

9  
23



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO**

**FACULTAD DE QUIMICA**

**"MODIFICACION Y PROPIEDADES MECANICAS  
DE UNA ALEACION Al-Si"**

**T E S I S**  
QUE PARA OBTENER EL TITULO DE  
INGENIERO QUIMICO METALURGICO  
P R E S E N T A :  
IRMA PATRICIA PEREZ JIMENEZ

Asesor de Tesis: Dr. Andres Herrera Vázquez

México, D. F.



1987

EXAMENES PROFESIONALES  
FAC. DE QUIMICA



Universidad Nacional  
Autónoma de México



## **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 está 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.

# INDICE

CAPITULO	PAGINA
I INTRODUCCION	1
II ASPECTOS GENERALES EN LAS ALEACIONES DE ALUMINIO	3
II.1 Fundición de las Aleaciones de Aluminio.	3
II.1.1 Defectos por contracción.	8
II.2 Tratamiento Térmico de las Aleaciones de Aluminio.	11
II.3 Propiedades Mecánicas.	18
II.3.1 Comportamiento elástico y plástico.	19
II.3.2 Diagrama esfuerzo-deformación.	19
III MODIFICACION DE LAS ALEACIONES ALUMINIO-SILICIO	23
III.1 Mecanismos de Modificación.	24
III.2 Modificación con Sodio.	36
III.3 Modificación con Estroncio.	39
III.4 Modificación con Fósforo.	43
IV TRABAJO EXPERIMENTAL	44
IV.1 Fusión y Moldeo.	45
IV.2 Tratamiento Térmico.	48
IV.3 Propiedades Mecánicas.	48
IV.4 Metalografía.	49
V RESULTADOS	50
V.1 Pruebas Mecánicas.	50
V.2 Metalografía.	50
V.3 Defectos de fundición.	68

CAPITULO	PAGINA
VI DISCUSION	74
VII CONCLUSIONES	79
APENDICE. Tablas.	81
VIII BIBLIOGRAFIA	88

# CAPITULO

## I

### INTRODUCCION

La principal ventaja de las fundiciones de las aleaciones de aluminio en general es su relativamente alta relación resistencia/peso, tienen también otras propiedades útiles tales como buena resistencia a ciertos tipos de corrósión y alta conductividad térmica y eléctrica. Las aleaciones aluminio-silicio en especial representan un importante grupo de materiales de fundición por sus buenas propiedades entre las cuales está su alto grado de fluidez en estado líquido y su baja tendencia a tener defectos de fundición y -desgarramiento en caliente durante la solidificación.

Un importante tratamiento realizado a estas aleaciones es el refinamiento de los cristales de silicio por la modificación con ciertos elementos adicionados al baño metálico, donde el sodio y el estroncio son los más utilizados en las aleaciones eutécticas, y el fósforo en las aleaciones hipereutécticas.

El principal beneficio de una estructura modificada es su aumento en ductilidad, la cual va acompañada en un moderado incremento en la resistencia a la tensión dando lugar a una pieza flexible y fuerte: por ejemplo, en aleaciones coladas en arena la modificación incrementa en aproximadamente --50% la resistencia tensil y la elongación en aproximadamente cinco veces el valor obtenido por una aleación no modificada.

Así entonces el siguiente trabajo experimental fué dirigido a obtener un resultado cuantitativo de las propiedades mecánicas de una aleación Al-7%Si (356) tratada térmicamente, modificada con la sal de  $SrCl_2$  y con la mezcla de sales  $NaF + SrCl_2$ , durante su fusión; y colado en molde permanente. Se es

peraba encontrar mejores propiedades mecánicas que las obtenidas por estudios ya hechos donde el colado ha sido en molde de arena (26), pero la presencia de defectos de fundición y una modificación mal lograda hicieron imposible esta comparación, más sin embargo los resultados arrojados fueron discutidos para dar más información dentro de la extensa área de las aleaciones aluminio-silicio.

El motivo de haber utilizado el  $\text{SrCl}_2$  y la mezcla de sales  $\text{NaF} + \text{SrCl}_2$  como modificadores fué debido a que el uso de las aleaciones aluminio-silicio premodificadas con estroncio tiende a tener un empleo mayor, donde la mezcla de  $\text{SrCl}_2$  y  $\text{NaF}$  es una opción más de modificadores que compiten con el  $\text{NaF}$ .

# CAPITULO

## II

### ASPECTOS GENERALES EN LAS ALEACIONES DE ALUMINIO

#### II.1 FUNDICION DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO

Las principales ventajas de las aleaciones de aluminio de fundición son: su relativamente alta resistencia con respecto a su peso; al igual que poseen la propiedad de tener buena resistencia a ciertos tipos de corrosión, alta conductividad eléctrica y térmica; y muchas de ellas pueden ser soldadas satisfactoriamente.

Las aleaciones de aluminio no necesitan desoxidación, sin embargo las operaciones de eliminación del hidrógeno disuelto son frecuentemente requeridos durante las operaciones de fusión.

Las aleaciones de aluminio-silicio representan un importante grupo de los materiales de fundición debido a sus excelentes propiedades de colabilidad que van desde un alto grado de fluidéz en condición líquida y una baja tendencia a producir desgarramiento en caliente durante la solidificación. Fig. 11.

El aluminio comercialmente puro puede contener arriba del 1% de fierro, silicio y cobre; estos elementos actúan como componentes aleantes y producen generalmente efectos benéficos, incrementando la resistencia y dureza del metal.

Usualmente diferentes combinaciones de cobre, silicio, magnesio, manganeso, níquel, cromo, cinc y fierro, forman las principales adiciones de las aleaciones de fundición y para varios productos forjables. Pequeñas adicio

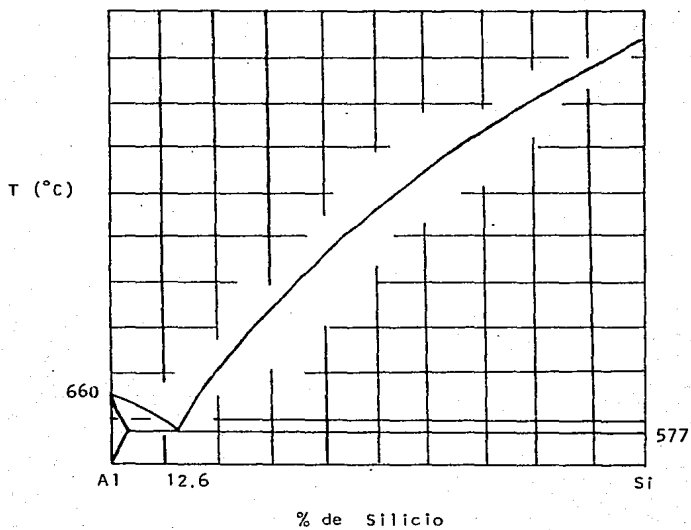


Fig. 11. Diagrama aluminio-silicio (WILEY (30))



Tabla II.] Identificación de las aleaciones de aluminio de colada. (Herman' (13)).

Material	Designación
Aluminio-99.00%	1XX.X
Aleaciones Cobre	2XX.X
Silicio, con Cu y/o Mg	3XX.X
Silicio	4XX.X
Magnesio	5XX.X
Cinc	7XX.X
Estaño	8XX.X
Series no usuales	6XX.X
Otras aleaciones	9XX.X

La designación de estas aleaciones es de cuatro dígitos. Los dos dígitos siguientes al 1 en la designación 1XX.X indican el porcentaje del aluminio puro. Después del punto decimal el número 0 indica vaciado y el número 1 indica lingote.

Para el resto de las aleaciones los dos dígitos siguientes son asignados cuando el material es registrado. Después del punto decimal el número 0 indica vaciado, el número 1 indica lingote estándar y el número 2 indica lingote no estándar.

nes de otros elementos pueden ser añadidas para la obtención de efectos es  
pecíficos.

Las aleaciones para fundición pueden ser clasificadas en dos grupos gene  
rales: a) aquellas que deben su resistencia y dureza únicamente por los a-  
leantes, y b) aquellas que deben sus propiedades a su composición y trata-  
miento térmico.

Algunas aleaciones son utilizadas para varios tipos de fundiciones mien-  
tras que otros son más utilizados para productos forjables. Las aleaciones  
para fundiciones generalmente contienen grandes cantidades de elementos a-  
ñadidos que aquellas para productos forjables.

Las aleaciones de aluminio forjables pueden ser agrupadas en dos clases:

- 1) Cubren las aleaciones no tratables térmicamente, las cuales pueden ser  
únicamente endurecidas y tensionadas por trabajado en frío. Y
- 2) Las tratables térmicamente.

Las aleaciones de aluminio de fundición son identificadas en la forma --  
que muestra la tabla II.1.

Las fundiciones de las aleaciones de aluminio producidos industrialmente  
se llevan a cabo principalmente por medio de los procesos de :

- a) Moldeo en arena
- b) Die casting por presión
- c) Die casting por gravedad
- d) Fundición invertida
- e) Fundición centrífuga

La fundición adquiere muchas de sus características metalúrgicas durante  
la solidificación, por ejemplo: tamaño de grano, forma y distribución de -  
microconstituyentes, segregación y porosidad. Por lo que el completo con-  
trol de enfriamiento requiere tomar en cuenta el material de moldeo, la --

práctica de fusión, la temperatura de la fundición, la velocidad de vaciado, las técnicas de alimentación, colocación de mazarotas y enfriamiento.

La mazarota tiene cuatro propósitos:

- a) La velocidad y dirección del flujo del metal debe ser tal que asegure el llenado completo del molde antes de la solidificación.
- b) El flujo deberá ser parejo y uniforme con la mínima turbulencia con el objeto de evitar atrapamientos de aire, oxidación del metal y erosión del molde.
- c) El diseño tomará en cuenta la distribución ideal de temperaturas permitiendo la favorable alimentación.
- d) El sistema puede incorporar trampas para la separación de inclusiones no metálicas. Las trampas más comunes son una simple cámara flotadora cuyo fundamento de separación es la diferencia de densidades; y los filtros.

Si la alimentación la fundición final estará sujeta a defectos por contracción en la forma de grandes cavidades internas, filamentos vacíos o cavidades superficiales y agujeros. Las medidas adoptadas para la alimentación de fundiciones frecuentemente usan el principio de solidificación direccional donde el enfriamiento es controlado por el diseño del molde y por el diseño intrínseco de la fundición, así la solidificación comienza en aquellas partes más distantes de los alimentadores y continúa a través de la fundición hacia ellos.

Si el alimentador y la mazarota se encuentran opuestos, se produce un gradiente inverso de temperatura la que es desfavorable a la alimentación.

La importancia de las técnicas de alimentación se apoya en los gradientes de temperatura inicial inducidas por el sistema fundición-mazarota. La parte de una fundición inmediatamente adyacente a un único alimentador es particularmente susceptible a una contracción local en la zona intensamente caliente

causada por el paso de un gran volúmen de metal durante el vaciado; este problema puede remediarse por algunos métodos como por ejemplo: interrumpir la operación de vaciado cuando el nivel del metal alcanza la base del alimentador y luego éste se llena directamente con metal de la cuchara asegurando de esta manera que el metal del alimentador posea alta temperatura

Cuando la técnica de alimentación promueve gradientes favorables, un vaciado lento conduce a una solidificación direccional; en los casos de gradientes invertidos para minimizar éstos es necesario un vaciado rápido.

#### 11.1.1 DEFECTOS POR CONTRACCION

Se pueden distinguir tres grupos de aleaciones las cuales son:

- a) Aleaciones que solidifican con marcada formación de corteza.
- b) Aleaciones que muestran extensa zona pastosa durante la solidificación.
- c) Las fundiciones grises.

En el caso de las aleaciones que solidifican en una forma muy pastosa, nos ayuda a visualizar los pequeños agujeros entre las dendritas y entre los brazos dendríticos al final del proceso de solidificación. La aleación Al-7%Si es una aleación que solidifica en una forma muy pastosa y en ella puede observarse una baja contracción superficial en la parte superior, pero suele presentar contracciones interdendríticas muy finas. El enfriamiento rápido tiende a minimizar la microporosidad ya que la zona pastosa se ve disminuida. La forma del defecto por contracción depende sobre factores de diseño como también de las condiciones de enfriamiento y el mecanismo de solidificación de la aleación. Varios tipos pueden presentarse y éstos son ilustrados en la fig. 11.1.

Cavidad Primaria.- Esta es debido a un llenado incompleto de la mazarota o a la omisión total de ella.

Cavidades secundarias.- A diferencia de las cavidades primarias, éstas son

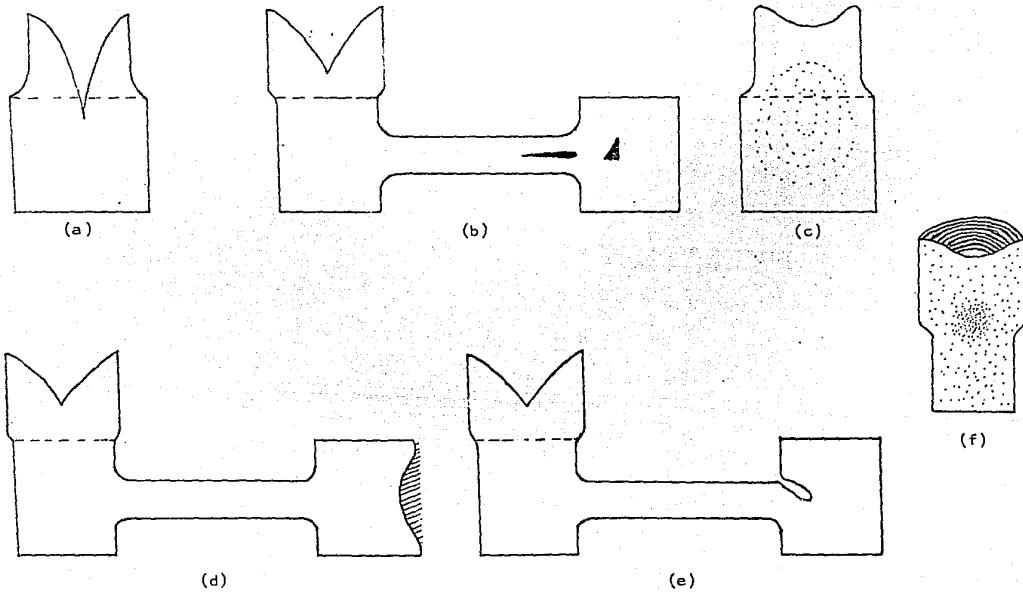


Fig. 11.1 Formas de defectos por contracción: a) Cavidad primaria, b) Cavidades secundarias, c) Porosidad discreta, d) Hundimiento, e) Perforación. (Beely (5)). f) Aleación Al-7% Si mostrando contracción interdendrítica. (Flemmings (4)).

completamente internas y ocurren en lugares lejanos a la mazarota y pueden encontrarse en forma de una cavidad masiva o una cavidad en forma de filamento. Los sitios típicos a ocurrir esta contracción son: zonas centrales, de extensión paralela a las paredes; y zonas locales donde no se ha previsto de un alimentador (región sin enfriamiento primario).

Porosidad discreta.- Mientras que las aleaciones de corto rango de solidificación producen cavidades claramente definidas, las aleaciones con amplios rangos de solidificación están sujetas a porosidad dispersa. Esta toma la forma de cavidades intercristalinas ocurriendo en una zona larga y frecuentemente extendiéndose a la superficie. Microscópicamente esta porosidad se observa como cavidades con delimitamiento cóncavo.

La porosidad dispersa por contracción en aleaciones que solidifican en una forma pastosa no pueden ser fácilmente eliminados por un simple alimentador, en este caso es más efectivo un rápido enfriamiento.

Hendiduras internas y superficiales.- Las cavidades por contracción en las aleaciones que forman corteza no siempre ocurren en el centro térmico, el líquido residual se aísla poco a poco de la atmósfera por una continua capa de sólido dando lugar a una baja presión dentro de la fundición, deformándose posteriormente la capa bajo este estado de presión y apareciendo este tipo de contracción.

En otros casos esta diferencia de presiones da lugar a que la presión atmosférica rompa la corteza y se produzca una cavidad. Este defecto se presenta generalmente en los ángulos de la fundición. Las zonas calientes y una lenta velocidad de formación de corteza crean las condiciones para el defecto local de dicha corteza.

Las pequeñas perforaciones (puncture) son más probables a ocurrir con altas temperaturas de vaciado. Estos defectos podrían ser evitados con enfriamientos rápidos en las zonas del defecto o asegurando el acceso de la pre-

sión atmosférica sobre el metal líquido.

## 11.2 TRATAMIENTO TERMICO DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO

Una característica importante de las aleaciones de aluminio es su respuesta al tratamiento térmico, ya que no todas las aleaciones responden a ello, debido a que la respuesta de una aleación depende de su composición química.

Las reacciones envueltas en el tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio son principalmente solución y precipitación, siempre y cuando no ocurran cambios alotrópicos.

En fundición, la solidificación y el enfriamiento ocurren bajo condiciones que producen una estructura heterogénea. La matriz se encontrará baja en --- constituyentes de aleación y las dendritas y los límites de grano serán ricos en estos constituyentes; la red de constituyentes la cual es dura y frágil, tensionará la matriz y al mismo tiempo reducirá la ductilidad, y esto no representa la distribución más efectiva de los elementos de aleación para tensión y dureza.

La solubilidad sólida es apreciablemente mayor a temperaturas cercanas al punto de fusión de la aleación, que a bajas temperaturas; lo cual hace posible el tratamiento térmico de las aleaciones. Por lo tanto, únicamente aquellas aleaciones en las cuales los constituyentes endurecedores son apreciablemente solubles, y en la cual hay una marcada diferencia en la solubilidad a altas y bajas temperaturas son las posibles a ser tratadas térmicamente.

El tratamiento térmico consiste en mantener el material a una temperatura justamente abajo del punto a la cual fundiría el eutéctico, por tiempo suficiente para conseguir una solución efectiva y una distribución de los varios constituyentes endurecedores, fig. 11.2.

Cuando los constituyentes endurecedores han sido disueltos y mas o menos uniformemente distribuidos por calentamiento, la estructura resultante de so

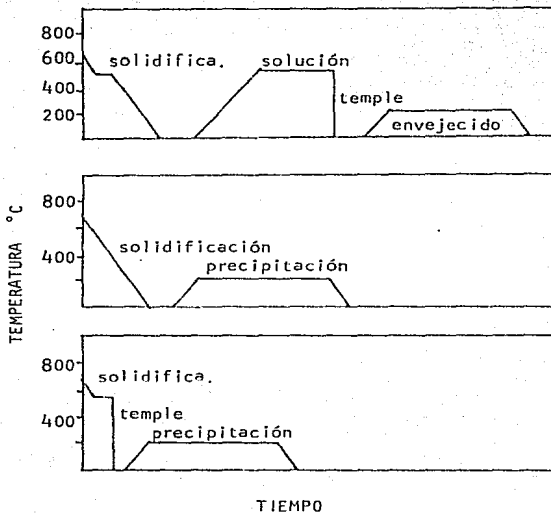


Fig. 11.2 Tratamientos típicos de aleaciones Al-Si. (Smart (27)).



lución sólida puede ser substancialmente retenida por rápido enfriamiento - del material. En este momento el material tiene una dureza intermedia entre el recocido y el material completamente tratado térmicamente, y por ello es fácilmente trabajable.

El incremento en resistencia, en el envejecimiento, es atribuido a la precipitación de algunos de los constituyentes endurecedores desde solución sólida, en forma de partículas submicroscópicas; las cuales son de óptimo tamaño, número y distribución para ser efectiva en la prevención de fácil deslizamiento sobre los planos cristalográficos de la red de solución sólida.

El tiempo y temperatura del tratamiento de envejecimiento artificial varía con el tipo de aleación porque las velocidades de precipitación y crecimiento de las partículas a un tamaño crítico difiere con los diferentes constituyentes endurecedores.

- F Temple por fabricado. Se aplica a los productos de proceso de formado - en las cuales no hay control especial sobre las condiciones térmicas, o - es empleado un esfuerzo endurecedor.
- O Recocido. Se aplica a los productos forjables los cuales son recocidos para obtener las menores tensiones por temple, y en los productos fundidos para mejorar la ductilidad y la estabilidad dimensional. La O puede - ser seguido por algún otro dígito que cero.
- H Tensión-Dureza, (únicamente para productos forjables). Se aplica a productos los cuales han aumentado su dureza por esfuerzo-dureza; con o sin tratamiento térmico suplementario para producir reducción en las tensiones. El H se sigue siempre por dos o más dígitos.
- W Tratamiento térmico de solución. Un temple inestable aplicable únicamente a las aleaciones que envejecen espontáneamente a la temperatura ambiente, después de un tratamiento térmico de solución. Esta designación es es

pecífica únicamente cuando el período de envejecimiento natural es indicado; por ejemplo: 1/2 hr.

T Tratamiento térmico para producir temple estable aparte del F, O, ó H. - Se aplica para productos que son tratados térmicamente, con ó sin endurecimiento por esfuerzo suplementario, para producir un temple estable. La T es siempre seguida por uno ó más dígitos.

Subdivisión del temple H, esfuerzo-endurecimiento.

El primer dígito que le sigue a la H indica la combinación específica de las operaciones básicas, como sigue:

H1 Esfuerzo-endurecimiento únicamente. Se aplica a productos los cuales -- son endurecidos por deformación para obtener la resistencia deseada sin -- tratamiento térmico complementario. El número siguiente a ésta designa-- ción indica el grado de endurecimiento por deformación.

H2 Esfuerzo-endurecimiento y recocido parcial. Se aplica a los productos - que son endurecidos por deformación más de la cantidad deseada final y en - entonces reducidas sus tensiones al nivel deseado por un recocido parcial. Para las aleaciones que se suavizan por envejecimiento a temperatura ambiente, el tratamiento H2 tiene la misma resistencia a la tensión mínima que corresponde al temple H3. Para otras aleaciones tiene la misma mínima resistencia a la tensión última que corresponde al temple H1 y ligeramente una elongación mayor; el número que sigue a esta designación indica el grado de endurecimiento por deformación restante después de que el produc to ha sido parcialmente recocido.

H3 Esfuerzo-endurecimiento y estabilización. Se aplica a los productos los cuales son endurecidos por deformación y cuyas propiedades mecánicas son estabilizadas por un tratamiento térmico a bajas temperaturas, del cual - cual resulta una resistencia a la tensión ligeramente baja y provee ducti

lidad, esta designación es aplicable únicamente a aquellas aleaciones las cuales, al menos que estén estabilizadas, gradualmente se suavizan con el envejecimiento a temperatura ambiente. El número que le sigue a esta designación indica el grado de endurecimiento por deformación después del tratamiento de estabilización.

El dígito que le sigue a las designaciones H1, H2, H3, indica el grado de endurecimiento por deformación. El número 8 ha sido asignado para indicar temple teniendo una resistencia a la tensión última, equivalente al obtenido por una reducción en frío ( la temperatura durante la reducción no debe exceder los 120°F), de aproximadamente 75%, seguido de un recocido total. Los tratamientos entre 0 (recocido) y 8 son designados por números del 1 al 7. El material que tiene una resistencia a la tensión última, cerca de la media entre el 0 y el 8 es designado por el número 4; cerca de la mitad entre el 0 y el 4 es designado por el 2; y cerca de la media entre el 4 y el 8, por el número 6. El número 9 se designa a los tratamientos cuya resistencia a la tensión mínima última excede a la del 8. Para los tratamientos H con dos dígitos cuyo segundo dígito es impar, los límites estándar para la resistencia a la tensión última son exactamente la media entre aquellos tratamientos H de dos dígitos adyacentes, cuyos segundos dígitos son iguales.

El tercer dígito cuando son usados, indican una variación de los tratamientos de los de dos dígitos. Es usado cuando el grado de control del tratamiento o las propiedades mecánicas son diferentes pero que caen dentro de aquellos de dos dígitos, designación a la cual es añadida o cuando alguna otra característica es afectada.

Subdivisión del tratamiento T: Tratado térmicamente.

Los números del 1 al 10 siguientes a la letra T indican las consecuencias específicas de tratamientos básicos como sigue:

- T1 Enfriada desde una temperatura elevada en el proceso de moldeo y envejecido naturalmente para una condición sustancialmente estable. Se aplica para productos los cuales no son trabajados en frío después del enfriamiento desde una temperatura elevada en el proceso de moldeo, o en el cual el efecto del trabajado en frío en el laminado o enderezamiento es reconocido en los límites de propiedades mecánicas.
- T2 Enfriado desde una temperatura elevada en el proceso de moldeo, trabajado en frío y envejecido naturalmente para una condición sustancialmente estable. Se aplica a los productos los cuales son trabajados en frío para mejorar su resistencia después de un enfriamiento, desde una temperatura elevada en el proceso de moldeo; o cuando el efecto del trabajado en frío en el laminado o enderezamiento cae en los límites de las propiedades mecánicas.
- T3\* Tratamiento térmico de solución. Trabajado en frío y envejecimiento natural para una condición sustancialmente estable. Se aplica a los productos que son trabajados en frío para mejorar la resistencia después del tratamiento de solución; o cuando el efecto del trabajado en frío en la laminación o enderezamiento cae en los límites de las propiedades mecánicas.
- T4\* Tratamiento térmico de solución y envejecimiento natural para una condición sustancialmente estable. Se aplica a los productos que no son trabajados en frío después del tratamiento térmico de solución o cuando el efecto del trabajado en frío o enderezamiento no cae dentro de los límites de las propiedades mecánicas.
- T5 Enfriamiento desde una temperatura elevada en los procesos de moldeo y entonces envejecido artificialmente. Se aplica a los productos que no son trabajados en frío después de vaciar desde una temperatura elevada en los procesos de moldeo; o cuando el efecto del trabajado en frío en la lamina

ción o enderezamiento, no cae dentro de los límites de las propiedades mecánicas.

T6\* Tratamiento térmico de solución y entonces envejecido artificialmente.

Se aplica a los productos que no son trabajados en frío después del tratamiento térmico de solución; o cuando el efecto del trabajado en frío en la laminación o enderezamiento no cae dentro de los límites de las propiedades mecánicas.

T7\* Tratamiento térmico de solución y estabilización. Se aplica a los productos que son estabilizados, después del tratamiento térmico de solución llevarlos más allá del punto de resistencia máxima para mejorar el control de algunas características especiales.

T8\* Tratamiento térmico de solución trabajado en frío y entonces envejecido artificialmente. Se aplica a los productos que son trabajados en frío para mejorar la resistencia; o cuando el efecto del trabajado en frío, laminación o enderezamiento, cae dentro de los límites de las propiedades mecánicas.

T9\* Tratamiento térmico de solución envejecido artificialmente y entonces trabajado en frío. Se aplica a los productos que son trabajados en frío para mejorar su resistencia.

T10 Enfriado desde una temperatura elevada en los procesos de moldeo, trabajado en frío y entonces envejecido artificialmente. Se aplica a los productos que son trabajados en frío para mejorar su resistencia; o cuando el efecto del trabajado en frío en laminación o enderezamiento, cae dentro de los límites de las propiedades mecánicas.

Dígitos adicionales, de los cuales el primero no sea cero, puede ser añadido en las designaciones desde T1 hasta T10, para indicar una variación en el tratamiento, el cual altera significativamente las características del pro-

ducto.

\* Algunas de las aleaciones de la serie 6000 alcanzan las mismas propiedades mecánicas especificadas, ya sea por tratamiento térmico de solución en horno, o por enfriamiento desde una temperatura elevada en el proceso de moldeo a una velocidad bastante rápida para tomar los constituyentes en solución. En tales casos, los tratamientos designados T3, T4, T6, T7, T8 y T9, son aplicados a uno u otro proceso y son designados apropiadamente.

Variaciones del tratamiento 0; Recocido.

Un dígito a la letra 0, cuando es usado, indica un producto en la condición de recocido, teniendo características especiales.

### 11.3 PROPIEDADES MECANICAS

La producción y uso de los materiales depende, en gran parte de sus propiedades mecánicas, tales como resistencia, dureza y ductilidad. Es posible obtener valores numéricos que describan estas propiedades mediante el uso de pruebas patrón de tracción, dureza, impacto, y fatiga.

La capacidad de un material para soportar una carga estática puede determinarse mediante una prueba de tensión o compresión. La prueba de dureza mide la resistencia de un material a la penetración de un punzón o una cuchilla. El penetrador es generalmente una esfera, pirámide o cono, hecho de un material mucho más duro que el que se ensaya (ejemplo: acero endurecido, carburo de tungsteno sinterizado, o diamante). De las pruebas de impacto se determina la tenacidad de un material a las cargas de choque. Las pruebas de fatiga miden el período de vida útil de un material sometido a cargas cíclicas; las de fluencia y ruptura bajo carga se efectúan para evaluar el comportamiento de un material sometido a una carga y una temperatura elevada por un período largo. Los resultados de éstas y otras pruebas más especializadas son a menudo de significado empírico más que fundamental.

### 11.3.1 COMPORTAMIENTO ELASTICO Y PLASTICO

La experiencia nos muestra que todos los materiales sólidos pueden deformarse cuando están sujetos a una carga externa. Y que un sólido recobrará sus dimensiones originales al remover la carga cuando se sujeta a ésta hasta ciertos límites; a este comportamiento se le conoce como comportamiento elástico.

La carga límite a la cual el material ya no responde elásticamente se le denomina límite elástico. Si el límite elástico es traspasado el cuerpo experimentará una permanente deformación cuando la carga sea removida, entonces se dice que el cuerpo ha experimentado una deformación plástica.

### 11.3.2 DIAGRAMAS ESFUERZO-DEFORMACION

En la mecánica de los sólidos es de primordial importancia el comportamiento de materiales reales en condiciones de carga. Los experimentos, principalmente ensayos a tensión o a compresión, proporcionan la información básica acerca de este comportamiento, fig. 11.3.

Los diagramas esfuerzo-deformación que se determinan en forma experimental difieren mucho según los distintos materiales. Aún para el mismo material difieren según la temperatura a la que se efectúe el ensaye. La velocidad de la prueba y cierto número de otras variables, es decir, cada material tiene su propia gráfica.

El punto final de una gráfica esfuerzo-deformación corresponde a la falla completa (ruptura) de una probeta. Los materiales capaces de resistir grandes deformaciones se conocen como materiales dúctiles, y los que no, se conocen como materiales frágiles.

Por lo general los esfuerzos se calculan con base en el área transversal original de una probeta; frecuentemente tales valores de esfuerzo se llaman esfuerzos convencionales o de ingeniería. Por otra parte se sabe que -

en un material siempre ocurre contracción o expansión transversal; este efecto se conoce como estricción, fig. 11.4.

Los materiales frágiles no presentan tal efecto a temperaturas ordina--

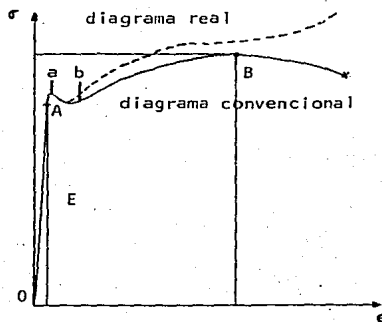


Fig. 11.3 Diagrama esfuerzo-deformación en tracción.

rias, aunque también se contraen en un poco transversalmente en un ensaye a la tensión y se expanden en uno a la compresión. Dividiendo la fuerza aplicada entre el área transversal real correspondiente que una probeta tie ne en el mismo instante, se obtiene el llamado esfuerzo real

Una gráfica del esfuerzo real en función de la deformación recibe el nom bre de diagrama real esfuerzo-deformación, fig. 11.3.

Varios aspectos importantes se deben observar en relación con los diagra mas esfuerzo-deformación. Uno de los más importantes pertenece al un poco vagamente definido punto A de la figura 11.3, dicho punto está sobre una - recta que parte del origen y sigue estrechamente la trayectoria de la grá- fica esfuerzo-deformación; a este punto se le denomina límite de proporció



nalidad del material. La pendiente de la recta desde 0 hasta A es el módulo elástico E. Físicamente, E representa la rigidez del material a una carga impuesta.

En todos los materiales reales, al menos a cierta distancia desde el origen y con un grado suficiente de exactitud, los valores experimentales de esfuerzo contra deformación están esencialmente sobre una línea recta. Se puede decir que la relación entre esfuerzo y deformación es lineal para todos los materiales.

Esta idealización y generalización es la base de la ley de Hooke, por tanto, dicha ley se aplica sólo hasta el límite de proporcionalidad del material.

Los puntos máximos en el diagrama (punto B en la figura 11.3) corresponden a la resistencia última de un material. El esfuerzo correspondiente a la meseta ab, con longitud considerable, se denomina punto de fluencia de un material, fig. 11.3.

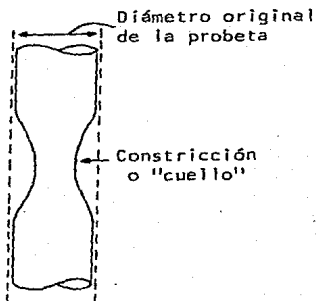


Fig. 11.4 Contracción de una probeta cerca del punto de ruptura

En el punto de fluencia una gran deformación se produce a esfuerzo constante. El fenómeno de fluencia no existe en los materiales frágiles.

## CAPITULO

### III

#### MODIFICACION DE LAS ALEACIONES AL - SI

Las aleaciones de aluminio-silicio son objeto de 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 resistencia, son bajas, lo cual reduce gran parte de sus posibilidades de aplicación industrial.

El silicio a temperatura ambiente es casi insoluble en aluminio y durante la solidificación el silicio precipita ya sea como un constituyente primario o como un eutéctico con el aluminio, en cualquier caso, el silicio toma la forma de polihedros y agujas, estas burdas partículas de silicio presentan discontinuidades en la matriz suave y dúctil del aluminio, siendo esta estructura típica de una fundición que tiene bajas propiedades de resistencia a la tensión y elongación, ya que la fractura comienza donde la matriz suave choca con las partículas duras de silicio.

La modificación elimina las partículas de silicio polihedral, y las agujas de silicio, produciendo una uniforme dispersión de finas partículas de silicio globular, el cual es mucho más dúctil que las burdas placas de silicio. De esta manera, la modificación mejora las propiedades mecánicas de todas las aleaciones Al-Si, y es en las aleaciones autécticas (10% - 13%) donde estas son marcadamente mejoradas.

La modificación de las aleaciones Al-Si puede llevarse a cabo mediante: a) Un enfriamiento rápido; b) Pequeñas adiciones de elementos modificadores.

El enfriamiento rápido del metal como el que sucede en secciones delgadas -

coladas en coquilla sería suficiente para conseguir una estructura modificada ; pero generalmente no todas las piezas tienen secciones delgadas y no todas son coladas en coquilla, por lo cual, se necesita un elemento modificador para que en las secciones más gruesas y en las piezas de lenta solidificación no se puedan desarrollar láminas y agujas de silicio.

Kim y Heine examinaron el efecto de varios elementos sobre el refinamiento de la estructura eutéctica, y encontraron que todos los elementos del grupo IA de la tabla periódica, con excepción del litio, podían realizar la modificación, siendo el sodio el más efectivo.

Otros elementos del grupo IIA (alcalinotérreos), tales como el calcio y el estroncio, tienen efecto modificador; y aún elementos como el arsénico, selenio y cadmio previenen el silicio polihedral, ver tabla III.1.

Por otra parte, independientemente del modificador utilizado, un hecho que está presente es que una adición insuficiente como una excesiva producirán piezas con bajas propiedades mecánicas.

### III.1 MECANISMOS DE MODIFICACION

En 1911, Frilley encuentra la estructura modificada de la aleación Al-Si al producir esta por reducción electrolítica directa de alúmina y sílica simultáneamente.

En 1921, Pacz encuentra la estructura modificada de la aleación Al-Si después de tratar el metal fundido con NaF antes de colar.

El descubrimiento de Pacz movió a otros investigadores a buscar nuevas y mejores formas de modificación, así como estudiar su mecanismo. El mecanismo mediante el cual ocurre la modificación de la estructura es un problema que ha sido tratado por muchos investigadores, sin que a la fecha exista una explicación clara al respecto; esto es debido a que las variables involucradas son:

Tabla III.1 Modificación del eutéctico mediante la adición de algunos elementos. (Kim y Heine (28)).

Elemento adicionado	% en peso adicionado	Temp. de adición, °C	Modificación máx. %	Pollhedros burdos de Si	Grupo en la tabla periódica
Li	0,075	710-1213	0	Si	IA
Na	0,075	610	0	No	IA
		638	20	No	IA
		677	80	No	IA
		696	100	No	IA
		899	100	No	IA
K	0,075	610	0	No	IA
		899	60	No	IA
		857	70	No	IA
Rb	4,20	857	70	No	IA
Cs	4,20	869	20	No	IA
Mg	0,0733	591-1195	0	Si	IIA
Ca	0,082-0,16	820-1188	25	No	IIA
P	0,728	600-995	0	Si	VA
As	0,08-0,14	612,4-997	10	No	VA
Se	0,0765	640-1019	10	No	VIA
Cd	0,076	612,4-1093	5	No	VIA
S	0,07	700	0	Si	VIA
Zn	0,07	800	0	Si	VIA
Bi	0,082	906	0	Si	VA
In	0,082	846	0	Si	IIIA
Pb	0,082	1184	0	Si	IVA

composición química, temperatura, proceso, velocidad de enfriamiento, elementos añadidos, etc. Por lo tanto, cada estudio que se haya realizado, arroja - resultados de condiciones muy particulares en que fué efectuado.

La mayoría de los autores coinciden en que la modificación es el resultado de diversos factores que operan sobre la solidificación, tales como: cinéticos, térmicos, químicos, etc.. Uno de los principios más aceptados establece: la nucleación y crecimiento que dan por resultado la morfología de la fase mo dificada, y son dependientes de la temperatura, es decir, que el elemento mo dificador promueve la nucleación y crecimiento dentro de ciertos rangos de -- temperaturas específicas.

Por tal motivo, el elemento modificador no es en sí mismo la causa de la -- morfología de fase, debido a que ésta puede existir aún cuando dicho elemento no esté presente, como es el caso del vaciado en molde metálico; aquí se pro voca una alta velocidad de enfriamiento, lo cual incrementa el subenfriamiento y por lo tanto se facilita la nucleación repetida del silicio, crecimiento rápido del aluminio y reducción de la velocidad de difusión del silicio, efec tos todos que tienden a refinar el tamaño del silicio y producir una estructu ra similar a la modificada.

Dentro de los principales estudios realizados sobre los mecanismos de la mo dificación de la aleación eutéctica de Al-Si encontramos los siguientes:

Archer y Kempf establecen que la modificación de las aleaciones Al-Si, con tiendo 13% de silicio disminuyen la temperatura de solidificación eutéctica - de 577°C a 564°C. Posteriormente Archer y Edward se proponen que la omisión de la nucleación de la fase silicio durante la modificación por sodio se debe

: a) destrucción del núcleo cristalino,

b) Incremento de obstrucción en el crecimiento del cristal de acuerdo a la teoría coloidal y la teoría de adsorción. (28).

Guillet propone la teoría del flujo verdadero, según él el agente modificador reacciona químicamente en caminos como la remoción de las impurezas, alúmina y sílica por reducción. (28).

Curran y Otani sugirieron, independientemente, el sistema ternario Al-Si-Na como una explicación de la parte que juega el sodio en la producción de la estructura modificada. (28).

Ransley y Neufeld avanzaron la teoría de la obstrucción a la nucleación y crecimiento del silicio en las aleaciones modificadas, la cual era causada según ellos, por el componente líquido rico en sodio de composición ( $\text{NaAlSi}_{1.25}$  ó  $\text{NaAlSi}_{1.33}$ ).

Thall y Chalmers sugirieron que la presencia de una concentración de sodio en los alrededores del aluminio causan un decremento en la energía superficial y en la tensión interfacial entre los cristales de silicio sólido y el aluminio sólido. (28).

Plumb y Lewis encontraron que el fino eutéctico modificado producido por una pieza con rápido enfriamiento y el producido por un tratamiento con sodio eran semejantes microestructuralmente. (28).

A partir de entonces se comienza a buscar una explicación hacia los mecanismos envueltos en estos dos caminos de obtención de modificación. Kim y Heine revelan lo siguiente:

El eutéctico de la aleación normal nuclea en toda la muestra y crece alrededor en forma de células, por lo que no hay separación entre la cáscara completamente sólida y el corazón líquido. Este es un tipo de solidificación pastosa y puede llamarsele solidificación endógena, fig. III.1.

En cuanto al eutéctico de la aleación modificada esta nuclea sobre la superficie de la muestra y avanza su crecimiento hasta alcanzar el centro, y se presenta tanto en aleaciones hipoeutécticas como hipereutécticas y eutécticas

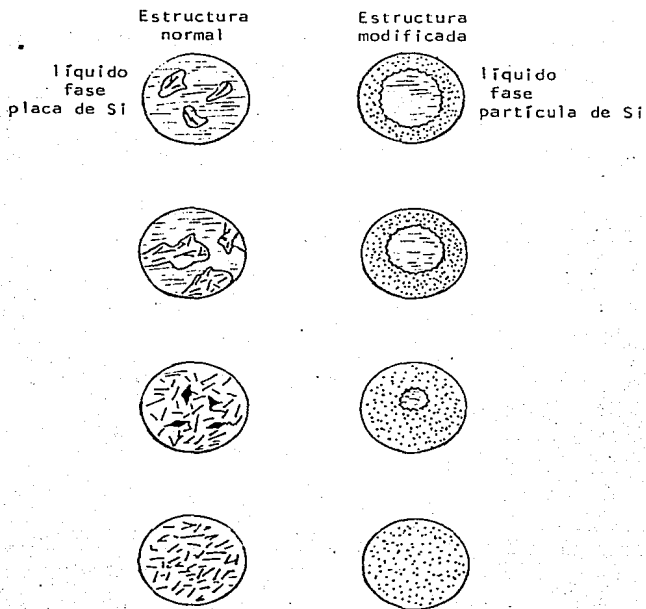


Fig. III.1 Diagrama esquemático mostrando la diferencia macroestructural entre la solidificación del eutéctico - normal y modificado. (28).



. A esta solidificación se le llama solidificación exógena.

La nucleación y crecimiento de la fase silicio son dependientes de la composición y velocidad de enfriamiento en ambas aleaciones, normal y modificada; pues a un porcentaje dado de silicio, la detención térmica del eutéctico se ve disminuida conforme la velocidad de enfriamiento aumenta. Y es progresivamente disminuído conforme el contenido de silicio decrece.

La tabla III.2 registra la temperatura del comienzo de solidificación eutéctica cuando la primera fase silicio aparece ya sea como placas o como polihedros en las aleaciones normales de 7.0% y 11.81% de silicio; o como placa eutéctica y eutéctico burdo adyacente al silicio primario en la aleación con -- 17.0% de silicio.

Las aleaciones modificadas cerca del eutéctico o hipereutécticas comienzan a solidificar con 2 y 5% de eutéctico normal respectivamente y entonces se interrumpe para dar lugar a la solidificación del eutéctico modificado en temperaturas que caen por debajo de 580 °C.

La fase silicio en aleaciones normal y modificada nuclean y crecen a temperaturas diferentes, donde las aleaciones modificadas se asocian siempre a bajas temperaturas. Por lo tanto, la partícula de silicio depende de la temperatura de crecimiento y no de la presencia o ausencia del sodio en la fundición.

En la nucleación de una aleación modificada por elementos modificadores, -- dos factores son considerados:

- 1) El elemento modificante puede potencialmente formar un compuesto con el silicio que es estable en el rango de temperaturas de interés.
- 2) El elemento puede ser añadido a una temperatura que le permita estar adecuadamente dispersado, esto es posible si el elemento modificante no forma -- compuestos estables con el aluminio, como por ejemplo el litio, el cual forma  $LiAl$  y  $Li_2Al_6$ .

Tabla III.2 Temperatura de inicio de nucleación del silicio eutéctico determinado metalográficamente. (Kim y Heine (28)).

7% Si		11.81% Si		17% Si	
Normal (a)	Modificado (a)	Normal (a)	Modificado (a)	Normal (a)	Modificado (a)
581 °C (1077.8 °F)	576 °C (1068.8 °F)	583 °C (1081.4 °F)	583 °C (1081.4 °F)	584.4 °C (1084 °F)	581 °C (b) (1077.8 °F)(b)
			580 °C (1076 °F)		580 °C (b) (1076 °F)(b)

a) Enfriamiento lento.  
b) Alrededor de 2-5% de eutéctico normal nuclea y crece a altas temperaturas como eutéctico normal, mientras el resto nuclea y crece como eutéctico modificado a bajas temperaturas.

Los rangos de temperatura específicas de nucleación y crecimiento para los casos estudiados de 7 a 17% de silicio, son:

- 1) Silicio polihedral.- Nucleación y crecimiento a temperaturas arriba de --- 583 °C.
- 2) Placas burdas de silicio.- Nucleación y crecimiento ligeramente abajo de - 583 °C.
- 3) Finas placas de silicio.- Crecen abajo de 583 °C con el incremento de la - velocidad de enfriamiento.
- 4) Silicio globular.- Nucleación y crecimiento a 580 °C y abajo de este. Produce el eutéctico modificado en aleaciones tratadas con sodio, y el eutéctico pseudomodificado en aleaciones de fundición en molde metálico.
- 5) Silicio idiomórfico.- Silicio primario en aleaciones hipereutécticas. Nu-- clea y crece desde la temperatura del líquido hasta 583 °C.

En aleaciones normales la formación de placas burdas de silicio se debe a - que el crecimiento es favorecido sobre ciertos planos cristalográficos, y es característico de las altas temperaturas. En aleaciones modificadas el crecimiento se lleva a cabo sobre planos cristalográficos de la red, produciendo - la forma globular o esferoidal.

Entre los modificadores tenemos a los elementos modificantes que actúan como el sodio, y a los elementos nucleadores del silicio que actúan como fosforos. Y la teoría más aceptada sobre la modificación con sodio nos menciona -- que la modificación se debe a dos efectos del sodio: uno sobre la nucleación, y otro sobre el crecimiento; efectuado por el balance entre el sodio y el fósforo. Así, las fases que pueden estar presentes son: Al, Si, (NaAl)Si<sub>2</sub>, Na, - AlP y Na<sub>3</sub>P.

La relación Na:P controla las fases presentes; si la relación es aproximada mente 2.2, el fósforo y el sodio son combinados como Na<sub>3</sub>P. Con bajas relacio-

nes el exceso de fósforo está presente como AlP; y con altas relaciones el sodio forma  $(NaAl)Si_2$ .

La fase silicio puede estar presente en una variedad de estructuras, los cristales de silicio primario pueden aparecer como:

a) Globular o esquelético, b) Plumoso o formando estrellas y c) Esferoidizado. Y el eutéctico puede ser:

a) Al azar, b) No modificado, c) Baja modificación, d) Modificado, y e) Sobre modificado.

La neutralización de la nucleación de impurezas por sodio se ha explicado de la siguiente manera:

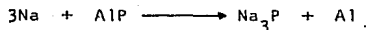
1) La nucleación y crecimiento del aluminio no es substancialmente afectado por el fósforo o sodio.

2) El contenido de fosforo de todo metal comercial es usualmente suficiente para producir algún AlP primario.

3) El AlP es el mejor nucleante del silicio, y cuando es primaria, nuclea al silicio hasta agotarlo.

4) El NaP no nuclea al silicio.

5) El sodio neutraliza el efecto de nucleación del fósforo conforme a la reacción:



6) El sodio destruye los ángulos gemelos del silicio e imposibilita su crecimiento por un doble mecanismo. Así el crecimiento del silicio es impedido y será necesario un alto subenfriamiento para impulsarlo.

7) El sodio reduce la tensión superficial del aluminio, pero no la del silicio. La relación  $(Al) : (Si)$  se ve decrementado y entonces mientras el silicio tiende a esferoidizarse el aluminio tiende a esparcirse en él.

8) El  $(NaAl)Si_2$  tiende a nuclear el silicio casi tan bien como el AlP.

En aleaciones dentro del campo AIP primario (ver diagrama Al-P-Na, fig. III .2, la nucleación del silicio por el cristal primario toma lugar a bajos subenfriamientos. Si el contenido de silicio está por arriba del autéctico, los cristales de silicio se forman primero y crecen lentamente a mas o menos octahedros perfectos, Debido a la fácil nucleación del silicio sobre el AIP, el silicio puede cristalizar antes que el aluminio, y en forma semejante al del punto eutéctico verdadero; de aquí el aparente cambio de composición eutéctica a 11.7% de silicio. Si el contenido de silicio está bien por abajo del eutéctico, el aluminio (el cual no es afectado por el AIP), cristaliza primero, entonces el silicio es nucleado por el AIP.

Si el contenido de AIP es muy alto, predomina la nucleación y entonces encontramos en el eutéctico cristales de silicio mas o menos equiaxiales orientados al azar. Con bajos contenidos de AIP, después de la nucleación con AIP hay algo de crecimiento y la apariencia normal del eutéctico es de cuerpos -- dispersados de cristales de silicio.

En el área donde ninguno, ni AIP ni  $(NaAl)Si_2$  es primario, la nucleación de el silicio primario es por algunos conocidos como impureza, este silicio sufre rápido crecimiento y produce dendritas o cristales dispersos (forma de estrellas).

En el campo de nucleación primaria del  $(NaAl)Si_2$  éste produce la nucleación del silicio y la aparente composición eutéctica cambia nuevamente a bajo contenido de silicio.

La nucleación del silicio por  $(NaAl)Si_2$  reduce el crecimiento, y los cristales de silicio globular aparecen especialmente en los límites de grano donde el sodio se concentra; esta es la estructura sobremodificada.

De todos los elementos con posibilidades de ser usados como modificadores, los más utilizados son: el sodio y el estroncio, y en menos grado el fósforo

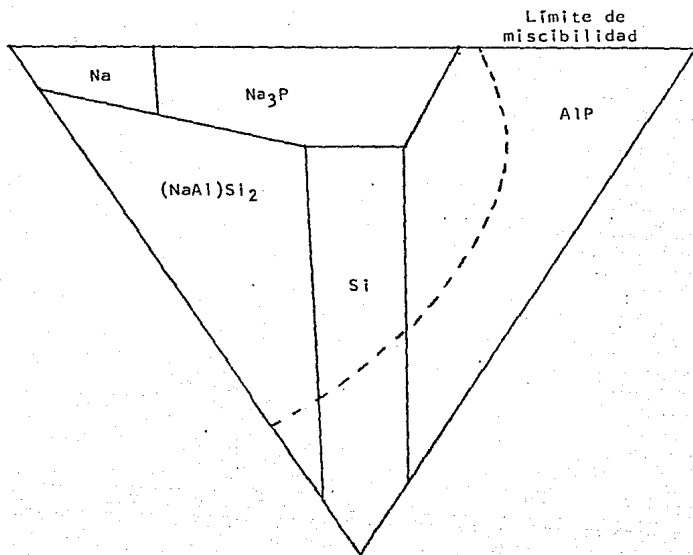


Fig. III.2 Plano esquemático de el liquidus en el diagrama aluminio-sodio-fósforo-silicio (Mondolfo (6))

y el antimonio.

El sodio es utilizado en forma pura ó, en sales de fluoruros o cloruros de sodio. El método más reciente es utilizar el sodio puro envasado a vacío para evitar su oxidación.

El estroncio por su parte puede ser usado en sales de cloruros, bromuros, - fluoruros o mezclas de ellos,

el fósforo es utilizado fundamentalmente en aleaciones hipereutécticas.

El antimonio por su parte no es empleado para las aleaciones que contienen magnesio, debido a la fácil formación del compuesto.

Por otra parte, independientemente del modificador utilizado, un hecho que está presente es que tanto una adición insuficiente como una excesiva producen resultados pobres, es decir, bajas propiedades mecánicas.

Ocasionalmente puede reportarse que (juzgando por la apariencia de la fractura), una fundición no responde al tratamiento de modificación con las cantidades requeridas de sodio. En estos casos la razón es frecuentemente que la - fractura es afectada por el hierro que se encuentra en forma de placa quebradiza (forma  $\beta$ ); por lo tanto, el porcentaje de este no debe ser excedida de los límites establecidos para la aleación tratada, y en caso de que esto suceda el manganeso debe encontrarse en cantidad suficiente para suprimir la formación de hierro.

El manganeso suficiente que podría ser utilizable satisface la siguiente ecuación:

$$\%Mn = 2X(\%Fe - 0.5).$$

Sin embargo el hierro y el manganeso en excesos deben ser evitados, aún --- cuando se ha permitido un ligero exceso en las solidificaciones lentas.

También puede suceder que una cantidad alta de calcio (mayor de 0.02%), esté inhibiendo la modificación; o si el enfriamiento de la aleación se ve interrumpida, o si recalentada en el rango eutéctico arriba de 580 °C.

### III.2 MODIFICACION CON SODIO

La solidificación de aleaciones eutécticas no modificadas generalmente forman contracción en grandes cavidades, y exhiben microcontracción dispersada si dichas aleaciones se encuentran modificadas con sodio. El uso del sodio puede llevarse a cabo ya sea por el uso del sodio metálico o del sodio en la forma de sales; cada método tiene sus ventajas y desventajas, y ambos también alcanzan un bajo orden de eficiencia.

El método de las sales es limpio y seguro manualmente, pero es laborioso y tienen la tendencia a acarrear humedad. El sodio metálico es relativamente barato pero peligroso su manejo manual; para protegerlo de la humedad atmosférica es normalmente guardado en parafina (Keroseno), el sodio guardado de esta manera contiene una cierta cantidad de parafina la cual es una fuente de hidrógeno y consecuentemente las aleaciones de aluminio tratadas con sodio metálico de este tipo deben ser desgasificadas, y aún así, al ser coladas en arena son porosas.

Estos métodos han sido reemplazados por los procesos de tratamiento con sodio al vacío; sin embargo no hay que olvidar que comercialmente el sodio producido también contiene una cantidad de hidrógeno en solución sólida, la cual será transferida directamente a la aleación.

El sodio causa 100% de modificación si la temperatura a la cual es adicionado es mayor de 680 °C y menor de 696 °C. La cantidad normalmente usada de sodio metálico es de 0.1% del peso del metal a ser modificado, (recordar que el sodio metálico es más eficaz que la mezcla de sales de sodio). Un tiempo de púdelación de 5 minutos es frecuentemente necesario para obtener la modificación completa; y la temperatura de tratamiento debe ser más alta con sales -- que con el uso de sodio metálico, lo que da lugar a un mayor acarreo de gas -- por las aleaciones tratadas con sales.



Se ha encontrado que un contenido de sodio de 0.01 a 0.014% da lugar a un máximo en los valores de resistencia a la tensión y de elongación, ver fig. - III.3.

Otros experimentos han revelado que la adición para obtener este máximo ha de ser de 0.05% - 0.06% de sodio en aleaciones conteniendo de 9.5% - 13.0% de silicio, y de 0.02% - 0.03% de sodio en aleaciones conteniendo de 6.0% - 9.5% de silicio.

La aleación eutéctica Al-Si solidifica en dos formas totalmente diferentes: estructura laminar y estructura cristalina.

La estructura laminar se caracteriza por constituirse de placas finas de silicio, con una orientación aparentemente regular dentro de ciertas áreas. La estructura típicamente cristalina se presenta en formas de cristales de silicio primario sobre una matriz eutéctica irregular y relativamente basta. Se ha demostrado que pequeños contenidos de fósforo (aproximadamente 0.0005%) -- produce la estructura de tipo cristalino. (15). La estructura laminar (no así cristalina), puede ser modificada aumentando la velocidad de solidificación. Para neutralizar el efecto del fósforo en la estructura cristalina se requiere mayor cantidad de sodio para la modificación.

Cuando el contenido de fierro es apreciable, aparecen agujas del compuesto ternario Al-Fe-Si al formarse la estructura eutéctica cristalina. Como consecuencia, las propiedades mecánicas de la estructura cristalina son inferiores en comparación a las de la estructura laminar.

Un problema que se presenta en la modificación, es la pérdida o desvanecimiento de éste, ya sea por que se volatilizan los elementos modificadores o se combinan con la escoria, lo cual puede ocurrir si no inmediatamente, en refusiones posteriores. El sodio en su caso tiende a perder considerablemente su efecto modificador después de mantenerse el caldo por un tiempo mayor de 20 a

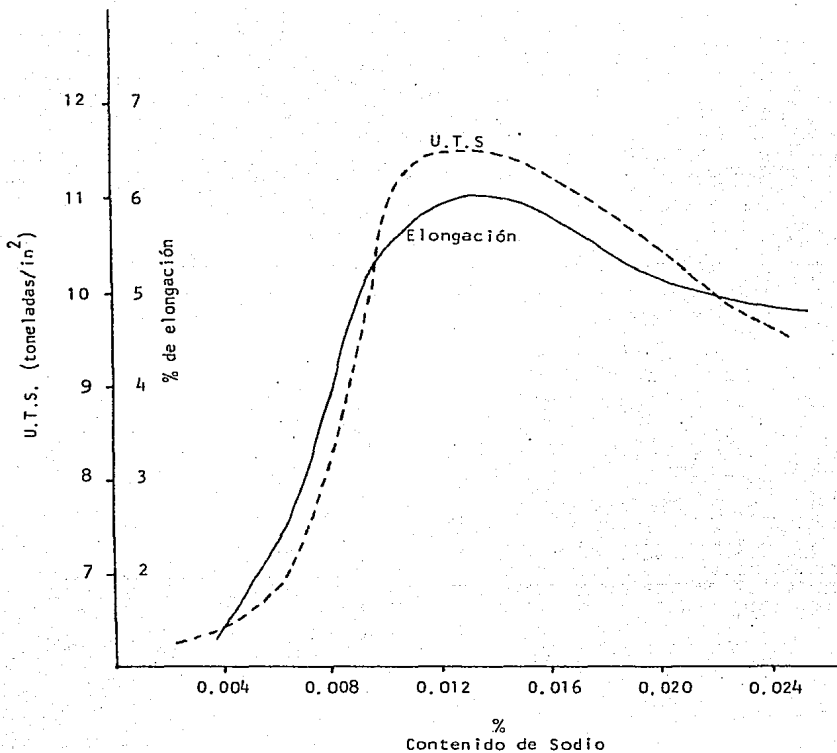


Fig. III.3 Una serie de pruebas llevadas a cabo en los laboratorios de investigación de Fosco Internacional han mostrado la importancia de mantener el contenido de sodio de 0.010% a 0.014%. A estos niveles, la resistencia tensil y la elongación alcanzan un máximo. Nótese que una sobremodificación reduce los valores tensiles apreciablemente. (Fosco (25)).

50 minutos.

### III.3 MODIFICACION CON ESTRONCIO

Otros muchos trabajos se han realizado para encontrar elementos que tuvieran efectos análogos al sodio en la modificación del eutéctico aluminio-silicio, y algunos otros más ambiciosos que han tratado de conseguir una modificación permanente, dentro de éstos últimos se han encontrado los siguientes elementos, de los cuales sólo el estroncio es utilizado:

- a) Metales alcalinos: Li, K, Rb, Cs.
- b) Metales alcalinotérreos: Be, Mg, Ca, Sr, y Ba.

Las aleaciones con modificación permanente están introducidos fundamentalmente en la fundición en coquilla y en el moldeo a baja presión, y en muy con todas ocasiones en colado en arena.

Los resultados confirman que el estroncio es un efectivo modificador de las aleaciones Al-Si hipoeutécticas, también se confirma la retención de modificación durante reposos y su habilidad a mantenerse en cierta cantidad durante la refusión, reteniendo así un aceptable grado de modificación.

Durante el tiempo de reposo aún cuando haya una pérdida continua de estroncio, la modificación se encuentra tan buena mientras todavía quede una cantidad suficiente de estroncio.

Parece ser que un cierto período de reposo da lugar a una incubación, lo que mejora la modificación en comparación de la adición inicial de estroncio, y en algunos casos después de la refusión. Esto es explicado de manera que un cierto contenido de estroncio es el que procura las óptimas propiedades, ver fig. III.4 y III.5.

El estroncio ha sido, a lo largo, un efectivo modificador para el constituyente Al-Si, sin embargo la dificultad de adicionar estroncio elemental y el

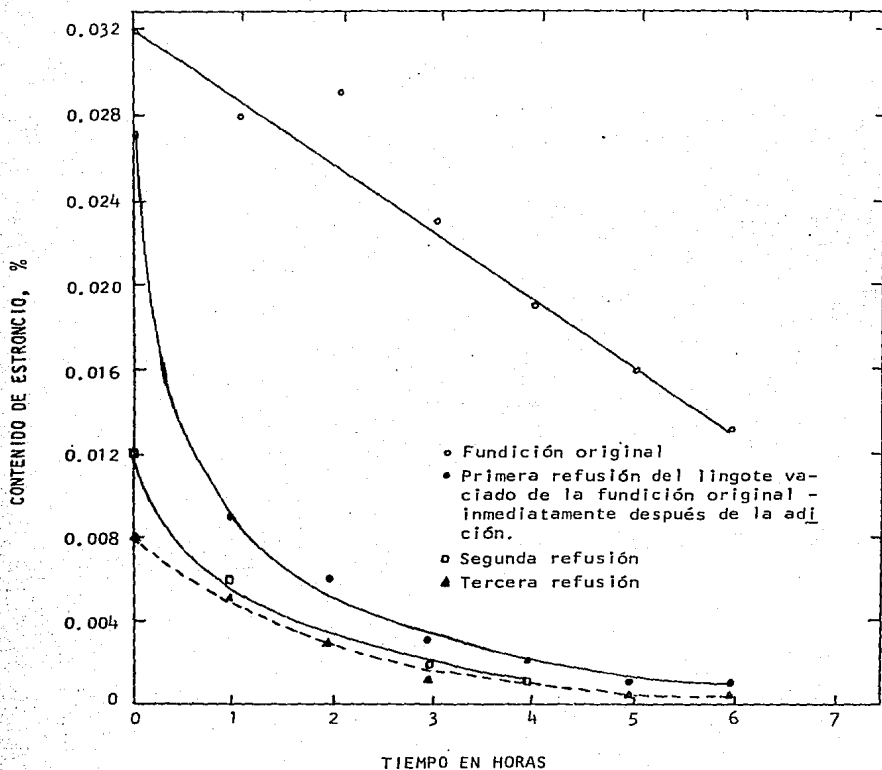


Fig. III.4 Efecto del tiempo de reposo sobre la retención de 0.032% de estroncio adicionado. En el primer vaciado y después de varias refusiones. (ALCOA (18)).

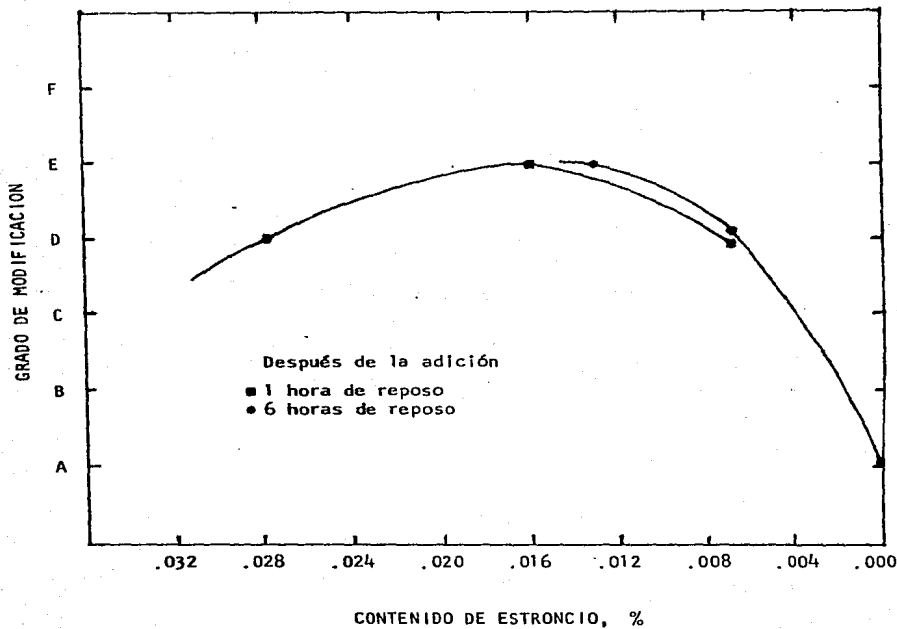


Fig. III.5 Efecto del contenido de estroncio y tiempo de reposo sobre la modificación, donde:

A Estructura del silicio no modificada acicular.  
 de B a F representan diferentes grados de modificación, donde F representa modificación completa,  
 de C a D representa la modificación que normalmente podría ser considerado aceptable para fundiciones en arena.  
 E y F son los rangos óptimos de modificación.

(ALCOA (18)).

alto costo de una aleación madre de Al-10% Sr limita su uso comercial, aún -- cuando recientemente una aleación madre de Al-16%Si-10%Sr ha sido comercializado por ofrecer un poco más de ventajas con respecto al costo.

En la modificación con estroncio, las temperaturas tanto del caldo como de la colada deben ser algo superiores que en el caso de modificación con sodio, ejemplo:

aleaciones hipoeutécticas	740 - 780 °C
aleaciones casi eutécticas	730 - 770 °C
aleaciones eutécticas	720 - 760 °C

Si en una refusión de material modificado con estroncio se utiliza metal -- nuevo y de rechazo en la proporción de 1:1 se obtiene cuando mínimo un 0.005% de estroncio retenido y el mínimo para una modificación aceptable.

Adiciones de estroncio comprendidas entre 0.1 y 1.0% producen una modificación permanente en la aleación eutéctica aluminio-silicio.

Estos materiales presentan mejores características mecánicas y mejor fluidez que los materiales modificados con sodio, y su efecto modificador puede -- mantenerse hasta 8hrs. conservando la estructura y propiedades mecánicas similares a las conseguidas con sodio.

Prácticamente se ha encontrado que el valor óptimo del contenido de estroncio para el cual se consiguen las mejores propiedades mecánicas se encuentra comprendido entre 0.005% y 0.025%, ver fig. 111.5.

Por lo tanto, en las muestras que tienen contenidos de estroncio más altos, éste va disminuyendo con el tiempo y al aproximarse al porcentaje óptimo las características mecánicas aumentan.

Se ha de tomar en cuenta que algunos fundentes de protección mantenidos sobre el baño de material modificado influyen apreciablemente disminuyendo el efecto modificador del estroncio con el tiempo.

En algunas investigaciones se ha encontrado que el estroncio es compatible

con el sodio y es incompatible con el antimonio, y que la mezcla de sales de  $\text{SrCl}_2 + \text{NaF}$  (1:1) en peso da una modificación semejante a la obtenida con sodio.

#### III.4 MODIFICACION CON FOSFORO

Las aleaciones Al-Si hipereutécticas tienen como característica poseer buena resistencia al desgaste, y ésta es debida al silicio primario duro y frágil que se encuentra distribuido en toda la matriz eutéctica.

La adición del fósforo en estas aleaciones tendrá como objetivo nuclear y refinar el silicio mediante la formación de  $\text{AlP}$  (este mecanismo se explica simultáneamente con el de la modificación con sodio), Pero recordando que el sodio, estroncio y antimonio son neutralizadores del fósforo y por lo tanto se debe evitar la presencia de ellos para no perder el efecto modificador del fósforo.

# CAPITULO

## IV

### TRABAJO EXPERIMENTAL

A partir de que se encuentra que la modificación con estroncio podía competir con la modificación con sodio, y que el primero a la vez ofrecía una modificación permanente y mejores propiedades mecánicas, diversos estudios comienzan hacerse para encontrar en que porcentajes y condiciones, el estroncio proporciona los más altos valores en las propiedades mecánicas. Incluso se llegó a ensayar con la mezcla de sales  $\text{NaF} + \text{SrCl}_2$ , encontrándose otra opción del estroncio que proporciona estructuras bien modificadas, (-16).

Sin embargo, la mayoría de estos estudios se han hecho sobre fundiciones vaciadas en arena, por lo que el objetivo de este trabajo fué encontrar en que porcentaje y con que tiempos de reposo, el  $\text{SrCl}_2$  y la mezcla de sales  $\text{NaF} + \text{SrCl}_2$ , añadidas a una aleación típicamente comercial y vaciadas en molde permanente, nos proporcionan las mejores propiedades mecánicas; a la vez que comparar los resultados de ambas sales modificadoras.

#### PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El estudio se hizo sobre una aleación aluminio-silicio tipo 356, del cual el análisis químico promedio obtenido fué el siguiente:

Silicio	7.11%
Fierro	0.86%
Cobre	0.66%



Manganeso 0.24%

Magnesio 0.30%

Titanio 0.01%

Cinc 0.42%

Al Bal.

#### IV.1 FUSION Y MOLDEO

En un crisol de grafito con capacidad de 0.50 Kgs., se colocaron trozos de la aleación que previamente fueron lavados y secados. El peso de la carga fué de  $500 \pm 10$  g. y se fundió en un horno de resistencias a una temperatura de  $725 \pm 5$  °C, ver fig. IV.1.

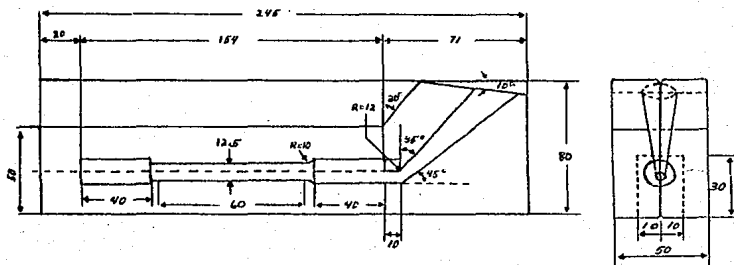


Fig. IV.1 Horno de resistencias utilizado en este estudio

En cuanto la carga se hubo fundido se procedió a escorificar, y enseguida a preparar el caldo de la siguiente manera: con una cuchara de acero inoxidable pintada previamente con Dycote, se agregó la sal modificadora que de antemano se deshidrató y pulverizó; posteriormente se agitó con la misma cu

chara y se le dió su tiempo de reposo de acuerdo a la tabla IV.1.

Una vez transcurrido este tiempo de reposo se escorió y se vació el metal en un molde como el de la figura IV.2; en cuanto se solidificó la pieza, aproximadamente después de dos minutos, se saó del molde y se hizo una segunda vaciada con el mismo caldo. De esta manera se obtuvieron dos probetas para ensayo de tracción de cada preparación. Los porcentajes de la sal añadida y la identificación de las probetas se encuentran en la tabla IV.1.



Espesor para ventilación de aire 0.1

Dimensiones en milímetros.

Molde permanente.

Fig. IV. 2 Molde utilizado en este estudio para la obtención de probetas de ensayo de tracción, según especificaciones de referencia (29).

El por ciento en todos los casos corresponde al por ciento en peso del es--troncio con respecto a la masa del aluminio.

También se obtuvieron dos probetas del material original, es decir, de la aleación sin preparación; con la intención de comparar los resultados de es

Tabla IV.1 Identificación de probetas.

Las probetas se identificaron con un número de dos dígitos, -- compuesto por el número que le corresponde a la concentración, -- como primer dígito, y como segundo por el número que le corresponde al tiempo, es decir:

CT

Concentración $\text{SrCl}_2$	No. de identificación de la concentración
0.1	1
0.25	2
0.50	3
0.75	4
1.00	5
NaF + $\text{SrCl}_2$ (1:1) %	
0.1	6
0.30	7
0.50	8

Tiempo min.	No. de identificación del tiempo
10 seg.	1
15	2
30	3
45	4
60	5
75	6
90	7
105	8
120	9

tas con las obtenidas en las diferentes preparaciones. Dichas probetas se identificaron con el número 1.

#### IV.2 TRATAMIENTO TERMICO

El tratamiento térmico de estas probetas fué el T6 y el procedimiento fué el siguiente: el ciclo de solución se llevó a cabo en un horno de gas con circulación forzada de aire caliente a contracorriente, a una temperatura de  $545 \pm 6$  °C por espacio de 10 horas, una vez transcurrido este tiempo las probetas se templaron en un tanque de agua con una temperatura de  $58 \pm 2$  °C con agitación moderada, durante diez minutos. El tiempo de transferencia de las probetas desde el horno hasta su introducción al tanque de agua (tiempo de retardo), fué de 28 seg.

Posteriormente las probetas se sometieron a su envejecimiento o precipitación artificial en un horno de gas tipo estufa, a una temperatura de 156 °C durante un periodo de 3 Horas.

#### IV.3 PROPIEDADES MECANICAS

Las propiedades mecánicas medidas sobre las probetas ya tratadas térmicamente fueron: dureza Brinell y ensayo de tracción.

La dureza Brinell se obtuvo en un durómetro Timius Olsen, aplicándosele una carga de 500 Kgs. durante un tiempo de 30 seg. con un penetrador de bafín de 110 mm. de diámetro.

El ensayo de tracción se realizó en una máquina Universal Instron de 10 toneladas a la temperatura ambiente con una velocidad de prueba de 5 mm de deformación por minuto con una carga total de 5,000 Kgs.; en esta misma máquina se obtuvieron las gráficas de rotura de donde se sacaron los valores necesarios para el cálculo del por ciento de elongación de las probetas, tomando una longitud inicial de 2 pulgadas.

#### IV.4 METALOGRAFIA

Se cortó un trozo de la región fracturada de las probetas y se montaron - en resina, se pulieron y llevaron a espejo con alúmina de 0.05 micrones. - Se atacaron con HF al 0.5% y se observaron en un microscopio metalúrgico Olimpus PME de platina invertida con movimientos x-y y reflexión de luz, obteniéndose a su vez las correspondientes fotografías.

# CAPITULO

## V

### RESULTADOS

A continuación se exponen los resultados de las pruebas mecánicas y del análisis metalográfico realizadas a las probetas obtenidas durante el desarrollo experimental, así como los problemas presentados por defectos de fundición.

#### V.1 PRUEBAS MECANICAS

Las tablas de la V.1 a la V.8 presentan los resultados obtenidos en resistencia a la tensión, dureza, por ciento de elongación y algunas observaciones.

Las figuras de la V.1 a la V.6 son las gráficas correspondientes a los resultados de resistencia a la tensión, dureza y por ciento de elongación tabulados en las tablas antes mencionadas.

#### V.2 METALOGRAFIA

La figura V.12 muestra la estructura de la aleación 356 sin tratamiento de modificación; la figura V.13 muestra las fotografías obtenidas de las probetas que presentaron mayor resistencia a la tensión, y la figura V.14 muestra las fotografías obtenidas de las probetas que presentaron menor resistencia a la tensión.

Al igual que en las fotografías de las figuras antes mencionadas, en todas las probetas se pudo observar la presencia de placas de Al-Fe-Si y poro

Muestra	Resistencia a la tensión lb/in <sup>2</sup> (a)	Resistencia a la tensión Nw/mm <sup>2</sup> (a)	Elongación % (a)	Dureza Bhn(c)	Presentaron Inclusión (b)	Presentaron porosidad por hidrógeno
1	22,357.8	154.16	3.34	69.10	No	SI
11	26,595.8	183.37	3.44	87.34	No	SI
12	26,853.8	185.15	3.43	81.04	1	SI
13	21,901.5	151.01	4.04	76.80	1	SI
14	25,962.2	179.00	2.95	82.60	2	SI
15	30,513.8	210.39	4.23	82.60	No	SI
16	29,265.5	201.78	4.03	89.00	No	SI
17	32,396.01	223.37	5.42	79.00	1	SI
18	24,144.9	166.47	4.50	66.80	No	SI
19	30,965.8	213.50	2.46	71.5	1	SI

(a) Los valores tabulados es el promedio de ambas probetas en aquellas donde las dos resultaron sanas o donde las dos resultaron con inclusión; y en aquellas donde sólo una probeta presentó inclusión, el valor tabulado es el de la probeta que resultó sana.

(b) 1 significa que sólo una de las dos probetas presentó inclusión; y 2 significa que ambas probetas presentaron inclusión.

(c) Carga de 500 Kgs, durante 30 seg. con bola de 10 mm. de diámetro.

Tabla V.1 Resultados de las pruebas mecánicas obtenidas de la aleación 356 modificada con 0.1% de SrCl<sub>2</sub> en sus diferentes tiempos - de reposo.

Muestra	Resistencia a la tensión lb/in <sup>2</sup> (a)	Resistencia a la tensión Nw/mm <sup>2</sup> (a)	Elongación % (a)	Dureza Bhn(c)	Presentaron inclusión (b)	Presentaron porosidad por hidrógeno
21	24,711.8	170.38	2.95	82.6	2	Sí
22	26,159.7	180.37	3.44	79.6	No	Sí
23	22,509.5	155.20	3.20	79.6	1	Sí
24	26,804.4	184.81	5.41	79.6	No	Sí
25	27,815.0	191.79	2.95	89.0	No	Sí
26	28,249.8	194.78	3.83	84.1	No	Sí
27	26,410.2	182.09	3.35	82.6	2	Sí
28	27,662.1	190.73	3.69	74.1	No	Sí
29	22,015.6	151.79	2.95	79.6	No	Sí

(a) Los valores tabulados es el promedio de ambas probetas en aquellas donde las dos resultaron sanas o donde las dos resultaron con inclusión; y en aquellas donde sólo una probeta presentó inclusión, el valor tabulado es el de la probeta que resultó sana.

(b) 1 significa que sólo una de las dos probetas presentó inclusión; y 2 significa que ambas probetas presentaron inclusión.

(c) Carga de 500 Kgs. durante 30 seg. con bola de 10 mm. de diámetro.

Tabla V.2 Resultados de las pruebas mecánicas obtenidas de la aleación 356 modificada con 0.25% de SrCl<sub>2</sub> en sus diferentes tiempos de reposo.



Muestra	Resistencia a la tensión lb/in <sup>2</sup> (a)	Resistencia a la tensión Nw/mm <sup>2</sup> (a)	Elongación % (a)	Dureza Bhn(c)	Presentaron Inclusión (b)	Presentaron porosidad por hidrógeno
31	29,176.9	201.17	3.10	85.7	No	Sí
32	22,495.9	155.10	3.44	82.6	1	Sí
33	20,022.6	138.05	3.19	66.8	2	Sí
34	19,433.7	133.99	2.95	70.3	2	Sí
35	25,781.3	177.77	2.85	63.55	2	Sí
36	27,207.1	187.59	6.39	64.6	No	Sí
37	28,207.3	195.39	7.13	74.1	No	Sí
38	28,449.3	196.15	3.94	82.6	1	Sí
39	27,662.1	190.73	7.87	74.1	No	Sí

(a) Los valores tabulados es el promedio de ambas probetas en aquellas donde las dos resultaron sanas o donde las dos resultaron con inclusión; y en aquellas donde sólo una probeta presentó inclusión, el valor tabulado es el de la probeta que resultó sana.

(b) 1 significa que sólo una de las dos probetas presentó inclusión; y 2 significa que ambas probetas presentaron inclusión.

(c) Carga de 500 Kgs. durante 30 seg. con bola de 10 mm. de diámetro.

Tabla V.3 Resultados de las pruebas mecánicas obtenidas de la aleación 356 modificada con 0.50% de SrCl<sub>2</sub> en sus diferentes tiempos de reposo.

Muestra	Resistencia a la tensión lb/in <sup>2</sup> (a)	Resistencia a la tensión Nw/mm <sup>2</sup> (a)	Elongación % (a)	Dureza Bhn(c)	Presentaron inclusión (b)	Presentaron porosidad por hidrógeno
41	34,539.1	238.14	5.41	82.6	1	Sí
42	22,509.5	155.20	3.44	79.6	2	Sí
43	22,631.2	156.04	3.54	66.8	2	Sí
44	20,469.1	141.13	3.44	65.7	1	Sí
45	27,121.3	187.00	4.67	71.5	No	Sí
46	26,618.2	183.53	4.92	71.4	No	Sí
47	24,687.3	170.21	4.33	72.78	1	Sí
48	25,333.2	174.67	2.46	70.3	1	Sí
49	24,571.4	169.42	6.10	64.6	No	Sí

(a) Los valores tabulados es el promedio de ambas probetas en aquellas donde las dos resultaron sanas o donde las dos resultaron con inclusión; y en aquellas donde sólo una probeta presentó inclusión, el valor tabulado es el de la probeta que resultó sana.

(b) 1 significa que sólo una de las dos probetas presentó inclusión; y 2 significa que ambas probetas presentaron inclusión.

(c) Carga de 500 Kgs. durante 30 seg. con bola de 10 mm. de diámetro.

Tabla V.4 Resultados de las pruebas mecánicas obtenidas de la aleación 356 modificada con 0.75% de SrCl<sub>2</sub> en sus diferentes tiempos de reposo.

Muestra	Resistencia a la tensión lb/in <sup>2</sup> (a)	Resistencia a la tensión Nw/mm <sup>2</sup> (a)	Elongación % (a)	Dureza Bhn(c)	Presentaron inclusión (b)	Presentaron porosidad por hidrógeno
51	30,685.0	211.57	4.92	74.1	2	Sf
52	26,035.3	179.51	3.44	70.3	2	Sf
53	22,387.8	154.36	3.19	72.7	1	Sf
54	26,693.7	184.05	4.43	76.8	No	Sf
55	26,889.7	185.40	3.93	76.8	1	Sf
56	23,543.7	162.33	3.19	74.1	2	Sf
57	28,856.1	198.96	4.57	76.8	No	Sf
58	21,398.8	147.54	3.15	76.8	No	Sf
59	28,838.3	171.26	3.94	76.8	2	Sf

(a) Los valores tabulados es el promedio de ambas probetas en aquellas donde las dos resultaron sanas o donde las dos resultaron con inclusión; y en aquellas donde sólo una probeta presentó inclusión, el valor tabulado es el de la probeta que resultó sana.

(b) 1 significa que sólo una de las dos probetas presentó inclusión; y 2 significa que ambas probetas presentaron inclusión.

(c) Carga de 500 Kgs. durante 30 seg. con balín de 10 mm. de diámetro.

Tabla V.5 Resultados de las pruebas mecánicas obtenidas de la aleación 356 modificada con 1.0% de SrCl<sub>2</sub> en sus diferentes tiempos - de reposo.

Muestra	Resistencia a la tensión lb/in <sup>2</sup> (a)	Resistencia a la tensión Nw/mm <sup>2</sup> (a)	Elongación % (a)	Dureza Bhn(c)	Presentaron inclusión (b)	Presentaron porosidad por hidrógeno
61	26,632.4	183.63	4.82	58.6	No	SI
62	26,945.7	185.79	5.80	60.5	1	SI
63	21,476.6	148.08	3.70	65.7	No	SI
64	23,820.6	164.24	4.67	65.7	No	SI
65	21,579.9	148.79	4.43	65.7	No	SI
66	20,208.3	139.33	2.95	64.6	1	SI
67	23,342.0	160.94	5.41	62.5	1	SI
68	26,078.1	179.80	5.90	65.7	No	SI
69	26,078.1	179.80	6.70	65.7	No	SI

(a) Los valores tabulados es el promedio de ambas probetas en aquellas donde las dos resultaron sanas o donde las dos resultaron con inclusión; y en aquellas donde sólo una probeta presentó inclusión, el valor tabulado es el de la probeta que resultó sana.

(b) 1 significa que sólo una de las dos probetas presentó inclusión; y 2 significa que ambas probetas presentaron inclusión.

(c) Carga de 500 Kgs. durante 30 seg. con balín de 10 mm. de diámetro.

Tabla V.6 Resultados de las pruebas mecánicas obtenidas de la aleación 356 modificada con la mezcla de sales NaF + SrCl<sub>2</sub> (1:1) al 0.1% en sus diferentes tiempos de reposo.

Muestra	Resistencia a la tensión lb/in <sup>2</sup> (a)	Resistencia a la tensión Nw/mm <sup>2</sup> (a)	Elongación % (a)	Dureza Bhn(c)	Presentaron inclusión (b)	Presentaron porosidad por hidrógeno
71	28,355.1	195.50	7.97	57.7	No	Sí
72	19,496.1	134.42	3.15	62.5	1	Sí
73	24,380.4	168.10	5.16	64.6	1	Sí
74	22,156.0	152.76	4.82	59.5	No	Sí
75	24,182.8	166.74	5.41	58.6	No	Sí
76	19,783.5	136.40	2.85	62.5	2	Sí
77	20,964.4	144.54	3.45	64.6	1	Sí
78	26,500.5	182.72	6.64	59.5	No	Sí
79	27,089.4	186.78	6.00	66.8	No	Sí

(a) Los valores tabulados es el promedio de ambas probetas en aquellas donde las dos resultaron sanas o donde las dos resultaron con inclusión; y en aquellas donde sólo una probeta presentó inclusión, el valor tabulado es el de la probeta que resultó sana.

(b) 1 significa que sólo una de las dos probetas presentó inclusión; y 2 significa que ambas probetas presentaron inclusión.

(c) Carga de 500 Kgs. durante 30 seg. con balón de 10 mm. de diámetro.

Tabla V.7 Resultados de las pruebas mecánicas obtenidas de la aleación 356 modificada con la mezcla de sales NaF + SrCl<sub>2</sub> (1:1) al - 0.30% en sus diferentes tiempos de reposo.

Muestra	Resistencia a la tensión lb/in <sup>2</sup> (a)	Resistencia a la tensión Nw/mm <sup>2</sup> (a)	Elongación % (a)	Dureza Bhn(c)	Presentaron inclusión (b)	Presentaron porosidad por hidrógeno
81	30,661.6	211.41	5.41	71.5	No	SI
82	27,678.3	190.84	5.41	71.5	No	SI
83	26,464.3	182.47	6.15	66.8	No	SI
84	28,384.9	195.71	7.38	69.1	No	SI
85	24,658.8	170.02	4.92	64.6	No	SI
86	29,091.6	200.58	5.30	65.7	No	SI
87	25,846.3	178.21	5.90	62.5	No	SI
88	25,975.4	179.10	6.88	62.5	No	SI
89	25,975.4	179.10	5.90	61.5	No	SI

(a) Los valores tabulados es el promedio de ambas probetas en aquellas donde las dos resultaron sanas o donde las dos resultaron con inclusión; y en aquellas donde sólo una probeta presentó inclusión, el valor tabulado es el de la probeta que resultó sana.

(b) 1 significa que sólo una de las dos probetas presentó inclusión; y 2 significa que ambas probetas presentaron inclusión.

(c) Carga de 500 Kgs. durante 30 seg. con balín de 10 mm. de diámetro.

Tabla V.8 Resultados de las pruebas mecánicas obtenidas de la aleación 356 modificada con la mezcla de sales NaF + SrCl<sub>2</sub> (1:1) al 0.50% en sus diferentes tiempos de reposo.

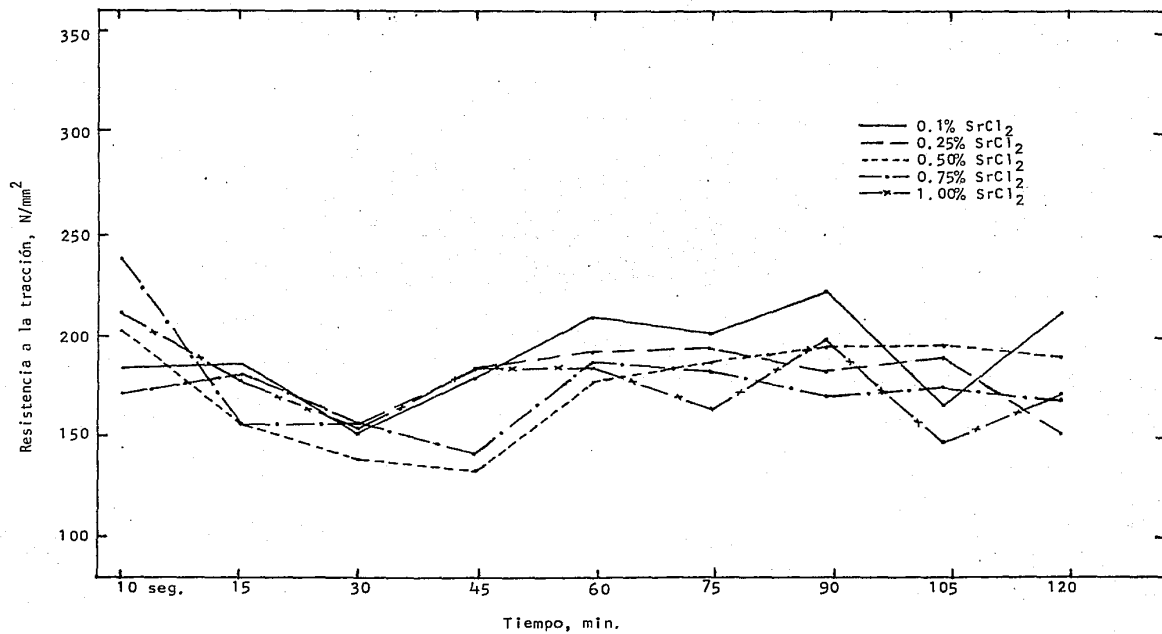


Fig. V.1 Variación de la resistencia a la tracción en los diferentes tiempos de reposo para las diferentes concentraciones de SrCl<sub>2</sub>.

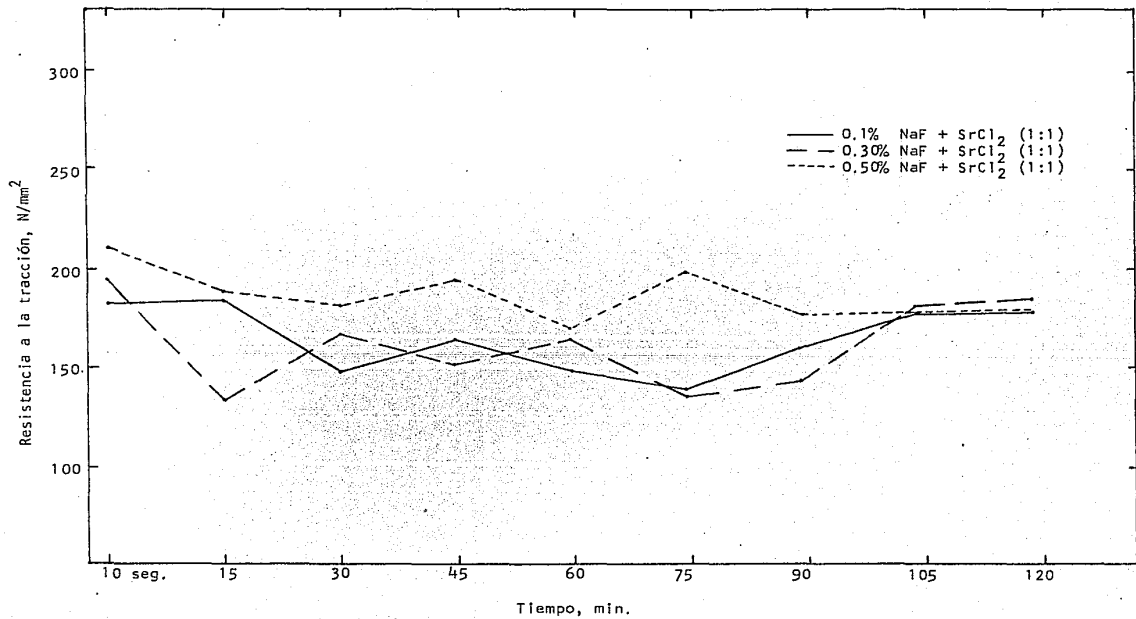


Fig. V.2 Variación de la resistencia a la tracción en los diferentes tiempos de reposo para las diferentes concentraciones de la mezcla de sales NaF y SrCl<sub>2</sub>.



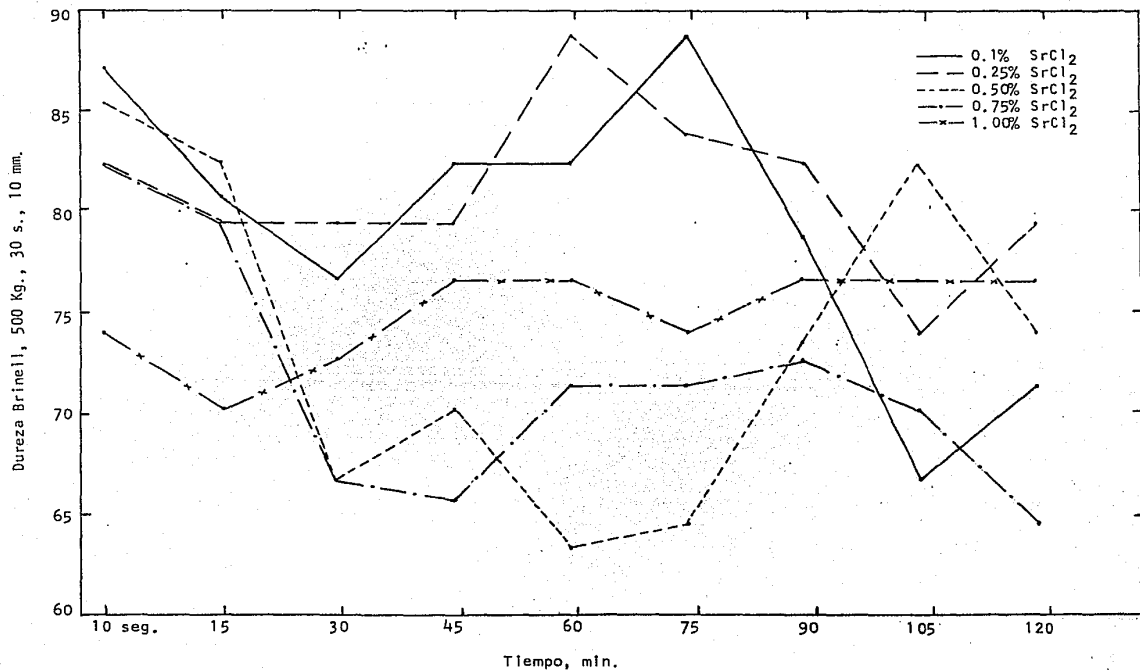


Fig. V.3 Variación de la dureza en los diferentes tiempos de reposo para las diferentes concentraciones de  $SrCl_2$ .

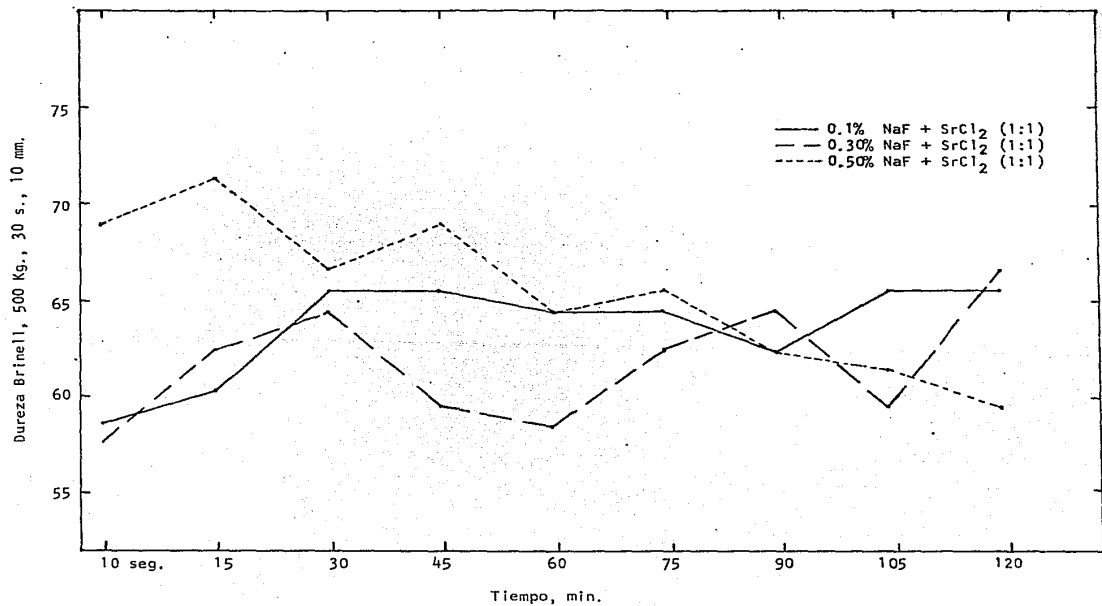


Fig. V.4 Variación de la dureza en los diferentes tiempos de reposo para las diferentes concentraciones de la mezcla de sales NaF y SrCl<sub>2</sub>.

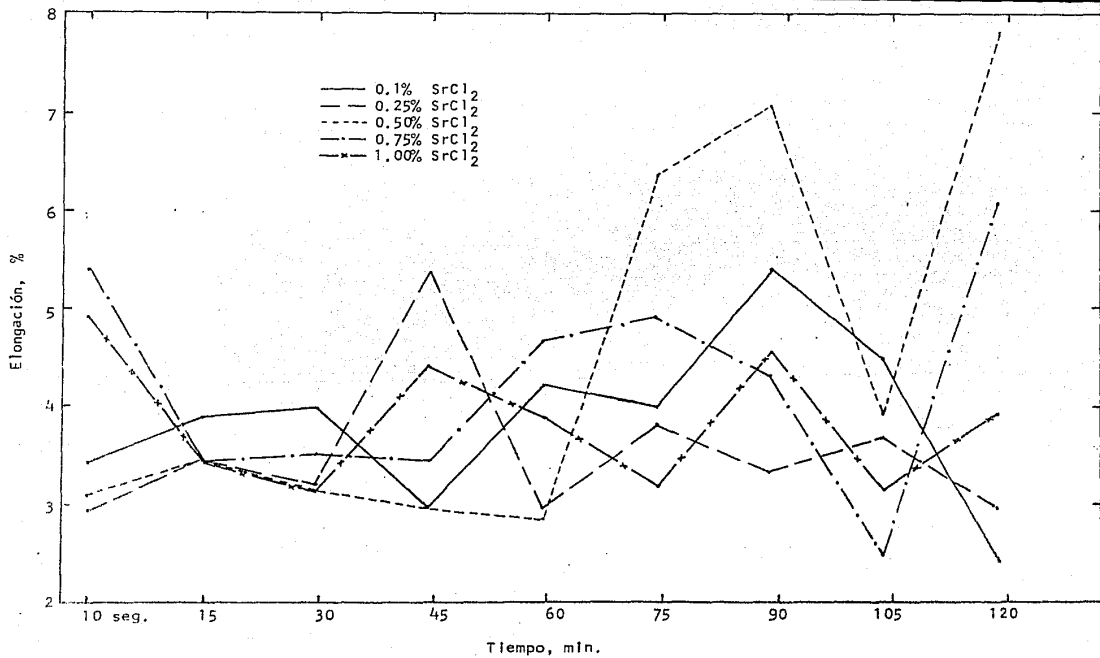


Fig. V.5 Variación de la elongación en los diferentes tiempos de reposo para las diferentes concentraciones de  $\text{SrCl}_2$

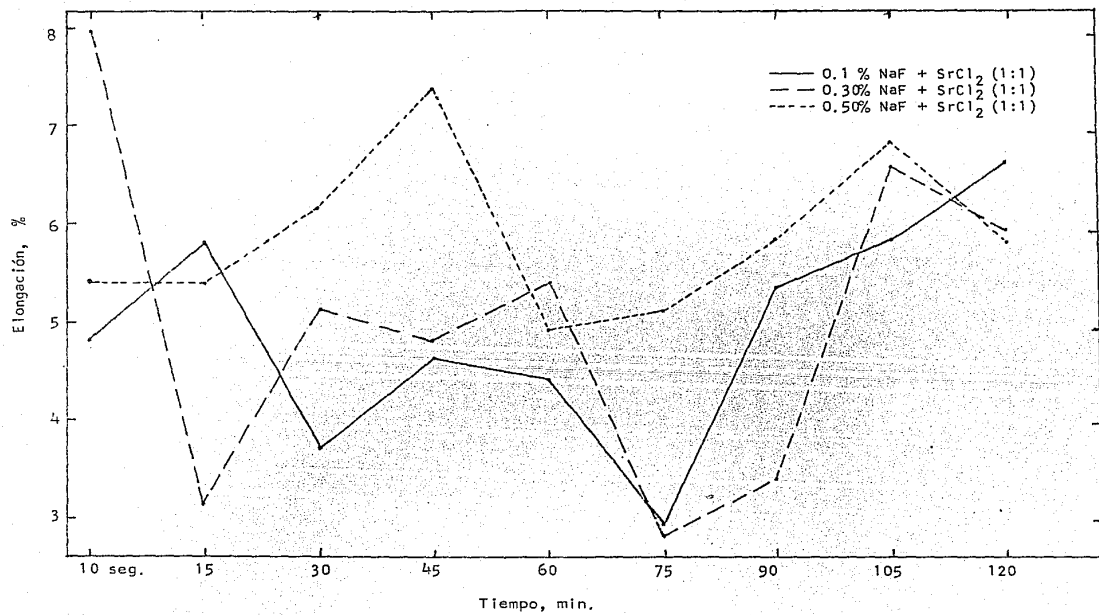


Fig. V,6 Variación de la elongación en los diferentes tiempos de reposo para las diferentes concentraciones de la mezcla de sales NaF y SrCl<sub>2</sub>.



0.5% HF

150 X

Fig. V.12 Microestructura de la aleación 356 sin ningún tratamiento de modificación.

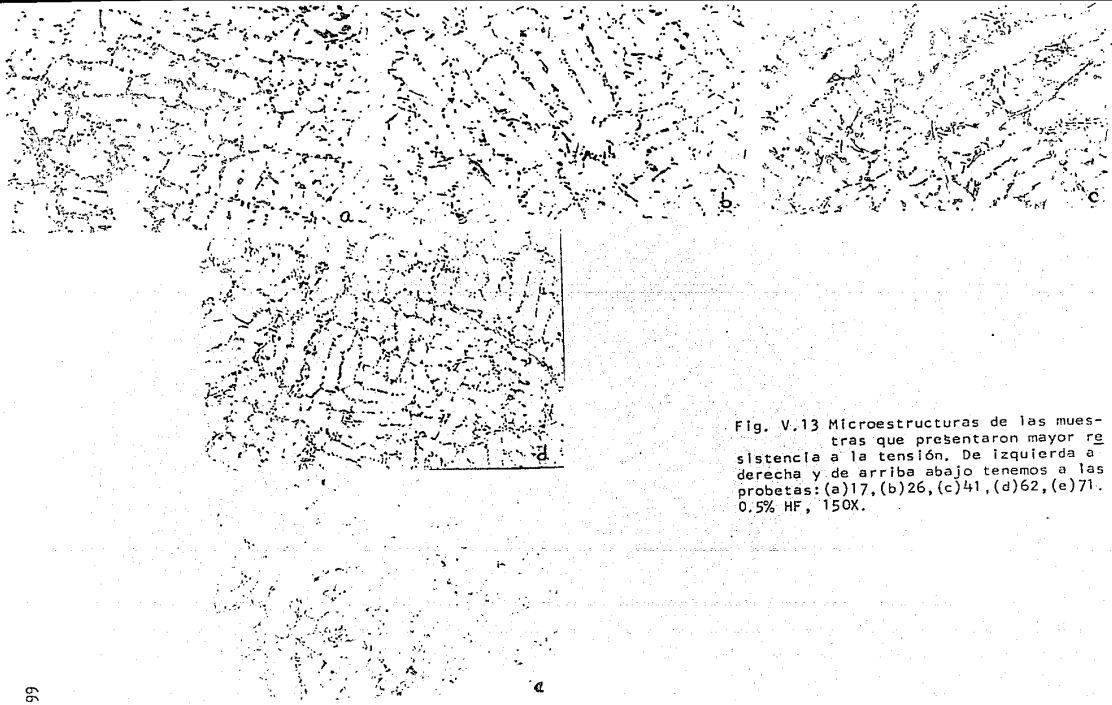


Fig. V.13 Microestructuras de las muestras que presentaron mayor resistencia a la tensión. De izquierda a derecha y de arriba abajo tenemos a las probetas: (a)17, (b)26, (c)41, (d)62, (e)71. 0.5% HF, 150X.

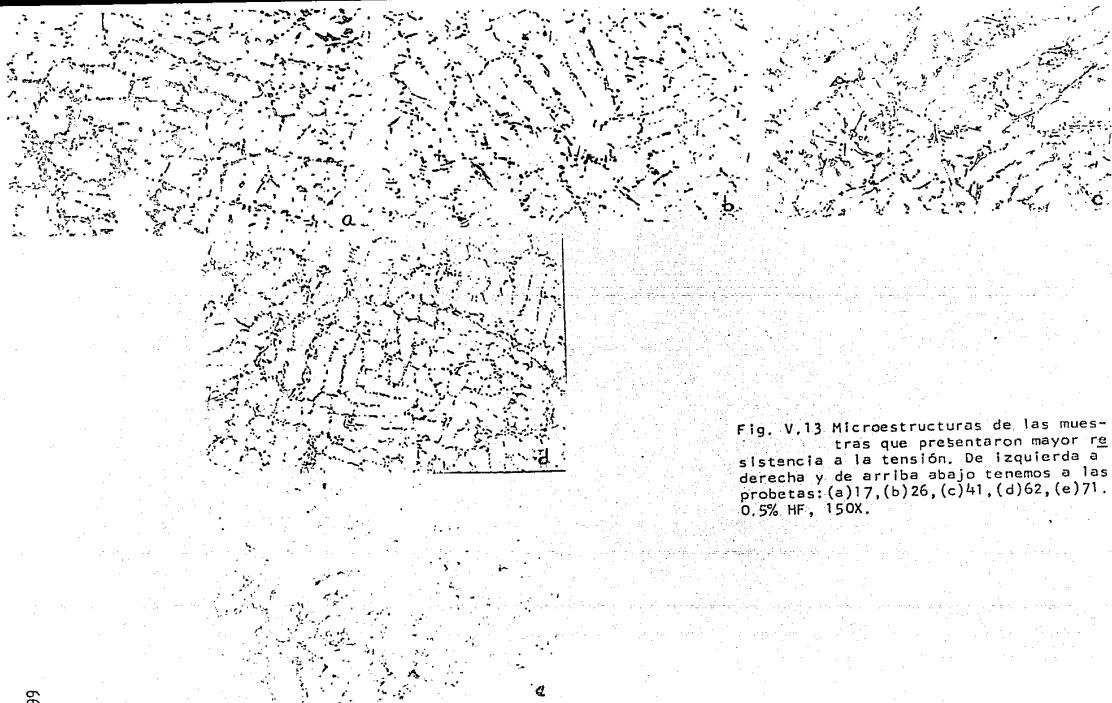


Fig. V.13 Microestructuras de las muestras que presentaron mayor resistencia a la tensión. De izquierda a derecha y de arriba abajo tenemos a las probetas: (a)17, (b)26, (c)41, (d)62, (e)71. 0.5% HF, 150X.

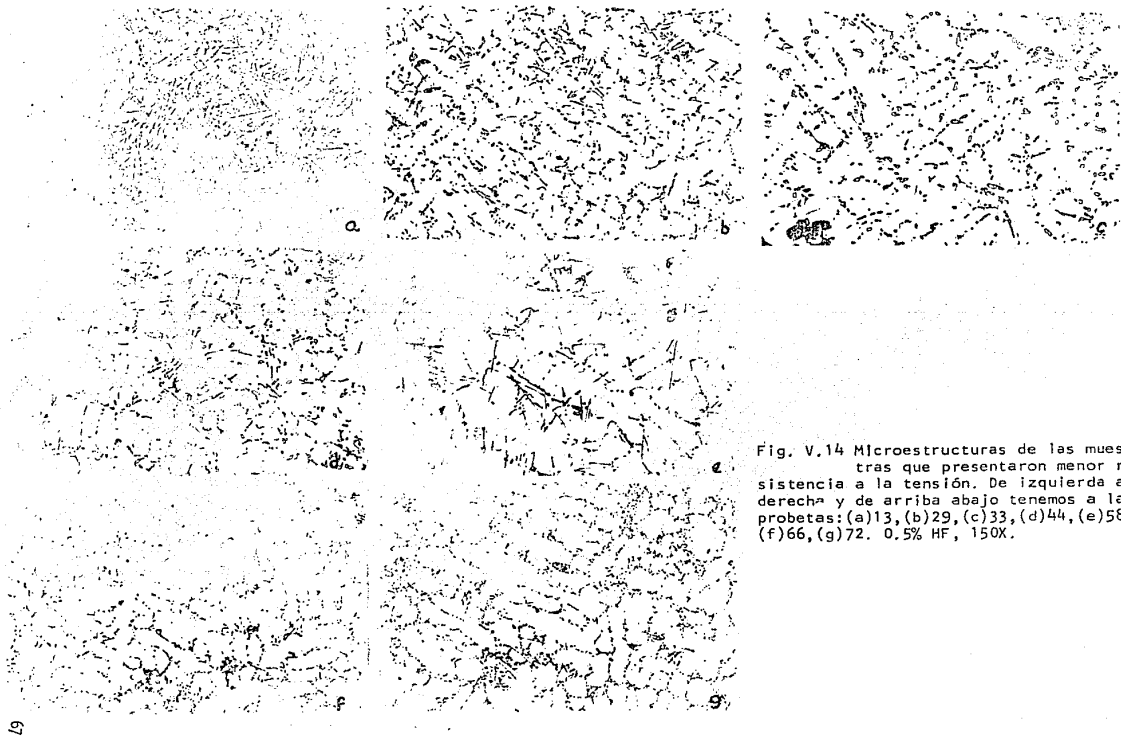


Fig. V.14 Microestructuras de las muestras que presentaron menor resistencia a la tensión. De izquierda a derecha y de arriba abajo tenemos a las probetas: (a)13, (b)29, (c)33, (d)44, (e)58, (f)66, (g)72. 0.5% HF, 150X.



sidad por hidrógeno. Debido a la presencia de estas placas realicé el análisis químico por espectrometría de seis probetas tomadas al azar y el resultado de estas se encuentran en la tabla V.10.

También se puede observar en dichas fotografías una pésima modificación y la globulización y aglomeración del silicio por el tratamiento T6.

### V.3 DEFECTOS DE FUNDICION

Los dos principales problemas que se presentaron en este trabajo experimental fueron: a) La presencia de rechupes en el área señalada en la figura V.7; el rechupe obtenido en la probeta se puede apreciar en la figura V.8.; b) La presencia de inclusiones en la probeta, figura V.9, originando fracturas como la que se presenta en la figura V.10.



Fig. V.7 La zona encerrada en un círculo muestra el área de rechupe que se presentó frecuentemente en este trabajo experimental.

Las probetas que presentaron rechupe no fueron utilizadas y se prepararon nuevamente. En el capítulo de discusión hago un análisis de este problema.

La tabla V.9 muestra el porcentaje de área de la inclusión y la resisten--

Muestra	Elemento, %									
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Ti	Zn	Cr	Na
14	7.1	0.99	0.11	0.13	0.38	-	0.042	0.07	0.014	4 ppm
17	7.3	1.04	0.11	0.13	0.36	-	0.039	0.07	0.014	5 ppm
29	6.7	1.02	0.11	0.13	0.33	-	0.052	0.07	0.014	5 ppm
41	7.0	0.84	0.80	0.32	0.23	-	0.013	0.81	0.013	5 ppm
84	7.5	0.89	0.76	0.35	0.33	-	0.014	0.67	0.031	55ppm
88	7.5	0.86	0.77	0.33	0.30	-	0.014	0.68	0.028	33ppm

Tabla V.10 Resultados del análisis químico realizado por espectrometría de seis probetas tomadas al azar de este trabajo experimental. ALCAN Aluminio, S.A.

Tabla V.9 Porcentaje de área y resistencia a la tensión, en las diferentes probetas que presentaron inclusión.

Muestra	% de área de la inclusión	Resistencia a la tensión
12	12.06	168.77
13	20.00	126.68
14	16.94	175.46
17	5.08	143.72
19	10.95	158.08
21	16.45	170.38
23	27.27	155.19
27	26.02	254.85
32	21.31	142.61
33	14.28	138.04
34	24.59	133.98
41	5.08	185.96
42	22.22	155.19
43	20.63	154.77
44	25.39	114.71
47	18.33	137.82
52	18.91	145.72
55	9.45	171.13
56	18.57	162.32
59	8.77	171.25
62	19.40	140.13
67	28.00	125.72
72	2.46	134.42
73	11.76	149.41
76	8.86	136.40

cia a la tensión en las diferentes probetas que presentaron este problema, así mismo la figura V.11 muestra gráficamente estos resultados.

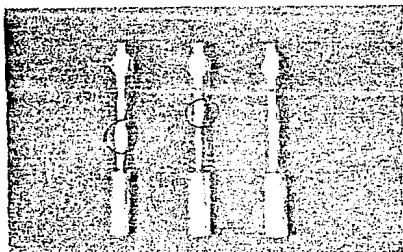


Fig. V.8 De izquierda a derecha se presenta: a) probeta con rechupe profundo, b) probeta con rechupe ligero, c) probeta sana.

La medida del área de la inclusión y del área total transversal de la probeta se obtuvo mediante un planímetro.

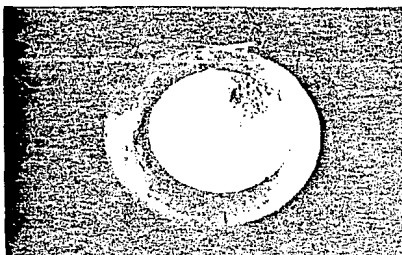
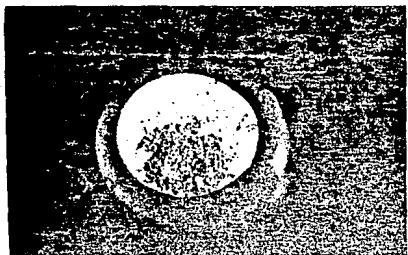


Fig. V.9 Las fotografías muestran el tipo de inclusiones obtenidas. Izquierda, probeta 33; derecha, probeta 21. 60X.

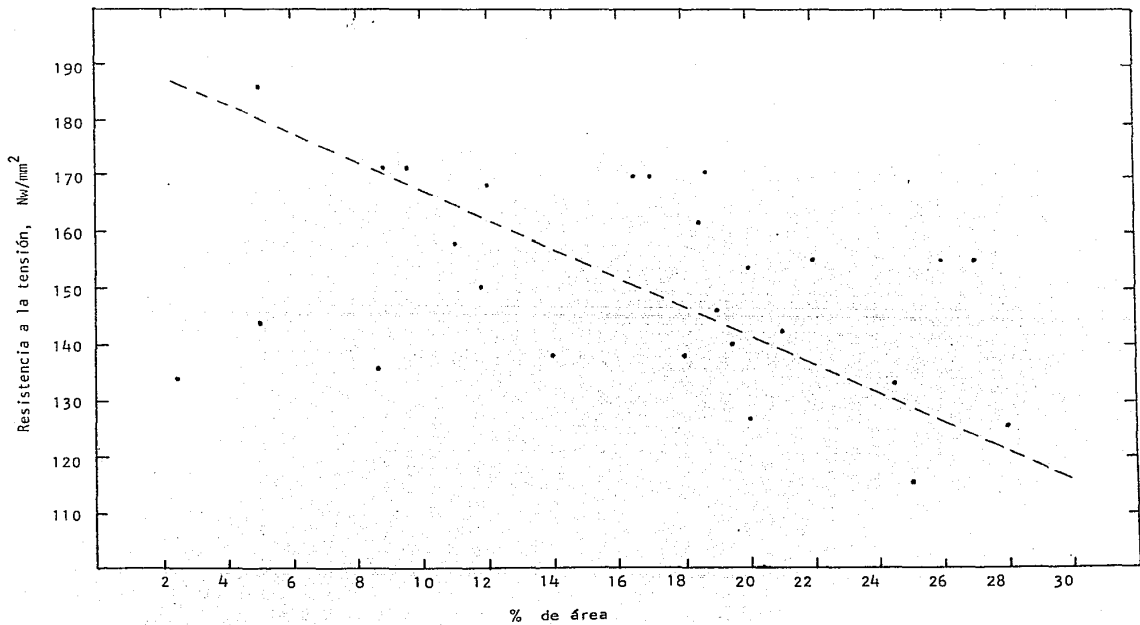


Fig. V.11 Variación de la resistencia a la tracción conforme aumenta el por ciento de área de la inclusión.

Puede observarse en la gráfica la tendencia de los valores de resistencia a la tensión a disminuir conforme es mayor el área de la inclusión; esto era de esperarse sin embargo se muestra claramente la influencia de otro factor que dió lugar a que los puntos no se comporten más o menos linealmente y haya una gran dispersión de los mismos. Este punto también será discutido en el siguiente capítulo.

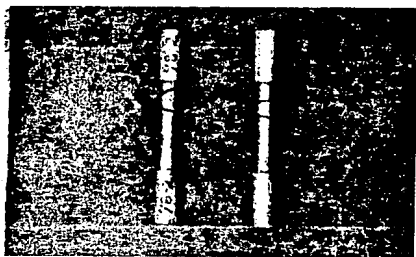


Fig. V.10 El área encerrada en el círculo muestra la fractura de una probeta que presentó inclusión durante la prueba de resistencia a la tensión.

## CAPITULO

### VI

#### DISCUSION

Debido al diseño del molde, ver figura VI.1, el cuerpo central de la probeta (A) se vió sometida a un paso constante de metal fundido dando lugar a una zona caliente, ya que el llenado del molde se llevó a cabo como marcan las flechas en dicha figura. Esta zona tiene poca disipación de calor debido a la presencia de la región achurada (D), la cual puede observarse limitada por: los alimentadores (B) y (C), y el mismo cuerpo de la probeta. En este diseño de molde un enfriador en la zona (A) sería benéfico para evitar los rechupes ahí presentados; ya que se lograría una solidificación direccional donde ésta comenzará en el cuerpo central de la probeta y terminará en los alimentadores y mazarota.

Sin embargo, para minimizar este problema de gradiente invertido que se estuvo presentando, el vaciado del metal fundido se hacía rápido y se interrumpía la operación de vaciado cuando el nivel del metal alcanzaba la base del alimentador (B) para después llenar éste directamente con metal fundido del crisol. Obteniéndose así de esta manera las probetas de este trabajo experimental.

Puede observarse también que el molde no posee trampas para la separación de inclusiones no metálicas, lo que dió lugar a la presencia de ellas dentro de las piezas. He de señalar aquí que la inclusión no metálica encontrada en todas las probetas fué de la sal o mezcla de sales utilizada para la modificación, aún cuando se procedió a escorificar bien. Como he observado

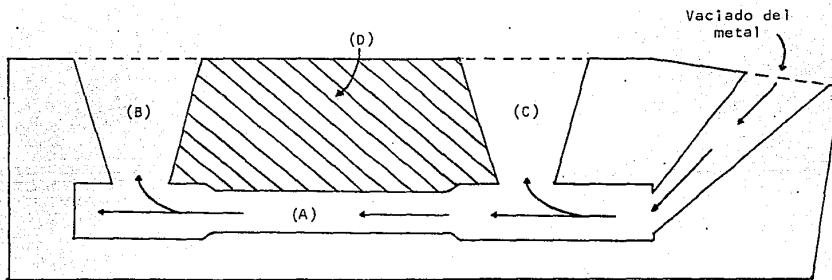


Fig. VI.1 Mostrando el llenado del molde utilizado en este trabajo experimental para la obtención de probetas de ensayo de tracción.



incluso industrialmente esto es debido a que la reacción de la sal de NaF - con el metal fundido es relativamente violenta, donde la primera se proyecta hacia las paredes del crisol, de esta manera encontramos la sal o cenizas de ella adheridas a las paredes del crisol y las cuales en ocasiones -- son despegadas y acarreadas por el metal fundido durante la operación de vaciado, estacionándose éstas finalmente dentro de la pieza de fundición; de aquí que industrialmente es recomendado tallar perfectamente las paredes -- del crisol antes de hacer una nueva carga.

Las inclusiones, la porosidad, y las hojuelas de  $Fe_2Si_2Al_9^*$  produjeron la fractura anticipada de las probetas en los ensayos de tracción. No obstante, la influencia del tratamiento térmico, y de las sales modificadoras, aún cuando éstas no produjeron la modificación esperada, se deja ver en los resultados de los ensayos tensiles.

Puede observarse que en la mezcla de sales de NaF y  $SrCl_2$  conforme aumentamos la concentración aumenta la resistencia a la tensión y el por ciento de elongación. Un análisis similar no pudo ser obtenida entre las muestras tratadas únicamente con  $SrCl_2$  debido a la presencia de inclusiones y porosidad. Sin embargo pueden compararse las muestras tratadas con la mezcla de sales y las tratadas con  $SrCl_2$ , aquí los más altos valores suelen tener lugar a los 10 segundos de ser añadida la sal y después de 60 minutos, mientras que los valores en la mezcla de sales tienden a permanecer constantes en todos los tiempos. Esto probablemente a consecuencia del NaF que actúa dentro de los primeros segundos en que está en contacto con el metal fundido y se mantiene activo durante un período de tiempo, el mismo que el  $SrCl_2$  necesita para incubar y actuar cuando el NaF comienza a perder su efectividad.

Al igual que en la resistencia a la tracción el por ciento de elongación -

suele tener valores mayores que la probeta testigo. Estos valores son más altos en las muestras tratadas con la mezcla de sales que en las muestras tratadas con  $\text{SrCl}_2$ , y el comportamiento en éstas últimas es un poco semejante a la gráfica de la resistencia a la tensión donde los valores más altos son alcanzados después de los 45 minutos y al parecer tienden a llegar a un máximo para después volver a bajar. Un comportamiento similar no pudo ser definido en los resultados de las muestras tratadas con la mezcla de sales quizá por la influencia de los defectos encontrados.

La dureza de las muestras tratadas con la mezcla de sales es menor que la dureza de la probeta testigo, y era de esperarse así desde que se ven los valores de la resistencia a la tensión ya que el comportamiento de los valores de la dureza para las diferentes concentraciones tanto en las muestras tratadas con la mezcla de sales como en las muestras tratadas con  $\text{SrCl}_2$  se observan muy similares al obtenido en la resistencia a la tensión; deduciéndose de todo lo anteriormente analizado lo que se esperaba obtener con la modificación, una mayor resistencia a la tensión, mayor dureza y mayor porcentaje de elongación.

No obstante de haberse obtenido resultados más o menos definidos y congruentes he de analizar a continuación la presencia de porosidad y de hojuelas de  $\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Al}_9^*$ , y la pésima modificación.

Como es sabido, el hidrógeno es el principal gas contaminante de las aleaciones de aluminio, y su principal fuente es el vapor de agua donde el hidrógeno formado por la descomposición de este se encuentra en su estado atómico y como tal se disuelve en el aluminio, por lo cual es recomendado para disminuir este defecto el proceso de desgasificación ya sea con gases inertes como el N, He, y Ar; o con gases activos como el Cl y F. En el caso de este estudio experimental no se llevó a cabo ninguna clase de desgasifica--

ción, y por si fuera poco, la época en que se desarrolló éste fué durante los tiempos de lluvias, lo que explica la intensa porosidad por hidrógeno encontrada en las probetas. A la vez que no hay que olvidar que tenemos también la presencia de porosidad dispersa por contracciones interdendríticas que es normal encontrar en las aleaciones Al-7% Si.

Las hojuelas de  $Fe_2Si_2Al_9^*$  no tienen otra explicación que la que puede observarse al comienzo del capítulo IV, la contaminación por fierro de la aleación original. A la vez que éste fué incrementado todavía más por la contaminación normal que puede llevarse a cabo con la herramienta utilizada. Este problema fué un error cometido personalmente ya que el análisis químico de la rebaba obtenida de todos los lingotes utilizados los realicé hasta mucho tiempo después de haber comenzado con el trabajo experimental.

Una recomendación a nivel industrial es el secado del NaF por ser esta sal muy higroscópica, por lo tanto, con la intención de evitar la contaminación por gas hidrógeno, ya que el plan experimental no incluía la desgasificación del baño metálico, se procedió a secar el NaF y a deshidratar el  $SrCl_2$  (la literatura nos dice que esta sal se obtiene generalmente en forma hexahidratada cuya temperatura de fusión es de  $873^\circ C$ ); el polvo se transformó en laminillas secas las cuales se pulverizaron para ser añadidas al baño metálico; sin embargo la presencia de algunas de estas laminillas como inclusiones nos muestra que no se llevó a cabo un completo contacto entre la sal y el baño metálico, inhibiéndose así la reacción de modificación esperada.

\* Se suponen hojuelas de  $Fe_2Si_2Al_9$  sólo por el resultado obtenido en el análisis metalográfico.

\*\* Como se menciona en el capítulo I la modificación incrementó los valores del porcentaje de elongación de 3.34 obtenido en la probeta sin tratamiento de modificación a un valor promedio de 5.96 en probetas tratadas con la mezcla de sales.

# CAPITULO

## VII

### CONCLUSIONES

En este capítulo he relacionado los resultados obtenidos en este estudio experimental con mis observaciones en fundición a nivel industrial, ya que el hecho de tratar de explicar los resultados negativos obtenidos y de hacer conclusiones no me hubiera sido posible de no haber tenido contacto -- con la industria misma.

El proceso de desgasificación deberá ser siempre un trabajo de rutina en la fundición de las aleaciones de aluminio, tomando en cuenta en todo momento la habilidad de los elementos aleantes para disolver el hidrógeno y la humedad presente tanto en la atmósfera como en las herramientas y en -- las sales modificadoras (en el caso de que éstas sean higroscópicas). De -- esta manera y evitando durante el degasado un excesivo burbujeo que causaría una mayor área de contacto entre baño metálico y atmósfera, se vería -- disminuída considerablemente la presencia de porosidad por hidrógeno en -- las piezas de fundición.

En el análisis de moldes permanentes me he encontrado con un error cometido en el diseño de algunos de estos y el cual consiste en no haber colocado trampas para la retención de cenizas que se encuentran en suspensión y las cuales son debidas a las reacciones producidas por las sales modificadoras al entrar en contacto con el baño metálico, donde el NaF es el generalmente más utilizado y a quien considero es una de las fuentes principales de inclusión en las piezas de fundición. He observado que la técnica de cobertura por fundentes tiene una reacción semejante a la sal de NaF, -

siendo los residuos de estas pastillas otra fuente principal de inclusiones.

Por lo anterior, yo propondría el uso del sodio metálico en el proceso de modificación y el uso de moldes permanentes con trampas bien diseñadas para disminuir este defecto.

La contaminación por hierro que nos causaría la presencia de  $Fe_2Si_2Al_9$ , es eliminado por dos caminos generalmente; por el control de la materia prima; y evitando la permanencia de la herramienta dentro del baño de aluminio, ya que este último es un agente altamente corrosivo para el material ferroso.

Como última conclusión y no perdiendo de vista el objetivo que perseguía este estudio, puedo decir que la deshidratación del  $SrCl_2$  llevado a cabo a una temperatura mayor de  $150^\circ C$  da lugar a una sal cuyo efecto modificador es casi nulo; y así, tomando en cuenta este punto los resultados arrojados muestran aparentemente que las mejores propiedades mecánicas fueron obtenidas por las muestras tratadas con la sal de  $SrCl_2$  en una concentración de 0.1% entre los 45 y 90 minutos de reposo; y van disminuyendo estas propiedades conforme aumentamos la concentración de la sal, tendiendo éstas a obtener las mejores propiedades mecánicas dentro de los 10 segundos y entre los 45 y 90 minutos de reposo. Para la mezcla de sales, desde los 10 segundos hasta los 120 minutos de reposo, las mejores propiedades mecánicas fueron alcanzadas por la concentración de 0.5% y van disminuyendo conforme se disminuye la concentración añadida de la mezcla de sales.

# A P E N D I C E

## PROPIEDADES FÍSICAS DEL ALUMINIO

Símbolo	Al
Número atómico	13
Configuración electrónica	$1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^1$
Densidad:	
Densidad a 20°C al 99.5%	2.705 g/cc
Densidad a 20°C al 99.9%	2.699 g/cc
Densidad del aluminio sólido a 660°C	2.55 g/cc
Densidad del aluminio líquido a 660°C	2.38 g/cc
Contracción volumétrica durante la solidificación	6.6%
Características térmicas:	
Punto de fusión	660.24 °C
Calor latente de fusión	92 cal/g
Punto de ebullición bajo 760 mm Hg	2056 °C
Coefficiente de expansión (20-100°C)	$23.86 \times 10^{-6}$ por °C
Calor específico de 0-100 °C	0.2226 cal/g/°C
Conductividad térmica a 20°C	0.53 cal/cm <sup>2</sup> /cm/°C/seg.
Conductividad eléctrica a 20°C	2.630 cm <sup>2</sup> /cm
Resistividad eléctrica a 20°C	2.654 micro-ohm
Susceptibilidad magnética	$0.6 \times 10^{-6}$ egs
Propiedades mecánicas:	
Dureza a la penetración	17.0 Brinell

Densidad a 20°C	2.8 g/cc
Temperatura de líquidos	613°C
Temperatura de sólidos	557°C
Expansión térmica en micro-in/in/°C:	
de 20 - 100°C	21.5
de 20 - 200°C	23.00
de 20 - 300°C	23.5
Calor específico a 100°C	0.23 cal/g/°C
Calor latente de fusión	93 cal/g
Conductividad térmica a 25°C:	
en arena, condición T6	0.40 cal/cm <sup>2</sup> /cm/°C/seg.
en arena, condición T7	0.37 cal/cm <sup>2</sup> /cm/°C/seg.
en molde permanente, condición T6	0.38 cal/cm <sup>2</sup> /cm/°C/seg.
Conductividad volumétrica eléctrica:	
43% IACS, arena, condición T51;	
39% IACS, arena, condición T6;	
40% IACS, arena, condición T7;	
41% IACS, molde permanente, condición T6	
Resistividad eléctrica a 20°C:	
4.01 microhm-cm, arena, condición T51	
4.42 microhm-cm, arena, condición T6	
4.31 microhm-cm, arena, condición T7	
4.21 microhm-cm, molde permanente, condición T6	
Propiedades mecánicas, ver tablas 11.1 y 11.2:	
Módulo de elasticidad	10,000,000 psi
Módulo de rigidez	3,950,000 psi
Razón de Poisson	0.33

Tabla 11.1 Propiedades mecánicas de la aleación 356  
(Metals Handbook (1)).

Condición	Resistencia a la tensión psi (a)	Resistencia a la cedencia psi	Elongación % (b)	Dureza Bhn (c)	Resistencia al esfuerzo cortante psi	Límite de fatiga psi (d)	Resistencia a la cedencia en compresión psi
Fundición en arena							
T51 .....	25,000	20,000	2.0	60	20,000	8,000	21,000
T6 .....	33,000	24,000	3.5	70	26,000	8,500	25,000
T7 .....	34,000	30,000	2.0	75	24,000	9,000	31,000
T71 .....	28,000	21,000	3.5	60	20,000	8,500	22,000
Fundición en molde permanente							
T6 .....	38,000	27,000	5.0	80	30,000	13,000	27,000
T7 .....	32,000	24,000	6.0	70	25,000	11,000	24,000
(a) En general, las resistencias y elongaciones se mantienen iguales o mejoran a bajas temperaturas. (b) Muestras cilíndricas con 1/2 in. de diámetro. (c) Carga de 500 Kgs. y bola de 10 mm. de diámetro. (d) Basada sobre 500 millones de ciclos utilizando una máquina R.R. Moore.							



Tabla 11.2 Propiedades típicas de tensión a elevadas temperaturas de una aleación 356-T6 vaciada en arena. Después de un prolongado calentamiento a la temperatura de prueba. (Metals Handbook (1)).

Temperatura de prueba °F	Resistencia a la tensión psi	Resistencia a la cedencia psi	Elongación %
75 .....	33,000	24,000	3.5
300 .....	23,000	20,000	6.0
400 .....	12,000	8,500	18.0
500 .....	7,500	5,000	35.0
600 .....	4,000	3,000	60.0

Tabla 11.3 Límites de composición química de la aleación 356 (Metals Handbook (1)).

Forma	Designación	Componentes		Impurezas, máx.					Otros	
		Si	Mg	Cu	Fe	Mn	Zn	Ti	c/u	total
Vaciado en arena.....	QQ-A-601, clase 3M	6.5-7.5	0.20-0.40	0.20	0.6	0.35	0.30	0.25	0.0%	0.1%
Vaciado en molde permanente .....	QQ-A-596, clase 8	6.5-7.5	0.20-0.40	0.25	0.6	0.35	0.35	0.25	0.0%	0.1%

Módulo de elasticidad (Young)	6,700 Kg/mm <sup>2</sup>
Módulo de torsión	2,700 Kg/mm <sup>2</sup>
Coefficiente de Poisson	0.34
Compresibilidad a 20°C	1.4 x 10 <sup>-3</sup> por megabar
Carga de rotura	5.4 Kg/mm <sup>2</sup>
Alargamiento	62%
Estructura cristalina:	
Estructura cúbica de caras centradas con las siguientes características:	
Constante de la red	4.0413°A
Radio atómico	1.4245°A
Distancia entre átomos	2.858°A

#### PROPIEDADES FÍSICAS DE LA ALEACION 356

Nombre comercial: Aleación 356

Esta aleación tiene una composición de 7% Si, 0.3% Mg, y el resto Al. --- Aleación propia para fundición en arena y molde permanente.

ASTM No. B26, aleación SG70A (arena), B108; aleación SG70A (molde permanente).

No. de gobernación QQ-A-601, clase 3 (arena); QQ-A-596 clase 8 (molde permanente).

Otras designaciones: SAE 323; AMS 4217, 4284, 4286.

Usos típicos: Es aplicado donde se requiere excelente colabilidad y buena soldabilidad, sellados herméticos y buena resistencia a la corrosión.

Por ejemplo: partes de las bombas de los aeroplanos, casos de transmisión automotriz, accesorios y partes de control de aeroplanos, son típicos en -- blocks de cilindros de enfriamiento de agua.

Tabla 11.4 Tratamientos térmicos para la aleación 356  
(Metals Handbook (1)).

Propósito	Temperatura		Tiempo	Enfriamiento
	°C	°F	hr	
Fundición en arena				
Precipitación, T51(c).....	224-230	435-445	7 a 9	No crítico
Tratamiento térmico de solución.....	535-541	995-1005	12(a)	Agua de 150 a 212 °F
Precipitación, T6(d).....	152-158	305-315	2 a 5	No crítico
Precipitación, T7(b)(d)....	224-230	435-445	7 a 9	No crítico
Precipitación, T71(d).....	243-249	470-480	2 a 4	No crítico
Fundición en molde permanente				
Tratamiento térmico de solución.....	535-541	995-1005	8(a)	Agua de 150 a 212 °F
Precipitación, T6(d).....	152-157	305-315	3 a 5	No crítico
Precipitación, T7(b)(d)....	224-230	435-445	7 a 9	No crítico
<p>(a) Períodos de tiempo de inmersión requerido en promedio para la fundición después de que la carga ha alcanzado la temperatura especificada. El tiempo puede ser mayor o menor, dependiendo de la experiencia con la fundición en particular.</p> <p>(b) Patente 1,822,877 U.S.</p> <p>(c) Sin tratamiento térmico de solución.</p> <p>(d) Material con tratamiento térmico de solución anterior.</p>				

Temperatura de fusión	677 - 818 °C
Temperatura de colada (arena)	677 - 788 °C
Tratamiento térmico	ver tabla 11.4

Límites de composición química, ver tabla 11.3:

Consecuencias de límites de impurezas excedidas; alto cobre o níquel decre-  
menta la ductilidad y la resistencia a la corrosión. Alto fierro decremen-  
ta la resistencia y la ductilidad.

# CAPITULO

## VIII

### BIBLIOGRAFIA

- 1.- Metals Handbook; "Properties and selection of metals"; vol. 1, 8th -  
edition; American Society for Metals.
- 2.- Egor P. Popov; "Introducción a la mecánica de sólidos"; editorial -  
Limusa; 1983; México.
- 3.- George E. Dieter; "Mechanical Metallurgy"; 2nd edition; Mc Graw Hill  
; 1984; Tokio, Japan.
- 4.- C. Flemings and Merton; "Solidification processing"; Mc Graw Hill; -  
1974; Tokio, Japan.
- 5.- P. R. Beely; "Foundry technology"; Butter worths inc.; 1971; London-  
Boston.
- 6.- L. F. Mondolfo; "Aluminium alloys structure and properties"; Butter  
worths inc.; 1979; London-Boston.
- 7.- Raymond E. Kirk and Donald Othmer; "Encyclopedia of chemical Techno-  
logy"; vol. I y II; John Wiley and Sons; New York.
- 8.- "Annual Book of ASTM Standards"; part 7; 1983; USA.
- 9.- H. W. Hayden, William G. y John Wulff; "Propiedades mecánicas , Cien-  
cia III de los Materiales"; editorial Limusa; 1978; México.
- 10.- "Casting Aluminium"; ALCAN; 1949; Toronto, Canadá.
- 11.- "Aluminium transformation technology and application"; American So-  
ciety for Metals; 1980; USA.
- 12.- Van Lanker; "Metallurgy of aluminium alloys"; John Wiley and Sons; -

New York.

- 13.- Herman W. Pollack; "Materials Science and Metallurgy"; 3ht edition; USA.
- 14.- "Metalurgia"; Boletín de difusión del centro de graduados e investigación del instituto tecnológico de Saltillo; Mayo-Junio; No. 3; -- 1983; México.
- 15.- Leandro de Luis Martín, G. Gutiérrez Solana; "Modificación permanente de la aleación eutéctica Al-Si"; COLADA; Noviembre 1973.
- 16.- Leandro de Luis Martín, Serafín Ferreira R.; "Modificación permanente de las aleaciones Al-Si eutécticas y próximas al eutéctico"; COLADA; vol. 10; números 8,9 y 10; 1977.
- 17.- Alker K. y Hielscher N.; "La modificación permanente de aleaciones de moldeo Al-Si; Aluminium; 1972.
- 18.- Hess P. D. and Blackmun E. V.; "Strontium as a modifying agent for hypoeutectic Aluminium-Silicon alloys"; Alcoa laboratories; Pittsburg, USA.
- 19.- A. J. Clegg, B. Teach, A.A. Das; "The influence of structural modifiers on the refinement of the primary silicon in a hipereutectic - aluminium-silicon alloy"; Department of engineering production; University of technology; Lough borough; USA.
- 20.- A. J. Clegg; "The influence of structural modification on the wear resistance of a hipereutectic aluminium-silicon alloy"; Department of engineering production; University of technology Lough borough; USA.
- 21.- Rorf Kissling and Oldrich Ticky; "A hipereutectic aluminium-silicon alloy"; June 1959; Modern casting.
- 22.- Technical report (KBI); "Metals and alloys aluminium"; file No. 201-

tr60; New York.

- 23.- "Modification of aluminium-silicon alloys"; Foseco foundry; No. 316; august 19 1977.
- 24.- "Foundry practice 200 Foseco"; December 1979; Foseco; USA.
- 25.- "Aluminium-silicon alloys"; hoja de información No. 16; Foseco; USA.
- 26.- Hernández Garduño Gustavo y Fernando Villanueva; "Investigación sobre modificación y tratamiento térmico de aleaciones de Al"; tesis - para licenciatura; UNAM; 1980; México.
- 27.- Ernesto Gómez Moyeda; "Efecto de la modificación con sodio sobre la resistencia a la tensión de aleaciones aluminio-silicio hipoeutécticas"; Tesis de maestría; Instituto Tecnológico de Saltillo; 1984; México.
- 28.- Kim y Heine; "Fundamentos de modificación en el sistema Al-Si"; vol. 92; Journal of the institute of metals; 1963-64.
- 29.- T.P. Fisher, "The Technology of gravity die casting", ed. George Newnes limited, London, 1967, pág. 42.

nes el exceso de fósforo está presente como AIP; y con altas relaciones el so dio forma  $(\text{NaAl})\text{Si}_2$ .

La fase silicio puede estar presente en una variedad de estructuras, los -- cristales de silicio primario pueden aparecer como:

a) Globular o esquelético, b) Plumoso o formando estrellas y c) Esferoïdizado.

Y el eutéctico puede ser:

a) Al azar, b) No modificado, c) Baja modificación, d) Modificado, y e) Sobre modificado.

La neutralización de la nucleación de impurezas por sodio se ha explicado - de la siguiente manera:

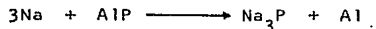
1) La nucleación y crecimiento del aluminio no es substancialmente afectado - por el fósforo o sodio.

2) El contenido de fosfuro de todo metal comercial es usualmente suficiente - para producir algún AIP primario.

3) El AIP es el mejor nucleante del silicio, y cuando es primaria, nuclea al silicio hasta agotarlo.

4) El NaP no nuclea al silicio.

5) El sodio neutraliza el efecto de nucleación del fósforo conforme a la rea-- cción:



6) El sodio destruye los ángulos gemelos del silicio e imposibilita su creci-- miento por un doble mecanismo. Así el crecimiento del silicio es impedido y - será necesario un alto subenfriamiento para impulsarlo.

7) El sodio reduce la tensión superficial del aluminio, pero no la del sili-- cio. La relación (Al) : (Si) se ve decrementado y entonces mientras el sili-- cio tiende a esferoïdizarse el aluminio tiende a esparcirse en él.

8) El  $(\text{NaAl})\text{Si}_2$  tiende a nuclear el silicio casi tan bien como el AIP.