmersión; el (2) que fué depositado en la superficie del metal fundido.



mezcla 1:1 de NaF + SrCl<sub>2</sub> ). De esta manera, en los casos en que si se apreció modificación por la adición de un elemento determinado, se amplió el rango de concentraciones de adición, así como los tiempos de modificación ( tiempo de permanencia del aluminio en estado líquido desde la adición del elemento modificador hasta su vaciado ), para encontrar la concentración más adecuada para obtener la mejor modificación y probar la efectividad de la modificación con el tiempo de permanencia del aluminio en estado líquido. La tabla 14 muestra los porcentajes en peso empleados para el sodio metálico ( Na ), antimonio metálico ( Sb ), cloruro de estroncio ( SrCl<sub>2</sub> ), y una mezcla 1:1 en peso de fluoruro de sodio y cloruro de estroncio ( NaF + SrCl<sub>2</sub> ), así como los tiempos de modificación para cada concentración.

## 6.2 Estructuras metalográficas

Todos los ensayos realizados para conocer los efectos de modificación de los cuatro elementos elegidos como modificantes mencionados en el apartado anterior, así como los efectos del tratamiento térmico en cada una de las coladas obtenidas, han sido comprobados desde dos aspectos diferentes: el primero ha sido la observación de las estructuras metalográficas y el segundo, la determinación de propiedades físicas y mecánicas tales como, la resistencia a la tracción, el alargamiento y la dureza.

En este apartado, se exponen los resultados metalográficos conseguidos con la adición de cada uno de los modificadores seleccionados, en sus tres diferentes concentraciones, a la aleación 356, presentándolos conforme al orden establecido en la tabla 14.

TABLA 14

Elementos modificantes y tiempos de modificación empleados (\*).

Elemento modifi- Tiem- can- po de mo te dificación	SrCl <sub>2</sub> 0.25 % Sr (a)	SrCl <sub>2</sub> 0.50 % Sr (a)	SrCl <sub>2</sub> 0.75 % Sr (a)	Na met. 0.10 % Na (a)	Na met. 0.20 % Na (a)	Na met. 0.30 % Na (a)	Sb met. 0.30 % Sb (a)	Sb met. 0.50 % Sb (a)	Sb met. 0.70 % Sb (a)	NaF + SrCl <sub>2</sub> 0.10 % Sr (b)	NaF + SrCl <sub>2</sub> 0.30 % Sr (b)	NaF + SrCl <sub>2</sub> 0.50 % Sr (b)
10 seg	2	7	12	17	22	27	32	37	42	47	52	57
15 min	3	8	13	18	23	28	33	38	43	48	53	58
30 min	4	9	14	19	24	29	34	39	44	49	54	59
45 min	5	10	15	20	25	30	35	40	45	50	55	60
60 min	6	11	16	21	26	31	36	41	46	51	56	61

(a) Las concentraciones indicadas son en por ciento en peso del elemento seleccionado como elemento modificante con respecto a la masa de aluminio fundida.

(b) Las concentraciones indicadas para la mezcla 1:1 en peso de NaF + SrCl<sub>2</sub> corresponden al por ciento en peso de estroncio presente con respecto a la masa de aluminio fundida.

(c) El número de cada cuadro identifica a cada una de las coladas, el número 1 correspondió a la colada de solidificación normal ( sin adición de ningún reactivo modificante ).

Los resultados metalográficos conseguidos con el tratamiento térmico se presentan de igual forma, agrupándolos de acuerdo a la identificación establecida en la tabla 14, pero solo se incluyen las fotomicrografías más representativas para cada caso. Todas las fotomicrografías fueron tomadas a 100 aumentos y el reactivo de ataque para la probeta fué una solución de HF a 1 0.5 % .

#### 6.2.1 Estructuras metalográficas en verde

Los resultados obtenidos con el análisis metalográfico de las probetas en verde, esto es, sin tratamiento térmico, para cada elemento modificante en sus tres diferentes concentraciones y sus cinco diferentes tiempos de modificación se muestran en las figuras 24 a 35. La fig. 23 muestra la estructura de la probeta 1 en verde, la cual corresponde a una estructura con solidificación normal, esto es, sin ningún elemento modificante adicionado y es la fotomicrografía que sirve como patrón de comparación para determinar el grado de modificación obtenido en las demás probetas. La identificación de cada fotomicrografía es conforme a la establecida en la tabla 14, asignándole a cada fotomicrografía el mismo número de la probeta a la que corresponde.



Fig. 23 La fotomicrografía corresponde a la probeta No. 1 en verde. Estructura con solidificación normal de una aleación 356 comercial de segunda fusión. Se observan cristales de silicio de forma angular y poliedral en una matriz de aluminio ( $\alpha$ ). Se aprecian también algunos cristales de complejos de hierro de forma acicular (Al-Fe-Si, Al-Mg-Fe-Si), y algunos pequeños cristales de  $Mg_2Si$  en forma de script (garabato). (0,5 % HF, 100 X)

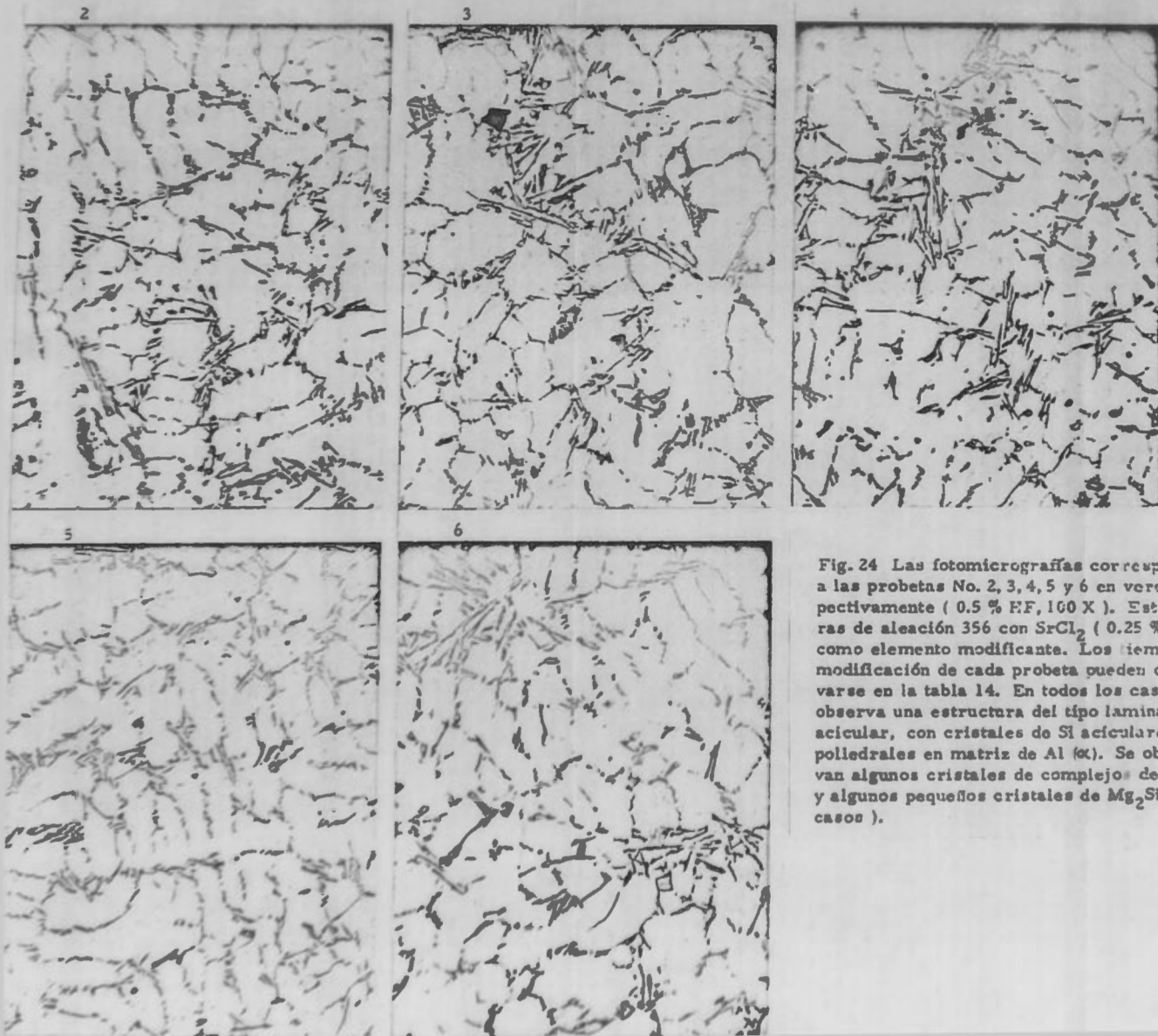


Fig. 24 Las fotomicrografías corresponden a las probetas No. 2, 3, 4, 5 y 6 en verde, respectivamente ( 0.5 % FF, 160 X ). Estructuras de aleación 356 con  $\text{SrCl}_2$  ( 0.25 % Sr ) como elemento modificante. Los tiempos de modificación de cada probeta pueden observarse en la tabla 14. En todos los casos se observa una estructura del tipo laminar-acicular, con cristales de Si aciculares y poliedrales en matriz de Al ( $\alpha$ ). Se observan algunos cristales de complejo de Fe, y algunos pequeños cristales de  $\text{Mg}_2\text{Si}$  ( escasos ).

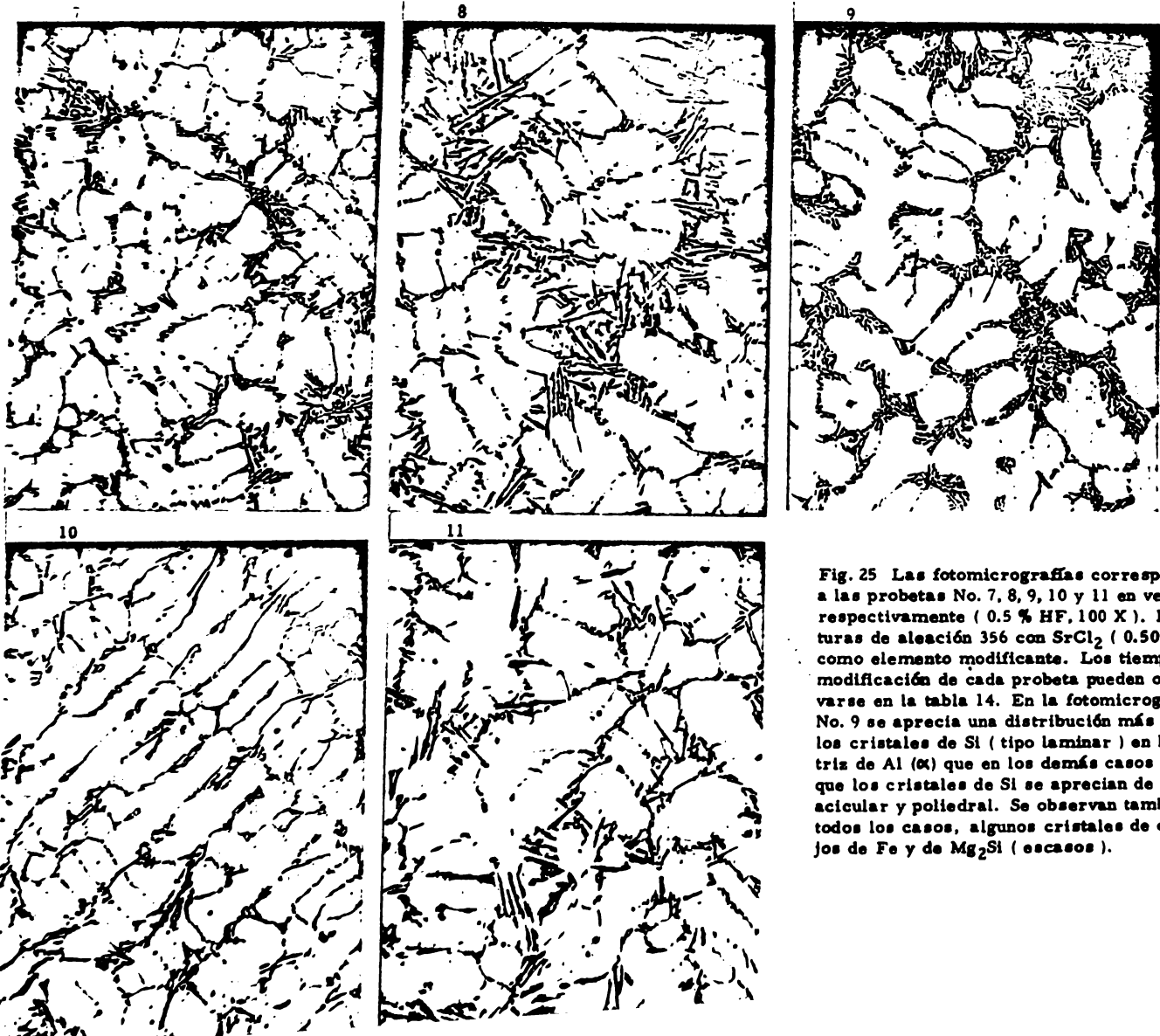


Fig. 25 Las fotomicrografías corresponden a las probetas No. 7, 8, 9, 10 y 11 en verde, respectivamente ( 0.5 % HF, 100 X ). Estructuras de aleación 356 con  $\text{SrCl}_2$  ( 0.50 % Sr ) como elemento modificante. Los tiempos de modificación de cada probeta pueden observarse en la tabla 14. En la fotomicrografía No. 9 se aprecia una distribución más fina de los cristales de Si ( tipo laminar ) en la matriz de Al (  $\alpha$  ) que en los demás casos en los que los cristales de Si se aprecian de forma acicular y poliedral. Se observan también en todos los casos, algunos cristales de complejos de Fe y de  $\text{Mg}_2\text{Si}$  ( escasos ).

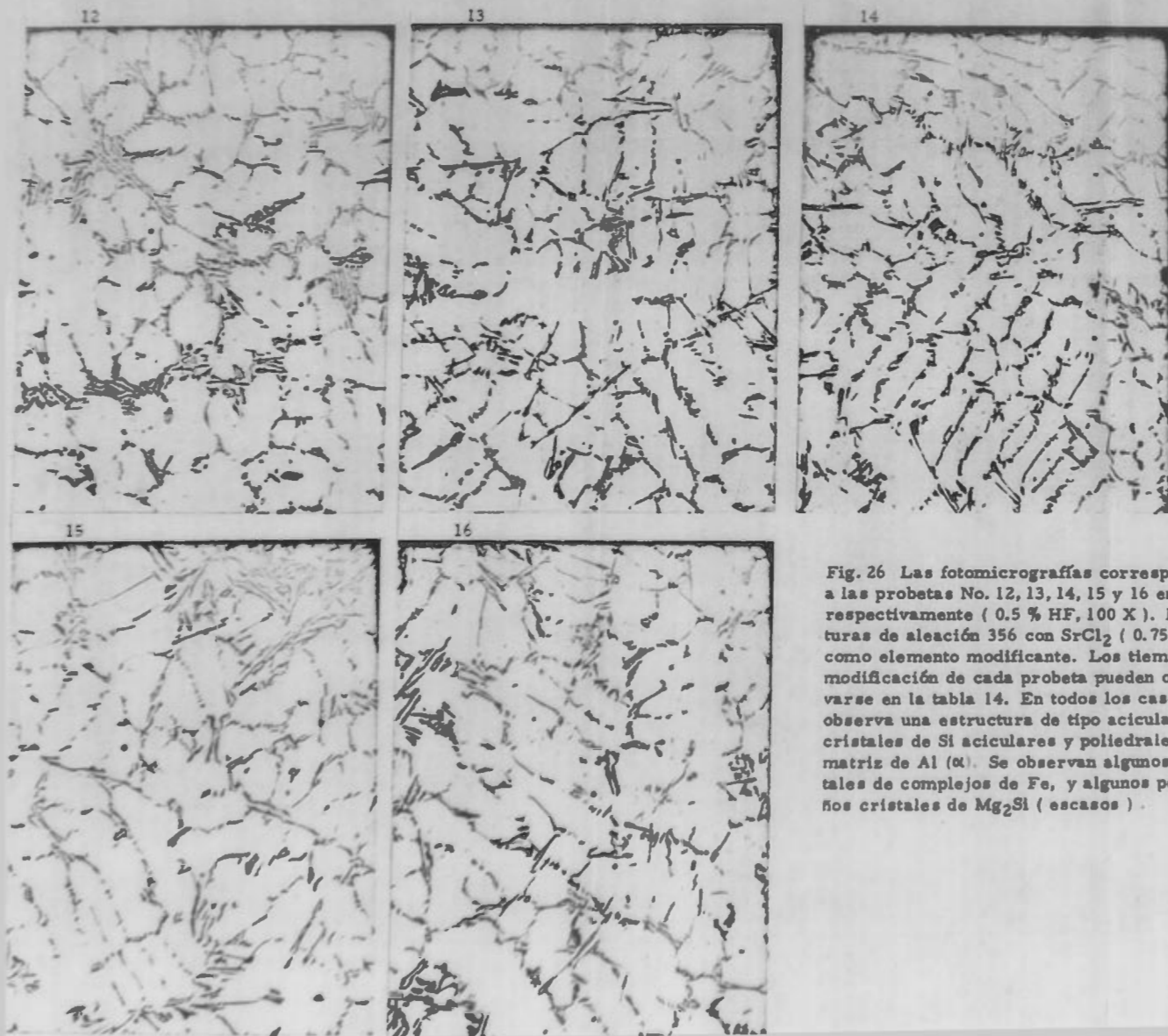


Fig. 26 Las fotomicrografías corresponden a las probetas No. 12, 13, 14, 15 y 16 en verde respectivamente ( 0.5 % HF, 100 X ). Estructuras de aleación 356 con  $\text{SrCl}_2$  ( 0.75 % Sr ) como elemento modificador. Los tiempos de modificación de cada probeta pueden observarse en la tabla 14. En todos los casos se observa una estructura de tipo acicular con cristales de Si aciculares y polidrales en matriz de Al ( $\alpha$ ). Se observan algunos cristales de complejos de Fe, y algunos pequeños cristales de  $\text{Mg}_2\text{Si}$  ( escasos ) .

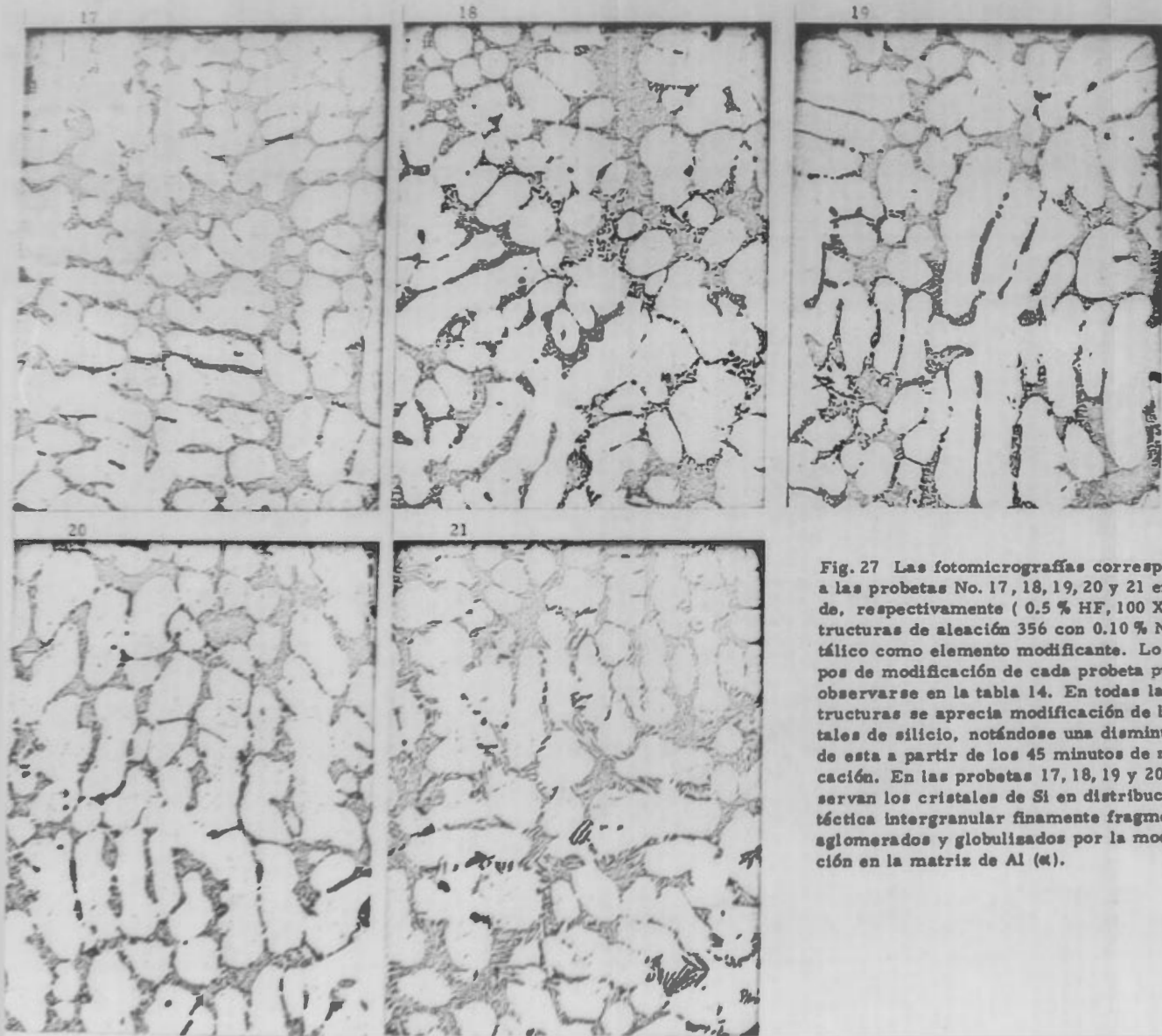


Fig. 27 Las fotomicrografías corresponden a las probetas No. 17, 18, 19, 20 y 21 en verde, respectivamente (0.5 % HF, 100 X). Estructuras de aleación 356 con 0.10 % Na metálico como elemento modificante. Los tiempos de modificación de cada probeta pueden observarse en la tabla 14. En todas las estructuras se aprecia modificación de los cristales de silicio, notándose una disminución de esta a partir de los 45 minutos de modificación. En las probetas 17, 18, 19 y 20 se observan los cristales de Si en distribución eutéctica intergranular finamente fragmentados aglomerados y globulizados por la modificación en la matriz de Al ( $\alpha$ ).



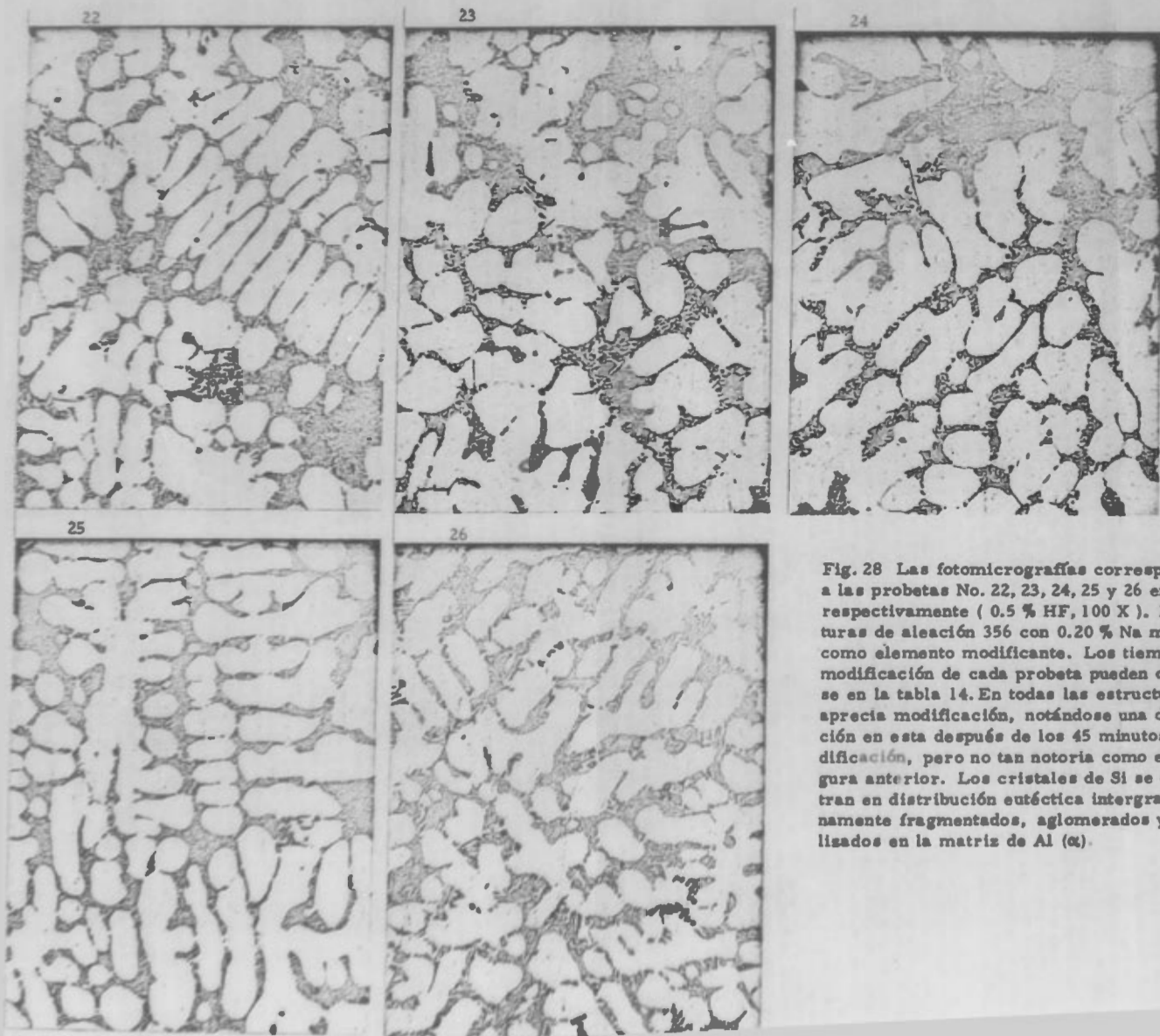


Fig. 28 Las fotomicrografías corresponden a las probetas No. 22, 23, 24, 25 y 26 en verde respectivamente ( 0.5 % HF, 100 X ). Estructuras de aleación 356 con 0.20 % Na metálico como elemento modificante. Los tiempos de modificación de cada probeta pueden observarse en la tabla 14. En todas las estructuras se aprecia modificación, notándose una disminución en esta después de los 45 minutos de modificación, pero no tan notoria como en la figura anterior. Los cristales de Si se encuentran en distribución eutéctica intergranular finamente fragmentados, aglomerados y globulizados en la matriz de Al ( $\alpha$ ).

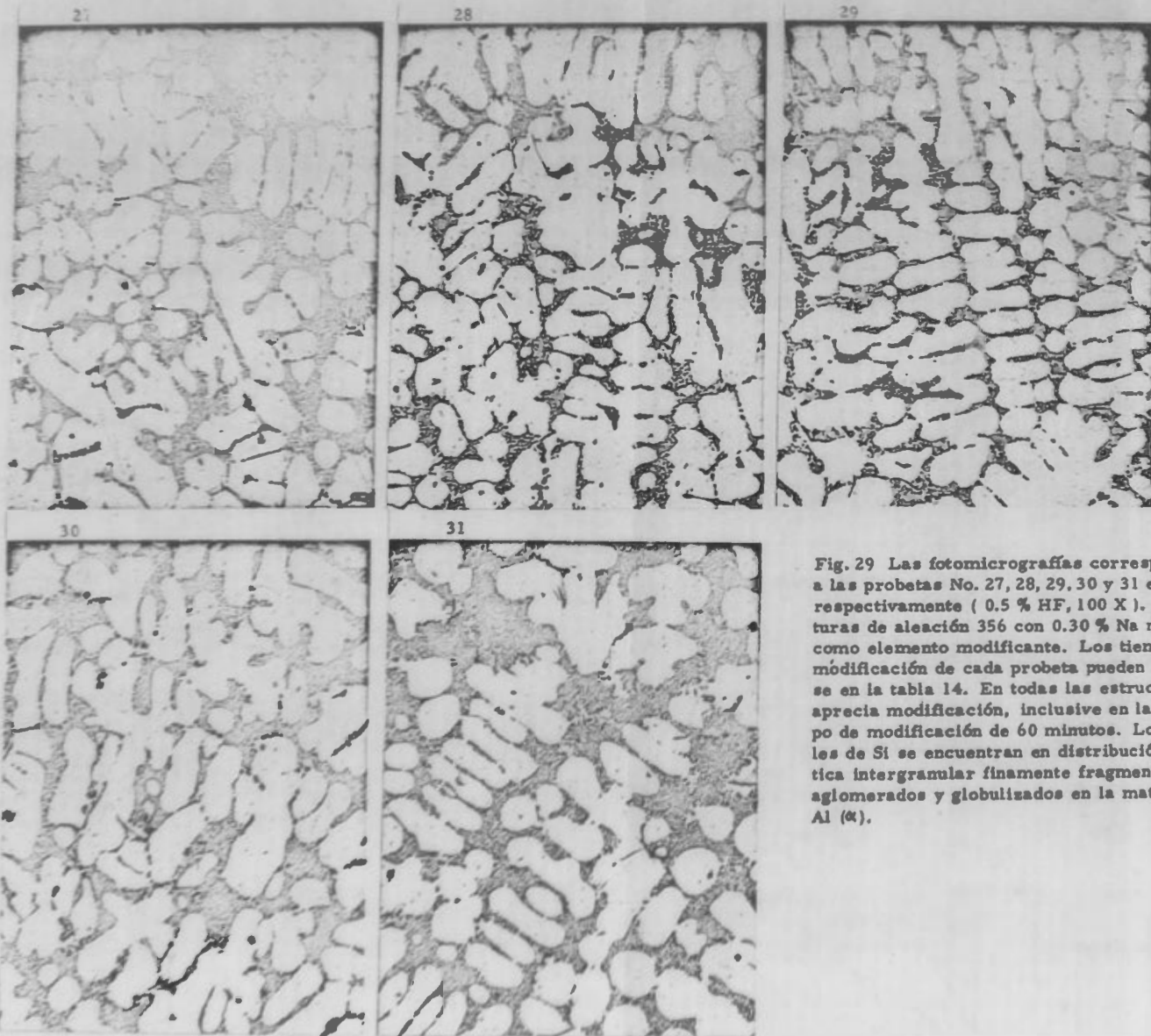


Fig. 29 Las fotomicrografías corresponden a las probetas No. 27, 28, 29, 30 y 31 en verde respectivamente ( 0.5 % HF, 100 X ). Estructuras de aleación 356 con 0.30 % Na metálico como elemento modificante. Los tiempos de modificación de cada probeta pueden observarse en la tabla 14. En todas las estructuras se aprecia modificación, inclusive en la de tiempo de modificación de 60 minutos. Los cristales de Si se encuentran en distribución eutéctica intergranular finamente fragmentados, aglomerados y globulizados en la matriz de Al ( $\alpha$ ).

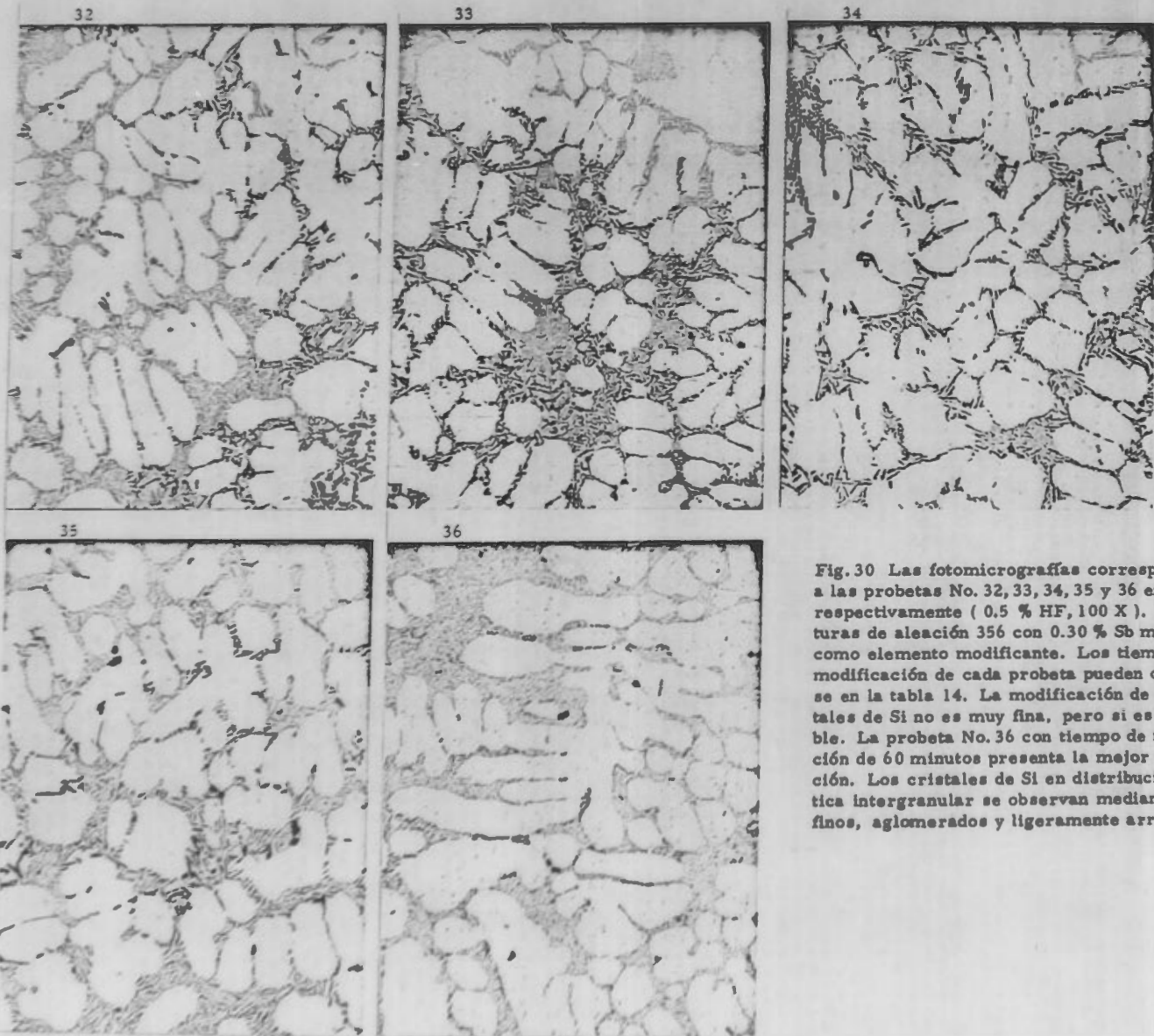


Fig. 30 Las fotomicrografías corresponden a las probetas No. 32, 33, 34, 35 y 36 en verde respectivamente ( 0.5 % HF, 100 X ). Estructuras de aleación 356 con 0.30 % Sb metálico como elemento modificante. Los tiempos de modificación de cada probeta pueden observarse en la tabla 14. La modificación de los cristales de Si no es muy fina, pero si es apreciable. La probeta No. 36 con tiempo de modificación de 60 minutos presenta la mejor modificación. Los cristales de Si en distribución eutéctica intergranular se observan medianamente finos, aglomerados y ligeramente arredondados.

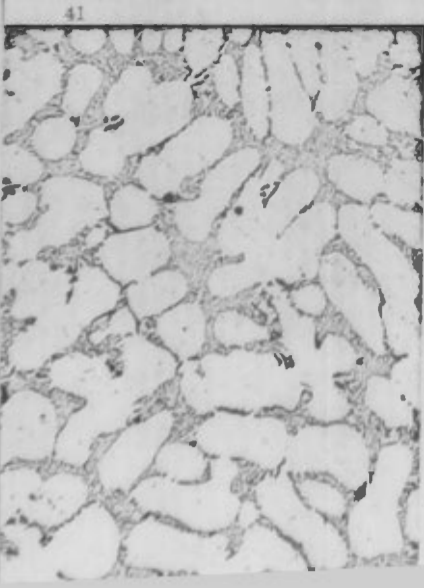
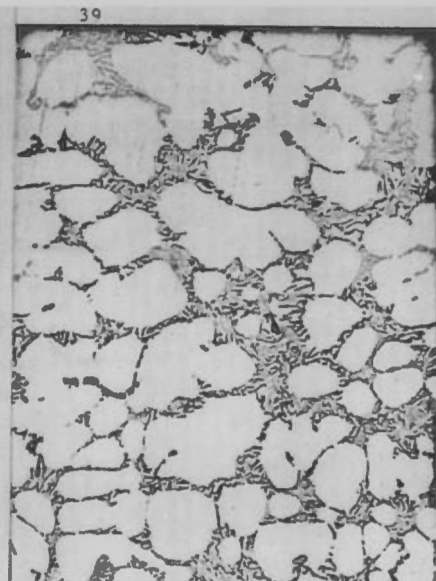
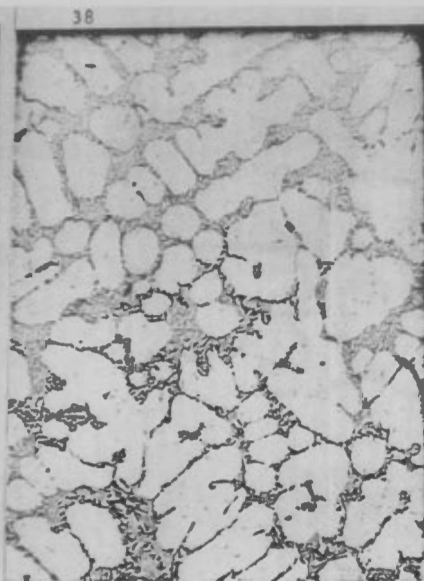
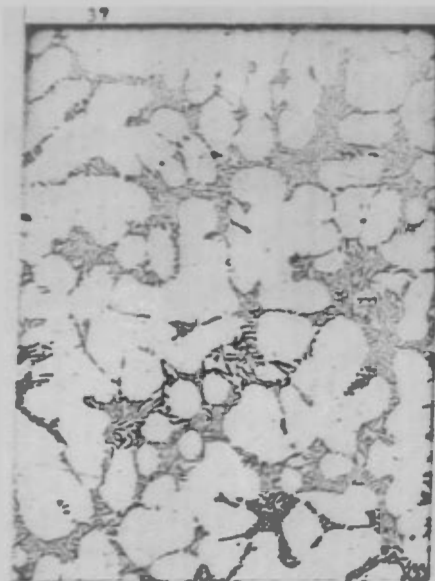


Fig. 31 Las fotomicrografías corresponden a las probetas No. 37, 38, 39, 40 y 41 en verde respectivamente ( 0.5 % HF, 100 X ). Estructuras de aleación 356 con 0.50 % Sb metálico como elemento modificante. Los tiempos de modificación de cada probeta pueden observarse en la tabla 14. La modificación de los cristales de silicio se observa medianamente fina, y ligeramente mejor en la probeta No. 41 cuyo tiempo de modificación es de 60 minutos.

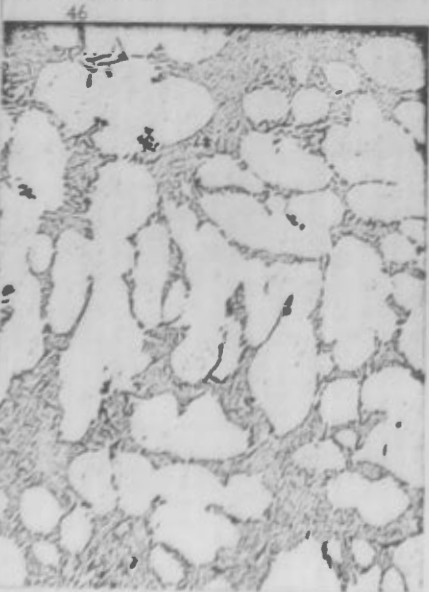
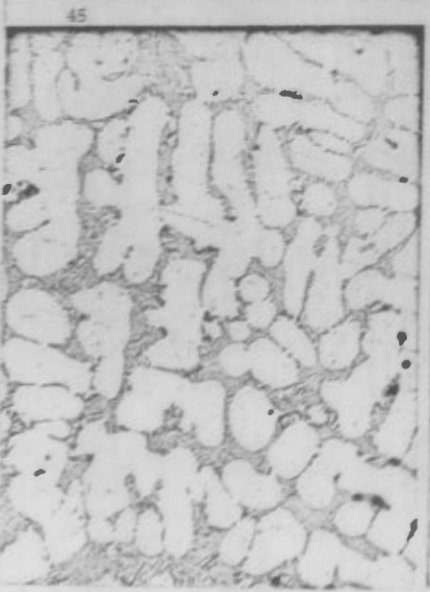
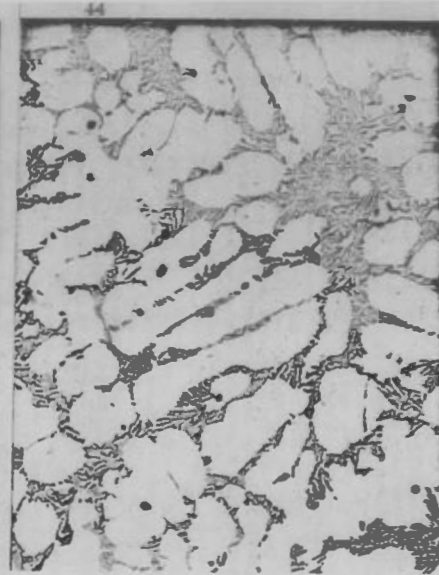
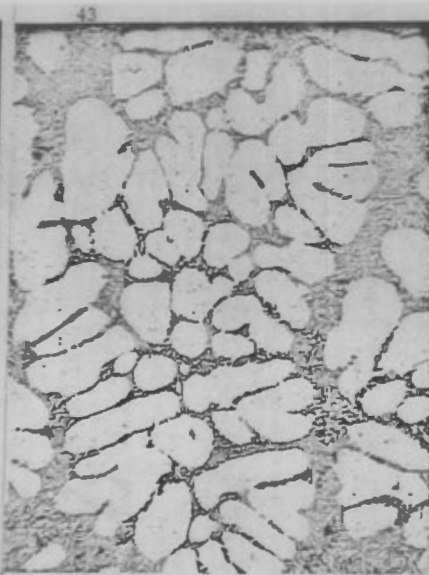
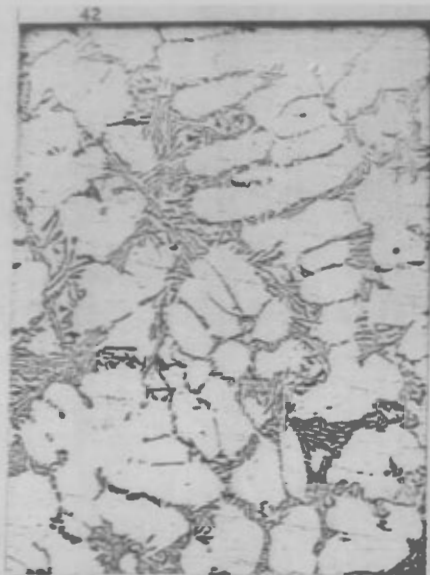
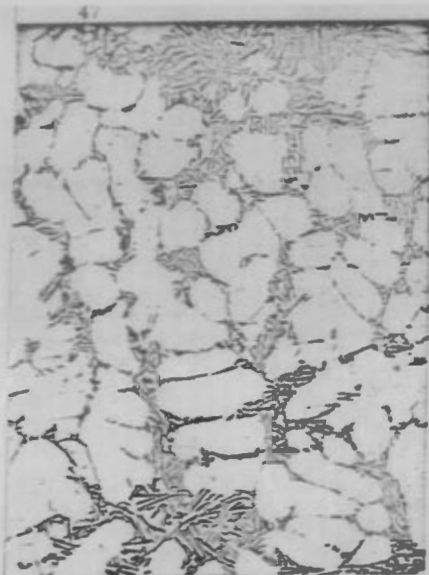
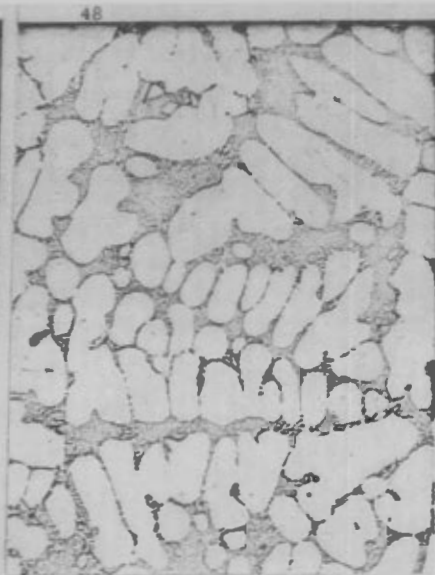


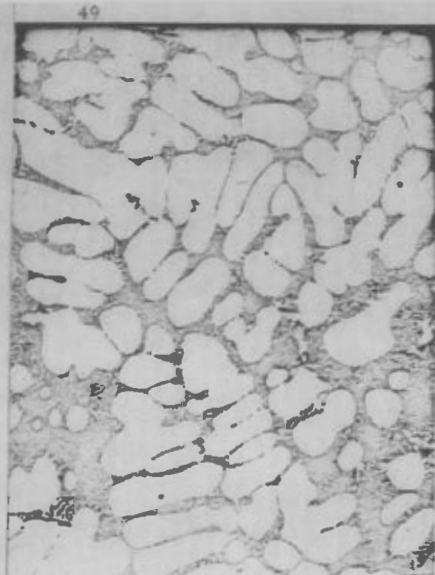
Fig. 32 Las fotomicrografías corresponden a las probetas No. 42, 43, 44, 45 y 46 en verde, respectivamente ( 0.5 % HF, 100 X ). Estructuras de aleación 356 con 0.70 % Sb metálico como elemento modificante. Los tiempos de modificación de cada probeta pueden observarse en la tabla 14. Al igual que en las dos figuras anteriores, la modificación se observa también medianamente fina.



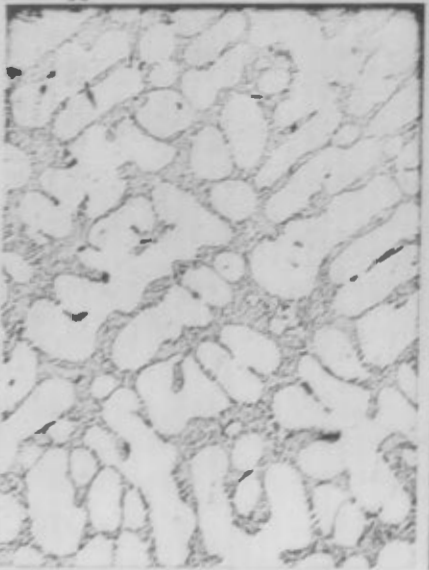
47



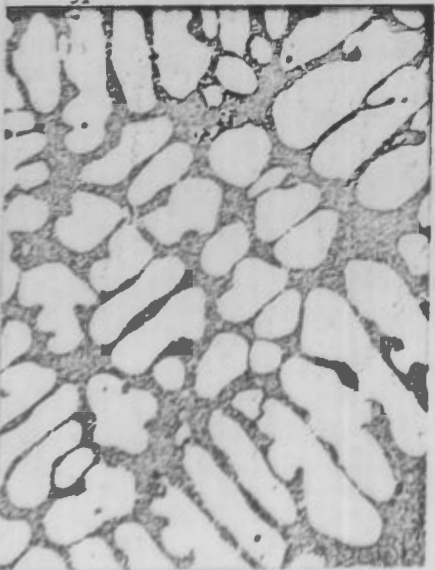
48



49



50



51

Fig. 33 Las fotomicrografías corresponden a las probetas No. 47, 48, 49, 50 y 51 en verde, respectivamente ( 0.5 % HF, 100 X ). Estructuras de aleación 356 con una mezcla 1:1 de sales de NaF+SrCl<sub>2</sub> ( 0.10 % Sr ) como elemento modificante. Los tiempos de modificación de cada probeta pueden observarse en la tabla 14. Con excepción de la fotomicrografía No. 47, todas se observan con una estructura bien modificada, los cristales de Si en distribución eutéctica intergranular se aprecian finamente fragmentados, aglomerados y globulizados, mejor aún que en las probetas modificadas con sodio y más permanentemente también que en estas.

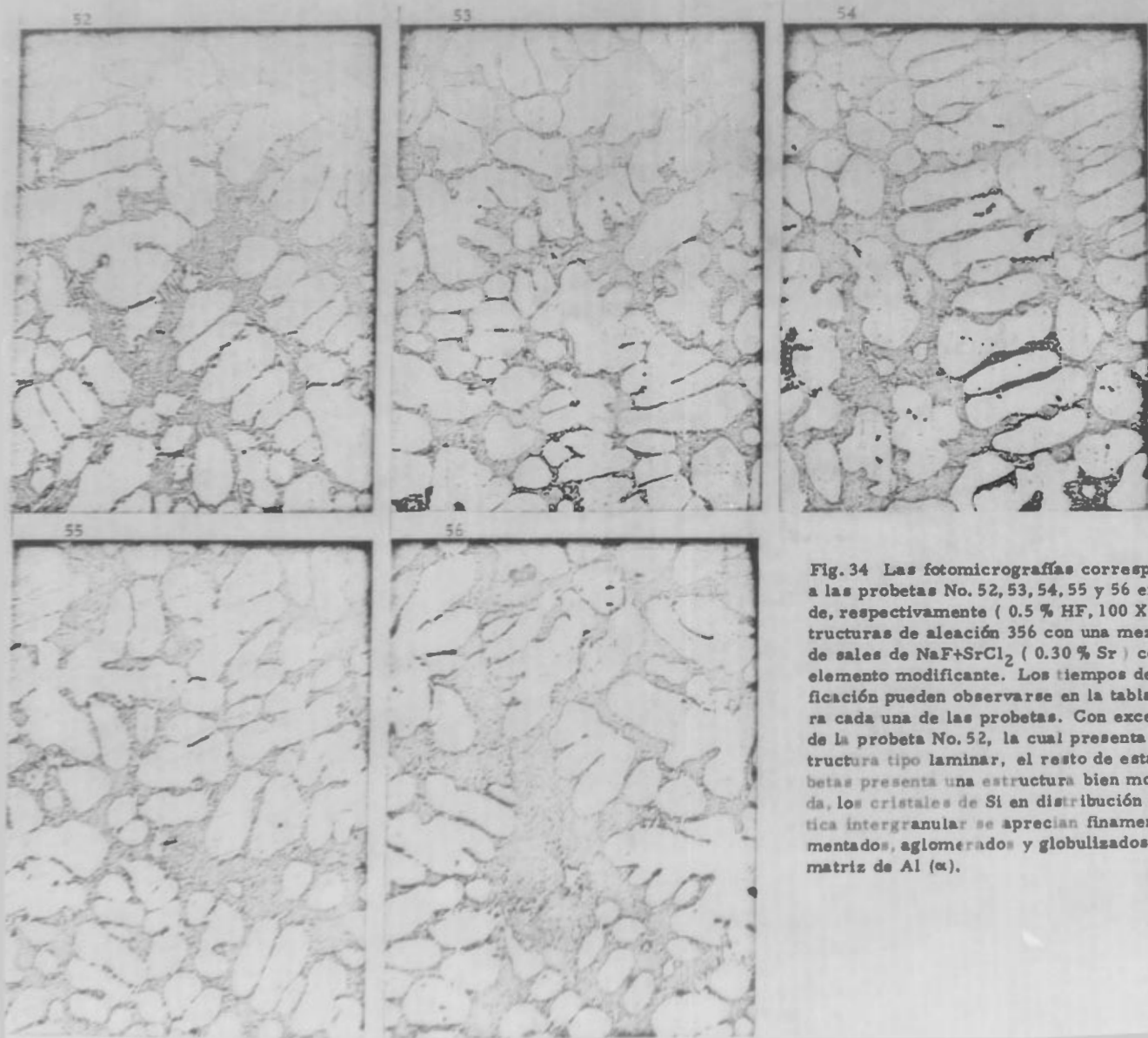


Fig. 34 Las fotomicrografías corresponden a las probetas No. 52, 53, 54, 55 y 56 en verde, respectivamente (0.5 % HF, 100 X). Estructuras de aleación 356 con una mezcla 1:1 de sales de  $\text{NaF}+\text{SrCl}_2$  (0.30 % Sr) como elemento modificante. Los tiempos de modificación pueden observarse en la tabla 14 para cada una de las probetas. Con excepción de la probeta No. 52, la cual presenta una estructura tipo laminar, el resto de estas probetas presenta una estructura bien modificada, los cristales de Si en distribución eutéctica intergranular se aprecian finamente fragmentados, aglomerados y globulizados en la matriz de Al ( $\alpha$ ).

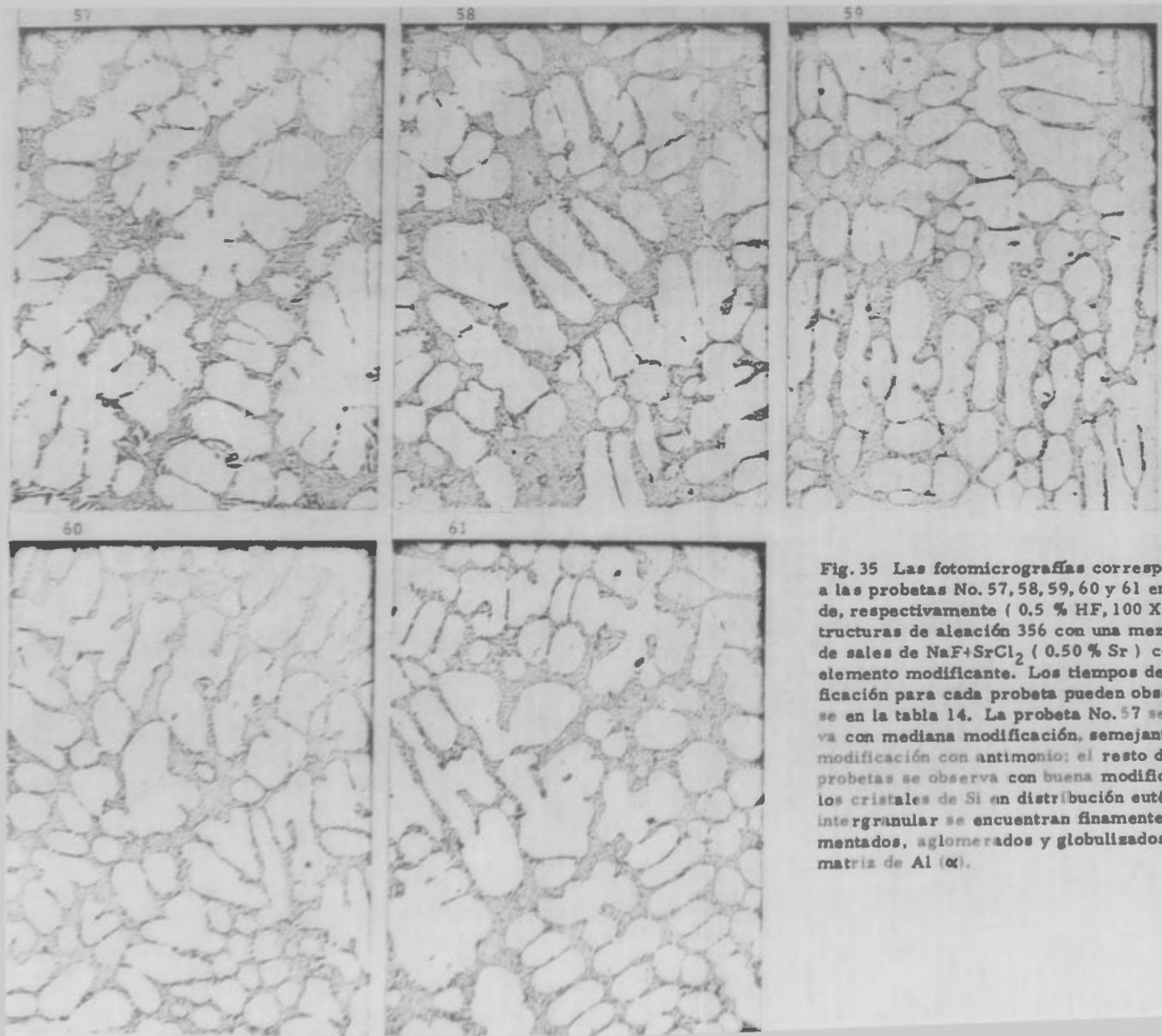


Fig. 35 Las fotomicrografías corresponden a las probetas No. 57, 58, 59, 60 y 61 en verde, respectivamente ( 0.5 % HF, 100 X ). Estructuras de aleación 356 con una mezcla 1:1 de sales de  $\text{NaF}+\text{SrCl}_2$  ( 0.50 % Sr ) como elemento modificante. Los tiempos de modificación para cada probeta pueden observarse en la tabla 14. La probeta No. 57 se observa con mediana modificación, semejante a la modificación con antimonio; el resto de las probetas se observa con buena modificación, los cristales de Si en distribución eutéctica intergranular se encuentran finamente fragmentados, aglomerados y globulizados en la matriz de Al ( $\alpha$ ).



### 6. 2. 2 Estructuras metalográficas con tratamiento térmico

En este apartado se presentan las fotomicrografías más representativas de las probetas tratadas térmicamente con un T-6. La identificación de cada fotomicrografía es conforme a la establecida en la tabla 14. La fig. 36 muestra la estructura de una aleación 356 con solidificación normal y tratada térmicamente con un T-6 (probeta No. 1), la cual se utilizó como patrón de comparación para evaluar las diferencias estructurales obtenidas entre las probetas con diferente grado de modificación previo al tratamiento térmico T-6. Dichas estructuras se muestran en la fig. 37 .

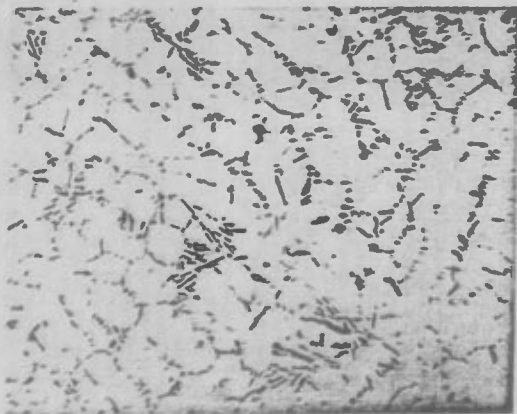
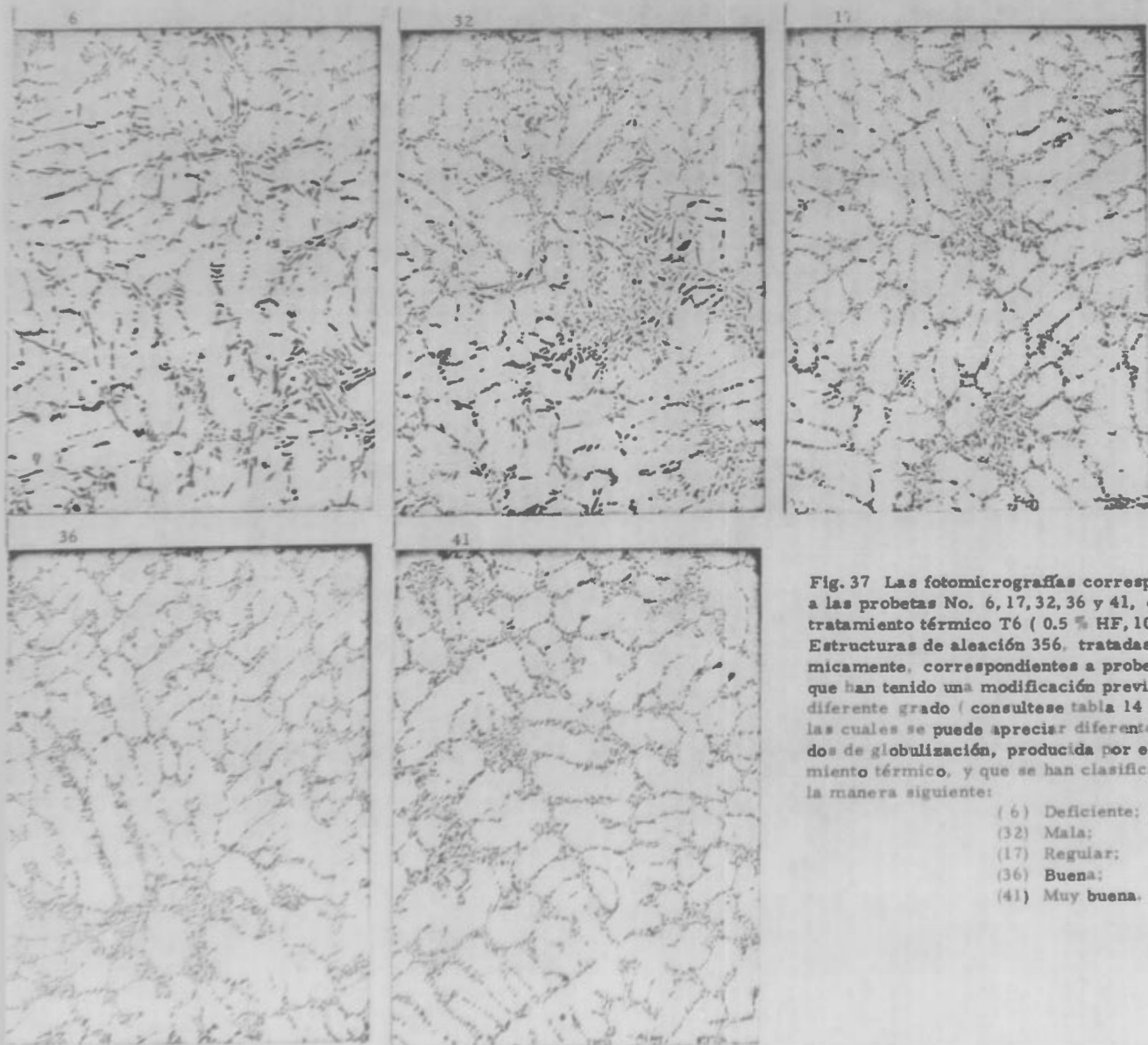


Fig. 36 La fotomicrografía corresponde a la probeta No. 1 tratada térmicamente con un T-6 ( 0.5 % HF, 100 X ). Estructura de una aleación 356 con solidificación normal y tratada térmicamente. Los cristales de Si se observan con globulización incompleta y heterogénea en la matriz de Al (Al). Comparese con la fig. 37 .



**Fig. 37** Las fotomicrografías corresponden a las probetas No. 6, 17, 32, 36 y 41, con tratamiento térmico T6 ( 0.5 % HF, 100 X ). Estructuras de aleación 356, tratadas térmicamente, correspondientes a probetas que han tenido una modificación previa en diferente grado ( consulte tabla 14 ) y en las cuales se puede apreciar diferentes grados de globulización, producida por el tratamiento térmico, y que se han clasificado de la manera siguiente:

- ( 6 ) Deficiente;
- ( 32 ) Mala;
- ( 17 ) Regular;
- ( 36 ) Buena;
- ( 41 ) Muy buena.

### 6.3 Propiedades físicas y mecánicas

A continuación, en la tabla 15 se presentan los resultados obtenidos en la determinación de las propiedades físicas y mecánicas mencionadas en el apartado 6.2, estas son: resistencia a la tracción, elongación y dureza para cada una de las probetas en verde así como para las que fueron tratadas térmicamente. La identificación de cada probeta es conforme a la establecida en la tabla 14.

Con los resultados obtenidos en la determinación de las propiedades físicas y mecánicas para cada probeta, se realizaron gráficos de la propiedad medida ( resistencia a la tracción, % de elongación y dureza brinell) contra los tiempos de modificación para los diferentes elementos modificantes empleados, los cuales se muestran a continuación de la tabla 15.

TABLA 15

Propiedades físicas y mecánicas de las probetas de aluminio 356 en verde y con tratamiento térmico

Probeta No.	EN VERDE				TRATAMIENTO TERMICO			
	Resist. tracción lb/in <sup>2</sup> N/mm <sup>2</sup>	Elongación en 2 in, %	Dureza Brinell (500Kg, 30seg, 10mm)		Resist. tracción lb/in <sup>2</sup> N/mm <sup>2</sup>	Elongación en 2 in, %	Dureza Brinell (500Kg, 30seg, 10mm)	
1	20895	144.1	1.10(b)	54	31048	255.4	1.20(b)	100
2	18785	129.5	1.00	65	34867	240.4	1.50	96
3	17778	122.6	0.55(b)	65	32617	224.9	0.55(b)	96
4	21374	147.4	1.55	61	35236	242.9	2.00	86
5	23066	159.0	1.35(b)	65	33846	233.3	1.00(b)	89
6	23753	163.8	1.75(b)	65	35092	241.9	0.85(b)	93
7(a)	--	--	--	--	30302	208.9	1.85	80
8	21630	149.1	1.10(b)	65	35438	244.3	1.85	86
9	23441	161.6	1.30(b)	65	34305	236.5	1.90(b)	93
10	21614	149.0	1.40(b)	62	34161	235.5	2.40	89
11	23255	160.3	1.35(b)	65	36044	248.5	2.00(b)	89
12	21522	148.4	1.15(b)	65	33122	228.4	0.90(b)	96
13	20920	144.2	0.85(b)	65	36022	248.4	1.50(b)	96
14	21877	150.8	0.85(b)	63	34718	239.4	1.40(b)	93
15	23535	162.3	1.70(b)	61	36304	250.3	1.70(b)	93
16	20733	142.9	0.95(b)	61	32588	224.7	1.50(b)	89
17	21119	145.6	1.90(b)	61	31864	219.7	2.45(b)	86
18	19836	136.8	2.05	59	30912	213.1	2.30	86
19	21988	151.6	2.40	62	32773	226.0	3.40	89
20	23067	159.0	2.55	65	27485	189.5	0.60	86
21	20328	140.2	1.50	67	34303	236.5	3.10	89
22	19812	136.6	2.25	61	32172	221.8	1.40	89
23	20958	144.5	2.25(b)	57	31884	219.8	1.65(b)	89

TABLE 15 (continuación)

Prueba No.	EN VERDE				TRATAMIENTO TERMICO			
	Resist. tracción lb/in <sup>2</sup>	N/mm <sup>2</sup>	Elongación en 2 in. %	Dureza Brinell ( 500Kg, 30seg, 10mm )	Resist. tracción lb/in <sup>2</sup>	N/mm <sup>2</sup>	Elongación en 2 in. %	Dureza Brinell ( 500Kg, 30seg, 10mm )
24	21119	145.6	2.05(b)	57	30797	212.3	2.25(b)	86
25	18994	131.0	1.35 (b)	61	26617	183.5	0.95(b)	86
26	20429	140.8	2.05(b)	63	28812	198.6	1.50(b)	86
27	18383	126.7	1.25(b)	57	29163	201.1	1.15(b)	89
28	20611	142.1	2.30	59	30798	212.3	1.50(b)	86
29	20868	143.8	2.10(b)	61	28962	199.7	2.25	86
30	21268	146.6	1.45(b)	60	31788	219.2	1.45(b)	86
31	19500	134.4	1.25(b)	55	26994	186.1	1.35(b)	86
32	23927	165.0	1.45(b)	65	34018	234.5	1.90	80
33	25336	174.7	2.05(b)	65	36819	253.8	2.70(b)	83
34	21210	146.2	2.10	59	30321	209.0	1.50	83
35	22276	153.6	2.45(b)	59	28579	197.0	1.60(b)	80
36	23039	158.8	2.70	59	34112	235.2	3.30(b)	80
37	20526	141.5	1.00(b)	65	34718	239.4	1.30(b)	89
38	23311	160.7	1.00(b)	65	35236	242.9	3.00(b)	89
39	24141	166.4	1.90(b)	65	34303	236.5	2.85	86
40	22278	153.6	2.55(b)	57	29081	200.5	2.90(b)	83
41	23985	165.4	2.60(b)	59	33065	228.0	3.90(b)	86
42	18664	128.7	0.95	67	34247	236.1	1.00(b)	96
43	25062	172.8	2.30(b)	65	33855	233.4	2.30(b)	89
44	24387	168.1	2.65	63	32133	221.5	3.00(b)	89
45	22869	157.7	2.40(b)	54	32078	221.2	3.40(b)	83
46	23155	159.6	2.15(b)	57	32874	226.6	1.50(b)	86
47	23441	161.6	1.20(b)	61	36005	248.2	2.50(b)	86
48	23113	164.2	2.80	63	34284	236.4	2.80	86

TABLA 15 (continuación)

Probeta No.	EN VERDE				TRATAMIENTO TERMICO			
	Resist. tracción lb/in <sup>2</sup> N/mm <sup>2</sup>	Elongación en 2 in, %	Dureza Brinell ( 500Kg, 30seg, 10mm )		Resist. tracción lb/in <sup>2</sup> N/mm <sup>2</sup>	Elongación en 2 in, %	Dureza Brinell ( 500Kg, 30seg, 10 mm )	
49	23441	161.6	3.30(b)	61	33160	228.6	3.50	86
50	26757	184.5	6.50	59	31904	220.0	7.20(b)	77
51	24098	166.1	3.50	61	32941	227.1	4.15(b)	77
52	23531	162.2	2.30(b)	59	33568	231.4	1.90(b)	86
53	23571	162.5	2.30(b)	62	35015	241.4	3.00(b)	86
54	23701	163.4	3.10(b)	60	33598	231.6	5.50	83
55	24198	166.8	3.20(b)	61	33160	228.6	4.60	74
56	21641	149.2	3.50(b)	54	29838	205.7	5.80(b)	72
57	21797	150.3	1.75(b)	59	32538	224.3	1.60(b)	80
58	23555	162.4	3.50(b)	59	30618	211.1	3.50(b)	74
59	25156	173.4	5.30(b)	59	30051	207.2	4.55(b)	80
60	25535	176.0	4.55(b)	59	35608	245.5	7.30(b)	80
61	21320	147.0	2.95(b)	54	27316	188.3	4.40(b)	59

(a) En la colada No. 7 solo se obtuvo una probeta a causa de problemas con arena en el molde. Dicha probeta se destinó a tratamiento térmico.

(b) La probeta se fracturó durante el ensayo de tracción fuera de los puntos de medición para la determinación del % de elongación ( 2 in. ).

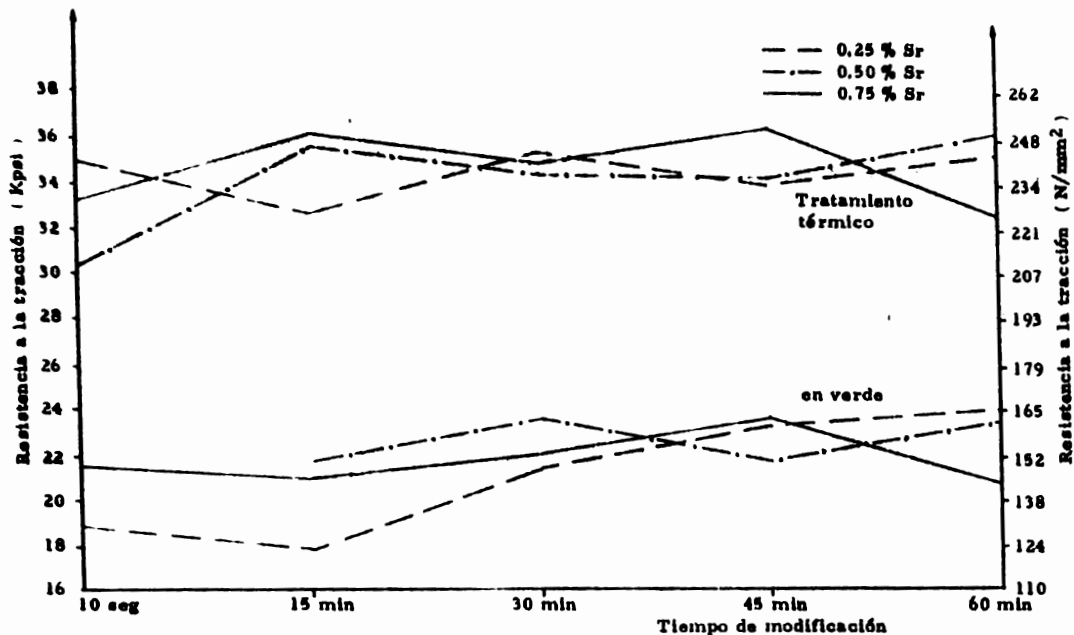


Fig. 38 Resistencia a la tracción frente a tiempo de modificación para probetas en verde y con tratamiento térmico conteniendo  $SrCl_2$  como modificador.

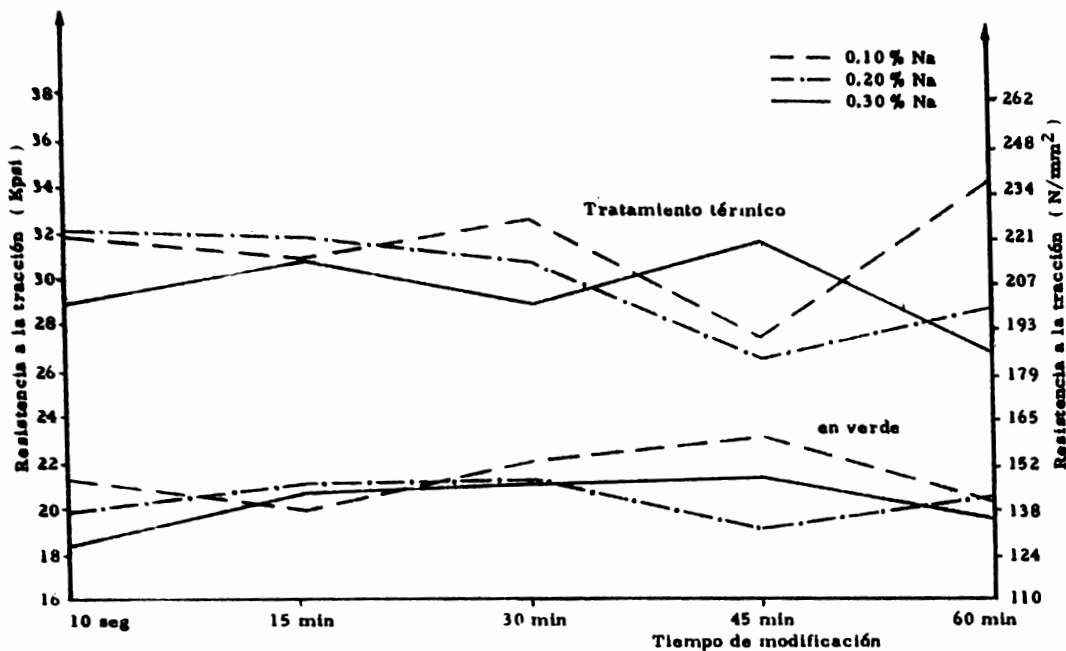


Fig. 39 Resistencia a la tracción frente a tiempo de modificación para probetas en verde y con tratamiento térmico conteniendo sodio metálico como modificador.



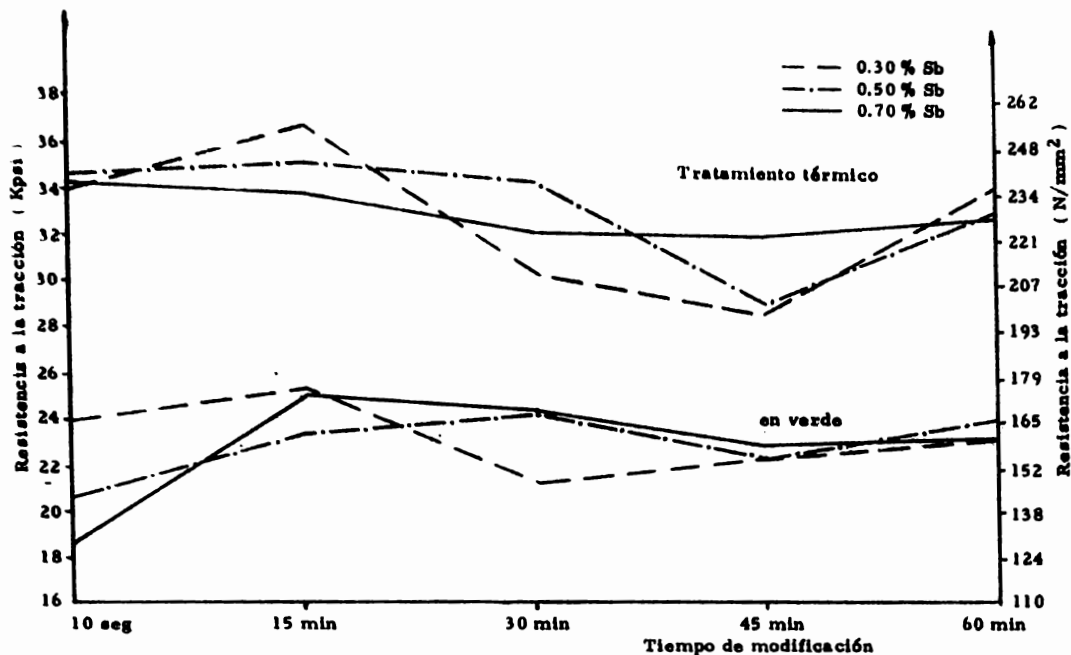


Fig. 40 Resistencia a la tracción frente a tiempo de modificación para probetas en verde y con tratamiento térmico conteniendo antimonio metálico como modificador.

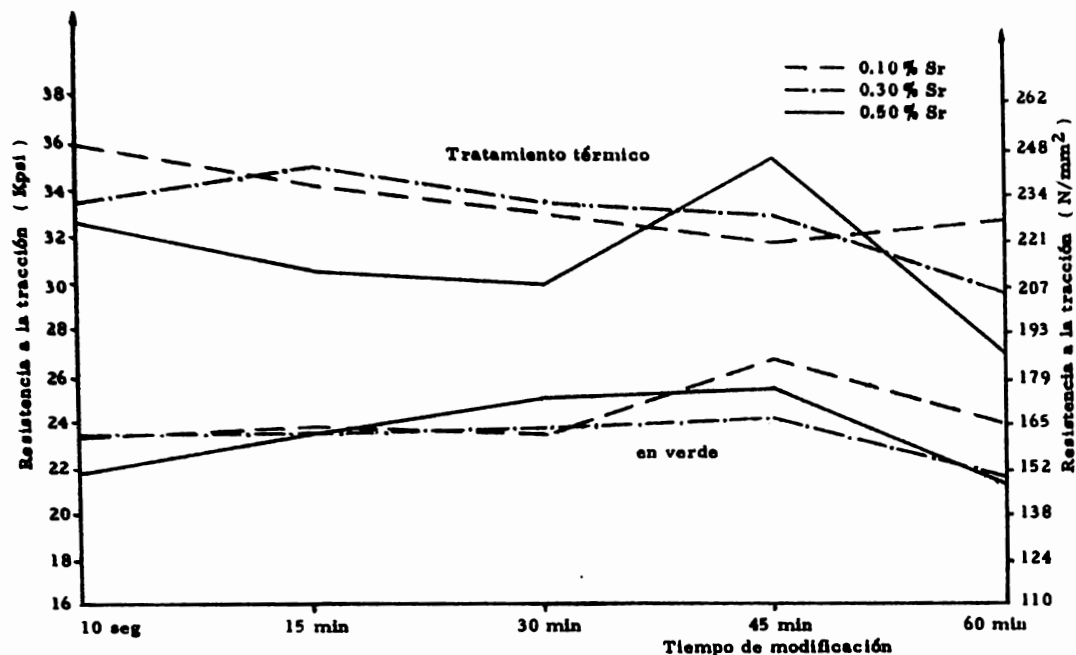
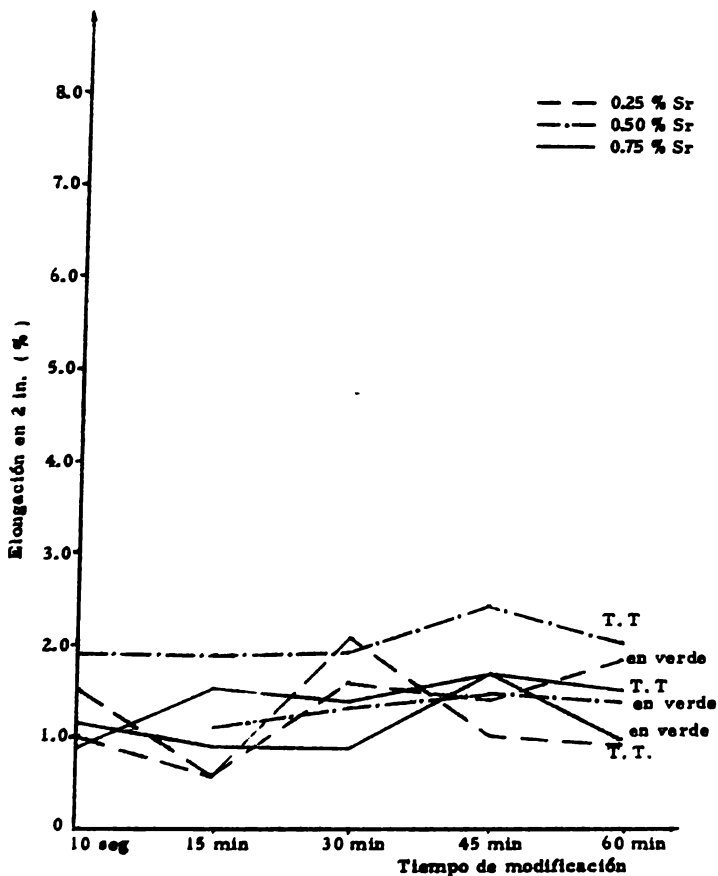


Fig. 41 Resistencia a la tracción frente a tiempo de modificación para probetas en verde y con tratamiento térmico conteniendo una mezcla 1:1 de sales de NaF + SrCl<sub>2</sub> como modificador.



**Fig. 42** Elongación frente a tiempo de modificación para probetas en verde y con tratamiento térmico conteniendo SrCl<sub>2</sub> como modificador.

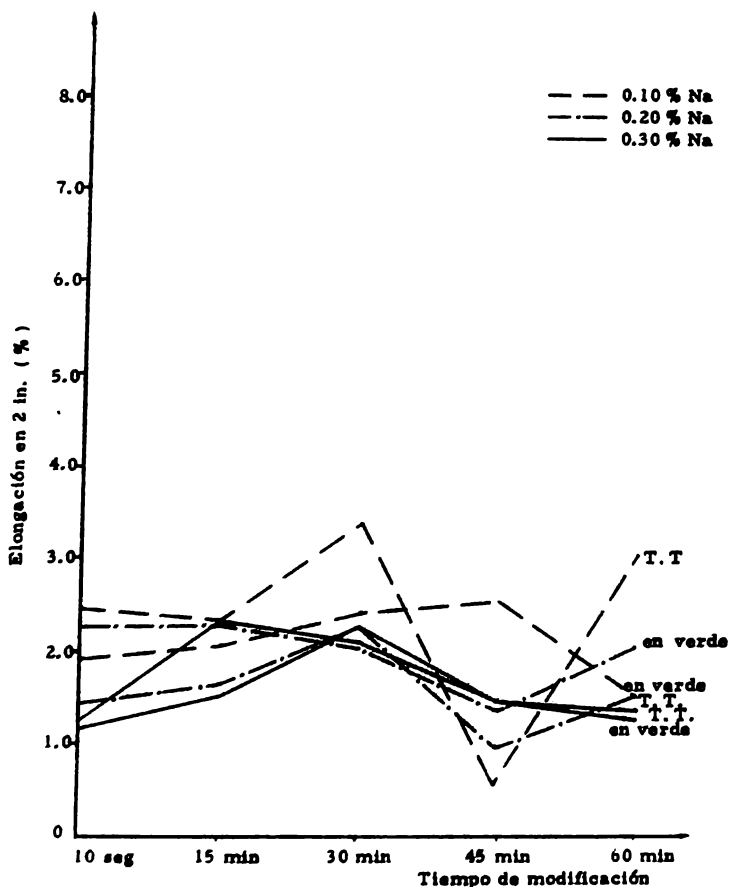


Fig. 43 Elongación frente a tiempo de modificación para probetas en verde y con tratamiento térmico conteniendo sodio metálico como modificador.

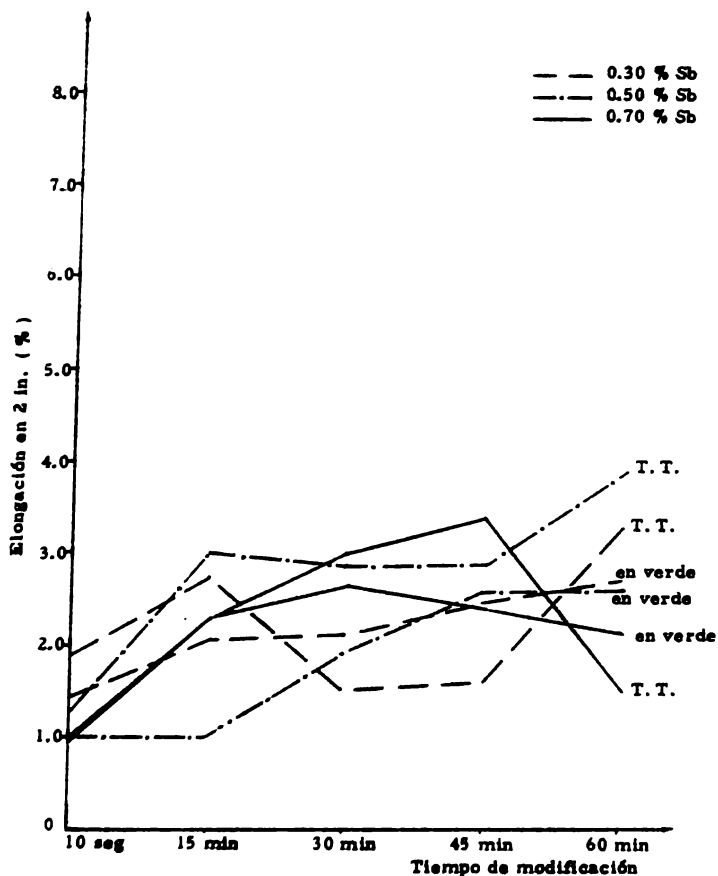


Fig. 44 Elongación frente a tiempo de modificación para probetas en verde y con tratamiento térmico conteniendo antimonio metálico como modificador.

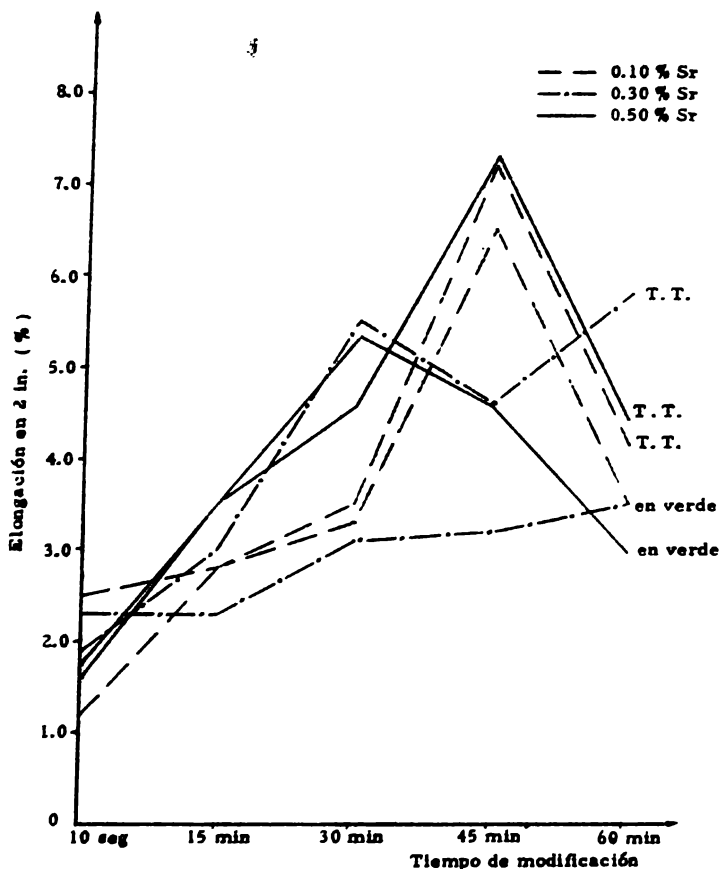


Fig. 45 Elongación frente a tiempo de modificación para probetas en verde y con tratamiento térmico conteniendo una mezcla 1:1 de sales de NaF + SrCl<sub>2</sub> como modificador.

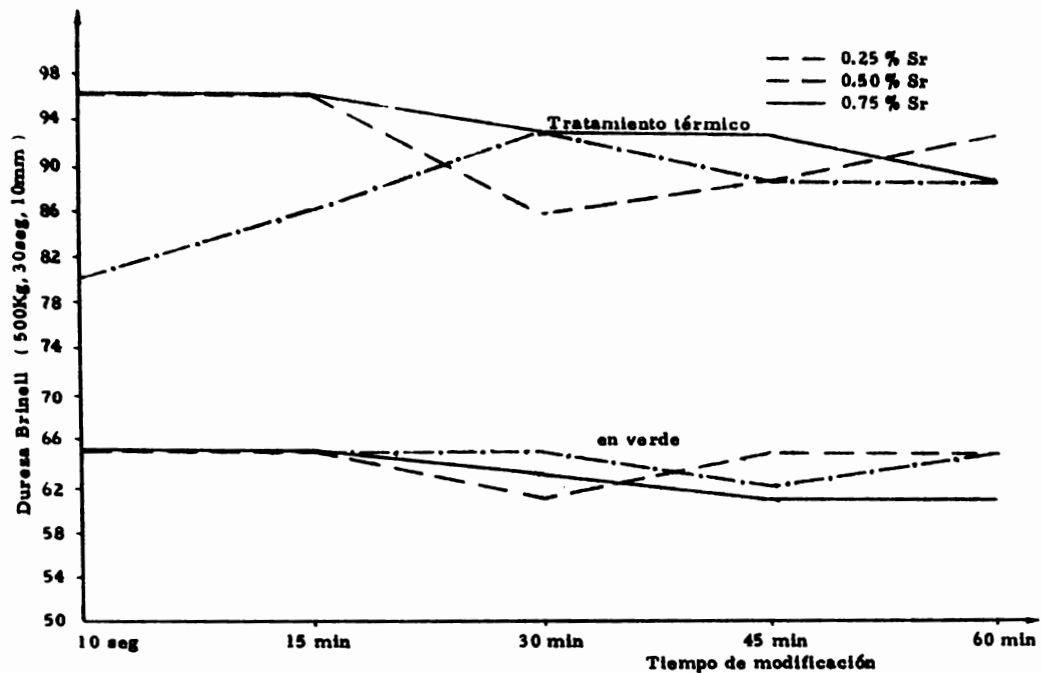


Fig. 46 Dureza Brinell frente a tiempo de modificación para probetas en verde y con tratamiento térmico conteniendo  $\text{SrCl}_2$  como modificador.

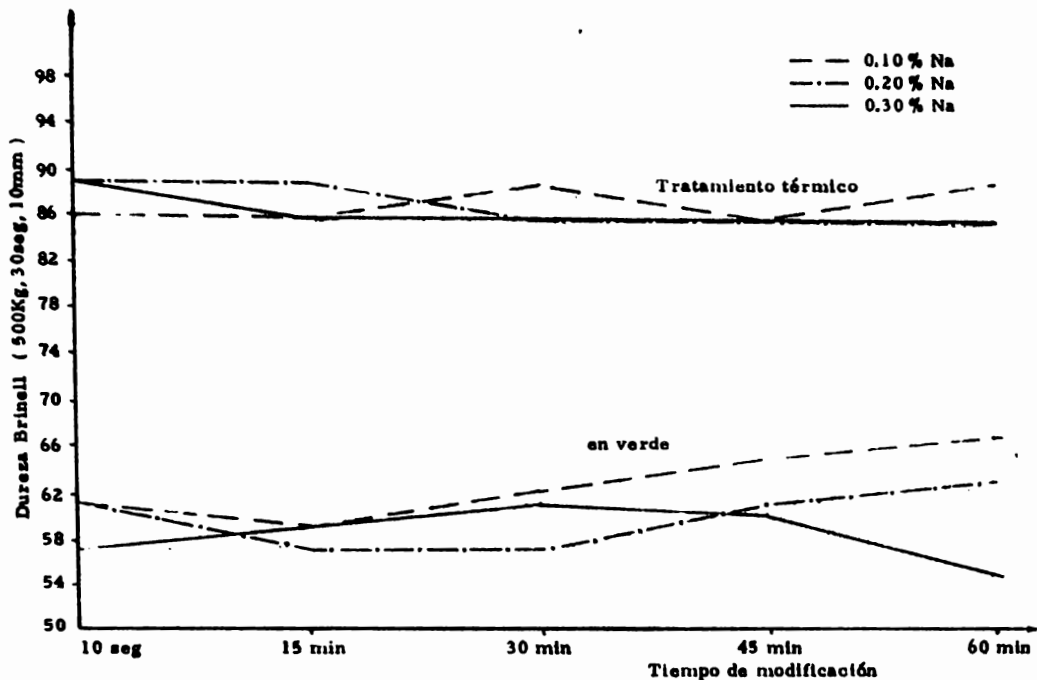


Fig. 47 Dureza Brinell frente a tiempo de modificación para probetas en verde y con tratamiento térmico conteniendo sodio metálico como modificador.



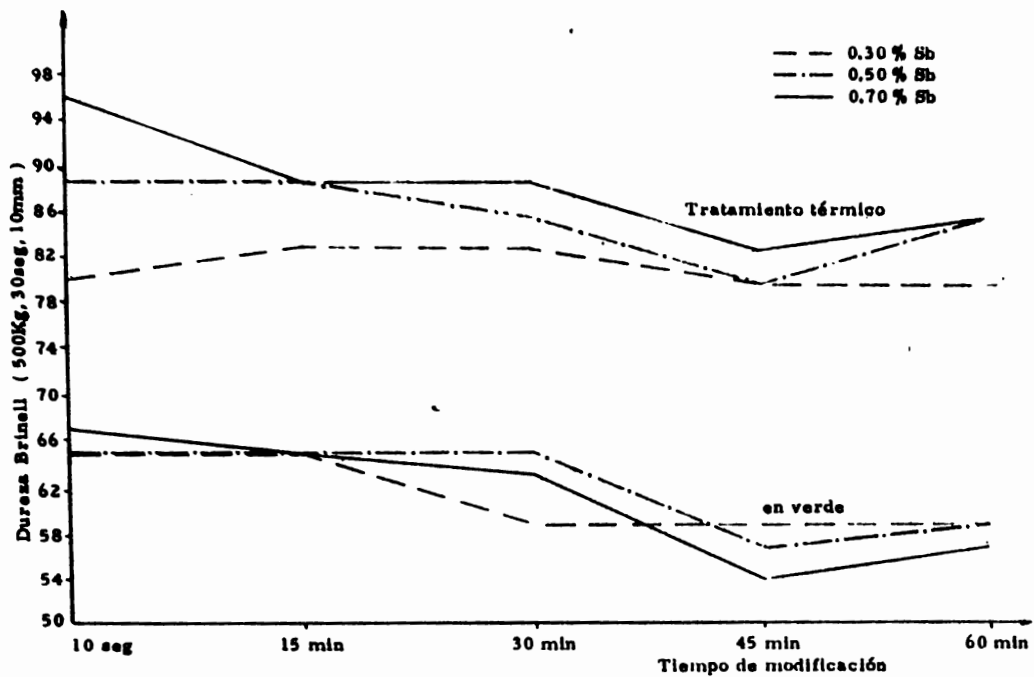


Fig. 48 Dureza Brinell frente a tiempo de modificación para probetas en verde y con tratamiento térmico conteniendo antimonio metálico como modificador.

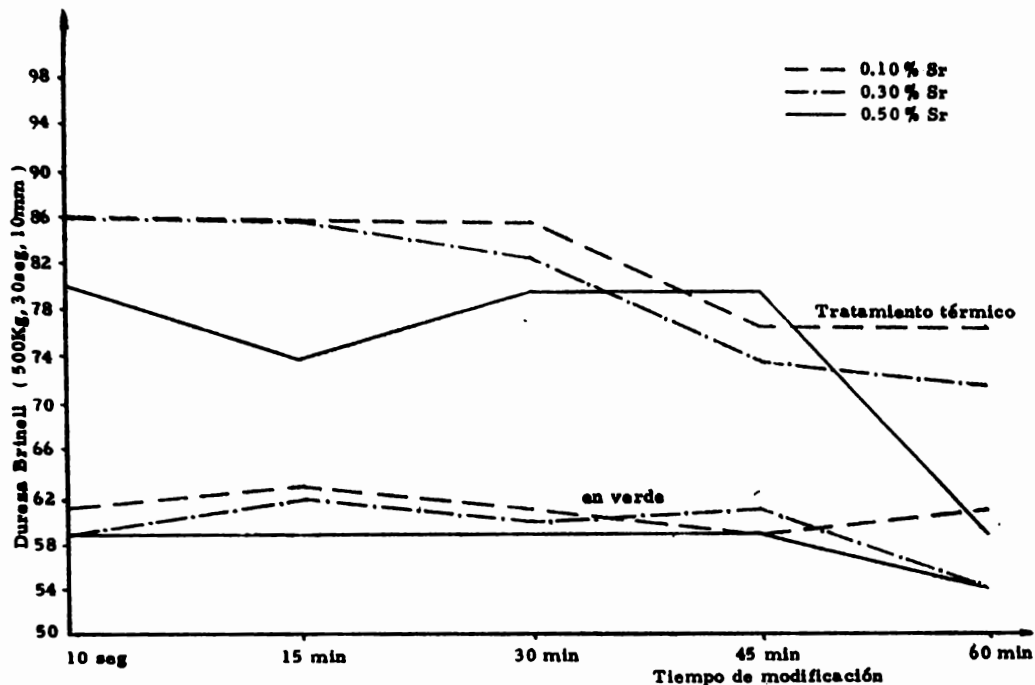


Fig. 49 Dureza Brinell frente a tiempo de modificación para probetas en verde y con tratamiento térmico conteniendo una mezcla 1:1 de sales de NaF + SrCl<sub>2</sub> como modificador.

## CAPITULO VII

### DISCUSION

En este capítulo, se discuten los resultados obtenidos en el desarrollo experimental de este trabajo, analizándolos primero para la modificación y después para el tratamiento térmico.

#### Modificación con $\text{SrCl}_2$ .

Se observó que hubo poca miscibilidad de esta sal en el metal fundido, debido probablemente a su elevado punto de fusión (  $873^\circ\text{C}$  ). No se apreciaron resultados significativos en cuanto a la modificación de la estructura por esta sal, ya que la estructura se observa de tipo acicular con cristales poliedrales de silicio, similar a la estructura de solidificación normal ( no modificada ). Este tipo de estructura, se observó con las tres concentraciones empleadas (  $0.25\% \text{ Sr}$ ,  $0.50\% \text{ Sr}$ ,  $0.75\% \text{ Sr}$  ), con sus diferentes tiempos de modificación, con excepción de la estructura obtenida con  $0.50\% \text{ Sr}$  y con un tiempo de modificación de 30 minutos, en la cual se observa una estructura de tipo laminar, más fina que las demás. Sin embargo, en estudios de modificación con estroncio<sup>(20)</sup>, empleando una aleación master de aluminio-10% estroncio, en porcentajes de  $0.005\% \text{ Sr}$ ,  $0.0075\% \text{ Sr}$ ,  $0.010\% \text{ Sr}$  y  $0.015\% \text{ Sr}$ , se han obtenido buenos resultados de modificación con aleaciones Al-Si hipoeutécticas, conservándose la modificación aún después de varias refusiones.

En general, no se apreció una influencia definida del tiempo de mo-

dificación en las estructuras obtenidas, ni en las propiedades físicas y mecánicas y tampoco se observa una influencia definida de la concentración de estroncio hacia dichas propiedades, empleando  $\text{SrCl}_2$  como agente modificador. En la modificación con  $\text{SrCl}_2$  se obtuvieron los resultados más bajos en elongación en comparación con los demás elementos modificantes empleados.

Con el tratamiento térmico se obtuvieron estructuras con globulización incompleta, debido a la modificación previa deficiente que presentaban estas probetas, siendo su globulización del tipo mostrado por las fotomicrografías 17 y 32 de la fig. 37. Sin embargo, se puede considerar que las propiedades físicas y mecánicas obtenidas después del tratamiento térmico tuvieron un aumento significativo en comparación con su valor "en verde" como era de esperarse, estos valores se muestran a continuación. Los valores dados son un promedio de todos los valores obtenidos con las diferentes concentraciones de estroncio y los diferentes tiempos de modificación.

Propiedad	En verde	Tratamiento térmico
Dureza Brinell ( BHN )	63.78	91.0
Resist. tracción ( lb/in <sup>2</sup> )	21663.0	34310.0
Elongación en 2 in. ( % )	1.28	1.52

#### Modificación con sodio metálico.

La miscibilidad del sodio metálico en el aluminio fundido fué completa, entrando en solución con el aluminio en los primeros instantes desde su adición. Con la concentración de 0.10 % Na se obtuvieron estructuras con buena modificación para los diferentes tiempos de modificación, excepto para el tiempo más largo ( 60 minutos ), para el cual se observa un debilitamiento en el efecto modificador del sodio, debido a la pérdida progresiva de

este, al ser sometido a tiempos largos de espera con temperaturas elevadas ( 720-730 °C ), dando como resultado una estructura de tipo laminar. Esto mismo sucede para la modificación con 0.20 % Na, sin embargo, para la modificación con 0.30 % Na, todas las estructuras obtenidas, resultaron con buena modificación, inclusive la de tiempo de modificación de 60 minutos. En la modificación con sodio metálico, se obtuvieron los resultados más bajos en promedio, de resistencia a la tracción, en comparación con los demás elementos modificantes. Las mejores propiedades obtenidas con la modificación empleando sodio metálico, se lograron con 0.10 % Na.

El tratamiento térmico produjo en estas probetas modificadas, estructuras con una globulización de regular a buena, similares a las mostradas en las fotomicrografías 17, 36 y 41 de la fig. 37 . A continuación, se muestran los valores promedio obtenidos para las propiedades físicas y mecánicas, tanto en verde, como con tratamiento térmico. Estos valores promedio, se obtuvieron de los resultados de las diferentes concentraciones de sodio y tiempos de modificación empleados.

Propiedad	En verde	Tratamiento térmico
Dureza Brinell ( BHN )	60.33	87.00
Resist. tracción ( lb/in <sup>2</sup> )	20,552.0	30,355.0
Elongación en 2 in. ( % )	1.91	1.82

#### Modificación con antimonio metálico.

Como en el caso de la modificación con sodio metálico, la miscibilidad del antimonio metálico en el aluminio fundido fué completa, entrando en solución con el aluminio, en los primeros instantes después de su adición.

El antimonio, provoca estructuras de tipo laminar finas, a diferencia

del sodio, el cual produce estructuras con cristales de silicio muy finos y ligeramente esferoidales. Las estructuras obtenidas con el antimonio se observan muy similares a los diferentes tiempos de modificación en general, por lo que no se aprecia una influencia definida del tiempo de modificación y se puede decir que la modificación se conserva aún después de 60 minutos de añadido el antimonio al metal fundido. Sin embargo, en las propiedades físicas y mecánicas, el tiempo de modificación parece tener una influencia definida: a medida que aumenta el tiempo de modificación, la resistencia a la tracción y la dureza disminuyen por lo general, mientras que la elongación aumenta. La resistencia a la tracción es máxima a los 15 minutos de modificación al igual que la dureza, mientras que la elongación es máxima con un tiempo de modificación de 45 a 60 minutos.

La concentración del antimonio en el aluminio, también pareció tener una influencia definida, ya que los mejores resultados se obtuvieron con 0.70 % Sb en el caso de la resistencia a la tracción y con 0.50 % Sb para el caso de la elongación.

Con el tratamiento térmico se obtuvieron estructuras con una globulización del silicio de regular a buena, similares a las mostradas por las fotomicrografías 17 y 36 de la fig. 37. A continuación se muestran los valores promedio obtenidos de los resultados de las propiedades físicas y mecánicas para las diferentes concentraciones de antimonio y sus tiempos de modificación, tanto en verde como con tratamiento térmico.

Propiedad	En verde	Tratamiento térmico
Dureza Brinell ( BHN )	61.60	85.46

Propiedad	En verde	Tratamiento térmico
Resist. tracción ( lb/in <sup>2</sup> )	22944. 0	33029. 0
Elongación en 2 in. ( % )	2. 01	2. 41

Modificación con NaF + SrCl<sub>2</sub> ( 1:1 ) .

La miscibilidad de esta mezcla de sales en el aluminio fundido fué muy limitada y sin embargo, fué con esta mezcla de sales con la que se obtuvieron las estructuras mejor modificadas ( cristales de silicio finamente fragmentados y esferoidales ) desde el punto de vista metalográfico, además de que las probetas modificadas con esta mezcla de sales presentaron los valores más altos en elongación, tanto en verde como con tratamiento térmico, en comparación con los demás elementos modificantes empleados. La elongación tuvo un incremento notable, aumentando esta propiedad conforme aumentaba el tiempo de modificación. Con la concentración de la mezcla de sales que proporciona 0. 10 % Sr se obtuvieron, en general, los mejores valores de las propiedades físicas y mecánicas.

El tratamiento térmico produjo estructuras con buena globulización semejantes a las mostradas en las fotomicrografías 36 y 41 de la fig. 37. A continuación se muestran los valores promedio obtenidos de las propiedades físicas y mecánicas de la modificación con NaF + SrCl<sub>2</sub> .

Propiedad	En verde	Tratamiento térmico
Dureza Brinell ( BHN )	59. 40	79. 00
Resist. tracción ( lb/in <sup>2</sup> )	23704. 0	32640. 0
Elongación en 2 in. ( % )	3. 32	4. 15

El tratamiento térmico T-6 aplicado a todas las probetas tuvo como falla ( general en todas las probetas ) un exceso en el tiempo de transferencia del horno al tanque de temple ( tiempo de retardo ), el cual fué de 28 se-

gundos, 13 segundos más del tiempo recomendado en tablas, pero de acuerdo a lo expuesto en el capítulo IV ( pag. 67-68 ) el tiempo de retardo puede ser excedido siempre y cuando la carga se encuentre por encima de los  $413^{\circ}\text{C}$  (  $775^{\circ}\text{F}$  ) cuando sea templada, y como las probetas respondieron al tratamiento térmico puede suponerse que lo anterior ocurrió en este caso.



## CAPITULO VIII

### CONCLUSIONES

En base a los resultados obtenidos en el presente trabajo, se puede concluir lo siguiente:

1. - El elemento modificante que se pretenda emplear en una aleación aluminio-silicio hipoeutéctica, debe de ser el adecuado para poder entrar en solución con la aleación en los primeros instantes desde su adición y a la temperatura ordinaria de trabajo de dicha aleación.
2. - De los elementos estudiados, se encontró al sodio metálico, al antimonio metálico y a la mezcla de sales 1:1 de  $\text{NaF} + \text{SrCl}_2$  con aptitud modificante de la estructura, así como de las propiedades físicas y mecánicas. El  $\text{SrCl}_2$  unicamente incrementó las propiedades físicas y mecánicas (con excepción de la elongación), sin modificar claramente la estructura de la aleación. No se encontraron con aptitud modificante, bajo las condiciones experimentales de este trabajo, los siguientes reactivos:  $\text{LiCl}$ ,  $\text{NaCl}$ ,  $\text{NaF}$ ,  $\text{KCl}$  y  $\text{BaCl}_2$ .
3. - La modificación con sodio experimentó un debilitamiento en la modificación, por pérdida del sodio a alta temperatura: este debilitamiento es inversamente proporcional a la concentración del modificador, con 0.10 % en peso de Na con respecto al peso de aleación empleado, el debilitamiento es notorio después de 45 minutos de tiempo de modificación, con 0.20 % Na el debilitamiento en la modificación es menor que en el caso anterior, también después

de 45 minutos, y con 0.30 % Na el debilitamiento en la modificación no es perceptible. Empleando antimonio como modificador, no se aprecia debilitamiento en la modificación, ni tampoco al usar la mezcla de sales 1:1 de NaF+SrCl<sub>2</sub> como modificador.

4. - La variación en valor de las propiedades físicas y mecánicas con respecto a los elementos modificantes estudiados, tomando como base los valores promedio obtenidos en el capítulo anterior, fué como sigue:

Resistencia a la tracción en verde:

NaF + SrCl<sub>2</sub> > Sb > SrCl<sub>2</sub> > Na

Resistencia a la tracción con tratamiento térmico:

SrCl<sub>2</sub> > Sb > NaF + SrCl<sub>2</sub> > Na

Elongación en verde:

NaF + SrCl<sub>2</sub> > Sb > Na > SrCl<sub>2</sub>

Elongación con tratamiento térmico:

NaF + SrCl<sub>2</sub> > Sb > Na > SrCl<sub>2</sub>

Dureza en verde:

SrCl<sub>2</sub> > Sb > Na > NaF+SrCl<sub>2</sub>

Dureza con tratamiento térmico:

SrCl<sub>2</sub> > Na > Sb > NaF + SrCl<sub>2</sub>

5. - La adición de sodio metálico, como elemento modificante, más conveniente resultó ser de 0.10 % en peso de Na, con respecto al peso de aleación empleada.

6. - La adición de NaF+SrCl<sub>2</sub> más conveniente, resultó ser aquella que corresponde a una proporción de 0.10 % en peso de Sr, con respecto al peso de

aleación empleado.

7. - La adición de antimonio metálico más conveniente resultó ser la de 0.70 % en peso de Sb con respecto al peso de aleación empleado, para obtener resistencia máxima y de 0.30 % en peso de Sb con respecto al peso de aleación usado, para obtener elongación máxima.

8. - Con respecto al  $\text{SrCl}_2$  la adición más conveniente pareció ser de 0.50 % en peso de Sr con respecto al peso de aleación empleado.

9. - El tratamiento térmico aplicado a las probetas originó un notable incremento en las propiedades mecánicas de las mismas, pudiéndose advertir que la estructura que presenta una pieza que se va a someter a tratamiento térmico es determinante para la obtención de los valores finales de las propiedades físicas y mecánicas, así como del tipo de estructura final.

10. - Los resultados de las propiedades físicas y mecánicas determinadas a cada probeta se corresponden con las estructuras metalográficas obtenidas, pudiéndose apreciar claramente las diferencias estructurales, así como de comportamiento mecánico entre la solidificación normal y las modificadas mediante las figuras mostradas en el capítulo VI.

11. - En términos generales, la mejor modificación para el caso de la aleación estudiada y bajo las condiciones experimentales de este trabajo, se logró con la mezcla de sales 1:1 de  $\text{NaF} + \text{SrCl}_2$  conteniendo una proporción de 0.10 % en peso de Sr con respecto al peso de aleación empleado.

## BIBLIOGRAFIA

- (1) Frilley J. , *Rev. Mét.* , Vol. 8, pag. 457 (1911).
- (2) Pacz A. , U. S. Patent. No. 1, 387, 900, febrero 1920.
- (3) Archer R. S. , Kempf L. W. , *Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng.* Vol. 73, pag. 581, (1926).
- (4) Thal' B. M. , Chalmers B. . *Journal Inst. Metals*, Vol. 77, pag. 79 (1950).
- (5) Ghosh S. , Kondic V. , "Algunos aspectos de solidificación y estructura de las aleaciones eutécticas aluminio-silicio". *Modern Casting*, Vol. 43, núm. 2, pags. 17-25 (1963).
- (6) Kim C. B. , Heine R. W. "Fundamentals of Modification in the Aluminium-Silicon System" *Journal of the Institute of Metals*. Vol. 92, pags. 367-376 (1964).
- (7) Grand L. "Influencia del fósforo en la calidad de la aleación Al-Si 13 %" *Rev. de l'Aluminium*, vol. 35, núm. 251, pags. 171-179 (1958).
- (8) Ransley C. E. , Neufeld H. , "La relación de solubilidad en el sistema aluminio-sodio y aluminio-silicio-sodio". *Journal Inst. Met.* vol. 78, pag. 25 (1951).
- (9) Day M. G. , "La modificación de aleaciones eutécticas aluminio-silicio por sodio metálico". *Journal Institute of Metals*, vol. 98, pags. 57-59, febrero 1970.
- (10) Crosley P. B. , Mondolfo L. F. , "La modificación de las aleaciones Al-Si". *Modern Casting*, vol. 49, pag. 89 (1966).
- (11) Mason B. J. , *Sci. American*, vol. 204, núm. 1, pag. 120 (1961).
- (12) Smith R. V. , "Modificación de las aleaciones aluminio-silicio". *The solidification of metals*, ISI Publication 110, Brighton (1967), pags. 224-237.

- (13) Chiu S. T., "El efecto de varios elementos en la modificación de aleaciones Al-Si". *Zeitschrift fur Metallkunde*, vol. 57, núm. 5, pags. 396-401 (1966).
- (14) Thiele W., Dunkel E., "Sobre la modificación permanente de las aleaciones aluminio-silicio". *Giesserei*, núm. 23, pag. 768 (1966).
- (15) Borgeand P., Dabel F., Drouzy M., Mascré C., "Estructuras y modificación de las aleaciones Al-Si próximas al eutéctico". *Fonderia*, núm. 262, pags. 459-473 (1967).
- (16) Portalier M. R., "Las aleaciones de aluminio ( Al-Si ) con modificación permanente". *Hommes et Fonderie*, núm. 37, pags. 25-33 (1973).
- (17) Alker K., Hielscher N., "La modificación permanente de aleaciones de moldeo aluminio-silicio". *COLADA*. Vol. 6, núm. 2, pags. 76-83 (1973).
- (18) Luis L., Gutierrez G., "modificación permanente de la aleación eutéctica Al-Si". *COLADA*. Vol. 6, núm. 11, pags. 425-433 (1973).
- (19) Lois L., Ferreira S., "Modificación permanente de las aleaciones Al-Si eutécticas y próximas al eutéctico". *COLADA*. Vol. 10, núms. 8-9, pags. 221-227, 249-254, (1977).
- (20) Kaweckí Berylco Industries, Inc. Reporte técnico 201-TR60, "10 % Strontium-Aluminum-Silicon Master-Alloy", 220 East 42nd Street, New York N. Y. 10017.
- (21) *The Foseco Foundryman's Handbook*, Eighth Edition, Pergamon Press, pags. 125-128 (1975).
- (22) Regidor J. J., "El tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio". *Rev. Metal. CENIM*. Vol. 9, núm. 5 (1973).

- (23) Stonebrook E. E., "Solidificación y tratamiento térmico I". COLADA. Vol. 12, núm. 6, pags. 140-145 (1979).
- (24) Stonebrook E. E., "Solidificación y tratamiento térmico II". COLADA. Vol. 12, núm. 7-8, pags. 173-178 (1979).
- (25) Barrand P., Gadeau R., Enciclopedia del Aluminio, vol. 4 "Procesos de conformado del aluminio y sus aleaciones", 1a. Ed. Edit. Urmo (1974).
- (26) Casting Kaiser Aluminum, 3th Ed., Kaiser Aluminum & Chemical Sales, Inc. (1974).
- (27) Flemings M. C., Solidification Processing, Mc Graw Hill
- (28) Heat treating Aluminum. American Machinist Special Report No. 635, October 6, 1969.
- (29) Metals Handbook, vol. 2 Heat treating, Cleaning and Finishing, 8th Ed. American Society for Metals (1964).
- (30) Metals Handbook, vol. 5 Forging and Casting, 8th Ed. American Society for Metals (1970).
- (31) Metals Handbook, vol. 7 Atlas of Microstructures of Industrial Alloys, 8th Ed. American Society for Metals (1972).
- (32) Metals Handbook, vol. 8 Metallography, structures and phase diagrams, 8th Ed. American Society for Metals (1973).
- (33) Source Book on Heat treating. Volume 1- Materials and Processes, American Society for Metals (1975).
- (34) Anderson J., Durston B. H., Poole Millicent., Redacción de Tesis y Trabajos Escolares, 1a. Ed., Edit. Diana (1979).