

10  
203



# UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE QUIMICA

“EFECTO DEL CONTENIDO DE MAGNESIO EN EL TRATAMIENTO TERMICO DE ENVEJECIMIENTO DE UNA ALEACION A356”



INGENIERO PROFESIONAL EN  
FAC. DE QUIMICA

## T E S I S

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE:  
INGENIERO QUIMICO METALURGICO

P R E S E N T A :

RAUL GOMEZ NAVARRETE



México, D. F.

1994

TESIS CON  
FALLA DE ORIGEN



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.

Jurado asignado según el tema :

Presidente : Profra. María Eugenia Noguez Amaya

Vocal : Prof. Eusebio Cándido Atlatenco Tlapanco

Secretario : Prof. José Alejandro García Hinojosa

1er. Suplente : Prof. Ignacio Beltrán Piffa

2do. Suplente : Prof. Sergio García Galán

Laboratorios pesados de Metalurgia


Edificio "D". Facultad de Química

Departamento de Metalurgia UNAM

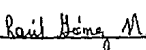
Asesor del tema

  
M. en C. José Alejandro García Hinojosa

Supervisor técnico

  
IQM. Eusebio Cándido Atlatenco Tlapanco

Sustentante

  
Raúl Gómez Navarrete

## INDICE

I. INTRODUCCION	3
II. ANTECEDENTES	5
2.1 Aleaciones de Aluminio	
2.2 Clasificación	
2.3 Aleaciones para fundición	
2.4 Propiedades mecánicas	
III. FUNDAMENTOS TEORICOS	13
3.1 Sistemas de aleaciones	
3.2 Endurecimiento por envejecimiento	
3.3 Fenómeno de la precipitación	
3.4 Nucleación heterogenea y homogenea	
IV. DESARROLLO EXPERIMENTAL	23
V. RESULTADOS	28
VI. ANALISIS DE RESULTADOS	43
VII. CONCLUSIONES	47
VIII. BIBLIOGRAFIA	50

## AGRADECIMIENTOS

A mis abuelos y a la señora Lalita :

Porque con su sabiduría mantienen vivas  
las cosas sencillas , pero quizá , las  
más importantes de la vida .

Con mucho cariño y respeto a mis padres :

Inés Navarrete y Artemio Gómez . De sus  
corazones comence ; a su lado cada día  
parece menos difícil .

A mis tías :

Gracias por su ejemplo .

Con esperanza para mis hermanos :

Rocio , Carlos , Ricardo y Alberto mi so-  
brino . Porque somos parte de una misma -  
escencia. Deseando pensarlos con una son-  
risa , como si siempre fuéramos niños .

A mis amigos :

Por toda esa variedad de momentos  
que hemos compartido .

A la memoria de :

Matilde Guadalupe López Sardaneta .

Siempre fué mejor el privilegio de haber-  
la conocido , que el dolor de que ya no -  
este con nosotros .

Para María Luisa , si está contenta

Un país , una patria , también son un cuerpo.  
A veces este cuerpo pierde la voz y necesita  
de sus mejores hombres y mujeres para que nos  
la devuelvan con sólo tres palabras :  
**DIGNIDAD , JUSTICIA Y DEMOCRACIA .**

Betsy Pecanins  
su voz , más que voz  
susurro en la sombra

A mis maestros :

Jazmín Pineda , Guadalupe López , Gloria Gómez  
Ma Eugenia Noguez , Celestino Morales , Ernest-  
to Zeller , Andres Acosta , Alejandro García ,  
Candido Atlatenco , Ignacio Beltrán , Antonio  
Huerta , Juan Rodríguez , Edmundo Chávez , Da-  
niel Gómez , Roberto Valero , Alfredo Tellez .  
Mi mas sincero agradecimiento por la información ;  
pero sobre todo por la formación que de ustedes he  
recibido .

Agradezco especialmente su colaboración para la  
realización de este trabajo a :

M. en C. Alejandro García Hinojosa

IQM. Eusebio Cándido Atlatenco Tlapanco

IQM. Gerardo Arámburo Pérez

IQM. Ignacio Beltrán Piña

IQM. Jacinto R. Méndez Banda

## 1. INTRODUCCION

El Aluminio es un metal de considerable importancia en la actualidad , a la vez que de uso múltiple .

Su consumo ha crecido a lo largo de varias décadas muchísimo más rápidamente que la producción industrial o el producto social global . Cada vez se encuentran más campos de aplicación , de modo que , incluso en competencia para sustituir otros materiales , no solo se ha refirmado sino que ha logrado un crecimiento continuo . Su aplicación cuantitativamente más importante es actualmente la locomoción ( automóviles , aviación , navegación espacial , ferrocarril ) , construcción , envasado ( sobre todo alimentos y productos farmacéuticos ) , maquinaria y electrotécnia .

El Aluminio ha alcanzado una importancia muy especial en muchos dominios de la industria , a causa de poseer una serie de propiedades muy beneficiosas que le han convertido en uno de los materiales más idóneos y ventajosos , desde el punto de vista económico .

Sus propiedades mecánicas son mucho más bajas que las del acero ; pero pueden mejorarse por medio de la aleación y el tratamiento térmico .

El Silicio cuando se añade al Aluminio se caracteriza sobre todo por mejorar la fluidez de las piezas de fundición , es perjudicial para la capacidad de maquinado , la ductilidad y la facilidad de trabajo de las aleaciones . Sin embargo , si se añade este junto con Magnesio se mejora la resistencia a la corrosión , además de formar una aleación de Magnesio y Silicio que se puede endurecer por envejecimiento . Se pueden añadir también otros elementos , para lograr efectos similares .

El objetivo de la presente tesis es determinar el efecto del Magnesio



en pequeñas cantidades controladas sobre la respuesta al tratamiento térmico de envejecimiento en una aleación A356 .

## II. ANTECEDENTES

El principal interés comercial en las reacciones de precipitación reside en su utilidad como mecanismo de reforzamiento . Este mecanismo es el que ha hecho posible el uso de aleaciones de Aluminio ligeras en aviación y se está usando más ampliamente en nuevas aleaciones . Fue descubierto accidentalmente por Wilm (1) en el curso de los experimentos para investigar el refuerzo de soluciones sólidas por adiciones de Magnesio a una aleación de Al-Cu-Mn , encontró por accidente que envejeciendo una aleación templada se producía un considerable incremento en la dureza . Wilm no pudo observar cambios microestructurales durante el período de refuerzo y en sus primeros trabajos publicados en 1911 seguía siendo un misterio la fuente del incremento de resistencia mecánica . La aleación de Wilm se produjo comercialmente por primera vez bajo el nombre de Duraluminio .

La asociación del incremento en la resistencia con el envejecimiento y la formación de diminutos precipitados ( precipitados de segunda fase ) fué hecha hasta 1919 cuando Merica , Waltenberg y Scott (1) publicaron sus experimentos , ellos establecieron que las solubilidades de Cu , Zn , Mg , y Si en el Aluminio eran mayores a temperaturas de 525°C que a temperatura ambiente . La naturaleza de los precipitados de tamaño submicroscópico , fué resuelta más tarde utilizando técnicas avanzadas de Difracción de rayos x , Difracción y transmisión electrónicas , presentando por ejemplo para un sistema Al-Cu una secuencia de cuatro precipitados ( zonas de Guinier-Preston ) .

## 2.1 ALEACIONES DE ALUMINIO

Las propiedades del Aluminio dependen de un conjunto de factores ; en éstos juega un papel preponderante la existencia de otros elementos que , unas veces , se han adicionado conscientemente y en otras , aparecen de modo casual .

Los principales elementos de aleación son : Cobre , Silicio , Magnesio , Cinc y Manganeso .

En menores cantidades existen , frecuentemente , como impurezas o aditivos : Hierro , Cromo , Titanio . Para aleaciones especiales se adicionan : Niquel , Cobalto , Plata , Litio , Vanadio , Circonio , Estaño , Plomo , Cadmio y Bismuto .

También se pueden adicionar pero sólo en cantidades muy pequeñas , que no dejan de tener su importancia : Berilio , Boro , Sodio y Estroncio .

## 2.2 CLASIFICACION

Las aleaciones de Aluminio pueden subdividirse en dos grandes grupos , aleaciones para FORJA y aleaciones para FUNDICION , de acuerdo con el método de fabricación . Las aleaciones para forja que se conforman mediante deformación plástica , tienen composiciones y microestructuras significativamente diferentes de las aleaciones para fundición , lo cual refleja las diferentes condiciones del proceso de manufactura . Dentro de cada grupo principal las aleaciones se dividen en dos subgrupos : aleaciones tratables térmicamente y aleaciones no tratables térmicamente .

Las aleaciones de Aluminio se clasifican mediante el sistema de enumeración presentado en la tabla 1 . El primer número especifica los

principales elementos de aleación y los números restantes se refieren a la composición específica de la liga o aleación .

TABLA 1 . Sistema de designación para las aleaciones de Aluminio

ALEACIONES PARA FORJA	OBSERVACIONES
1XXX Al comercialmente puro ( >99% Al )	No envejecido
2XXX Al-Cu	Endurecible por envejecimiento
3XXX Al-Mn	No envejecido
4XXX Al-Si y Al-Mg-Si	Endurecible por envejecimiento si hay Magnesio presente
5XXX Al-Mg	No envejecido
6XXX Al-Mg-Si	Endurecible por envejecimiento
7XXX Al-Mg-Zn	Endurecible por envejecimiento
ALEACIONES PARA FUNDICION	
1XX.X Al comercialmente puro	No envejecido
2XX.X Al-Cu	Endurecible por envejecimiento
3XX.X Al-Si-Cu	Algunas son envejecibles
4XX.X Al-Si	No envejecido
5XX.X Al-Mg	No envejecido
7XX.X Al-Mg-Zn	Endurecible por envejecimiento
8XX.X Al-Sn	Endurecible por envejecimiento

---

TABLA 2. Designación de grado de endurecimiento para aleaciones de Aluminio

---

F De fabricación ( trabajo en caliente , forja , fundición , etc. )

O Recocida ( en la condición más blanda posible )

H Trabajada en frío

H1X- trabajada en frío solamente , C x se refiere a la cantidad de trabajo en frío y endurecimiento )

H2X- trabajada en frío y parcialmente recocida

W Tratada por solución

T Endurecida por envejecimiento

T1-Enfriada desde la temperatura de fabricación y envejecida naturalmente

T2-Enfriada desde la temperatura de fabricación , trabajada en frío y envejecida naturalmente

T3-Solubilizada , trabajada en frío y envejecida naturalmente

T4-Solubilizada y envejecida naturalmente

T5-Enfriada desde la temperatura de fabricación y envejecida artificialmente

T6-Solubilizada y envejecida artificialmente

T7-Solubilizada y estabilizada por sobre-envejecimiento

T8-Solubilizada , trabajada en frío y envejecida artificialmente

T9-Solubilizada , envejecida artificialmente y trabajada en frío

T10-Enfriada desde la temperatura de fabricación , trabajada en frío y envejecida artificialmente

---

El grado de endurecimiento está dado por la designación T o H , dependiendo de si la aleación es tratada térmicamente o endurecida por deformación ( tabla 2 ). Otras clasificaciones indican si la aleación es recocida ( O ) , tratada por solución ( W ) , o usada en su condición de fabricación ( F ) . Los números que siguen a la T o a la H indican la cantidad de endurecimiento por deformación , el tipo exacto de tratamiento térmico u otros aspectos especiales del procesamiento de la aleación .

### 2.3 ALEACIONES PARA FUNDICION .

Muchas de las aleaciones de base Aluminio para fundición contienen Silicio , además de Cobre o Magnesio , lo que permite una reacción de endurecimiento por envejecimiento ocasionada por la precipitación de  $CuAl_2$  , o bien  $Mg_2Si$  .

Las aleaciones que responden al fortalecimiento por tratamientos térmicos son las de Al-Cu , Al-Cu-Mg , Al-Mg-Si , Al-Zn-Mg y Al-Zn-Mg-Cu . Todo depende del endurecimiento por envejecimiento para desarrollar aumentos en su resistencia .

### 2.4 PROPIEDADES MECANICAS

Los resultados de los diversos ensayos que se utilizan para medir como se comporta un material al aplicarle una fuerza , constituyen sus llamadas propiedades mecánicas .

DUREZA . La "dureza" es una propiedad difícil de definir , y los valores que se dan de ella se refieren únicamente al método en particular que se ha empleado en su determinación . Esta propiedad no constituye una

característica fundamental de los materiales , sino que está íntimamente relacionada con las propiedades plásticas y elásticas . Sin embargo , la medición de la dureza constituye uno de los medios más utilizados , para la inspección y control de un determinado material o proceso de fabricación . Existen muchos métodos para medir la dureza , que pueden clasificarse según el procedimiento que se emplee , en tres grupos :

1. Los que miden la dureza elástica
2. Los que miden la resistencia que oponen los cuerpos al corte o a la abrasión .
3. Los que miden la resistencia que oponen los cuerpos a la penetración

El ensayo para la resistencia a la penetración consiste básicamente en aplicar y comprimir progresivamente una probeta , bajo la acción de una carga elástica conocida , con un penetrador de forma determinada .

La cifra de dureza más utilizada para materiales no ferrosos es la que proporciona el ensayo Brinell ( BHN ) y que viene dada por la siguiente relación :

$$BHN = \frac{P}{(\pi D/2) ( D - \sqrt{D^2 - d^2} )}$$

En donde P = carga aplicada ( en Kg )

D = diámetro de la bola ( en mm )

d = diámetro de la huella ( en mm )



Trabajos publicados anteriormente ( 15 ) reportan que para aleaciones A319 coladas en moldes de arena , y en las que se utilizaron distintos niveles de Mg se obtuvieron los siguientes resultados :

% de Mg	HB ( de llegada )	HB ( condición T8 )
0.08	79.6	81.5
0.38	81.5	84.6
0.59	82.6	85.7

T5. a) Envejecimiento artificial 204°C por 8 h .

b) Templada en agua a 23°C .

Puede observarse que la mayor dureza encontrada para las condiciones ya descritas , correspondió al mayor porcentaje de Mg ( 0.59 % ).

Otros trabajos ( 17 ) muestran que para aleaciones A356 (Al-6.85% Si-0.3% Mg ) , conforme aumenta la temperatura de envejecimiento se alcanzan mayores durezas bajo condiciones T8 ( a. Solubilización a 540°C por 9h , b. Templado en agua a 15°C , c. Posterior envejecimiento ) : La máxima dureza obtenida bajo estas condiciones fué de 98 HB y correspondió a 12h de envejecimiento a 180°C .

En la referencia ( 13 ) se reporta una dureza de 90 HB , cuando la temperatura de solubilización fué de 538°C por 8-12 h ; templado en agua a 66-100°C . Envejecimiento a temperatura ambiente 8-12 h , envejecimiento artificial a 154°C por 10-12 h , para aleaciones A356 coladas en moldes permanentes .

### III. FUNDAMENTOS TEORICOS

### 3.1 SISTEMAS DE ALEACIONES

Los diagramas de estado ( líquido , sólido , monofásico , polifásico ) describen la forma en la que se presenta una aleación en función de la composición y la temperatura . Sin embargo , estos diagramas sólo representan el estado de equilibrio , del que , en la práctica , pueden surgir notables desviaciones como consecuencia , especialmente , de un rápido enfriamiento a partir de temperaturas más elevadas . Por otra parte , el diagrama de equilibrio no suministra información alguna sobre la cinética de los cambios de fases y reacciones . Para este fin sirven los diagramas tiempo-temperatura-transformación ( diagramas TTT ) , que incluyen las variaciones en función del tiempo . No obstante , los diagramas de equilibrio continúan siendo de vital importancia para entender el comportamiento de las aleaciones .

Las figuras 3.1 y 3.2 son los diagramas binarios en condiciones estables para los sistemas Al-Si y Al-Mg respectivamente , y son una ayuda y base para entender las reacciones que efectúan las aleaciones comerciales en la práctica .

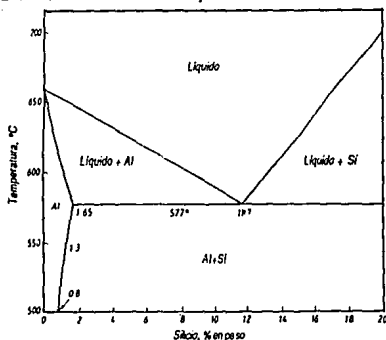


Figura 3.1 Diagrama de equilibrio Al-Si , sección rica en Si (6) .

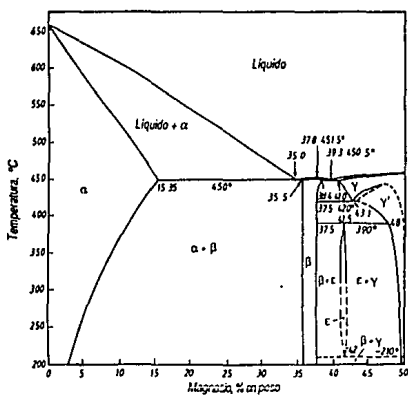
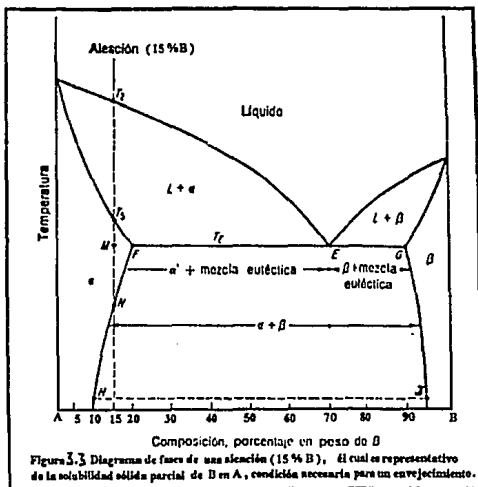


Figura 3.2 Diagrama de equilibrio Al-Mg , sección rica en Mg . Ref.(5) .

### 3.2 ENDURECIMIENTO POR ENVEJECIMIENTO

Existen dos métodos principales para aumentar la resistencia y la dureza de una aleación determinada . Por trabajado mecánico en frío o por tratamiento térmico . El proceso de tratamiento térmico más importante para aleaciones no-ferrosas en especial de Al y Mg es el endurecimiento por envejecimiento o por precipitación ( envejecimiento artificial ) . Una condición necesaria para aplicar un tratamiento térmico de endurecimiento por envejecimiento es que su diagrama de equilibrio ( vease la figura 3.3 ) debe mostrar solubilidad sólida parcial , además la pendiente de la línea solvus debe ser tal que exista mayor solubilidad a una temperatura mayor que a una menor .

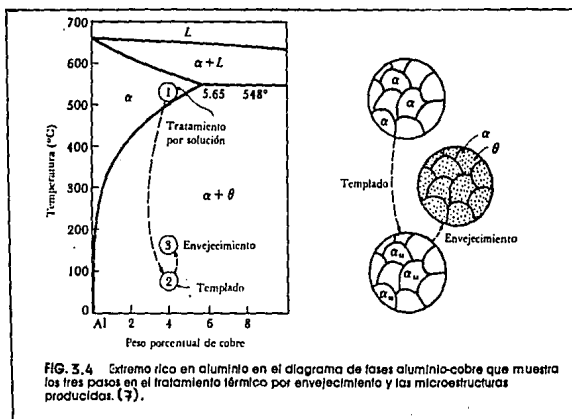


El envejecimiento o endurecimiento por precipitación está diseñado para producir una dispersión uniforme de un precipitado fino y duro en una matriz más blanda y dúctil. La aleación Al-4% de Cu es un ejemplo clásico de una aleación endurecible por envejecimiento. Hay tres pasos en el tratamiento térmico por envejecimiento ( figura 3.4 ).

1. TRATAMIENTO DE SOLUCION. Inicialmente la aleación se calienta a una temperatura mayor que la de solvus y se sostiene ésta hasta que se produce una solución sólida homogénea  $\alpha$ . Este paso disuelve el precipitado  $\theta$  y reduce cualquier segregación presente en la aleación original. La aleación Aluminio-Cobre se solubiliza entre las temperaturas de solvus y eutéctica, asegurando que no se funde ningún microconstituyente eutéctico fuera de equilibrio en la aleación.

2. TEMPLADO. Después del tratamiento de solución, la aleación, que sólo contiene  $\alpha$  en su estructura, se enfría rápidamente o se temple. Después del templado, la estructura contiene aún sólo  $\alpha$ . La fase  $\alpha$  es una solución sólida supersaturada, que contiene Cobre en exceso y no es una estructura en equilibrio.

3. ENVEJECIMIENTO. Finalmente, la fase  $\alpha$  sobresaturada se calienta a una temperatura menor que la del máximo solvus. A esta temperatura de envejecimiento los átomos son capaces de difundirse a distancias cortas. Debido a que la fase  $\alpha$  sobresaturada no es estable, los átomos adicionales de Cobre se difunden hacia numerosos sitios de nucleación y se forma y crece un precipitado. Finalmente, si mantenemos la aleación durante un tiempo suficiente a la temperatura de envejecimiento, se produce el equilibrio entre la estructura  $\alpha$  y  $\theta$ .



### 3.3 FENOMENO DE LA PRECIPITACION ( 4 , 7 )

La manera en que se forman los núcleos y comienzan a crecer durante la precipitación es un poco compleja y difícil de resolver en aleaciones específicas comercialmente importantes. En muchos casos la fase del precipitado no se origina en su estructura final, sino que puede formar cierto número de estructuras cristalinas intermedias antes de que se produzca el precipitado final estable ( figura 3.5 ). Así por ejemplo, durante el envejecimiento de las aleaciones Aluminio-Cobre, se forma una serie de precipitados antes de que se produzca la fase  $\theta$  de equilibrio. Al inicio del envejecimiento los átomos de Cobre se concentran en los planos  $\{100\}$  de la matriz  $\alpha$  y producen aglomeraciones muy delgadas de átomos de Cobre llamadas zonas de Guinier-Preston, o bien GP-I. Conforme continúa el

envejecimiento , se difunden más átomos de Cobre al precipitado y las zonas GP-I crecen formando discos delgados , o zonas GP-II . Posteriormente , las zonas GP-II se disuelven y se forma la fase  $\theta'$  , que es similar a la fase estable  $\theta$  . Finalmente ,  $\theta'$  se disuelve y se precipita la fase estable  $\theta$  .

Los precipitados que no están en equilibrio ( GP-I , GP-II y  $\theta'$  ) son precipitados coherentes ( estos se forman debido a que exista una relación definida entre la estructura cristalina del precipitado y la de la matriz ). La resistencia de la aleación se incrementa con el tiempo de envejecimiento conforme estas fases coherentes crecen en tamaño durante las etapas iniciales del tratamiento térmico . Cuando se encuentran presentes estos precipitados coherentes , la aleación se encuentra envejecida .

Cuando se precipita la fase  $\theta$  no coherente , la resistencia de la aleación decrece ; encontrándose ahora sobre-envejecida . La fase  $\theta$  aún proporciona algo de endurecimiento por dispersión , pero al transcurrir el tiempo , las partículas de  $\theta$  crecen , se hacen menos numerosas y disminuye su efecto de endurecimiento .

La secuencia de precipitación en aleaciones Al-Si-Mg es como sigue :

Zonas GP  $\rightarrow$  Precipitados  $\beta'$   $\rightarrow$   $\beta$  ( Mg<sub>2</sub> Si )

Las zonas GP toman forma de agujas en las que la estructura es coherente con la matriz . Con envejecimientos más prolongados , las agujas crecen para formar barras de una fase intermedia  $\beta'$  . Las partículas  $\beta'$  son semi-coherentes . El equilibrio final de la fase  $\beta$  ( Mg Si ) se forma como placas incoherentes sobre la matriz de Aluminio ( 18 ) .



Las propiedades de una aleación envejecida dependen tanto de la temperatura como del tiempo para el tratamiento .

Cuando una aleación se calienta para producir una precipitación , el hecho se denomina envejecimiento artificial . Algunas otras , al ser tratadas por solución y templadas envejecen a temperatura ambiente y esto es llamado envejecimiento natural .

### 3.4 NUCLEACION HETEROGENEA Y HOMOGENEA ( 4 , 10 )

Una partícula de precipitado puede ser nucleada de dos modos básicos . Se puede formar en defectos reticulares internos tales como : dislocaciones , nodos de dislocación , o discontinuidades en los límites de grano . Este proceso se conoce como nucleación heterogénea , en donde la formación de una partícula de segunda fase se facilita por los defectos reticulares . La nucleación homogénea , por otra parte , es la formación espontánea de núcleos a través de las variaciones de composición del soluto . La nucleación por medios homogéneos ocurre únicamente con dificultad considerable . Algunos de los factores adicionales en el endurecimiento por precipitación son : para el caso de muchas aleaciones , un fenómeno complicado por el hecho de que la nucleación ocurre tanto homogénea como heterogéneamente . Los lugares preferidos para la nucleación heterogénea en algunas aleaciones son los límites de grano y los planos de deslizamiento

La primera teoría del proceso de envejecimiento dice que la fase en exceso sale de la solución como finas partículas submicroscópicas , muchas de las cuales se ubican en los planos de deslizamiento . Se considera que estas partículas tienen una acción clave , interfiriendo así con el

movimiento a lo largo de los planos de fácil deslizamiento y aumentando de este modo la resistencia y la dureza . Posteriores estudios han permitido comprender en forma más completa el proceso de endurecimiento por envejecimiento .

El fortalecimiento de una aleación que se puede tratar térmicamente se debe no sólo a la presencia de un precipitado submicroscópico , sino también a la distribución uniforme de éste, finamente dispersado , y a la distorsión de la estructura reticular por aquellas partículas que no han alcanzado un tamaño visible .

No es posible establecer de forma definitiva de que manera las partículas del precipitado endurecen la matriz o red del solvente . Aunque hay diversas teorías , la más simple es la coherente reticular .

Cuando la fase en exceso es coherente con la estructura cristalográfica de la matriz ; se presenta una distorsión en esta última , extendiéndose sobre un volumen mayor de lo que sería el caso , si la fase en exceso fuera una partícula discreta , interfiriendo con el movimiento de dislocaciones y causando un rápido incremento en la dureza y resistencia durante el proceso de envejecimiento .

Si por el contrario , la fase en exceso forma su propia estructura reticular (figura 3.5) , lo cual da lugar a una pérdida en coherencia con la matriz , la aleación estará sobreenviejada ; lo cual repercute en un decremento de la resistencia como ya se mencionó anteriormente .

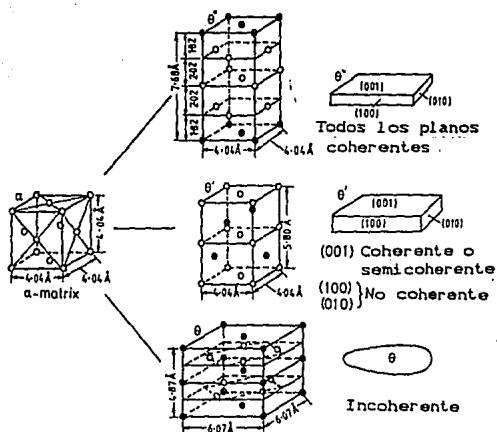


Figura 3.5 Estructura y morfología de  $\theta''$ ,  $\theta'$  y  $\theta$  en Al-Cu (O Al, ● Cu) .(22).

#### **IV. DESARROLLO EXPERIMENTAL**

Ya que el objetivo de la presente tesis es determinar el efecto del Mg en pequeñas cantidades controladas y su respuesta al tratamiento térmico de envejecimiento en una aleación A356 , en el desarrollo de la fase experimental se partió de una aleación comercial A356 , cuya composición química fué :

Elemento	Cu	Mg	Mn	Fe	Zn	Ti	Si
% en peso	0.103	0.22	0.089	0.658	0.045	0.012	6.31

la cual se analizó por Espectrometría de Absorción en el laboratorio de análisis químico del Departamento de Ing. Química Metalúrgica de la UNAM . Teniendo entonces aleaciones base , se ajustó a cuatro distintos contenidos de Magnesio , a los cuales se les denominó : Mg1 ( 0.15% ) , Mg2 ( 0.22% ) , Mg3 ( 0.5% ) , Mg4 ( 0.9% ) . Para posteriormente realizar los tratamientos térmicos de solución y envejecimiento artificial ( T81 ) de acuerdo a la revisión bibliográfica realizada . Se trabajaron con esos niveles de Mg porque en la referencia (14) esta reportado un rango para aleaciones A356 que va de 0.20 a 0.45 % de Mg ; se trato de subir y bajar los contenidos de Magnesio rebasando los límites , así como de incluir el porcentaje con el que llega la aleación comercial .

#### 4.1. AJUSTE DEL NIVEL DE MAGNESIO

Para el ajuste del nivel de Mg en las aleaciones se procedió de la siguiente forma : Se realizaron fusiones en un horno de crisol de capacidad de 3 Kg de Aluminio , calentado por diesel , controlando la temperatura de

trabajo a una máxima de 780°C y cubierta por un fundente protector seco formado por 50% de NaCl y 50% de KCl .

4.1.1. Mg1 . Se agregaron en el horno 3000 g de aleación Mg2 .

Una vez fundida la carga , se mantuvo por espacio de 15 minutos a temperatura de 800°C , para perder Mg por oxidación , posteriormente se colo en moldes metálicos .

4.1.2 Mg2 . Aleación de llegada con un nivel de 0.22 % Mg .

4.1.3 Mg3 . Para la muestra Mg3 se incremento el Mg hasta 0.5 por adición de Magnesio metálico , en base al calculo de carga que se muestra a continuación :

Base de calculo 3000 g .

	Al	Si	Mg	TOTAL
Mg2 llegada ( % )	93.28	6.5	0.22	100
w ( g )	2798.4	195	6.6	3000
Mg3 requerida ( % )	93	6.5	0.5	100
	Al	Si	Mg	TOTAL
g requeridos	2798.4	195	15	3008.4
g considerando				
Eficiencia Mg = 0.9	2798.4	195	16.67	3010.07
Mg3 ajustada ( % )	93.01	6.48	0.498	99.998

Mg por agregar :  $16.67 \text{ g} - 6.6 \text{ g} = 10.07 \text{ g}$

4.1.4 Mg4 . El ajuste de Mg para esta aleación ( 0.9% ) , fué similar al anterior .

#### 4.2. PREPARACION DE MUESTRAS PARA TRATAMIENTOS TERMICOS

Se cortaron diez probetas cuadradas de cada una de las aleaciones con los cuatro distintos contenidos de Mg , de aproximadamente 1.5 cm por lado .

#### 4.3. TRATAMIENTOS TERMICOS

Una vez preparado el material , fué sometido a tratamiento térmico clasificado como T8 (de acuerdo con la tabla 2) (?) describiéndose los pasos seguidos a continuación :

4.3.1 Solubilización a 540°C durante 6 horas .

4.3.2 Temple en agua a 80°C .

4.3.3 Reposo de 24 horas .

4.3.4 Tratamiento térmico de envejecimiento a 155°C con tiempos de permanencia de 1 , 2 , 3 , 4 , 5 , 6 , 7 , 9 y 11 horas .

Ya hechos los tratamientos térmicos cada una de las probetas se clasificaron con un índice literal y otro numérico en donde :

INDICE	DESCRIPCION
A	Aleación con 0.15% Mg teórico
B	Aleación con 0.22% Mg teórico
C	Aleación con 0.5% Mg teórico
D	Aleación con 0.9% Mg teórico

INDICE	DESCRIPCION
1	1 hora de envejecimiento
2	2 horas de envejecimiento , etc.

Así pues :

A1, fué la probeta con 0.15% Mg teórico y 1 hora de envejecimiento, etc.

#### 4.4. MEDICION DE DUREZAS

Las probetas tratadas térmicamente así como el material de llegada fueron maquinadas haciendo que presentaran dos de sus caras perfectamente paralelas y planas , una de las cuales se pasó por las lijas 420 y 600 , para imprimir allí tres huellas distribuidas a lo largo de cada probeta . Los diámetros se midieron con un ocular graduado correspondiente al ensayo de dureza Brinell.

P = carga aplicada 500 Kg durante 30 segundos .

D = diámetro de la bola 10 mm .

#### 4.5. ANALISIS METALOGRAFICO

El material se desbasto en lijas 240 , 300 , 420 , y 600.

El pulido mecánico en discos rotatorios con paños de terciopelo y utilizando como abrasivo , alúmina con tamaños de partícula de 1 en el primer paso , y en el segundo alúmina de  $0.05 \mu\text{m}$  .

Al ser observadas las muestras sin ataque al microscopio , se encontró que se reveló bien su microestructura , por lo que no se utilizaron reactivos de ataque microscópicos .



En caso de ser requeridos ; para éste tipo de aleaciones base Aluminio se recomienda utilizar 1 parte de HF al 48 % en 200 partes de agua , con el objeto de remarcar la estructura de las aleaciones .

## V. RESULTADOS

### 5.1. ANALISIS QUIMICOS

Los resultados de los análisis químicos realizados por espectrofotometría de absorción practicados en las aleaciones ajustadas , fueron los siguientes :

Elemento	Aleación Mg1 % en peso	Aleación Mg2 % en peso	Aleación Mg3 % en peso	Aleación Mg3 % en peso
Cu	0.421	0.103	0.346	0.380
<u>Mg</u>	<u>0.201</u>	<u>0.22</u>	<u>0.446</u>	<u>0.9</u>
Mn	0.142	0.089	0.126	0.138
Fe	0.841	0.828	0.658	0.843
Ni	0.011	0.007	0.009	0.010
Si	6.54	6.31	6.74	6.7

### 5.2. DUREZAS .

Las durezas obtenidas después de los tratamientos térmicos fueron :  
ALEACION Mg1 ( 0.20 % Mg ) .

Probeta	Diámetro promedio	HB	Tiempo de tratamiento ( h )
De llegada	2.36	65	0
A1	2.31	67	1
A2	2.17	77	2
A3	2.05	87	3
A4	1.98	95	4

Probeta	Diámetro promedio	HB	Tiempo de tratamiento ( h )
A5	1.86	106	5
A6	2.05	87	6
A7	1.95	97	7
A9	1.86	106	9
A11	1.86	106	11

ALEACION Mg2 ( 0.22 % Mg ) .

Probeta	Diámetro promedio	HB	Tiempo de tratamiento ( h )
De llegada	2.45	67	0
B1	2.15	79	1
B2	1.98	93	2
B3	1.83	110	3
B4	1.8	114	4
B5	1.86	106	5
B6	1.95	96	6
B7	1.93	98	7
B9	1.85	107	9

ALEACION Mg3 ( 0.446 % Mg ) .

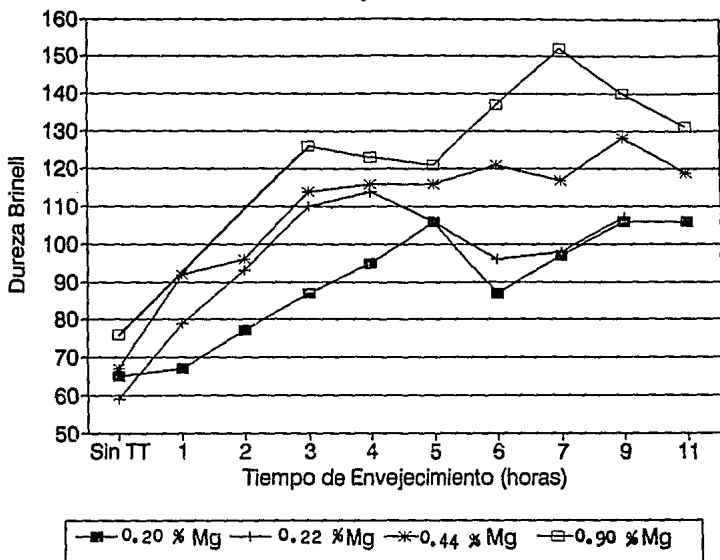
Probeta	Diámetro promedio	HB	Tiempo de tratamiento ( h )
De llegada	2.31	87	0
C1	2.0	92	1
C2	1.98	98	2
C3	1.8	114	3
C4	1.78	118	4
C5	1.78	118	5
C6	1.75	121	6
C7	1.77	117	7
C8	1.7	128	8
C11	1.78	119	11

ALEACION Mg4 ( 0.8 % ) .

Probeta	Diámetro promedio	HB	Tiempo de tratamiento ( h )
De llegada	2.18	78	0
D3	1.71	126	3
D4	1.73	123	4
D5	1.75	121	5
D6	1.68	137	6
D7	1.66	152	7
D8	1.63	140	8
D11	1.68	131	11

Los resultados anteriores pueden observarse en forma comparativa en la gráfica 1 .

# Dureza vs. Tiempo de Tratamiento



Gráfica 1. Durezas obtenidas vs tiempo de envejecimiento .

### 5.3. ANALISIS METALOGRAFICO :

Los resultados del análisis metalográfico realizados por microscopía óptica , se presentan en las fotografías 6a , 6b y 6c para la muestra con 0.20 % Mg ; para la muestra con 0.22 % Mg en las fotografías 7a , 7b y 7c ; para la muestra con 0.446 % Mg en las fotografías 8a , 8b y 8c y para la muestra con 0.8 % Mg en las fotografías 9a , 9b y 9c .

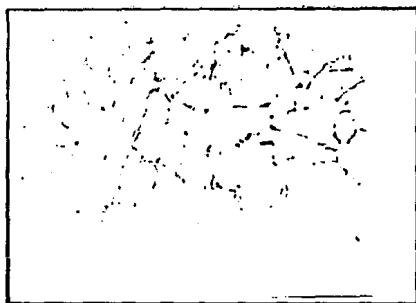




100 X

Sin ataque

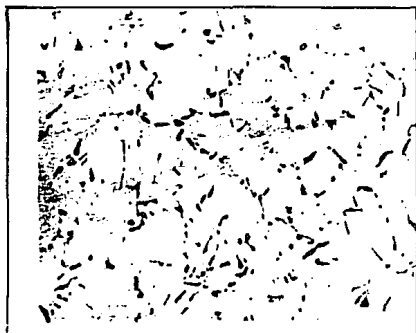
Fotografía 6a. Muestra con 0.20% de Mg sin tratamiento térmico (de llegada). Se observa la fase Si sin globulizar .



100 X

Sin ataque

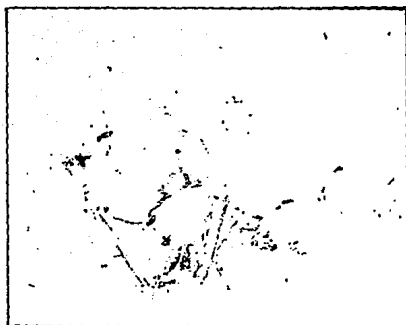
Fotografía 6b. Muestra con 0.20% de Mg con tratamiento térmico de envejecimiento 5h. Se observa una parcial globulización de la fase Si .



100X

Sin ataque

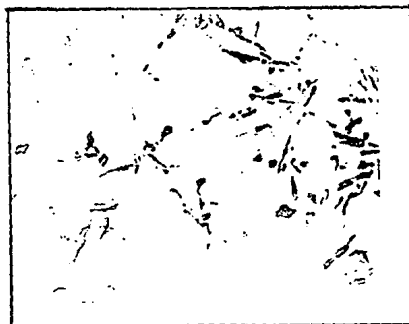
Fotografía 6c. Muestra con 0.20% de Mg con tratamiento térmico de envejecimiento 9h. También se puede observar como en la fotografía 6b , una parcial globulización de la fase Si .



100 X

Sin ataque

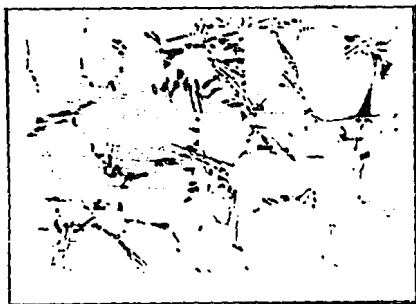
Fotografía 7a. Muestra con 0.22% de Mg sin tratamiento térmico (de llegada). Observar la fase Si. sin globulizar .



100 X

Sin ataque

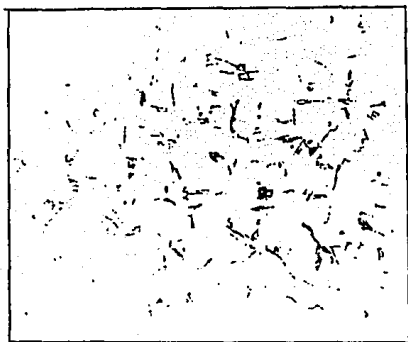
Fotografía 7b. Muestra con 0.22% de Mg con tratamiento térmico de envejecimiento 4h. Se observa una incipiente globulización de la fase Si .



100 X

Sin ataque

Fotografía 7c. Muestra con 0.22% de Mg con tratamiento térmico de envejecimiento 9h. Se observa que algunas partículas de la fase Si , se han engrosado (sobreenvejecimiento) .



100 X

Sin ataque

Fotografía 8a. Muestra con 0.446% de Mg sin tratamiento térmico (de llegada). Se observa la fase Si sin globulizar .



100 X

Sin ataque

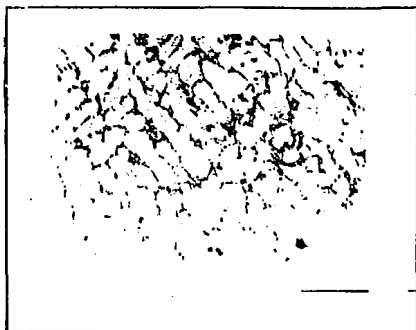
Fotografía 8b. Muestra con 0.446% de Mg con tratamiento térmico de envejecimiento 6h. La fase Si se encuentra parcialmente globulizada .



100 X

Sin ataque

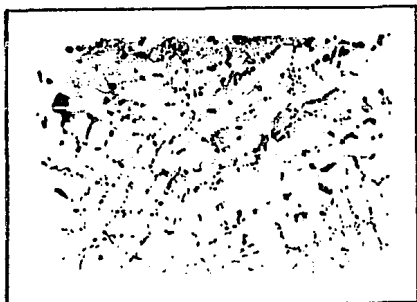
Fotografía 8c. Muestra con 0.446% de Mg con tratamiento térmico de envejecimiento 9h. Se observa una incipiente globulización de la fase Si .



100 X

Sin ataque

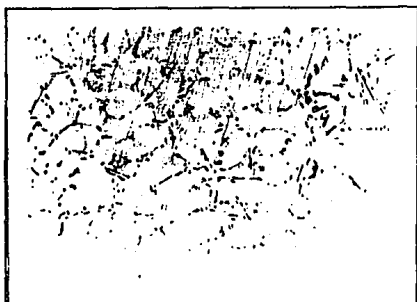
Fotografía 9a. Muestra con 0.8% de Mg sin tratamiento térmico (de llegada). Observar la fase Si parcialmente globulizada .



100 X

Sin ataque

Fotografía 9b. Muestra con 0.8% de Mg con tratamiento térmico de envejecimiento 7h. Observar la fase Si globulizada .



100 X

Sin ataque

Fotografía 9c. Muestra con 0.9% de Mg con tratamiento térmico de envejecimiento 9h. Se puede observar la fase Si - globulizada .



## VI. ANALISIS DE RESULTADOS

De los resultados obtenidos , se desprende la siguiente discusión :

6.1. Análisis químico . Desde el punto de vista del porcentaje de Mg residual, se hubiera esperado que la muestra Mg1 tuviéramos 0.15 %, sin embargo presentó un nivel de 0.20 % de Mg ; esto se debió a que el tiempo de permanencia ( 15 min ) a la temperatura de 800°C , fué insuficiente para oxidar una mayor cantidad de Mg , y consecuentemente reducirlo . Las otras aleaciones Mg3 y Mg4 con 0.446 y 0.9 % Mg respectivamente obtenidos experimentalmente , están de acuerdo a los contenidos definidos , por lo que hay una buena diferencia entre los niveles de Mg , para que este manifieste su respuesta al tratamiento térmico .

6.2. De acuerdo a los valores de dureza obtenidos para los diferentes contenidos de Mg , bajo las condiciones de tratamientos térmicos definidos , se puede observar que :

La muestra Mg1 ( 0.20 % Mg ) tuvo un incremento de dureza de 65 HB ( material sin tratamiento ) hasta una dureza máxima de 106 HB después de 5h de envejecimiento , para posteriormente disminuir gradualmente . Esto se debe a que cuando el material se trata por 5h , se obtiene la mejor dispersión de la fase  $Mg_2Si$  , así como una globulización total del Silicio en la matriz , esto lo corrobora además de la dureza , la microestructura mostrada en las figuras 6a , 6b y 6c . La disminución posterior de la dureza después de 5h de tratamiento , se debió a un sobre-envejecimiento que hace engrosar las partículas endurecedoras (  $Mg_2Si$  ) .

Para la muestra Mg2 ( 0.22 % Mg ) , hubo un incremento de dureza de 59 HB ( sin tratamiento ) hasta 114 HB para un tiempo de 4h de envejecimiento .

Se puede observar en la grafica 1 , un comportamiento similar a la aleación Mg1 , sin embargo no existe un notable incremento de dureza ; esto es , debido a que los niveles de Mg residual entre una y otra aleación estan muy cercanos , lo cual no permitió que se manifestaran significativamente las diferencias en las durezas de estas aleaciones . Las microestructuras correspondientes a Mg2 se muestran en las figuras 7a , 7b y 7c .

En la muestra Mg3 con 0,46 % Mg , se puede observar un comportamiento similar al de las muestras Mg1 y Mg2 , obteniendose para este caso un incremento de dureza de 87 HB ( sin tratamiento ) a 128 HB cuando la muestra se trato durante 9h a la temperatura de trabajo . Comparando esta muestra con las anteriores , se puede notar que hay un notable incremento de dureza debido al incremento de Mg , esto se puede explicar suponiendo que la presencia de niveles mayores de Mg , originan una mayor cantidad de precipitados en la matriz , y como consecuencia provocan un incremento significativo de la dureza . Las microestructuras para la muestra Mg3 se pueden observar en las figuras 8a , 8b y 8c .

Para la muestra Mg4 ( 0.9 % Mg ) el incremento de dureza logrado es de 78 HB ( sin tratamiento ) a 152 HB después de 7h de envejecimiento . El comportamiento de la dureza con respecto al tiempo de tratamiento definido fué similar al de las aleaciones Mg1 , Mg2 y Mg3 . Estableciendo una comparación , se observa que el incremento de dureza de esta aleación es el más notable respecto a los casos anteriores ; como consecuencia del también significativo aumento en el nivel del Mg residual . Las microestructuras correspondientes a Mg4 se muestran en las figuras 9a , 9b y 9c .

6.3. Las durezas máximas que se obtuvieron fueron las siguientes :

Para Mg1 ( 0.20 % Mg ) 106 HB a 5h de envejecimiento ,  
Para Mg2 ( 0.22 % Mg ) 114 HB a 4h de envejecimiento ,  
Para Mg3 ( 0.446 % Mg ) 128 HB a 9h de envejecimiento ,  
Para Mg4 ( 0.90 % Mg ) 152 HB a 7h de envejecimiento .

El tiempo de tratamiento térmico de envejecimiento al cual se alcanza la máxima dureza , para Mg3 ( 9h ) aumentó respecto a Mg2 ( 4h ) , debido a que al aumentar el nivel de Mg aumenta la cantidad de precipitados causantes del endurecimiento en la matriz de la aleación , por lo que se requiere de un tiempo mayor para que estos precipiten en una segunda fase . Sin embargo la aleación Mg4 , si bien es cierto que aumenta su porcentaje de Magnesio respecto a Mg3 , disminuye el tiempo de envejecimiento al cual se alcanza la máxima dureza y que es de 7h para Mg4 y 9h para Mg3 ; las referencias ( 17 ) y ( 21 ) reportan que a los niveles de Si de aproximadamente 7% ( y que en Mg4 es de 6.7 % ) , se forman compuestos intermetálicos tales como  $Al_5FeSi$  ,  $Al_8Fe_2Si$  ,  $Al_{15}(FeMnO_3Si_2)$  , y  $Al_{10}Mg_4Si_4Fe$  , ocasionando , éste último , que disminuya el contenido efectivo de Mg en la aleación , lo cual explica el abatimiento en el tiempo de envejecimiento para alcanzar la máxima dureza de Mg4 respecto de Mg3 .

## VII. CONCLUSIONES

De los resultados obtenidos se concluye que

1. La aleación Al-Si-Mg es endurecible por envejecimiento .
2. Para cada una de las aleaciones se llega aun punto donde la dureza no aumenta proporcionalmente con el tiempo .
3. A mayor porcentaje de Mg mayor es la dureza obtenida por tratamiento térmico , para los niveles de Mg estudiados .
4. La dureza máxima ( 106 HB ) se obtuvo a 5h de tratamiento térmico de envejecimiento para la aleación Mg1 ( 0.20 % Mg ) .
5. La dureza máxima ( 114 HB ) se obtuvo a 4h del tratamiento definido para la aleación Mg2 ( 0.22 % Mg ) .
6. La dureza máxima ( 128 HB ) se obtuvo a 9h del tratamiento definido para la aleación Mg3 ( 0.448 % Mg ) .
7. La dureza máxima ( 152 HB ) se obtuvo a 7h del tratamiento definido para la aleación Mg4 ( 0.9 % Mg ) .

#### RECOMENDACIONES .

1. Por microscopía óptica se pueden observar solamente las fases como Silicio y compuestos intermetálicos presentes en las aleaciones estudiadas . Se recomienda recurrir a la microscopía electrónica para poder definir y observar los precipitados submicroscópicos finamente dispersos en la matriz y que son la principal causa del endurecimiento por envejecimiento .
2. También resultaría conveniente realizar otras pruebas mecánicas alternativas ( además del ensayo de dureza ) ; como son ensayos de tracción , compresión , desgaste etc , para complementar los resultados del presente trabajo . Se esperaría que si se realizan dichas pruebas , se mejoren las

propiedades de las aleaciones estudiadas conforme se incremente el contenido de Mg .

3. Sería igualmente ventajoso , realizar trabajos similares al de la presente tesis , aumentando los contenidos de Magnesio por arriba de 0.9% para estudiar que es lo que ocurre en dichas condiciones ( si las propiedades mecánicas siguen aumentando conforme se incrementa el porcentaje de Mg , o si se llega a un límite en donde a partir de éste decaigan o se mantengan las propiedades , etc ) .

## VIII. BIBLIOGRAFIA



1. Manual del Aluminio , Ed. Reverté S. A. , 2a. Edición 1992 .
2. Verhoeven J. D. , Fundamentos de Metalurgia Fisica , 1a. Ed. Limusa , 1987 .
3. Avner S. H. , Introducción a la Metalurgia Fisica , 2a. Ed. McGraw-Hill , 1979 .
4. Reed-Hill R. E. , Principios de Metalurgia Fisica , Continental , México 1980 .
5. King F. , El Aluminio y sus Aleaciones , 1a. Ed. , Limusa 1992 .
6. Emiel W. , Actualidad y Tendencias Futuras de Selección y Aplicación de Metales no Ferrosos , Fac. de Ingeniería UNAM-UDIATEM .
7. Askeland D. R. , La Ciencia e Ingeniería de los Materiales , Grupo Editorial Iberoamérica S. A. , México D.F. 1987 .
8. Van Vlack L. H. , Materiales para Ingeniería , Ed. CECSA , México .
9. Keyser C. A. , Ciencia de Materiales para Ingeniería , Ed. Limusa México 1982 .
10. Martin J. W. , Precipitation Hardening , Pergamon Press , 1968 .
11. Metals Handbook , Metallography and Microstructures , ASM International , Ninth Edition , Vol. 9 .
12. Metals Handbook , Heat treating , ASM International , Ninth Edition , Vol. 4 .
13. Metals Handbook , Casting , ASM International , Ninth Edition , Vol. 15 .
14. Metals Handbook , Properties and Selection Nonferrous Alloys and Pure Metals , ASM International , Vol. 2 .
15. DasGupta R. , Effects of Increased Mg Content on the Mechanical

- Properties of Sand-Cast 319 Aluminium Alloy , AFS Transactions , pp 245-252 ( 1989 ) .
16. Shivkumar S. , An Experimental Study to Optimize the Heat Treatment of A356 Alloy , AFS Transactions , pp 791-810 ( 1989 ) .
  17. Apelian D. , Fundamental Aspects of Heat Treatment of Cast Al-Si-Mg Alloys , AFS Transactions , pp 727 ( 1989 ) .
  18. Shivkumar S. , Aging Behavior in Cast Al-Si-Mg Alloys , AFS Transactions , pp 905-911 ( 1990 ) .
  19. Zhu P. Y. , Spheroidization of Eutectic Silicon in Al-Si Alloys , AFS Transactions , pp 609-614 ( 1985 ) .
  20. Meyers C. W. , Solution Heat Treatment Effects on Ultimate Tensile Strength and Uniform Elongation in A357 Aluminum Alloys , AFS Transactions , pp 511-518 ( 1986 ) .
  21. Granger D. A. , Effect of Beryllium on the properties of A357.0 castings , AFS Transactions , pp 579-586 ( 1984 ) .
  22. Porter D. A. , Phase Transformations in Metals and Alloys , Ed. VNR ( UK ) 1981 .