

00574
2
29

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSGRADO
FACULTAD DE QUIMICA

FABRICACION DE ALEACIONES LIGERAS DE MAGNESIO
Y SUS PROPIEDADES MECANICAS

TESIS PRESENTADA POR
OCTAVIO DOMINGUEZ ESPINOS
PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRIA EN METALURGIA

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.

INDICE

RESUMEN

INTRODUCCION

I. PROPIEDADES ALEANTES DEL MAGNESIO

1.1 Antecedentes

1.2 Naturaleza del problema

II. PROPIEDADES MECANICAS

2.1 Esfuerzo y Deformación

2.2 Tipos de Respuesta a la Tensión

2.3 Resiliencia y Tenacidad

2.4 Ductilidad

2.5 Propiedades Mecánicas de las Aleaciones Comerciales de magnesio.

III. MATERIALES Y TECNICAS EXPERIMENTALES

3.1 Fabricación de Aleaciones

3.2 Análisis Químico

3.3 Difracción de Rayos X

3.4 Microdureza

3.5 Ensayos de Tensión

3.6 Metalografía

3.7 Densidad

3.8 Corrosión

IV. RESULTADOS Y DISCUSION

4.1 Fabricación

4.2 Metalografía

4.3 Difracción de Rayos X

4.4 Densidad

4.5 Microdureza

4.6 Ensayos de Tensión

4.7 Corrosión

V. CONCLUSIONES

TABLAS Y FIGURAS

REFERENCIAS

APENDICE A. Nomenclatura para las aleaciones de magnesio

APENDICE B. Ecuaciones de espaciamiento interplanar

RESUMEN

Se desarrolló un procedimiento para producir aleaciones maestras de magnesio utilizando elementos altamente reactivos, como son el litio, cerio e itrio. Una vez elaboradas las aleaciones Mg-1wt%Li, Mg-5wt%Li, Mg-10wt%Li, Mg-15wt%Li, Mg-5wt%Ce y Mg-10wt%Y, se procedió a determinar por difracción de rayos X las fases presentes, los parámetros de red de las estructuras cristalinas respectivas, así como el análisis metalográfico, a fin de poder relacionar las propiedades mecánicas con las estructuras presentes en cada una de las aleaciones. A éstas se les realizaron pruebas de microdureza, a partir de las cuales se obtuvieron los coeficientes de endurecimiento por deformación al igual que la resistencia a la penetración de los materiales fabricados. Posteriormente, se efectuaron los ensayos de tensión para determinar el módulo de elasticidad, el esfuerzo a la cedencia, el esfuerzo a la tensión última y el esfuerzo de resistencia a la fractura. Se calcularon la tenacidad y el coeficiente de endurecimiento por deformación, encontrándose concordancia de éste con el obtenido por el método de dureza. Finalmente, se midieron las densidades de las aleaciones y las velocidades de corrosión en una solución salina para cada una de las aleaciones, con el fin de poder seleccionar las composiciones que resultaran ser más resistentes a la corrosión. Los resultados de estos ensayos indican, que en el sistema Mg-Li la aleación con 10wt% y que la aleación Mg-10wt%Y, son las que presentan tanto las mejores propiedades mecánicas como las mayores resistencias a la corrosión.

INTRODUCCION

No obstante la baja densidad de las aleaciones de magnesio, éstas han tenido una limitada aplicación en la industria del transporte, debido fundamentalmente a su baja ductilidad, la cual está relacionada principalmente al hecho de que predomina la estructura cristalina del magnesio, que presenta un número limitado de sistemas de deslizamiento. Adicionalmente, la baja tenacidad que estas aleaciones presentan es debido a una falta de mecanismos de endurecimiento por precipitación en este tipo de estructuras. Otro factor importante es la limitada resistencia a la corrosión que presentan sus aleaciones, ya que no forman una capa pasivada de buena adherencia al ser expuesto a un medio corrosivo.

La aplicación de métodos de solidificación rápida a las aleaciones convencionales es hoy en día de gran utilidad ya que permite mejorar las propiedades mecánicas de éstas. Sin embargo para lograr esto, primero se debe optimizar la aleación por medios convencionales e incorporar en la microestructura algún tipo de dispersoide de alta estabilidad térmica para evitar el movimiento de dislocaciones a fin de poder mejorar las propiedades mecánicas de las aleaciones de magnesio.

En el presente trabajo se desarrollaron procedimientos para producir aleaciones binarias de magnesio-litio a diferentes concentraciones. En virtud de las investigaciones recientemente realizadas en monocristales, la adición de este tipo de elemento afecta a la estructura cristalográfica del magnesio al hacer variar la relación c/a, induciendo deslizamiento por otros medios, lo cual tiene repercusiones en la ductilidad del magnesio. Además se prepararon las aleaciones Mg-Ce y Mg-Y por presentar compuestos intermetálicos capaces de producir dispersoides de alta estabilidad con los cuales se logren mejores propiedades mecánicas en el magnesio. De esta forma, de los resultados obtenidos se seleccionó la composición de litio con la que se

optimiza la ductilidad de la matriz, así como el elemento que presenta el dispersoide con las mejores características para su uso en las aleaciones de magnesio.

Los objetivos de este trabajo son:

- i. Desarrollar técnicas seguras y económicas para elaborar aleaciones de Mg-Li, Mg-Ce y Mg-Y, evitando la ignición y la pérdida de magnesio y elementos aleantes.
- ii. Encontrar la composición de Li con la cual se mejore la ductilidad al inducir mayores sistemas de deslizamiento.
- iii. Encontrar el elemento dispersoide que presente las mejores características.

INDICE DE FIGURAS

- 1.1 Variación de solubilidad en función del tamaño atómico
- 1.2 Influencia del factor tamaño atómico en los diagramas de fase
- 1.3 Influencia de la valencia en los diagramas de fase
- 1.4 Influencia de compuestos en los diagramas de fase
- 1.5 Planos de deslizamiento de estructuras cristalinas
- 2.1 Curva general de esfuerzo-deformación
- 2.2 Curva de deformación plástica heterogénea
- 2.3 Curvas de esf-def para diferentes tenacidades
- 3.1 Representación del equipo empleado en la fabricación
- 3.2 Forma y dimensiones de las probetas empleadas
- 4.1 Diagrama de fase Mg-Li
- 4.2 Diagrama de fase Mg-Ce
- 4.3 Diagrama de fase Mg-Y
- 4.4A-H Patrones de difracción
- 4.5 Variación de c/a en función del contenido de Li
- 4.6 Variación de los parámetros de red en función del contenido de Li
- 4.7 Variación de la densidad en función del contenido de Li
- 4.8A-G Variación de la dureza con respecto a la carga aplicada
- 4.9 Variación de la dureza en función del contenido de Li
- 4.10A-G Curvas de Meyer para cada aleación
- 4.11A-G Curvas de esf-def para cada aleación
- 4.12A-D Tenacidad, ductilidad, RFS y YS para el sistema para el sistema Mg-Li.
- 4.13 Relación dureza vs RFS para el sistema Mg-Li.
- 4.14 Coeficiente de Hollomon vs contenido de Li
- 4.15A-B Curvas de velocidad de corrosión
- 4.16 Velocidad de corrosión vs contenido de Li.

INDICE DE TABLAS

- 2.1 Propiedades mecánicas de aleaciones comerciales de magnesio.
- 3.1 Valores experimentales de Presion de Vapor para el Magnesio y litio.
- 4.1 Análisis Tipico del Magnesio y Litio Empleados en Aleaciones.
- 4.2 Análisis de la Composición Quimica de las Aleaciones.
- 4.3 Composición Quimica de los Reactivos Empleados para Revelar Estructuras en las Aleaciones de Magnesio.
- 4.4 Parámetros de Red Obtenidos a Partir de los Patrones de Difracción de las Aleaciones.
- 4.5 Densidades Obtenidas en las Aleaciones de Magnesio.
- 4.6 Datos Obtenidos a Partir de la Ecuación de Meyer y las Gráficas de Carga Aplicada vs Longitud de la Identación.
- 4.7 Propiedades Mecánicas Obtenidas a Partir de los Ensayos de Tensión Realizadas en las Aleaciones Fabricadas.
- 4.8 Coeficientes de Endurecimiento por Deformación para las Aleaciones Fabricadas.
- 4.9 Velocidad de Corrosion Calculada a Partir de la Pérdida de Masa de las Aleaciones al Exponerlas a una Solución Salina a Temperatura Ambiente.

INDICE DE FOTOGRAFÍAS

- 4A Metalografía de la aleación Mg-1Li.
- 4B Metalografía de la aleación Mg-5Li.
- 4C Metalografía de la aleación Mg-10Li.
- 4D Metalografía de la aleación Mg-15Li.
- 4E Metalografía de la aleación Mg-5Ce.
- 4F Metalografía de la aleación Mg-10Y.
- 4G Metalografía de las bandas de Luder.

I. PROPIEDADES ALEANTES DEL MAGNESIO

1.1 Antecedentes

Aún cuando en los últimos años el magnesio ha ganado un lugar importante en la industria del transporte, su potencial futuro aparenta ser considerable conforme se buscan nuevas y mejores aleaciones. Es por esto que ha surgido el interés por conocer los principios básicos de los mecanismos de aleación del magnesio, de tal forma que sea posible determinar su conducta en combinación con otros metales.

Cualquier elemento que sea aleado con el magnesio, formará lo que se conoce como soluciones sólidas sustitucionales, en las que los átomos del metal soluto reemplazan al azar a los átomos del magnesio, siendo la cantidad de átomos reemplazados lo que se conoce como solubilidad sólida. La utilización de métodos para la predicción de la solubilidad sólida, tiene sus orígenes en los trabajos históricos de Hume-Rothery⁽¹⁾ y de Pauling⁽²⁾. Aunque existen actualmente técnicas considerablemente mejores que las simples reglas de Hume-Rothery, estas fallan para algunos elementos y el estudio de éstas ha llevado al desarrollo de nuevas reglas para predecir soluciones sólidas. De esta manera tenemos el método de Darken y Gurry de Estructura Cristal-Electrónica^(3,4) (ICECE) el cual permite mejorar la habilidad para predecir soluciones sólidas, al tomar en cuenta efectos de segundo orden como la rigidez de la red cristalina, la estequiometría y la transferencia electrónica. De esta forma, los principales factores que se han encontrado responsables de gobernar la solubilidad en los sistemas binarios de magnesio son, el tipo de estructura cristalina, el tamaño atómico, la valencia electrónica y el carácter electronegativo.

En lo que se refiere a la estructura cristalina, el magnesio es un metal con estructura hexagonal compacta, y por consiguiente, solo se puede esperar que ocurra una solubilidad completa con aquellos metales que presenten estructura hexagonal, siempre y cuando, todos los demás factores también sean favorables. Los metales con otro tipo de estructura no pueden formar soluciones sólidas completas con el magnesio, ya que se introduce cuando

menos una fase que no es hexagonal en el sistema. Sin embargo, hay metales con estructuras distintas a la hexagonal que pueden mostrar una considerable solubilidad en el magnesio.

En cuanto al tamaño atómico, se tiene que cuando las dimensiones atómicas entre el magnesio y el metal soluto difieren por menos del 15%, se dice que el factor tamaño atómico es favorable, pero si los tamaños atómicos exceden al límite, la solubilidad será restringida⁽⁵⁾. De hecho, mientras más grande es la diferencia, más restringida es la solubilidad sólida, si todos los demás factores permanecen constantes. Por otra parte, átomos de soluto con tamaño en el límite de la zona del 15%, tienden a dar resultados erráticos. Además, si los tamaños atómicos difieren por más del 8% pero permanecen dentro de la zona favorable, existe normalmente un mínimo en la curva liquidus, representando una definitiva tendencia hacia la formación de un eutéctico. En circunstancias donde el tamaño atómico restringe la solubilidad del metal soluto en el magnesio, se presenta la tendencia de incrementar la solubilidad con el aumento de la temperatura, por lo que el sistema puede mostrar características de endurecimiento por precipitación. Por lo tanto, el factor tamaño puede facilitar la selección de metales para aumentar la tenacidad de las aleaciones de magnesio por medio de precipitados.

En lo que respecta a la valencia electrónica⁽⁷⁾, el magnesio es un solvente divalente y cuando el factor tamaño atómico es favorable, tiende a formar una amplia gama de soluciones sólidas con otros metales divalentes. Las soluciones sólidas de magnesio tienden a ser más restringidas conforme más difieren las valencias, por lo que se espera que varíen las pendientes de las curvas liquidus y solidus. Por lo general, al aumentar la valencia o el tamaño atómico de los metales aleados, las curvas solidus se ven más afectadas que sus correspondientes liquidus en los sistemas binarios de magnesio. Esto ocasiona que dependiendo de la selección de metales que van a ser aleados, se pueda reducir el intervalo de solidificación, lo cual en fundición se debe tomar en cuenta.

Acerca del factor de electronegatividad⁽⁶⁾, se ha encontrado que mientras más electropositivo sea el metal solvente y más electronegativo el metal soluto, o viceversa, mayor será la

tendencia a restringir la solubilidad sólida y a formar compuestos intermetálicos. Debido a que el magnesio es bastante electropositivo en relación a la mayoría de los metales industriales, se espera que éste forme compuestos intermetálicos con una gran cantidad de metales. Estos compuestos son formados a expensas de su capacidad para formar soluciones sólidas. La tendencia a la formación y estabilidad de los compuestos aumenta conforme el metal aleado sea más electronegativo. Es por esto que, aún cuando el tamaño y los demás factores sean favorables, la solubilidad de un metal en el magnesio puede estar restringida por la formación de alguna fase. El grado en que puede ocurrir esto depende esencialmente de la estabilidad del compuesto intermetálico, por lo que aleaciones propensas a la formación de éstos, pueden manifestar propiedades de endurecimiento por precipitación.

Aún cuando el factor tamaño es importante, no es razón suficiente para establecer lo que puede suceder cuando un metal se va a alea con el magnesio. De que este factor sirva solamente como una prueba preliminar que

debe ser satisfactoria para que se pueda formar una solución sólida. Debido a que los diámetros atómicos de los elementos dependen considerablemente de las fuerzas atómicas existentes dentro de la red cristalina que los contenga, estos pueden presentar diferentes radios bajo diferentes condiciones. El efecto del factor tamaño se debe a distorsiones en la estructura cristalina debido a los átomos de soluto, por lo que este factor ha sido deducido a partir de modelos que involucran teorías de elasticidad⁽⁸⁾. Se ha encontrado que en el magnesio la zona de tamaño atómico favorable para los elementos de la tabla periódica, contiene cerca del 50% dentro de ésta, un 10% en el límite de estas y el resto fuera de los límites⁽⁹⁾, por lo que en base a esto, las posibilidades de alea al magnesio son considerables.

Normalmente los metales tienen valencias iguales a su número de electrones libres, sin embargo, los metales de transición por sus configuraciones electrónicas, se comportan como si tuviesen valencia cero cuando son aleados con metales sin orbitales d. Además, el comportamiento general de valencia de los elementos al

ser aleados, es que el metal de mayor valencia se disuelve considerablemente más en un metal de menor valencia que el caso opuesto⁽⁷⁾.

Por otra parte, los valores de electronegatividad de los elementos se pueden obtener usando datos termodinámicos o empleando propiedades físicas como potenciales de ionización y afinidad electrónica, ó por medio de electrones de valencia y radios covalentes. De los varios modelos, la ecuación de Gordy-Thomas⁽¹⁰⁾ es la más aceptada, ya que las demás solo funcionan para cierto número de elementos.

Es difícil decir quien fue el primero en sugerir que la electronegatividad de un elemento podía ser empleada como un medio para cuantificar el grado de solubilidad sólida posible, sin embargo, es a principios de la década de los 50, cuando Darken y Gurry⁽¹¹⁾ sugieren un método para aplicar simultáneamente tanto el tamaño como la electronegatividad para predecir la formación de soluciones solidas en aleaciones. Para lograr esto, ellos proponen una gráfica de electronegatividad vs. tamaño atómico, en la que, todos los puntos proximos muestran alta solubilidad solida entre ellos. En el caso del magnesio como solvente, encontramos que si se centra una elipse en éste con eje de -15% del tamaño atómico y de $+0.04$ de electronegatividad, todos los elementos dentro de la elipse tendran solubilidades de 5% atómico ó mas en el magnesio.

Aún cuando la cantidad de información disponible acerca del magnesio es algo limitada en relación a otros sistemas, ésta resulta ser suficiente para investigar el comportamiento del magnesio al ser aleado.

La importancia del tamaño atómico en la solubilidad sólida de los metales en el magnesio es aparente en la figura 1.1. Dentro de la zona favorable, la solubilidad de los metales de cualquier grupo aumenta conforme el factor tamaño va disminuyendo, ó conforme el tamaño atómico se aproxima al magnesio. Se debe recordar que el cambio en la solubilidad en función del tamaño atómico es diferente para cada grupo, debido al efecto de valencia y de electronegatividad.

Para un tamaño atómico dado, los metales del grupo IIB son más solubles en el magnesio que los metales de cualquier otro grupo.

Además, la solubilidad máxima de un metal univalente es menor que la de un metal tetravalente, debiéndose esto a las diferencias que existen en las respectivas zonas de Brillouin⁽⁸⁾.

La influencia del tamaño atómico en las curvas liquidus y solidus para las aleaciones binarias del magnesio con metales del grupo IIIA, se muestran en la figura 1.2. Como los cuatro metales aleantes en esta figura son del mismo grupo, entonces la valencia es constante y los efectos mostrados son atribuibles únicamente a la variación de tamaño atómico. Tanto las curvas liquidus como las solidus para la parte rica en magnesio aparecen abatidas conforme al tamaño atómico aumenta, siendo por lo general la solidus la que más se ve afectada.

Influencias similares en las curvas liquidus y solidus aparecen por la variación de la valencia. En la figura 1.3 se muestra el efecto de este parámetro sobre los sistemas de magnesio con metales de varios grupos. Sin lugar a dudas, una demostración más conclusiva de este factor se podría lograr si fuese posible seleccionar metales del mismo periodo que tuviesen el mismo tamaño atómico, sin embargo esta condición no se puede cumplir totalmente debido a la naturaleza inherente de los átomos, no obstante, el efecto general es aparente. Tanto la liquidus como la solidus son considerablemente afectadas conforme la diferencia de valencia entre el magnesio y el metal aleante aumenta, siendo una vez más la solidus la que presenta mayor susceptibilidad a la variación de la valencia.

Aparte del factor de valencia que normalmente se presenta al alear metales de diferentes grupos con el magnesio, existe otro factor que es la electronegatividad. Esta ejerce una gran influencia en el comportamiento de las aleaciones y por consiguiente, en la forma de los diagramas de fase de los sistemas. La importancia de la electronegatividad se puede ver en las aleaciones del magnesio con los metales del grupo IVA, ilustrado en la figura 1.4. Este factor promueve la formación de compuestos, y si la diferencia es grande, se formarán estos, independientemente de que los otros factores sean favorables o no. El compuesto resultará ser más estable conforme la diferencia de electronegatividades sea mayor.

Ahora bien, se puede explicar la influencia que tiene la

electronegatividad sobre la estabilidad de los compuestos en los sistemas de magnesio si se toman en cuenta las características termodinámicas de las fases presentes. De aquí que pueden existir en equilibrio a una composición y temperatura dada, si la energía libre total es mínima con respecto a cualquier cambio interno en el sistema. Se puede determinar la composición de las fases que están presentes en equilibrio, trazando una línea recta tangente a las curvas de energía libre de cada una de las fases, ya que la energía libre total del sistema se minimizará bajo estas condiciones⁽¹⁴⁾. Por otra parte, la pendiente de las rectas tangentes va disminuyendo conforme la estabilidad del compuesto va disminuyendo, de tal manera que la composición a la cual la recta es tangente a la curva de energía libre de la fase α es mayor. En el caso de alea al magnesio con algún metal de punto de fusión alto, el comportamiento es análogo al que produce un compuesto intermetálico de alto punto de fusión. Esto se debe a su alta estabilidad termodinámica, siendo la energía libre de las fases consideradas la responsable de gobernar el comportamiento aleante.

Por otro lado, tanto la temperatura como la composición del eutéctico se ven considerablemente influenciados por la estabilidad del compuesto, tal y como se muestra en la figura 1.4. Por lo general, conforme el punto de fusión del compuesto aumenta, se presenta un descenso en la composición del eutéctico⁽¹²⁾.

Es raro encontrar sistemas en los cuales las fases intermedias cumplan con las reglas de valencia de los elementos. Esto es una consecuencia del enlace metálico, en el cual los electrones de valencia están parcialmente libres para moverse por la red cristalina, en contraste con lo que ocurre en compuestos inorgánicos u orgánicos en los cuales los electrones están fuertemente unidos a grupos estables de átomos. El magnesio forma compuestos intermetálicos, los cuales tienen fórmulas químicas que obedecen las reglas de valencia y que tienen la conductividad eléctrica y la reflectividad características del enlace metálico. Consecuentemente, éstas son fases que presentan un tipo de enlace intermedio entre el covalente y el metálico. Los compuestos que forma el magnesio con los metales de los grupos IVA al VIA

(15)
SON :

- 1) Mg_2 (Si, Ge, Sn ó Pb) en IVA
- 2) Mg_3 (As, Sb ó Bi) en VA
- 3) Mg (S, Se ó Te) en VIA

Estos compuestos llegan a recibir el nombre de compuestos de valencia, debido a que como se mencionó anteriormente, los metales de estos grupos se combinan con el magnesio de acuerdo a su valencia. El magnesio bajo condiciones especiales puede exhibir una conducta aleante diferente. Los compuestos intermetálicos se forman cuando el factor electroquímico es extremadamente activo. Sin embargo, otro tipo de compuestos pueden ocurrir cuando el factor electroquímico no es muy decisivo. Estos productos se conocen como compuestos electrónicos⁽¹⁶⁾ ya que su estructura cristalina está determinada por el número de electrones libres o de valencia con que contribuyen los átomos aleantes. Los compuestos electrónicos son fases con un rango de composición muy amplio, en contraste con el mostrado por los compuestos intermetálicos. La relación entre estructura y concentración electrónica fue primero observada experimentalmente y posteriormente, explicada por la teoría^(15,17).

Por otra parte, cuando la diferencia de tamaño atómico es de 20 a 30%, se presenta un tipo de empaquetamiento que se conoce como fases de Laves⁽¹⁸⁾, siendo $MgCu_2$ y $MgZn_2$ ejemplos de estas. En estas fases el número de coordinación de la estructura es mayor que el que se logra con átomos de igual tamaño. Así, aparte de formar compuestos intermetálicos, el magnesio puede llegar a formar compuestos electrónicos y fases de Laves. Su formación puede resultar cuando el magnesio se alea con metales monovalentes y de transición a las concentraciones electrónicas necesarias, llegándose incluso a producir en condiciones adecuadas estructuras ordenadas⁽¹⁸⁾.

De este modo, explotando en forma juiciosa los factores fundamentales que intervienen y rigen las características aleantes del magnesio, se pueden lograr aleaciones con mejores propiedades.

1.2 Naturaleza del problema

La mayor desventaja que ha presentado el magnesio en sus aplicaciones en las industrias del transporte, es su restringida capacidad de deformación plástica, lo cual es inherente a su estructura hexagonal. Este tipo de estructura solo presenta deslizamientos en los

planos basales $\{0001\}$. Los sistemas dominantes de deslizamiento, es decir la combinación de planos y direcciones de deslizamiento, varían con la estructura cristalina, ya que la densidad atómica de cada plano es distinta en cada una de ellas. Para el caso de estructuras FCC, el deslizamiento ocurre frecuentemente en los planos $\{111\}$ y en las direcciones $\langle 110 \rangle$, lo cual se muestra en la figura 1.5. Entonces, en total en este tipo de estructuras se tienen doce sistemas de deslizamiento.

En cristales BCC, el deslizamiento ocurre en los planos $\{110\}$, $\{112\}$ y $\{123\}$, y en las direcciones $\langle 111 \rangle$, dando un total de 48 sistemas de deslizamiento. El hecho de que el número de sistemas de deslizamiento en las estructuras BCC sea cuatro veces mayor que el de las estructuras FCC, no significa que la primera proporcione más ductilidad que la segunda. De hecho, ocurre generalmente lo contrario ya que las estructuras FCC presentan un esfuerzo interplanar menor, proporcionando mayor movilidad a las dislocaciones⁽²³⁾. Para esto, es necesario considerar que la inserción de un plano extra de átomos ha distorsionado la red cristalina, causando que los átomos sean apilados hacia los lados. Consecuentemente, se requiere de un esfuerzo menor para mover la dislocación a través de la red cristalina, que en el caso de un cristal perfecto. Una característica de este esfuerzo interplanar, el cual se conoce como esfuerzo de Peierls-Nabarro^(21,22), es que su magnitud varía periódicamente conforme la dislocación se desplaza. Se sabe que la magnitud de la fuerza de Peierls depende de los siguientes factores⁽²⁶⁾:

i) el ancho de la dislocación W , la cual representa una medida de la distancia sobre la cual la red se encuentra distorsionada, debido a la presencia de la dislocación. Esto se encuentra determinado por la energía necesaria para distorsionar el cristal, la cual se reduce al extender las deformaciones.

ii) la distancia entre planos similares d y la separación entre átomos en el plano b , lo cual determina la energía por distorsión que se introduce en la red cristalina. Esta depende del número de átomos desalineados a lo largo del plano de deslizamiento. Se ha encontrado que el esfuerzo de Peierls viene dado por^(8,26)

$$\sigma_p = k \exp[-2\pi W/b]$$

donde $W = d/(1-\nu)$ y k es el factor energía elástica, la cual depende de las constantes elásticas del material.

De acuerdo a la ecuación anterior, se tiene que el esfuerzo de Peierls para un plano dado, disminuye al incrementar la distancia entre planos iguales, o al disminuir la distancia entre átomos vecinos. Con esto, el deslizamiento ocurrirá preferencialmente en planos de mayor densidad atómica.

La deformación por deslizamiento en metales HCP ocurre enteramente en la dirección $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, la cual presenta una mayor densidad atómica. Sin embargo, el plano de deslizamiento puede ser basal (0001) o prismático $(10\bar{1}0)$, de acuerdo a la información recopilada de observaciones experimentales realizadas en varios metales HCP⁽²⁸⁾.

El plano de deslizamiento se determina por la energía requerida para crear las dislocaciones y por el esfuerzo necesario para moverlas a través de la red cristalográfica. Esto se ve afectado por la anisotropía de las constantes elásticas del material, y deben de ser consideradas si se quiere conocer la energía de deformación y el esfuerzo de Peierls para una dislocación en un cristal anisotrópico. Esnelby⁽²⁴⁾, Foreman⁽²⁵⁾ y Nabarro⁽²⁷⁾ han elaborado modelos teóricos para calcular el esfuerzo de Peierls para planos basales y prismáticos, en el caso de dislocaciones de borde moviéndose en un cristal hexagonal, encontrándose que

$$\sigma_p(\text{basal}) = k_{\text{basal}} \exp\left[-\pi k(\text{basal})/c_{44}\right] (d/b)_{\text{basal}}$$

$$\sigma_p(\text{prism}) = k_{\text{prism}} \exp\left[-\pi k(\text{prism})/c_{66}\right] (d/b)_{\text{prism}}$$

y como se mencionó antes, el deslizamiento se producirá en los planos que estén más espaciados entre sí, de tal forma que (d/b) debe de ser un máximo para los sistemas de deslizamiento observados. Para cristales HCP se tiene que

$$(d/b)_{\text{basal}} = (1/2)(c/a)$$

Debido a que el espaciamiento entre planos basales disminuye conforme c/a lo hace, de acuerdo a Tyson⁽²⁹⁾, entonces el deslizamiento entre planos prismáticos se debe ver favorecido conforme disminuye la relación axial c/a. Aun cuando no es fácil la predicción de los sistemas de deslizamiento en las estructuras hexagonales, en base a los modelos que consideran las fuerzas de Peierls, los planos de mayor densidad de empaquetamiento y de mayor separación, serán los planos de deslizamiento preferenciales. De aquí que se espere que los planos activos de deslizamiento en cristales hexagonales dependa del cociente c/a. Esto es, si el cociente c/a es menor que el ideal, entonces los planos prismáticos adquieren la misma o mayor densidad que los planos basales. En este caso, el deslizamiento prismático $\{10\bar{1}0\}$ ocurrirá preferencial o conjuntamente con el deslizamiento basal, ambos en las direcciones $\langle 11\bar{2}0 \rangle$.

Por otra parte, solamente los elementos litio y plata⁽⁴⁰⁾ han sido reportados como capaces de disminuir la relación c/a del magnesio. Por lo tanto, de lo expuesto anteriormente sobre la variación de c/a y del hecho de que el litio puede disminuirla, es de esperarse, al menos en cierto grado, que la adición de litio disminuya el potencial de Peierls de la estructura hexagonal del magnesio y que se promuevan planos de deslizamiento distintos al basal. Con esto, se espera aumentar la capacidad de deformación plástica del magnesio y por lo tanto, encontrar la cantidad de litio que mejora la ductilidad.

De aquí que el propósito fundamental del presente trabajo sea el de emplear al litio como elemento reductor de la relación axial del magnesio. Lo cual, de acuerdo a los modelos teóricos, debe repercutir en los esfuerzos de Peierls-Nabarro de los planos prismáticos y por consiguiente, mejorar la ductilidad de las aleaciones policristalinas del magnesio.

II. PROPIEDADES MECÁNICAS

Muchas veces, cuando un material esta en servicio se encuentra sometido a esfuerzos de varios tipos. En tales casos es necesario conocer sus propiedades mecánicas, tales como su resistencia, dureza, ductilidad y tenacidad.

Las propiedades mecánicas de los materiales se determinan realizando experimentos de laboratorio que reproduzcan lo mejor posible las condiciones de servicio. Los factores que deben ser considerados son, la naturaleza de la carga aplicada, así como su duración y las condiciones ambientales. Es posible que la carga sea de tensión, compresión ó cizallante. Su magnitud puede ser constante en el tiempo, fluctuar periódicamente ó variar muy rápidamente, dependiendo de lo que se requiera medir.

El ensayo de tensión es el método experimental más empleado para caracterizar las propiedades mecánicas de los materiales. A partir de una prueba, uno puede obtener bastante información acerca de a las propiedades elásticas del material, el carácter y grado de deformación plástica, la resistencia a la cedencia y a la tensión, así como la tenacidad. El hecho de que tanta información pueda ser obtenida de una sola prueba, justifica su empleo en la investigación para el desarrollo de nuevos materiales.

2.1 Esfuerzo y deformación

Una práctica común es definir varios niveles de esfuerzos para caracterizar la respuesta a la tensión de los materiales. El límite de proporcionalidad es el esfuerzo por debajo del cual, el esfuerzo y la deformación están relacionados por la ley de Hooke. El límite elástico se define como el valor del esfuerzo por debajo del cual las deformaciones son totalmente reversibles. En la mayoría de los materiales, estas dos cantidades son esencialmente iguales, sin embargo, es posible para los metales presentar comportamiento elástico no lineal.

Una propiedad muy importante en los materiales es el esfuerzo a la cedencia, el cual es el esfuerzo a partir del cual se presenta la deformación plástica. Esta cantidad es difícil de definir ya que el punto en cual comienza el flujo plástico, depende considerablemente de la sensibilidad del equipo empleado en su determinación. Por lo tanto, se ha optado por un procedimiento estandar para poder determinar en forma uniforme el esfuerzo a la cedencia (ASTM E8-69), siendo el más aceptado el esfuerzo a la cedencia a 0.2% de deformación (YS).

Por otro lado, tenemos que el esfuerzo a la tensión última (UTS) se define como la máxima carga dividida por la sección de área inicial, mientras que el esfuerzo real a la fractura es la carga por la deformación localizada al final de la fractura⁽²⁰⁾.

2.2 Tipos de Respuesta a la Tensión

La facilidad con que pueden ser deformados plásticamente los metales a esfuerzos muy por debajo de los valores teóricos, se debe a la movilidad de las dislocaciones. Estas, al moverse de un punto a otro de la red, tienen que superar ciertas barreras de potencial. Por lo general en los metales estas barreras son pequeñas, particularmente en dislocaciones amplias, en donde la transición de una región distorsionada a otra normal es de varias distancias atómicas. Esta barrera a superar, depende sensiblemente de la amplitud de la distorsión y de la distancia interplanar. A la fuerza necesaria para superar estas barreras se conoce como esfuerzo de Peierls-Nabarro^(21,22). El ancho de la distorsión depende de varios factores como son la estructura atómica, la naturaleza de los enlaces atómicos y la energía elástica de la red. Así, es de esperarse que los metales FCC con estructuras compactas y enlaces atómicos con distribución esférica presentan un ancho de dislocación grande y por consiguiente una alta movilidad de las dislocaciones. Por otra parte, en los metales HCP las dislocaciones que se muevan en planos basales tendrán un esfuerzo de Peierls bajo. Sin embargo, las dislocaciones que se muevan en planos prismáticos o piramidales, tendrán altos potenciales de Peierls. Además, toda dislocación que de un plano basal pase a uno que no lo sea, perderá movilidad. Esto contribuye a que las estructuras hexagonales no presenten deformación plástica considerable. Cuando un material policristalino presenta la capacidad de deformación plástica, la curva de esfuerzo-deformación generalmente presenta la forma de la curva que se muestra en la figura 2.1. En ésta, se observa una región elástica a pequeñas deformaciones y una porción parabólica la cual está asociada con el proceso de deformación plástica homogénea, tal como el

movimiento irreversible de dislocaciones. El hecho de que la curva continúe hasta un esfuerzo máximo, representa un aumento en la resistencia del material a continuar deformándose plásticamente, proceso que se conoce como endurecimiento por deformación⁽³⁰⁾. La porción de la curva esfuerzo-deformación real puede ser descrita empíricamente por la relación generalmente atribuida a Hollomon⁽³¹⁾:

$$\sigma = k\epsilon^n$$

donde σ es el esfuerzo real, ϵ es la deformación real, n es el coeficiente de endurecimiento por deformación y k es una constante definida como el esfuerzo real a una deformación real de 1. La magnitud del coeficiente de endurecimiento por deformación, refleja la habilidad del material a resistir mayor deformación. En el límite, n puede ser igual a 1, lo cual representa un comportamiento elástico ideal, ó igual a 0, lo que representa un material plástico ideal. Se debe hacer notar que el valor de n es sensible a los tratamientos termomecánicos y que en general, n aumenta con el incremento de la resistencia y con la disminución de la movilidad de las dislocaciones en la red cristalina.

Ocasionalmente un material puede producir una curva esfuerzo-deformación que presente una serie de dientes de sierra sobreimpuestos a la porción parabólica de la figura 2.1, después de un comportamiento elástico normal. Tal comportamiento refleja una deformación heterogénea dentro del material. Se sabe que curvas de esfuerzo-deformación con dientes de sierra ocurren bajo diferentes circunstancias. Esto es cuando un material de estructura hexagonal compacta se somete a esfuerzos a temperaturas considerables, éste tiende a deformarse plásticamente por una combinación de movimiento a lo largo de planos de deslizamiento y de macla, en zonas discretas en el interior del material. Cuando ocurre el maclado, el incremento de la longitud de referencia acontece en forma de estallidos que están relacionados con la nucleación y crecimiento de bandas de maclaje^(32,26). Cuando la deformación instantánea dentro de la muestra excede la velocidad de la cabeza de la máquina de tensión, el valor de la carga cae ligeramente, produciéndose el

diente de sierra en la curva esfuerzo-deformación. Otra condición bajo la cual se presenta este tipo de comportamiento, es cuando algunos metales con estructuras BCC y FCC se someten a grandes deformaciones a bajas temperaturas. Se ha argumentado que el efecto Portevin-Le Chatelier^(33,35) es debido a la interacción de los átomos de soluto ó las vacantes con las dislocaciones, ya que al aplicarse un esfuerzo muy grande, las dislocaciones pueden desprenderse de los clusters de soluto y causar una caída en la carga. Si los átomos de soluto son capaces de difundirse lo suficientemente rápido como para atrapar algunas de estas dislocaciones, entonces se requerira de más carga para continuar la deformación.

Por otra parte, en algunas aleaciones no ferrosas existe una región de deformación plástica heterogénea que separa a la región elástica de la región plástica homogénea en la curva esfuerzo-deformación, tal y como se muestra en la figura 2.2. Este segmento de la curva es producido por la interacción de dislocaciones con átomos de soluto. Después de ser deformado el material elásticamente hasta A, se observa que en éste se forma una banda local de deformación. Este salto repentino en la deformación plástica asociado con lo que se conoce con el nombre de líneas de Hartmann ó bandas de Lüder⁽³⁴⁾, es el responsable de la caída de la carga hasta el punto B, el cual se define como el punto de cedencia inferior. El resto del segmento de deformación heterogénea transcurre durante el paso de la banda de Lüder por toda la sección de referencia. Una vez que la deformación se ha esparcido por toda la longitud de referencia, el material continua deformándose en forma homogénea.

2.3 Resiliencia y Tenacidad

La resiliencia⁽³²⁾ en un material es una medida de la cantidad de energía que puede absorber bajo condiciones de carga elástica, y la cual es liberada al retirar la carga. La resiliencia se puede medir calculando el área debajo de la curva determinada por la ley de Hooke, lo cual conduce a:

$$\text{resiliencia} = \sigma_y^2 / 2E$$

en donde σ_y es el esfuerzo a la cedencia y E es el módulo de Young. Esta ecuación indica que un material ideal para absorber energía de carga en aplicaciones donde el material no debe sufrir deformaciones permanentes (resortes), debe de tener un esfuerzo a la cedencia grande, y un módulo de elasticidad bajo.

En cuanto a la tenacidad⁽³⁵⁾ se refiere, ésta representa la capacidad del material para absorber energía en el rango plástico. La capacidad de soportar esfuerzos que se encuentren por arriba del esfuerzo de cedencia sin llegar a fracturarse, es una característica particularmente deseable en muchos componentes. La tenacidad es un concepto comunmente aceptado, el cual es difícil de definir. Una forma de ver a la tenacidad, es el considerar que corresponde al área total debajo de la curva esfuerzo-deformación. Esta área es una indicación de la cantidad de trabajo por unidad de volumen que puede ser realizado sobre el material, sin ocasionar que se fracture. En vista de lo anterior, la tenacidad viene expresada por:

$$\text{energía/volumen} = \int \sigma ds$$

En la figura 2.3 se muestra en forma esquemática que la máxima tenacidad se obtiene mediante una optima combinación de resistencia a la cedencia y ductilidad, por lo que las curvas A y B de esta figura, representan materiales frágiles, aún cuando uno de ellos presenta una gran ductilidad.

2.4 Ductilidad

La ductilidad es la propiedad más importante con respecto a la resistencia a la fractura de un material. Se puede definir como la capacidad del material a fluir y redistribuir los esfuerzos en condiciones de carga, sin llegar a generar inestabilidades que tiendan a producir fractura, es decir, la ductilidad es la habilidad del material a deformarse plásticamente antes de fracturarse⁽³⁵⁾. En el caso de grietas dentro de éste, la resistencia a que se propagen dentro de él, depende de que tenga la suficiente ductilidad para liberar los esfuerzos en la punta de la grieta, de aquí que la tenacidad y la ductilidad esten

relacionados.

La ductilidad se puede expresar de diferentes maneras. Sin embargo una de las más comúnmente empleadas es la ductilidad medida en base al porcentaje de elongación a la fractura, lo cual esta dado por:

$$e_f = (L_f - L_o) / L_o$$

en donde L_f y L_o ya se han definido anteriormente. Por otra parte, la ductilidad puede ser expresada en base a la reducción de sección de área a la fractura, lo cual esta dado por:

$$q_f = (A_o - A_f) / A_o$$

donde A_o y A_f son respectivamente las secciones de área de la probeta, antes y después de la fractura.

Durante la deformación durante ensayos de tensión, el esfuerzo es uniforme hasta el punto de máxima carga, después del cual un estrangulamiento localizado puede empezar a ocurrir en materiales dúctiles⁽³²⁾. La contribución que hace este estrangulamiento localizado en la deformación a la fractura e_f , depende de la longitud de referencia. Mientras más pequeña es esta, mayor es la contribución del cuello y por consiguiente mayor el porcentaje de elongación, motivo por el cual se requiere de especímenes estandarizados, ó de especificar las dimensiones empleadas.

Es importante usar especímenes estandarizados, pero esto no es siempre posible, especialmente cuando las muestras se obtienen de cortar componentes que no tienen las dimensiones necesarias. En tales casos es común emplear cocientes constantes de longitud de referencia y diametro. El uso de diferentes especímenes teniendo cocientes de L/D iguales, hace que el efecto de la región de cuello sea constante.

A la fractura, la extensión del espécimen esta dada por:

$$L_f - L_o = \alpha + e_u L_o$$

donde α es la longitud del cuello. Entonces

$$e_f = \alpha / L_o + e_u$$

y la ley de Barba⁽³⁶⁾ establece que especímenes que geoméricamente son similares, producen cuellos geoméricamente similares. Esto es, la extensión del cuello es proporcional a la raíz cuadrada de la sección de área, es decir, $\alpha = \beta \sqrt{A_o}$ por lo

que se tiene que:

$$e_f = \frac{\sigma \sqrt{A_0}}{L_0} + e_u$$

por lo que la ecuación anterior establece que e_f se mantendrá inalterado mientras que el cociente $L_0/\sqrt{A_0}$ o L/D se mantengan constantes.

En un material dúctil, el cuello empieza a formarse al alcanzar la máxima carga. Si no ocurre endurecimiento por deformación, este comienza a formarse tan pronto como empieza a ceder el material. En las aleaciones con endurecimiento por deformación normal, el cuello aparece hasta que se alcanza el punto donde el incremento en el esfuerzo real debido a la reducción del área del espécimen, es suficiente para llegar a compensar el incremento en la capacidad de carga debido al endurecimiento por deformación⁽³⁵⁾. Si se considera que el esfuerzo real y la sección de área instantánea están relacionados por $P = \sigma A$, junto con el hecho de que la deformación plástica es un proceso a volumen constante, se obtiene la siguiente expresión:

$$d\sigma/ds = \sigma$$

Si se considera que el esfuerzo viene dado por la ecuación de Hollomon, entonces se tiene que:

$$\epsilon = n$$

es decir, la deformación a la cual empieza el estrangulamiento ó cuello es numéricamente igual al exponente de endurecimiento. Se puede criticar el análisis clásico en base a que los metales reales no presentan una deformación plástica estrictamente a volumen constante. Esto se debe a que ν (coeficiente de Poisson) varía de un valor constante de aproximadamente 0.3 durante la deformación elástica, hasta aproximarse al valor de 0.5, sin embargo no llega a alcanzarlo durante la deformación.

2.4 Propiedades Mecánicas de las Aleaciones Comerciales de Magnesio.

Aunque el magnesio, dada su excepcionalmente baja densidad, sea excelente material para ser empleado en la industria de la transportación, éste presenta con respecto al aluminio, las desventajas de una baja ductilidad y de una baja resistencia a la corrosión. La baja ductilidad es inherente a su estructura hexagonal, la cual a temperatura ambiente presenta solamente un plano de deslizamiento, el cual corresponde al plano basal $\{0001\}$, y la dirección de deslizamiento corresponde a la $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ ya que invariablemente es la de mayor empaquetamiento, junto con maclaje en los planos piramidales $\{10\bar{1}2\}$. No obstante que en los metales HCP los planos activos de deslizamiento dependen del valor c/a. De este modo, para los metales cadmio y cinc la relación c/a es de 1.886 y 1.856 respectivamente, y los planos de mayor densidad atómica son los planos basales $\{0001\}$, por lo que el deslizamiento se presenta en estos. Cuando el cociente axial es menor que el valor ideal de $c/a = 1.633$, el plano basal no está tan empaquetado ni hay un gran distanciamiento como en el cadmio y en cinc. De aquí que pueden operar otros planos de deslizamiento. De esta forma, en el circonio ($c/a=1.589$) y en el titanio ($c/a=1.587$), el deslizamiento a temperatura ambiente tiene lugar en los planos prismáticos $\{10\bar{1}0\}$ y en los planos piramidales $\{10\bar{1}1\}$ a temperaturas superiores.

En el magnesio, a temperaturas más elevadas aparecen otros medios de deslizamiento, como son los planos piramidales $\{10\bar{1}1\}$, de modo que la maleabilidad en caliente es suficiente para que sea posible laminarlo.

Los primeros elementos aleantes comerciales fueron el aluminio, el cinc y el manganeso, los cuales se emplearon extensivamente durante la primera guerra mundial en Alemania, para la fabricación de aleaciones Mg-Al-Zn. Estas aleaciones presentaron serios problemas de corrosión en medios húmedos, los cuales fueron resueltos en 1925 al descubrirse que pequeñas adiciones de manganeso (0.2%) aumentaban la resistencia a la corrosión⁽³⁷⁾.

Posteriormente se encontró que el papel que juega esta adición consistía en la eliminación del fierro y otros impurezas⁽³⁸⁾,

mediante la formación de compuestos intermetálicos relativamente inertes.

En el período entre las dos guerras mundiales, se encontraron grandes dificultades con las aleaciones coladas de magnesio, debido a la tendencia a presentar tamaños de grano muy grandes y consecuentemente propiedades mecánicas pobres. En 1937, Sauerwald de la IG Farbenindustrie en Alemania⁽⁹⁷⁾, descubrió que el circonio tenía un gran efecto en el refinamiento de grano al emplearse en el magnesio. Así tuvieron que transcurrir otros diez años antes de que se desarrollasen métodos confiables para poder alearlo con el magnesio. Esto condujo a una serie de aleaciones nuevas que presentaban mejores propiedades mecánicas y las cuales se muestran en la tabla 2.1.

La región rica en magnesio del diagrama Mg-Al tiene una gran analogía con la parte rica en aluminio del mismo, ya que presenta un dominio de solución sólida homogénea con posibilidad de endurecimiento estructural por la presencia de un compuesto intermetálico $AlMg_2$. La cantidad de Al está limitada a 6% en aleaciones de colada y a 10% en aleaciones tratadas térmicamente. El sistema Mg-Al ha sido la base de la mayor parte de las aleaciones de magnesio desde su introducción en Alemania. La mayor parte de estas contienen de 8 a 9% de aluminio con pequeñas cantidades de cinc, el cual aumenta la resistencia a la tensión, además de manganeso (0.3%), el cual mejora la resistencia a la corrosión. Las aleaciones de Mg-Al muestran cierta susceptibilidad a la microporosidad, pero presentan buenas características de colada y una resistencia satisfactoria a la corrosión.

La adición de cinc a las aleaciones de Mg-Al produce cierto endurecimiento, aunque la cantidad añadida es limitada, ya que produce un aumento en la susceptibilidad a fracturarse durante la solidificación⁽⁹⁸⁾. Esto se debe a que el sistema Mg-Zn forma un compuesto intermetálico de fórmula MgZn, por lo que estas aleaciones responden a tratamientos de endurecimiento, pero presentan el problema de ser frágiles y susceptibles a fracturarse, por lo que no se emplean como aleaciones de colada. En la tabla 2.1 se muestran las propiedades obtenidas al alejar sistemas binarios de Mg con Cu. Trabajos recientes han mostrado

que adiciones de Cu a las aleaciones binarias de Mg-Zn producen un aumento en la ductilidad⁽³⁶⁾, e inducen una mayor respuesta al endurecimiento por envejecimiento.

En lo que respecta al circonio, la máxima solubilidad de éste en el magnesio fundido es de 0.6%, haciendo que el sistema binario Mg-Zr no tenga aplicaciones comerciales, por lo que se le deben añadir otros elementos⁽³⁷⁾. Su selección está gobernada por dos factores:

- i) compatibilidad con el circonio
- ii) propiedades deseadas

con respecto a esta última, los principales dos objetivos han sido el mejorar la resistencia a la tensión y a la termofluencia, que corresponden a requerimientos de la industria aerea.

Por lo que respecta a las aleaciones de Mg-tierras raras⁽³⁸⁾, se ha encontrado que presentan buenas propiedades y que su resistencia se puede mejorar con pequeñas adiciones de circonio, no obstante tienen el inconveniente de escasa ductilidad. Trabajos recientes se están concentrando en el desarrollo a base de Mg-Y-Nd⁽³⁹⁾ que se les pueda someter a tratamientos térmicos a fin de mejorar la resistencia a la tensión y a la termofluencia. Por otra parte, no se le ha dado énfasis al desarrollo de aleaciones que disminuyan la relación axial c/a de la solución sólida del magnesio a fin de incrementar su ductilidad, a pesar de que ha sido reportado en la literatura que el Li y la Ag disminuyen la relación axial del Mg⁽⁴⁰⁾, no obstante se ha comenzado a estudiar los sistemas Mg-Li-Al⁽⁴¹⁾ y Mg-Li-Zn⁽⁴²⁾. En estos casos los procedimientos tradicionales de elaboración no pueden ser empleados, ya que los fundentes utilizados durante la fusión producen pérdidas considerables de itrio, litio y tierras raras. Es por esto necesario procesar las aleaciones en atmósferas inertes.

Debido a que se conoce muy poco en ciertas áreas a cerca del comportamiento aleante del magnesio, se espera que se desarrollen nuevas aleaciones con diferentes composiciones, a fin de mejorar las propiedades mecánicas y sobre todo el aumentar la ductilidad de estas.

III MATERIALES Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

3.1 Fabricación de Aleaciones

Por lo general, las aleaciones de magnesio presentan bastantes dificultades en su elaboración, ya que el magnesio tiende a reaccionar con el oxígeno a temperaturas cercanas a su punto de fusión. De hecho, todos los polvos de magnesio, independientemente del tamaño o forma de la partícula, arden espontáneamente a temperaturas inferiores a la temperatura de fusión del material. Esta facilidad de ignición se atribuye a la poca protección que ofrece el óxido de magnesio y a la alta presión de vapor que presenta el magnesio, tal y como se muestra en la tabla 3.1. El calor generado durante las reacciones de oxidación sobre la superficie de la partícula, elevan la temperatura del magnesio aumentando la evaporación parcial de éste, dando por resultado que la mezcla de aire-vapor de magnesio sea encendida por las partículas calientes. La flama producida durante la combustión es blanca, brillante y se disemina fácilmente sobre toda superficie que contenga polvo de magnesio. El proceso es acompañado por la evolución de óxido de magnesio en forma de humo blanco.

Por otra parte, el empleo de técnicas de vacío durante la fusión no es posible, ya que de acuerdo a los valores mostrados en la tabla 3.1, antes de llegar a fundir al magnesio se produciría evaporación, dado que se requiere de vacíos del orden de 10^{-2} mm de Hg para garantizar una baja presión de oxígeno. Por consiguiente, el procedimiento a seguir en la elaboración de las aleaciones de magnesio es el empleo de purgas con argón, a fin de lograr bajas presiones parciales de oxígeno, junto con una atmósfera inerte durante la fusión.

Si además consideramos que el Li, como las tierras raras, son elementos que reaccionan violentamente con el oxígeno aun a temperaturas bastante bajas, el alear el magnesio con esta clase de elementos, representa una labor bastante peligrosa sino se toman las debidas precauciones, y sobre todo, si no se selecciona el procedimiento adecuado en su fabricación. Aunado a esto, tenemos que dada la reactividad de los elementos involucrados, solo se pueden emplear crisoles de carburo de silicio y de

magnesia, y muy especialmente, se debe de evitar lo más posible el contacto directo del litio y las tierras raras con el crisol, a fin de reducir lo más posible el ataque químico, motivo por el cual se deben encapsular dentro del magnesio con el cual se van a fundir.

Es por esto que para llevar a cabo la fusión, se debe emplear un horno de inducción con cámara para poder evitar que la bobina de inducción y por consiguiente la carga a fundir, lleguen a estar en contacto con el medio ambiente. En la figura 3.1 se muestra en forma esquemática el equipo empleado en la preparación de las aleaciones binarias de magnesio. Como se puede apreciar, la cámara debe de tener tanto sistema de vacío como de inyección de gases, con el fin de controlar las condiciones al momento de la fusión. A pesar de todo, el procedimiento es relativamente simple y consiste en purgar la cámara varias veces. Antes de proceder a realizar esto, se debe limpiar perfectamente los elementos empleados, muy especialmente el litio, ya que este viene sumergido en aceite mineral. Esto se logra fácilmente sumergiéndolo en una solución de metanol y tolueno, después de lo cual se coloca dentro del magnesio y éste a su vez en el crisol. Una vez efectuado todo esto, se procede a extraer el aire de la cámara, para lo cual se requiere alcanzar vacíos de aproximadamente 10^{-2} mm de Hg, para después inyectar el gas que se va a emplear como atmósfera inerte. Esto se lleva a cabo varias veces y solamente en la última inyección de gas se alcanza una presión considerable. Una vez que se tiene la cámara con una presión de argón de aproximadamente de 2.5 atmósferas, se procede a realizar la fusión, la cual se debe efectuar lentamente con el objetivo de no sobrepasar considerablemente la temperatura de fusión, y así evitar las pérdidas y los problemas que representa la evaporación del material. Después de efectuada la fusión se procede a colar la aleación en una lingotera que se encuentra dentro de la cámara, dejándose enfriar lentamente en la atmósfera inerte, ya que como se mencionó anteriormente, si el polvo de magnesio depositado en las paredes llega a entrar en contacto con aire a temperatura relativamente baja, puede llegar a presentarse ignición.

Las aleaciones fabricadas mediante este procedimiento, en

por ciento de peso, fueron las siguientes: las aleaciones de magnesio-litio de composición 1, 5, 10 y 15 % de litio, y las aleaciones Mg-5%Ce y Mg-10%Y.

3.2 Análisis Químico

Durante la elaboración de las aleaciones binarias de magnesio, se emplearon elementos de muy alta pureza, para evitar al máximo posible la presencia de impurezas que pudiesen ser perjudiciales, como es el caso de Na, Fe, Ni y Cu.

El análisis de las aleaciones de magnesio-litio se realiza por medio espectrometría de emisión de flama⁽³⁹⁾, también conocida como fotometría de flama. En análisis espectroquímico, la energía radiante característica emitida por los átomos y moléculas excitados, es usada para su determinación cuantitativa. La luz pasa a través de un prisma o rejilla de difracción que dispersa la energía radiante de acuerdo a su longitud de onda; de esta forma, se identifica su espectro característico. Como la intensidad de la luz emitida es proporcional a la cantidad de elemento emisor en la muestra, se puede realizar la medición de líneas espectrales para su análisis. El procedimiento es simple y consiste en la preparación de una curva de calibración, en la cual se tiene la intensidad en función de la concentración del elemento que se quiere determinar. A continuación se determinan las intensidades de las soluciones problema y de ahí se infiere la concentración del elemento que se tiene en la muestra.

En lo que se refiere al análisis de las aleaciones de magnesio-cerio y magnesio-itrío, la determinación se realiza por medios gravimétricos⁽⁴⁰⁾, los cuales consisten de métodos de precipitación para lograr la separación de uno y otro ion en un medio ácido, sin que se presente interferencia entre ellos. En el caso del cerio, este se precipita como iodato y posteriormente se calcina para obtener el óxido correspondiente, a partir del cual se realiza la determinación. En lo que se refiere al itrío, el procedimiento es análogo solo que este se precipita como oxalato.

3.3 Difracción de Rayos X

Una de las técnicas más útiles y versátiles para determinar fases y parámetros de red es la difracción de rayos X, en la cual mediante un alto voltaje se aceleran electrones, a los cuales se les hace chocar con un blanco de cobre, generando rayos X de longitud de onda de 1.5406 Å. Los rayos X son generados en todas direcciones, por lo que es necesario emplear un colimador para permitir que solo pasen aquellos que se quieren en una dirección determinada. Este haz de rayos X colimado se dirige hacia el metal bajo investigación, el cual se pone a rotar automáticamente de tal forma que se obtengan las difracciones. Un detector que se encuentra formando un ángulo de 2θ con respecto al haz incidente, se encarga de determinar los rayos difractados al ir cambiando de ángulo⁽⁴²⁾.

Mediante esta técnica se determina el parámetro de red de la estructura cristalina del metal, así como la identificación de fases presentes en éste. En el caso de que existan diferentes fases en el material, y que se conozcan sus estructuras, el método de difracción de rayos X se emplea mediante el siguiente procedimiento:

- i). Obtener el patrón de difracción.
- ii). Determinar las distancias interplanares correspondientes a los picos presentes.
- iii). Mediante el empleo de tablas de referencia de patrones de difracción, se procede a determinar las fases presentes por medio de la comparación de las distancias interplanares medidas y las de las tablas.

En el caso de la determinación del parámetro de red, si el tipo de estructura de la fase en cuestión se conoce de antemano, el procedimiento se simplifica considerablemente. Para esto, se hace que el detector barra muy lentamente la región en donde aparecen los picos de la fase en cuestión, tratando que el valor de θ sea lo más grande posible ya que reduce el error en la medición. Una vez determinado el valor ó valores de θ , se procede a emplear la ecuación de Bragg⁽⁴¹⁾

$$\lambda = 2d \operatorname{sen} \theta$$

y mediante la ecuación que relaciona el desplazamiento planar en función de los índices de Miller para la estructura cristalina en cuestión, se determina el parámetro de red. Las dimensiones de los parámetros de red se determinan por extrapolación lineal de la gráfica de a vs $\operatorname{sen}^2 \theta$ para $\theta=90^\circ$ y mediante el método de Archard, para las fases cúbicas y hexagonales respectivamente.

3.4 Dureza

Ésta representa la resistencia a la indentación plástica, y consiste en la penetración de un indentador piramidal de diamante en el material que se desea estudiar. El número de dureza (DPN), se define como la carga dividida por la superficie de indentación. En la práctica, esta área se calcula de mediciones microscópicas de la longitud de las diagonales de la impresión en el metal. El DPN se puede determinar a partir de la siguiente ecuación⁽³⁰⁾:

$$\text{DPN} = \frac{1.854P}{L^2}$$

donde P es la carga aplicada en kilogramos y L es longitud promedio de la diagonal en mm.

El procedimiento consiste en realizar de 4 a 6 indentaciones a fin de poder obtener un valor promedio de la longitud de las diagonales de la indentación. Este procedimiento se repite cambiando la carga aplicada, con el fin de barrer tanto el rango elástico, como el plástico. Se requiere de mucha precaución durante las pruebas de microdureza cuando se emplean cargas muy pequeñas, ya que éstas producen indentaciones muy pequeñas, y el error asociado en la localización de los bordes de la marca de la indentación puede llegar a ser considerable. Por otra parte, la superficie de la muestra debe de ser cuidadosamente preparada, por lo que normalmente se emplea pulido metalográfico, recomendándose ver las normas ASTM E334-69.

3.5 Ensayos de Tensión

Las propiedades mecánicas de los materiales se determinana mediante pruebas efectuadas sobre muestra pequeñas de material. Las pruebas se realizan en laboratorios dotados con equipo capaz de someter a cargas los especimines de diversas maneras, incluso cargas estática y dinámica a tensión y compresión⁽²⁵⁾.

La técnica que se emplea comunmente es la prueba de tensión, mediante la cual se aplican cargas de tensión a una muestra plana como la mostrada en la figura 3.2. Los extremos de la muestra, con mayores dimensiones, se fijan en las mordazas del montaje, a fin de que la ruptura de la muestra se presente en la región central de sección transversal uniforme, donde es sencillo calcular el esfuerzo, en lugar de ocurrir cerca de los extremos, donde la distribución de esfuerzo es más complicada⁽⁹⁰⁾. Además, se coloca un dispositivo que esta sujeto mediante dos brazos a la muestra, el cual es un extensometro que mide el alargamiento de la prueba.

Conforme se tensiona la muestra, se mide y registra la carga de tensión empleada, ya sea de manera automática ó mediante lectura en un medidor. El alargamiento sobre la longitud calibrada se mide en forma simultánea con las lecturas de carga, por lo general, mediante calibradores mecánicos, aunque tambien se utilizan calibradores electricos de resistencia variable (strain gages), que se emplean en las pruebas estáticas donde la carga se aplica lentamente.

3.6 Metalografía

La preparacion metalografica del magnesio es algo dificil ya que es atacado por muchos ácidos diluidos. El magnesio puro es atacado lentamente por el agua, mientras que las aleaciones de Mg-Li lo son más rápidamente. Por otra parte, el polvo de magnesio es inflamable por lo que se requiere de algun medio lubricante.

Además, los tratamientos termicos en las aleaciones de magnesio pueden llegar a emplear temperaturas de 150 a 200°C, lo que hace

imposible el empleo de resinas termoendurecibles, ya que estas requieren temperaturas de 150 a 170°C lo cual altera la microestructura de la muestra. Para evitar esto, el empleo de resinas epóxicas de dos partes y con entalpías de reacción bajas es recomendable ya que presentan además una excelente dureza y muy buena adherencia.

Durante la etapa de pulido, se emplea papel de SiC de 250-600, empleándose como lubricante una mezcla de 3 partes de glicerina y una parte de agua. Las etapas finales de pulido se realizan empleando alúmina y partes iguales de glicerina y/o aceite mineral, los cuales se mezclan hasta formar una especie de crema la cual se aplica sobre el paño. El pulido es llevado a cabo haciendo que el paño gire a bajas revoluciones (250 rpm), debido a que la alta viscosidad de la crema pulidora puede hacer que aumente la temperatura de la muestra.

El ataque químico de las aleaciones es relativamente simple en composición, ya que todos los ácidos inorgánicos y casi todos los orgánicos atacan al magnesio y a sus aleaciones, por lo que casi todos los reactivos desarrollados son modificaciones del nital o picral y contienen como solvente agua o etilenglicol⁽⁴³⁾.

3.7 Densidad

La densidad de un sólido se puede determinar por medio de un picnómetro, pulverizando la muestra problema y determinando la cantidad de masas y volumen que contiene la muestra. Debido a la rapidez con la que se oxidan los polvos de las aleaciones, este procedimiento no puede ser empleado para determinar la densidad, pero se puede utilizar un proceso similar. Este consiste en maquilar pequeños cilindros de cada una de las aleaciones, pesarlos y sumergirlos uno por uno en una probeta graduada la cual contiene algún líquido inerte. Una vez medidos los volúmenes y las masas de los cilindros, la determinación de la densidad es inmediata.

3.8 Corrosión

La capacidad de los materiales a no degradarse en ningún medio, se determina por medio de su resistencia a la corrosión. Para que las comparaciones tengan sentido, la velocidad de ataque para cada material debe ser expresada en forma cuantitativa. La velocidad de corrosión se acostumbra expresar de varias formas, como son mg/cm^2 por día, g/in^2 por hora, etc. La expresión mils por año (mpy) es la más empleada para expresar velocidades de corrosión y ésta se calcula fácilmente a partir de la masa de metal perdido durante la prueba de corrosión, estando definido por la ecuación⁽⁴⁴⁾:

$$\text{mpy} = \frac{534 W}{\rho A t}$$

donde w es la masa perdida del material en mg , ρ es la densidad del mismo en g/cm^3 , A es el area del especimen en in^2 y t es el tiempo de exposicon de la muestra en horas.

Para determinar la velocidad de corrosion se procede a obtener laminillas de cada aleación, las cuales son pulidas con papel de 250-400 SiC para obtener una superficie no muy rugosa; luego estas se limpian, se pesan y se determina su superficie. Una vez realizado esto, se sumerge en una solución salina que contiene 3.4% en peso de NaCl y que se mantiene a una temperatura de 25 $^{\circ}\text{C}$. Después de transcurrido el tiempo de permanencia seleccionado, se procede a limpiarlas, lo cual se puede hacer por medios mecánicos y/o por medios químicos. El medio mecánico se emplea si cantidades apreciables de productos de corrosión se encuentran adheridos a la muestra. En el caso de que no haya productos de corrosión o que se hayan removido, se procede a emplear el método químico el cual consiste de una solución a temperatura de ebullición de 1% de cromato de plata y 15% de ácido crómico⁽⁴⁴⁾, en la cual se sumerjen las muestras por unos 10 o 15 minutos.

IV. RESULTADOS Y DISCUSION

Desafortunadamente, el empleo de magnesio colado ha disminuido en las últimas dos décadas. Esto se debe principalmente a una falta de experiencia por parte de los usuarios potenciales, y a la carencia de personal capacitado en su manejo. No obstante, los progresos son considerables y el futuro del magnesio es prometedor.

El magnesio y sobre todos las aleaciones de Mg-Li son actualmente, los materiales disponibles con las menores densidades, las cuales presentan buenas propiedades mecánicas como se mostrara a continuación.

4.1 Fabricación

Dada la alta solubilidad del litio en el magnesio⁽⁵¹⁾, que como se puede apreciar en la figura 4.1, llega al valor de 5.5 wt% de litio a 588°C, permite que se pueda aprovechar la baja densidad del litio (0.54 g/cm³) para reducir aún más la densidad del magnesio (1.74 g/cm³), y sobre todo, alterar la relación c/a de la estructura hexagonal del magnesio.

Durante el procedimiento de elaboración de las aleaciones se evitó considerablemente la pérdida de elementos aleantes y la ignición de estas, al aumentar la presión de argón dentro de la cámara hasta 2.5 atmósferas, y muy especialmente, al no exceder la temperatura de fusión del magnesio por más de 150°C.

En la tabla 4.1 se muestra un análisis de la pureza de los elementos empleados en la elaboración de las aleaciones, y en la tabla 4.2 se muestran las composiciones químicas de éstos, observándose pérdidas mayores en los sistemas Mg-Y y Mg-Ce.

Aún cuando el magnesio y sus aleaciones con elementos como Li, Y y Ce aparentan ser considerablemente más peligrosas en su fabricación que las aleaciones convencionales, el empleo de técnicas de fusión por inducción hace confiable y segura su elaboración, además de volverlas económicamente plausibles al reducir las pérdidas de elementos aleantes. De aquí que sea posible por medio de esta técnica, el elaborar aleaciones maestras cuya producción dentro de ciertos intervalos de concentración sea reproducible, lo cual es indispensable en todo

proceso de producción.

Por comodidad, nos referiremos a las aleaciones de aquí en adelante por medio de sus composiciones nominales en por ciento en peso.

4.2 Metalografía

El procedimiento de pulido resulta ser tedioso para estas aleaciones, debido principalmente al hecho de que no es posible emplear agua como lubricante y solo se pueden usar aceites minerales, haciendo lento el proceso. En cuanto a los reactivos empleados para resaltar las estructuras, se tuvieron que hacer ensayos para obtener resultados satisfactorios. Por lo general estos fueron el resultado de combinaciones de reactivos conocidos para aleaciones comerciales de magnesio. En la tabla 4.3 se muestra la composición de cada uno de ellos, y la aleación en la cual fueron empleados.

Las composiciones para el sistema Mg-Li fueron seleccionadas con el fin de producir aleaciones en cada una de las tres regiones presentes (α , α/β , β) de acuerdo al diagrama mostrado en la figura 4.1, mostrándose las microestructuras en las fotografías 4A-F. Como elemento aleante para el magnesio, el Li es único ya que la matriz α HCP del magnesio es retenida hasta la adición de 5.5 wt% de Li, como se puede apreciar en las fotografías 4A y 4B. Para concentraciones de Li mayores de 10.9% en peso, la matriz se transforma en la fase β HCC del litio, la cual es dúctil. Esta se muestra en la fotografía 4D.

Como se puede apreciar en el sistema Mg-Li, tenemos que la fotografía 4A corresponde a la aleación Mg-Li, la cual se encuentra en la región α del diagrama de fases de la figura 4.1, y como se puede apreciar, esta presente la fase α del magnesio junto con zonas oscuras que corresponden a regiones ligeramente más ricas en Li, ya que de ser una fase distinta a la HCP del magnesio, habría que esperar en el patrón de difracción que apareciesen picos distintos a los de la estructura hexagonal. De no ocurrir esto, entonces estas regiones corresponden a zonas solidificadas al final, por este motivo, estas zonas presentan una estructura hexagonal y solo contienen una mayor concentración de

soluto (coring)⁽⁵²⁾. Por otra parte, la fotografía 4B corresponde a la aleación Mg-5Li, la cual se encuentra en el comienzo de la región en donde existen la fase α y la fase β que precipita, observándose que aparecen la fase α , la fase β y las regiones oscuras que también se encontraron en la aleación Mg-1Li, por lo que deben de corresponder a lo mismo. En la fotografía 4B se aprecia que estas zonas se encuentran en los bordes de grano, lo cual favorece la idea de que son zonas ricas en soluto. La fotografía 4C corresponde a la microestructura obtenida para la aleación Mg-10Li. Esta se encuentra en la parte final de la región en donde existen la fase β y la fase α , observándose la presencia de la fase α en una proporción del 10% aproximadamente. Esto concuerda bastante bien con lo que habría de esperarse de acuerdo al diagrama de fases. Finalmente llegamos a la región que de acuerdo a la figura 4.1 solo corresponde a la solución sólida de magnesio en litio, lo cual se puede apreciar en la fotografía 4D y representa la microestructura de la aleación Mg-15Li.

En lo que respecta a las aleaciones de magnesio con cerio y con itrio, en la figura 4.2 se muestra el diagrama de fases correspondiente al sistema Mg-Ce⁽⁵³⁾. Como se puede apreciar en este diagrama, la solubilidad del cerio en el magnesio es mínima. La fotografía 4E muestra la microestructura correspondiente a la aleación Mg-5Ce, en la cual se observa la fase HCP del magnesio junto con precipitados de forma cilíndrica, los cuales corresponden al compuesto intermetálico Mg₁₂Ce. En lo que respecta al itrio⁽⁵⁴⁾, en el diagrama de fases Mg-Y de la figura 4.3 se puede ver que, a diferencia del cerio, el itrio forma una solución sólida con el magnesio, alcanzando el valor de 12.6wt%. En la fotografía 4F se muestra la aleación Mg-10Y y como se puede apreciar, tenemos la fase α del magnesio junto con precipitados de fórmula Mg₂₄Y₅ que tienden a ubicarse en los límites de grano.

4.3 Difracción de rayos X

Una vez obtenidas las aleaciones y conocida su microestructura, se procedió a obtener por medio de un equipo Siemens D500 los patrones de difracción de rayos X empleándose el método de polvos, a fin de encontrar las fases presentes en cada una de las

aleaciones, así como los parámetros de cada una de ellas. En las figuras 4.4A a la 4.4H se presentan los patrones de difracción obtenidos, y a partir de los cuales se identificaron las fases presentes en cada aleación, para posteriormente determinar los parámetros de red por medio de la extrapolación lineal de $a \text{ vs } \text{sen}^2 \theta$ para el caso de estructuras cúbicas y empleando el método Archard^(4B) en las fases hexagonales. Los resultados obtenidos se muestran en la tabla 4.4, en la que se observa que la relación axial de la fase α del magnesio disminuye conforme aumenta el contenido de Li en la aleación. Esto se aprecia en la gráfica 4.5. Si se comparan los patrones de difracción del magnesio y de la aleación Mg-1Li que aparecen en las figuras 4.4A y 4.4B respectivamente, se puede apreciar que el patrón de difracción de la aleación Mg-1Li solo contiene los picos característicos de la fase α , por lo cual, esta aleación solo presenta una solución sólida con estructura hexagonal igual a la del magnesio, solo que con diferentes parámetros de red. Por consiguiente, las regiones oscuras presentes en la microestructura de la fotografía 4A, representan zonas con estructura hexagonal pero con mayor contenido de soluto, resultado de la solidificación.

En la figura 4.4C se tiene el patrón de difracción correspondiente a la aleación Mg-5Li, la cual de acuerdo al diagrama de fases y a la metalografía de la foto 4B, se encuentra la región $(\alpha+\beta)$. Como se puede apreciar en el patrón, aparecen aparte de los picos característicos del magnesio otra serie de picos que representan una fase distinta. Comparando los patrones de difracción de las figuras 4.4C y 4.4F que corresponden a Mg-5Li y Li respectivamente, se puede observar que los picos extras que se presentan en esta aleación, corresponden a la fase β , cuyos parámetros de red para ambas fases se muestran en la tabla 4.4.

Al aumentar el contenido de litio, observamos que para la aleación Mg-10Li los picos característicos de la fase hexagonal del magnesio disminuyen considerablemente de intensidad, y son ahora los picos de difracción de la fase β cúbica del litio los que sobresalen en el patrón de difracción de la figura 4.4D. Es decir, en forma análoga se observa que la aleación Mg-10Li presenta las mismas fases que la aleación anterior, solo que en diferentes

proporciones, lo cual concuerda tanto con el diagrama de fases como con la metalografía. Sin embargo de acuerdo al patrón de difracción, estas fases tienen diferentes parámetros de red que las fases presentes en la aleación Mg-5Li y cuyos valores aparecen en la tabla 4.4.

Finalmente, al exceder el contenido de litio por más de 10.9wt%, se encontró que el patrón de difracción solo presenta los picos característicos del litio, lo cual se muestra en la figura 4.4E. Es decir, la aleación Mg-15Li corresponde a una solución sólida con estructura cúbica, tal y como se muestra en la metalografía que aparece en la fotografía 4D, pero con diferentes parámetros de red que el litio.

Entonces, tenemos que la adición de litio en el magnesio induce la disminución de las dimensiones de la celda unitaria. Es decir, de los parámetros de red medidos a temperatura ambiente para las aleaciones Mg-Li, se tiene que en lo que respecta a las soluciones sólidas con estructura hexagonal compacta del litio en el magnesio, los dos ejes a y c disminuyen conforme el contenido de litio aumenta. Esto hace que el valor de c/a disminuya de 1.6236 para el magnesio puro, hasta el valor de 1.6074 para la frontera entre las regiones $\alpha/\alpha+\beta$, lo cual está de acuerdo con el valor de 1.608 reportado en la literatura⁽⁵⁴⁾. Por otra parte, se encontró que para concentraciones de litio ligeramente inferiores (9.6wt%) al valor en donde se encuentra la frontera entre las regiones $(\alpha+\beta)/\beta$, el valor de c/a es todavía menor, llegando a alcanzar el valor de 1.5945, el cual corresponde aproximadamente al valor axial que presentan otros metales hexagonales, como son el titanio y el circonio, los cuales presentan otros planos de deslizamiento distintos al plano basal⁽⁷⁾.

En la figura 4.6 se muestra la variación de los parámetros a y c de la celda unitaria de la fase α del magnesio al aumentar el contenido de litio. Ahí se observa que c disminuye mucho más rápidamente que a , conforme el contenido de litio en la aleación aumenta, lo cual tiene repercusiones muy importantes en las propiedades mecánicas de las aleaciones, como se mostrará posteriormente.

Con respecto a la aleación Mg-5Ce, se observa que ésta presenta de acuerdo al patrón de difracción de la figura 4.4G, la fase α HCP

del magnesio y otra fase, la cual corresponde al compuesto intermetálico de fórmula $Mg_{12}Ce$, el cual presenta una estructura tetragonal. Si se observa, los valores de c y de a que se obtuvieron, encontramos que son los mismos que los que presenta el magnesio puro, razón por la que se infiere que la solubilidad del cerio en el magnesio debe de ser mínima. De acuerdo a Crosby y Fowler⁽⁵⁵⁾, la máxima solubilidad del cerio en el magnesio es de 0.009wt% de cerio. Por otra parte, los parámetros de red obtenidos por nosotros para el intermetálico con fase tetragonal son de $a=10.19 \text{ \AA}$ y de $c=5.69 \text{ \AA}$, que corresponden bastante bien con los valores reportados en la literatura, que son de 10.33 y de 5.96 \AA respectivamente⁽⁵⁶⁾. En lo referente a la aleación Mg-10Y, tenemos que de acuerdo con su patrón de difracción mostrado en la figura 4.4H, se presentan la fase α del magnesio con diferentes parámetros de red y un compuesto intermetálico. Esto se observa en la metalografía 4F que corresponde a la fase α y al compuesto mencionado anteriormente. Si se observa la tabla 4.4, se tiene que el valor para la relación c/a en esta aleación es de 1.6226⁽⁵⁷⁾. El hecho de que haya una disminución en la relación axial del magnesio al introducir el itrio, resulta interesante, ya que normalmente este elemento tiene valencia de tres. Sin embargo, contiene una capa i incompleta y puede ser que este actuando como receptor de electrones en la red del magnesio.

El compuesto intermetálico presente en la aleación Mg-10Y corresponde a la fórmula $Mg_{24}Y_5$, el cual presenta una estructura cúbica con un parámetro de red de 11.249 \AA , que al compararse con el valor reportado de 11.26 \AA , éste resulta ser bastante cercano⁽⁵⁸⁾.

4.4 Densidad

Estos datos se obtuvieron por medio de determinaciones volumétricas de la cantidad de líquido desplazado por pequeños cilindros hechos a base de las aleaciones. En la tabla 4.5 se muestran los valores obtenidos y como se puede apreciar las aleaciones presentan densidades extremadamente bajas. En la figura 4.7 se muestra como varia la densidad en función de la concentración de litio. Dada la precisión de nuestras medidas, la relación entre densidad y cantidad de litio esta dada por

$$\rho = 1.73 - 0.9187x$$

donde ρ es la densidad, la cual viene dada en g/cm^3 , y x es la fracción atómica del litio.

4.5 Microdureza

Para poder determinar la dureza de las aleaciones estudiadas, se procedió a analizar la respuesta de estas a diferentes cargas aplicadas, especialmente el intervalo de cargas de 10 a 100 ponds, con el objeto de determinar la dependencia de la dureza en función de la carga aplicada en cada una de las aleaciones, a fin de encontrar el intervalo en el cual no existe variación de la dureza.

En las gráficas 4.8A a la 4.8G se muestra como varia el valor de la dureza conforme se varia la carga aplicada en cada una de las aleaciones. Como se puede apreciar, todas muestran una meseta que corresponde al valor de dureza real para la aleación correspondiente. En la tabla 4.6 se muestran estos valores para cada una de ellas, y en la gráfica 4.9 aparece la variación de la dureza en función de la concentración de litio. De acuerdo a esta gráfica, la dureza va aumentando conforme se aumenta la cantidad de litio en la aleación, alcanzando un valor máximo cuando la aleación contiene 10 wt% de litio, después de lo cual vuelve a disminuir.

En cuanto al sistema Mg-10Y, se observa que esta aleación presenta una dureza considerablemente mayor a la que presenta la

aleación Mg-5Ce, la cual practicamente tiene el mismo valor de dureza que el magnesio puro.

Por otra parte, en las figuras 4.10A a la 4.10G se grafica la carga aplicada vs la longitud de la indentación para cada una de las aleaciones. Como se puede apreciar, conforme aumenta la cantidad de litio, la inflexión en la curva va desapareciendo, lo cual esta relacionado con la anisotropia de deformación del material, llegando a desaparecer totalmente para la aleación Mg-15Li. Al aplicar la relación de Meyer⁽³⁶⁾, se obtienen los valores mostrados en la tabla 4.7, con

$$P = KL^{n'}$$

donde P es la carga aplicada, L es la longitud de la indentación, K es una constante que representa la resistencia a la penetración del material y n' es una constante adimensional que se relaciona con el coeficiente de endurecimiento por deformación. Como se puede apreciar en la tabla 4.7, la resistencia a la penetración presenta el mismo comportamiento que la dureza al ir variando la cantidad de litio presente en la aleación.

Como se puede observar, las aleaciones con mas altos valores de dureza lo presentan aquellas que se encuentran en la región ($\alpha+\beta$), como se aprecia en las fotografias 4B y 4C. Es decir, en las aleaciones que presentan tanto la fase α del magnesio como la fase β del litio. Ya que ambas aleaciones, tanto la de Mg-5Li como la de Mg-10Li se presentan en esta región, se puede apreciar que esta es la aleación que presenta la mayor proporción de fase β y la menor relación axial en la fase α , la que muestra el más alto valor de dureza, correspondiendo esto a la aleación Mg-10Li. Este mismo tipo de comportamiento ha sido reportado en la literatura⁽⁵⁰⁾, solo que emplean diferentes concentraciones de litio (5, 8 y 12 wt%). En esta investigación también se encontró que los valores de dureza más altos se obtienen con las aleaciones en la región ($\alpha+\beta$), presentandose el máximo valor de dureza en la aleación Mg-8Li.

En cuanto a los sistemas Mg-5Ce y Mg-10Y, se observa que la aleación que tiene itrio es la que presenta el valor mayor de dureza, ya que la aleación con cerio practicamente tiene el mismo

valor de dureza que el que muestra el magnesio puro. De acuerdo a los valores obtenidos a partir de la extrapolación de datos que se reportan en la literatura especializada^(60,61), se tienen las durezas de 69 Kp/mm² para el caso de Mg-10Y y 50 Kp/mm² para el caso de Mg-5Ce. Aunque los valores obtenidos por nosotros difieren ligeramente de los valores reportados, ambos casos muestran el mismo tipo de comportamiento.

Por otra parte, el que las figuras 4.10 presenten dos regiones que cumplen con la relación de Meyer, hace posible calcular dos coeficientes de endurecimiento por deformación distintos para cada una de las aleaciones, exceptuando la aleación Mg-15Li que solo presenta una estructura cúbica. En la tabla 4.5 se presentan los valores promedio de n , los cuales coinciden bastante bien con el coeficiente de endurecimiento por deformación obtenidos a partir de los ensayos de tensión (tabla 4.9), si se considera que ambos están relacionados por la ecuación $n = 2 - n^{(92)}$. Además se observa que los coeficientes de las aleaciones Mg-5Ce, Mg-10Y y del Mg para las dos regiones tienen prácticamente el mismo valor en cada una de ellas, mientras que las aleaciones del sistema Mg-Li presentan la característica de que el coeficiente de la primera región es mayor que el de la segunda. Esto probablemente indica que el comportamiento plástico de estas aleaciones está determinado por dos factores, uno de rápido endurecimiento producido por la interacción de dislocaciones por deslizamiento en varios sistemas, y otro por el reblandecimiento que se produce por la disociación de dislocaciones o por dislocaciones de tornillo que cambian de un plano de deslizamiento a otro, de tal forma que puedan pasar obstrucciones y evitar interacciones de alta energía con otras dislocaciones.

4.6 Ensayos de Tensión

Para la obtención las propiedades mecánicas, se maquinaron probetas iguales de cada una de las aleaciones. Debido a que las cantidades fabricadas eran pequeñas, aunado a las dimensiones de la lingotera en la cual se colaban, las dimensiones de las probetas no fueron exactamente iguales a las que establecen las normas A370-68 de la ASTM. No obstante, como se mostró

anteriormente en el capítulo 2, la ley de Barba establece que las propiedades de los especímenes serán las mismas si se mantiene constante el cociente dado por $L_0 / (A_0)^{1/2}$. En la figura 3.2 se muestran las dimensiones de las probetas empleadas para la determinación de las propiedades mecánicas de los materiales desarrollados.

En las figuras 4.11, se muestran las curvas de esfuerzo ingenieril contra la deformación ingenieril, obtenidas para cada una de las aleaciones. Como se puede apreciar en el sistema Mg-Li, conforme se aumenta la cantidad de litio, el esfuerzo a la cedencia (0.02% offset) σ_s aumenta, mientras que el módulo de elasticidad varía ligeramente hasta alcanzar un máximo para Mg-5Li, como se puede apreciar en la tabla 4.8. Por otra parte, se puede apreciar en la misma tabla que el esfuerzo real a la fractura RFS se va incrementando conforme el contenido de litio aumenta, para después disminuir considerablemente con la aleación Mg-15Li.

Sin embargo, de todas las propiedades mecánicas, la ductilidad es la característica que más se ve favorecida con la adición de litio, llegando a alcanzar el valor de 36.8% de elongación para la aleación Mg-10Li. Al compararse este valor con los mostrados en la tabla 2.1, resulta ser 10 veces mayor que el de aleaciones comerciales, y de 4 a 6 veces el valor mostrado por las mejores aleaciones como lo son la ZCb3 y la ZK51, las cuales se muestran en la tabla 2.1.

Por otra parte, aún cuando en la gráfica 4.11C no se llega a distinguir en la curva esfuerzo-deformación una región de comportamiento plástico heterogéneo, durante el ensayo de tensión de la aleación de Mg-5Li aparece una curva con dientes de sierra. Esta aleación presenta unas bandas que corresponden a las bandas de Lüder, las cuales se muestran en la fotografía 4G. Estas bandas tienen su origen en la interacción de dislocaciones con átomos de soluto.

Posteriormente, se obtuvieron la tenacidad, la ductilidad, el esfuerzo a la cedencia y el esfuerzo de resistencia a la fractura en función del porcentaje atómico de litio, tal y como se puede en las figuras 4.12. De estas gráficas se nota que tres de ellas presentan el mismo tipo de comportamiento: tienen un máximo al llegar a 27.11% atómico de litio (10wt%).

Si se compara la figura 4.12C con la figura 4.9, se observa que ambas presentan el mismo tipo de comportamiento, motivo por el cual es posible esperar que algún tipo de relación exista entre estas dos propiedades. En la figura 4.13 se muestra la gráfica de RFS vs dureza, de la que se obtiene la siguiente relación

$$RFS = 2.5319HV + 1.94$$

en donde RFS (esfuerzo real a la fractura) está dado en MPa y HV (dureza Vickers) en Kp/mm^2 .

Si se considera la parte de la curva esfuerzo-deformación real que viene descrita por la ecuación de Hollomon, se puede calcular el coeficiente de endurecimiento por deformación. Como se mostró anteriormente, las aleaciones comerciales de Mg prácticamente carecen de región de deformación plástica, razón por la que no existen valores para el coeficiente de endurecimiento de Hollomon. De la tabla 4.7 y de las gráficas 4.11 se observa que en el sistema Mg-Li se induce deformación plástica a partir de la concentración de 1wt%, lo cual hace posible la aplicación de la ecuación de Hollomon a estas aleaciones. A partir de esto se obtienen los coeficientes que aparecen en la tabla 4.9.

La magnitud del coeficiente de endurecimiento por deformación corresponde a un valor promedio y refleja la habilidad del material a resistir mayor deformación, el cual está asociado con la movilidad de dislocaciones en la red cristalina. En la figura 4.14 se muestra la dependencia de este coeficiente en función de la cantidad de litio, el cual va disminuyendo ya que la movilidad de las dislocaciones va aumentando progresivamente al incrementar el contenido de litio, es decir, con el cambio de estructura cristalina del material.

La ductilidad del magnesio está relacionada por la presencia de un solo plano de deslizamiento, el cual corresponde al plano basal (0001). Se ha observado en otros metales HCP que cuando el cociente axial es menor que el valor ideal de $c/a=1.633$, otros planos de deslizamiento pueden operar. De esta forma, el titanio cuya relación axial es de 1.589, presenta deslizamiento en los planos prismáticos (1010)⁽²⁸⁾.

Entonces, el aumento en la ductilidad en las aleaciones Mg-Li proviene del hecho de que al introducir litio se produce reblandecimiento por deslizamiento de planos prismáticos⁽³²⁾.

{1010}<1120>, ya que aparecen mayores sistemas de deslizamiento, lo cual ha sido observado en monocristales de Mg-Li⁽⁶³⁾. Como se encontró anteriormente en la sección de rayos x, la adición de litio disminuye la relación c/a de la fase α del magnesio, haciendo que las aleaciones que se encuentran en la región ($\alpha+\beta$) presenten una relación axial similar a la que presenta el titanio, llegando a alcanzar los valores de 1.6074 y 1.5945 para las aleaciones de Mg-5Li y Mg-10Li respectivamente. De aquí que se espere que ocurra simultáneamente deslizamiento en planos prismáticos {1010}<1120> y en planos basales {0001}<1120> en estas aleaciones.

Probablemente estén actuando dos ó mas mecanismos de endurecimiento de solución simultáneamente, ya que la resistencia a la deformación plástica aumenta cuando las dislocaciones se fijan en su lugar original por medio de átomos de soluto que forman grupos o atmósferas alrededor de ellas, obstaculizándoles el camino y haciéndoles difícil que pasen de un plano de deslizamiento a otro (cross slip). Con lo cual se explica el comportamiento mostrado en la figura 4.12D. Por otra parte, en la sección de microdureza se encontró que para cargas superiores el coeficiente de endurecimiento por deformación disminuía, lo cual podía estar asociado con disociación de dislocaciones y/o con dislocaciones de tornillo que pasa de un plano de deslizamiento a otro. Se ha encontrado que en las aleaciones monocristalinas de Mg-10at%Li⁽⁶⁴⁾ deformadas, predominan las dislocaciones de tornillo y se produce deslizamiento cruzado. Por otro lado, cuando los átomos de soluto se han agrupado alrededor de una dislocación, esta queda fija ya que la energía elástica disminuye y se debe suministrar esta para que la dislocación pueda separarse⁽⁶³⁾. Sin embargo, un vez que se ha disociado la dislocación por medio de algún esfuerzo aplicado, ésta estará en posibilidad de moverse a menores esfuerzos, produciéndose los dientes de sierra en las curvas esfuerzo-deformación y las respectivas bandas de Lüder que se muestran en la fotografía 4G.

Es así como la interacción de los átomos de soluto disminuyen la energía de apilamiento de la red, los cuales al atrapar las dislocaciones hacen que éstas queden fijas, inhibiendo el deslizamiento cruzado hasta cierto grado de deformación, después

del cual empieza a presentarse el deslizamiento prismático. Así, el umbral de deformación depende de la cantidad de litio presente, y por consiguiente el efecto del litio es el de disminuir el esfuerzo de Peierls. Entonces, de lo expuesto anteriormente y de los resultados aquí mostrados resulta ser poco adecuada la selección de aleaciones Mg-Li en la región β como se ha llevado a cabo recientemente^(41,42), pues no corresponde a las mejores propiedades mecánicas que se encuentran presentes en el sistema.

4.7 Corrosión

De lo expuesto anteriormente, el problema de la ductilidad queda resuelto al alear al Mg con Li, pero surge el problema de ver cuales de estas aleaciones presentan la menor velocidad de corrosión. Por otra parte, en lo que respecta al sistema Mg-Y y Mg-Ce se debe hacer lo mismo. Se selecciono una solución salina por ser el medio corrosivo más generalmente encontrado por los materiales en sus aplicaciones cotidianas, y por consiguiente, un buen criterio para seleccionar que aleacion o aleaciones tienen futuro.

En la tabla 4.10 aparecen los resultados obtenidos en las pruebas realizadas a cada uno de los materiales desarrollados. Se seleccionaron tiempos cortos de permanencia en la solución salina para poder discernir diferencias entre estas, debido principalmente a las altas velocidades de corrosión que presentan las aleaciones Mg-5Ce y Mg-10Y.

En las gráficas 4.15A y B se muestra como varían las velocidades de corrosión en función del tiempo, observándose que para el intervalo de tiempo seleccionado, éstas varían linealmente.

En la figura 4.16 se grafica la velocidad de corrosión en función de la cantidad de litio a un tiempo dado de permanencia en la solución salina, observándose el hecho de que la aleación Mg-10Li a pesar del alto contenido de Li, ésta presenta una velocidad de corrosión ligeramente superior a la de magnesio, lo cual es sorprendente, ya que esta aleación no solo presenta las mejores propiedades mecánicas, sino también la menor velocidad de corrosión.

En lo que respecta a las aleaciones con Ce y con Y, como se puede

apreciar en la figura 4.15A, ambas velocidades de corrosión varían linealmente, siendo la del cerio considerablemente mayor a la del itrio.

El hecho de que la velocidad de corrosión no sea constante, es probablemente una consecuencia del tiempo empleado en su determinación, ya que este no es suficiente para que se forme una capa uniforme de producto de corrosión. Este tipo de comportamiento ha sido observado en otros sistemas de Mg al determinarse la velocidad de corrosión en intervalos de tiempo cortos⁽⁶⁷⁾.

El hecho de que de los elementos cerio e itrio, sea este último el que presenta una menor velocidad de corrosión al alearse con el magnesio, debe ser una consecuencia de que el potencial electroquímico del compuesto intermetálico $Mg_{24}Y_5$ ⁽⁶⁶⁾ debe de tener un valor más aproximado al del magnesio que el del compuesto de cerio. Aún cuando las velocidades de corrosión de las aleaciones son altas, estas tienen valores semejantes al de otras aleaciones de Mg, como por ejemplo la ZE41-T5 y la EZ33-T5 que presentan velocidades de corrosión de 400 a 600 mpy^(68,69), mientras que la aleación AZ91-T6 presenta velocidades de corrosión de 700 a 1200 mpy^(68,49), al ser expuestas en medios iguales a los empleados en este trabajo. Con esto se establece que las aleaciones de Li, y sobre todo la aleación Mg-10Li es la que presenta la mayor posibilidad de desarrollo a futuro.

V. CONCLUSIONES

De acuerdo a los resultados obtenidos en el presente trabajo, se encontró en la fase α del magnesio, que los dos ejes cristalográficos a y c de la estructura HCP, disminuyen conforme el contenido de litio aumenta. Se observa que el parámetro de red c disminuye más rápidamente que a al aumentar el contenido de litio en la aleación. El valor de c/a disminuye de 1.6236 para el magnesio puro, hasta el valor 1.5945 para el contenido de litio que produce la aleación que se encuentra en la frontera de las regiones $(\alpha+\beta)/\beta$. Además, de acuerdo a los resultados del presente trabajo, el itrio induce disminuciones en la relación axial c/a, con lo que se mejora la ductilidad de las aleaciones.

Por otra parte, se encuentra que en el sistema Mg-Li las aleaciones con contenidos de 1,5 y 10 wt% en litio, presentan dos coeficientes de endurecimiento por deformación al emplear la ecuación de Meyer. Así, el valor promedio de estos concuerda con el valor calculado al aplicar la ecuación de Hollomon a los datos obtenidos en los ensayos de tensión. En todos estos casos, el primer coeficiente es mayor que el segundo. Esto se debe a la interacción entre dislocaciones y átomos de soluto, restringiendo el movimiento de estas, por lo que aumenta el valor del esfuerzo a la cedencia en las aleaciones. A cargas superiores, dado que se ha disminuido el potencial de Peierls, aumentando el número de sistemas de deslizamiento, las dislocaciones pueden evitar obstáculos y/o interacciones, de ahí que el segundo coeficiente sea menor.

De aquí que se establezca que la ductilidad se mejora al disminuir la relación c/a ya que se disminuye el esfuerzo de Peierls-Nabarro. Esto permite que también los planos prismáticos operen durante la deformación. Los átomos de litio no son capaces de restringir el movimiento de las dislocaciones a partir de un valor umbral de deformación, por lo que se requiere de dispersoides efectivos, y de acuerdo al coeficiente de endurecimiento por deformación obtenido para el itrio, este elemento lo presenta.

Por lo tanto en el caso del sistema Mg-Li, la interacción de los

Átomos de soluto disminuyen la relación axial y la energía de apilamiento de la red, los cuales al atrapar dislocaciones inhiben el deslizamiento cruzado hasta cierto grado de deformación. Posteriormente se empieza a presentar el deslizamiento en planos prismáticos, con lo cual se mejora considerablemente la ductilidad. El máximo valor de ductilidad se presenta en la aleación Mg-10Li. Por otro lado, el elemento que presenta las mejores características de dispersión es el itrio, ya que a parte de disminuir la relación axial, presenta un coeficiente de endurecimiento por deformación mayor que el del cerio. Finalmente, en lo que se refiere a su comportamiento en medios corrosivos, se observa que son estos mismos sistemas los que presentan las características más prometedoras para su empleo posterior. Entonces, de aquí que la composición en el sistema Mg-Li que se ha supuesto en la literatura como la más adecuada, por presentar solamente la fase cúbica, no solamente presenta propiedades mecánicas inferiores a las obtenidas en la región ($\alpha+\beta$), sino que además, es la que presenta la peor resistencia a la corrosión.

TABLA 2.1

Composición Nominal y Propiedades Mecánicas de Algunas Aleaciones Comerciales de Magnesio (48)

Designación ASTM	Composición Nominal (% en peso)	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elong (%)
AZ69-F	6Al, 9Zn, 0. 3Mn	75	180	4
AZ69-T6	"	110	230	9
AZ81-F	8Al, 0. 5Zn, 0. 3Mn	80	140	3
AZ81-T4	"	80	220	5
AZ91-F	9. 5Al, 0. 5Zn, 0. 3Mn	95	135	2
AZ91-T4	"	80	230	4
AZ91-T6	"	120	200	3
AZ91-H24	9Al, 1Zn (LAMINADO)	130	220	15
ZK51-T5	4. 5Zn, 0. 75Zr	140	235	5
ZK61-T5	6Zn, 0. 7Zr	175	275	5
ZE41-T5	4. 2Zn, 1. 3MM, 0. 7Zr	135	180	2
ZC69-T6	6Zn, 3Cu, 0. 5Mn	145	240	8
EZ99-T5	2. 7Zn, 3. 2MM, 0. 7Zr	95	140	9
HK91-T6	3. 2Th, 0. 7Zr	90	185	4
HZ92-T5	3. 2Th, 2. 2Zn, 0. 7Zr	90	185	4
QE22-T6	2. 5Ag, 2. 5Nd, 0. 7Zr	185	240	2
QH21-F	2. 5Ag, 1Th, 1Nd, 0. 7Zr	185	240	2
WE54-T6	5. 2Y, 3. 5Nd, 0. 4Zr	200	285	2

en donde MM= misch metal (49%Ce, 26%La, 19%Nd, 6%Pr)
 El código para designar a las aleaciones de magnesio y sus tratamientos térmicos, se presenta en el apéndice A.

TABLA 2.1		
Valores Experimentales de Presión de Vapor para el Magnesio y el Litio ⁴⁴		
Presión (mm de Hg)	Temperatura (°C)	
	Magnesio	Litio
10 ⁻²	443	486
10 ⁻¹	515	592
1	621	723
10	743	881
40	838	1003
100	909	1097
400	1034	1273
760	1107	1372
1520	1190	1420
3800	1390	1518

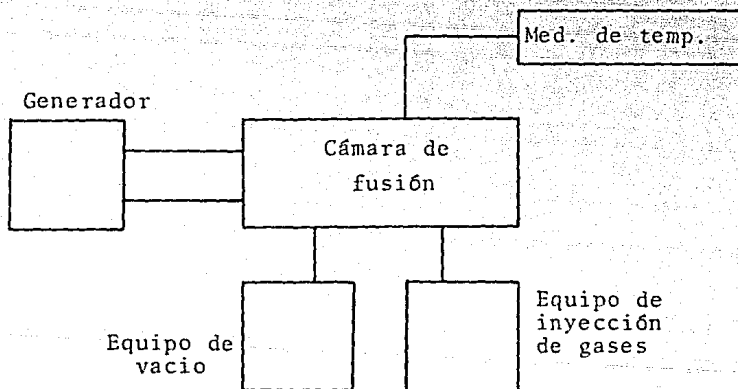


Figura 3.1 Representación esquemática del equipo empleado en la fabricación de las aleaciones de magnesio

TABLA 4.1

**Análisis Típico del Magnesio y Litio
Empleados en Aleaciones**

<p>Magnesio</p> <p>Mg 99.95%</p> <p>Ni+Fe+Cu 0.005%</p> <p>Si 0.01%</p> <p>Ca 0.002%</p> <p>Na, K aprox. 10ppm</p>	<p>Litio</p> <p>Li 99.9%</p> <p>Na 0.003%</p> <p>K 0.009%</p>
<p>Cerio</p> <p>Ce 99.9%</p>	<p>Itrio</p> <p>Y 99.9%</p>

TABLA 4.2

Análisis de la Composición Química de las Aleaciones

Composición Nominal (% en peso)	Composición Real (% en peso)
Mg-1Li	Mg-0.95Li
Mg-5Li	Mg-4.85Li
Mg-10Li	Mg-9.6 Li
Mg-15Li	Mg-13.8Li
Mg-5Co	Mg-4.9 Co
Mg-10Y	Mg-7.6 Y

TABLA 4.3

Composición Química de los Reactivos Empleados para Revelar Estructuras en las Aleaciones de Magnesio

Reactivo	Composición Química	Aleación
A	8 ml ácido nítrico 20 ml ácido acético 55 ml etilenglicol 22 ml agua	Mg-1Li Mg-5Li
B	2 g ácido oxálico 10 ml ácido fosfórico 65 ml etilenglicol 125 ml agua	Mg-10Li Mg-15Li
C	5 ml ácido fosfórico 50 ml agua oxigenada(20X) 30 ml etilenglicol 65 ml agua	Mg-5Ce Mg-10y

TABLA 4.4

Parámetros de Red Obtenidos a Partir de los Patrones de Difracción de las Aleaciones

% en peso de Litio	% Atómico de Litio	Parámetros de Red (Å)		relación c/a
		Fase α	Fase β	
0.95	9.25	a= 9.2071 c= 5.2002		1.6214
4.85	15.14	a= 9.1967 c= 5.1986		1.6074
9.60	27.11	a= 9.1951 c= 5.0948	a= 9.5201	1.5945
13.80	35.92		a= 9.5109	

% en peso de cerio	% Atómico de cerio	Parámetros de Red (Å)		relación c/a
		Fase α	Mg ₁₂ Ce	
4.9	0.77	a= 9.2101 c= 5.2121	a=10.19 c= 5.69	1.6296

% en peso de litio	% Atómico de litio	Parámetros de Red (Å)		relación c/a
		Fase α	Mg ₂₄ Y	
7.6	2.19	a= 9.2118 c= 5.2117	a=11.249	1.6226

TABLA 4.5

Densidades obtenidas en las Aleaciones de Magnesio

Material	Densidad (g/cm ³)
Mg	1.73
Mg-1 Li	1.70
Mg-10Li	1.49
Mg-15Li	1.40
Mg-5 Co	1.96
Mg-10Y	2.02

TABLA 4.6

Datos Obtenidos a Partir de la Ecuación de Meyer y las Gráficas de Carga Aplicada vs Longitud de la Identación

Material	K(Kg/m ²)	n'
Mg	9.88	2.44
Mg-1 Li	8.57	2.96
Mg-5 Li	27.15	2.29
Mg-10Li	40.89	2.11
Mg-15Li	29.80	1.92
Mg-5 Ce	10.47	2.08
Mg-10Y	10.79	2.90

TABLA 4.7

Propiedades Mecánicas Obtenidas a Partir de los Ensayos de Tensión Realizadas en las Aleaciones Fabricadas

Aleación	E(GPa)	YS(MPa)	UTS(MPa)	RFS(MPa)	Elg(%)	RdA(%)
Mg	46.6	48.1	96.0	96.0	4.4	1.0
Mg-1 Li	49.1	56.8	194.2	194.2	12.8	9.7
Mg-5 Li	53.4	67.2	145.1	145.1	19.2	8.7
Mg-10Li	46.9	77.8	111.5	167.4	96.8	50.2
Mg-15Li	41.3	94.5	100.9	107.1	21.2	90.3
Mg-5 Ce	32.5	37.5	82.5	82.5	4.6	9.0
Mg-10 Y	51.1	67.2	107.5	107.5	4.7	9.2

E módulo de elasticidad

YS esfuerzo a la cedencia

UTS esfuerzo último a la tensión

RFS esfuerzo de resistencia a la fractura

Elg elongación

RdA reducción de área

TABLA 4.8

Coefficientes de Endurecimiento por Deformación para las Aleaciones Fabricadas

Material	Coefficiente de Endurecimiento
Mg *	0.71
Mg-1 Li	0.66
Mg-5 Li	0.33
Mg-10Li	0.12
Mg-15Li	0.08
Mg-10Y	0.59

* valor inferido a partir de la gráfica 4.12

TABLA 4.9

Velocidad de Corrosión Calculada a Partir de la Pérdida de Masa de las Aleaciones al Exponerlas a una Solución Salina a Temperatura Ambiente

Aleación	Tiempo(h)	Vel. de Corr. (mpy)
Mg	2	258.12
Mg	3	374.48
Mg	4	504.41
Mg-1 Li	2	596.06
Mg-1 Li	3	805.40
Mg-1 Li	4	1080.10
Mg-5 Li	2	598.52
Mg-5 Li	3	915.74
Mg-5 Li	4	1180.38
Mg-10Li	2	445.24
Mg-10Li	3	652.87
Mg-10Li	4	979.77
Mg-15Li	2	515.92
Mg-15Li	3	767.18
Mg-15Li	4	1006.90
Mg-10Y	2	759.11
Mg-10Y	3	1105.92
Mg-10Y	4	1480.44
Mg-5 Ce	2	1085.52
Mg-5 Ce	3	1580.60
Mg-5 Ce	4	2110.02

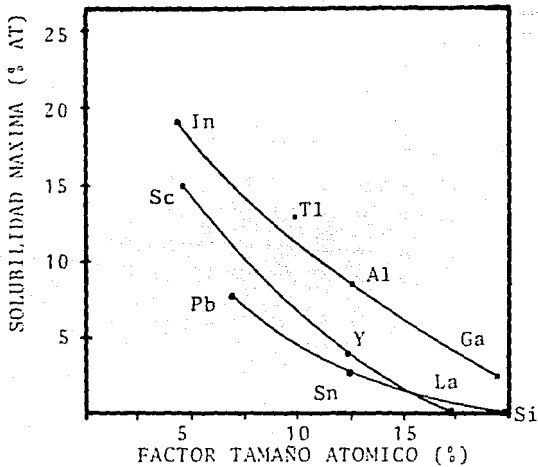


FIGURA 1.1 Representación de la variación de la solubilidad de los elementos en el magnesio en función del factor tamaño atómico.

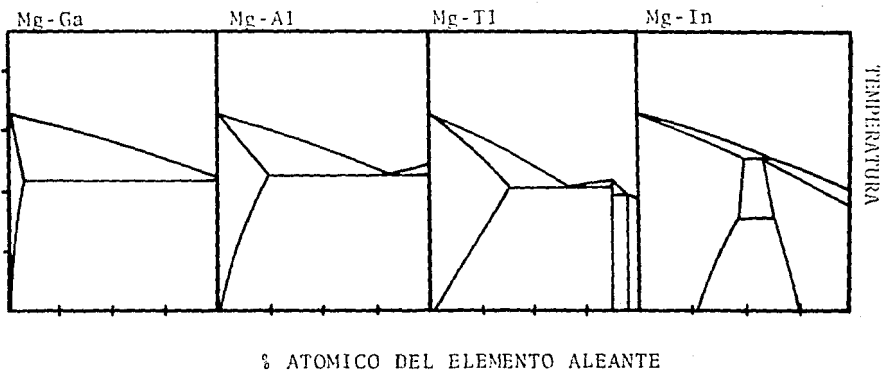


FIGURA 1.2 Representación de la influencia del factor tamaño atómico en las curvas solidus y liquidus.

T E M P E R A T U R A

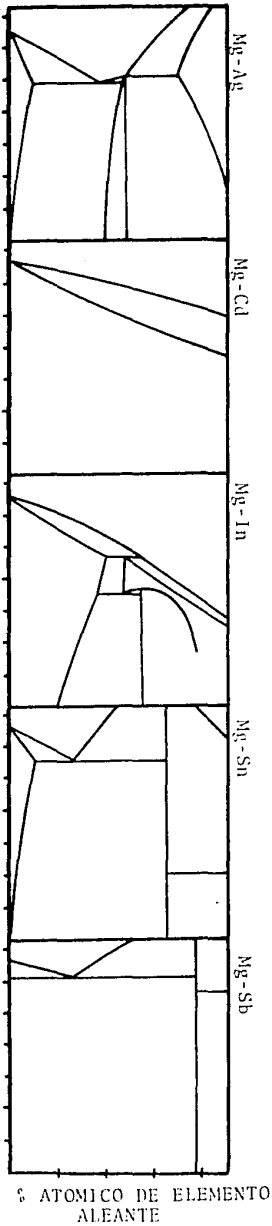


FIGURA 1.3 Representación de la influencia de la valencia de los elementos en la solubilidad.

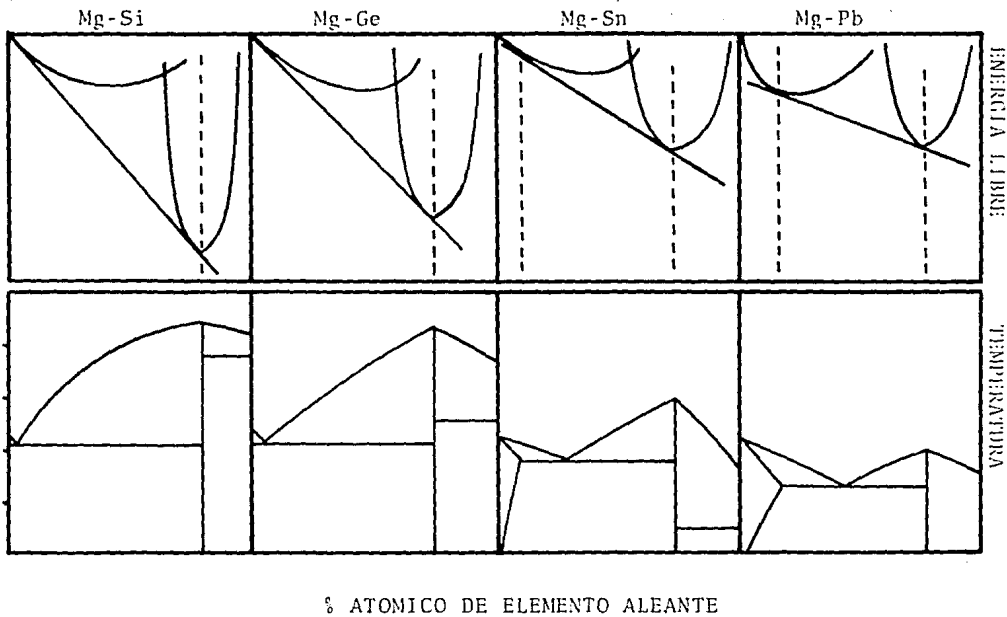


FIGURA 1.4 Representación de la influencia de la estabilidad del compuesto en la solubilidad.

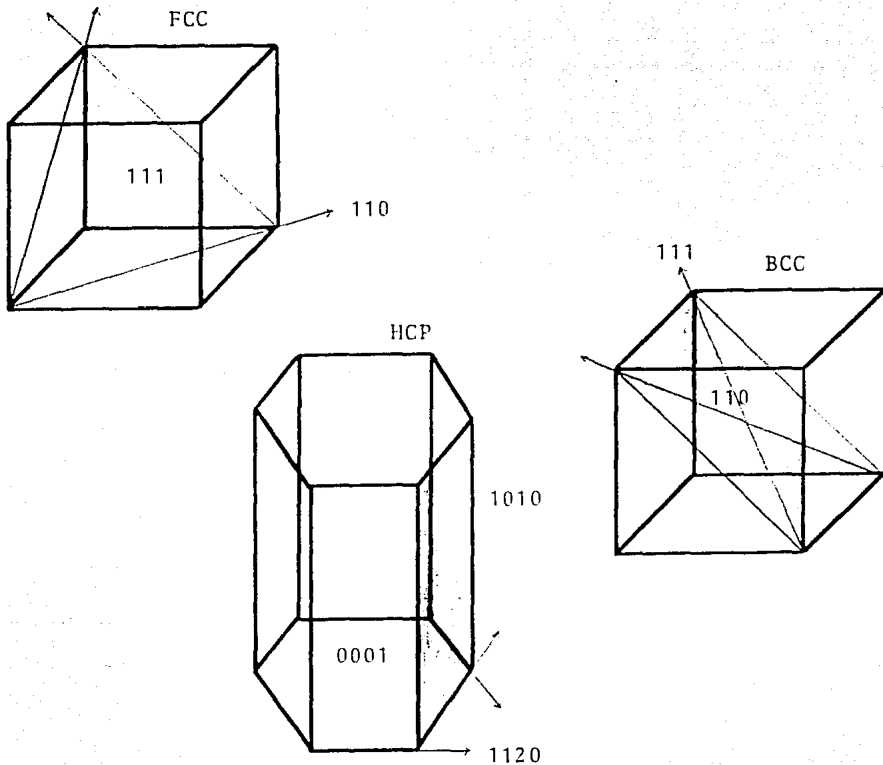


FIGURA 1.5 Planos de deslizamiento en diferentes estructuras cristalográficas.

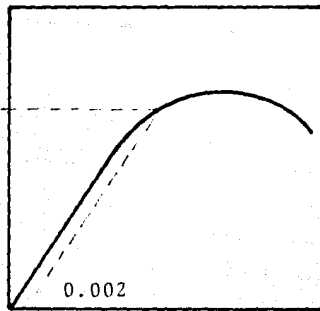


FIGURA 2.1 Curva general de Esfuerzo

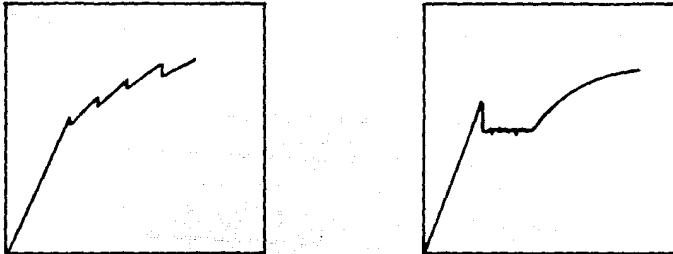


FIGURA 2.2 Curvas de deformación plástica heterogénea

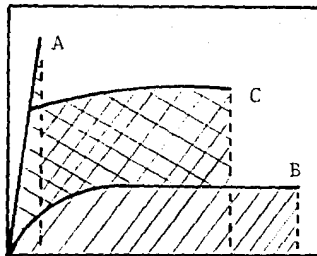


FIGURA 2.5 Curvas de esfuerzo-deformación para diferentes tenacidades.

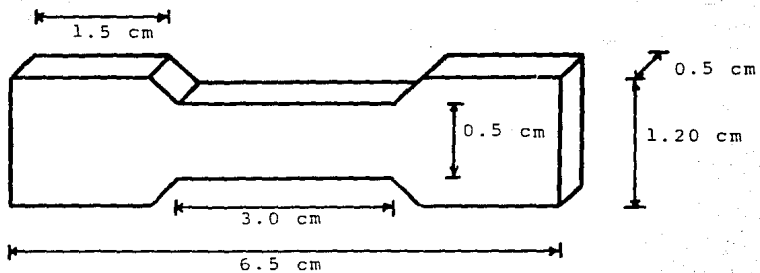


FIGURA 3.2 Dimensiones de las probetas empleadas en los ensayos de tensión.

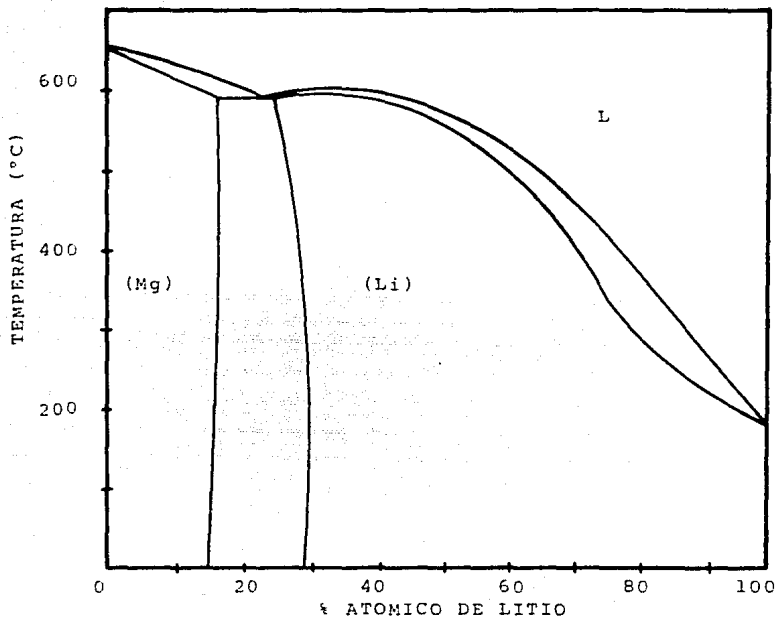


FIGURA 4.1 Diagrama de fases del sistema Mg-Li.

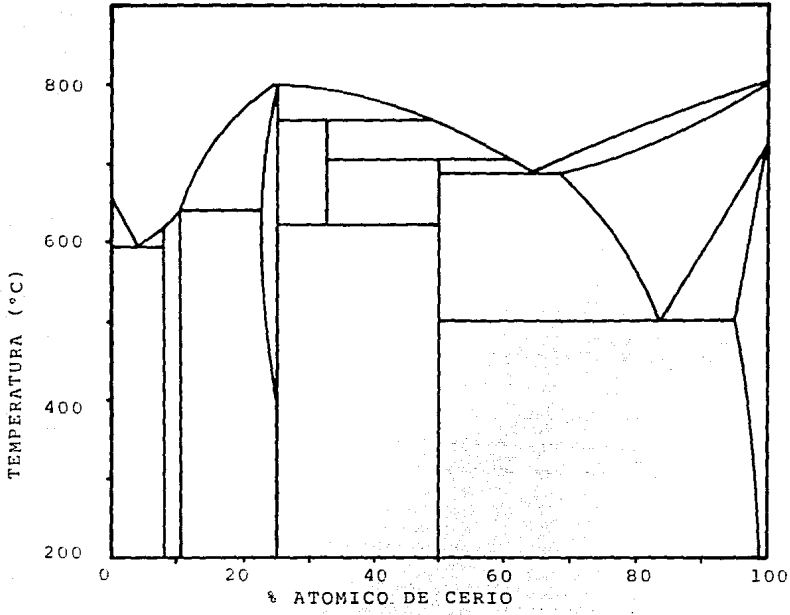


FIGURA 4.2 Diagrama de fases del sistema Mg-Ce.

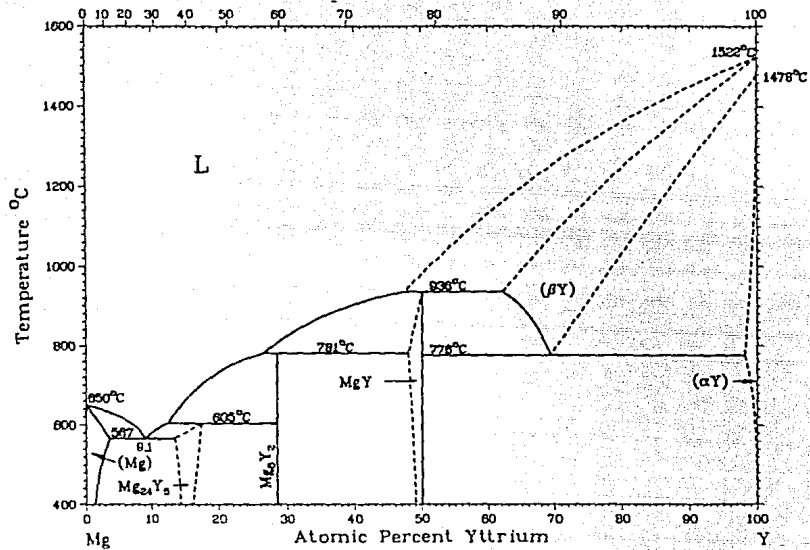


FIGURA 4.3 Diagrama de fases del sistema Mg-Y

1.480

1.460

1.440

1.420

1.400

1.380

1.360

1.340

1.320

1.300

1.280

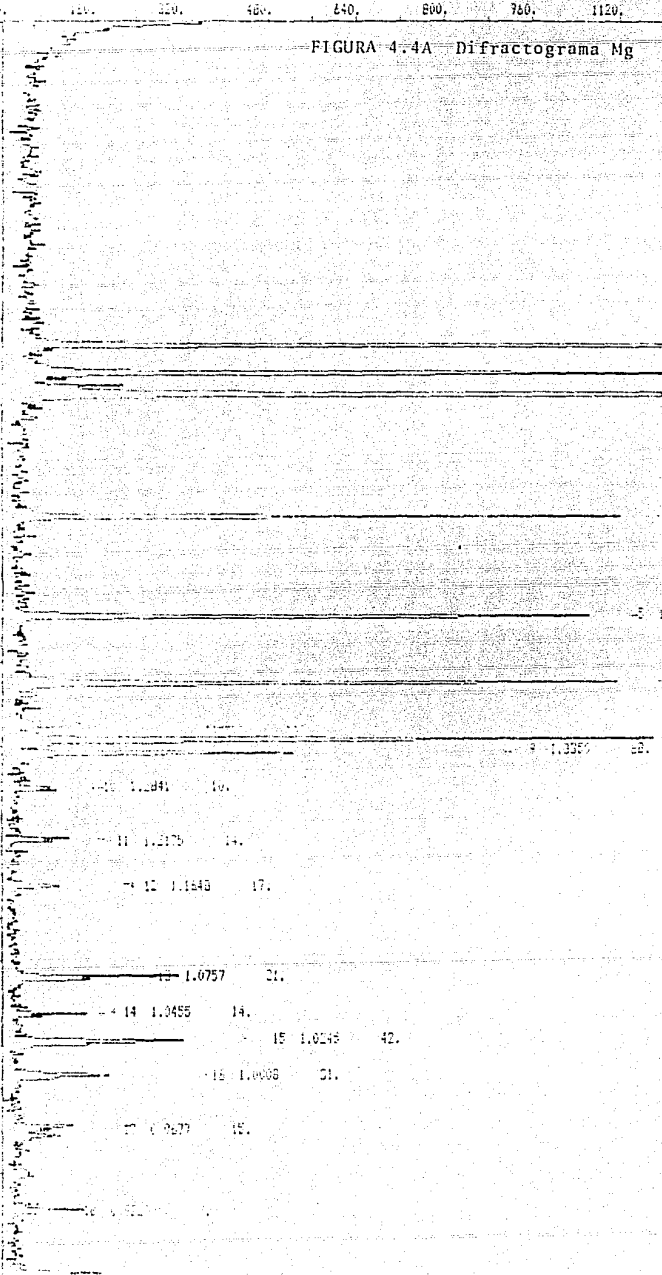
1.260

1.240

1.220

1.200

1.180



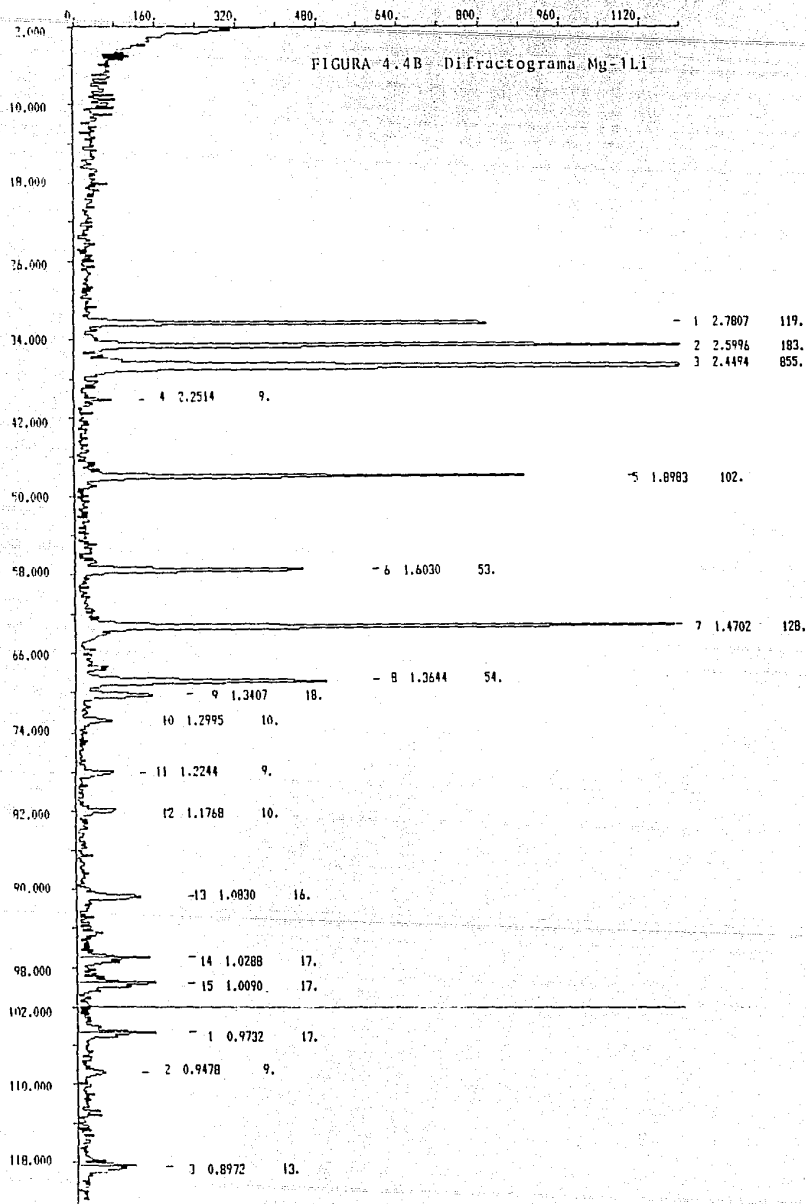


FIGURA 4.4C. Difractograma Mg-5Li

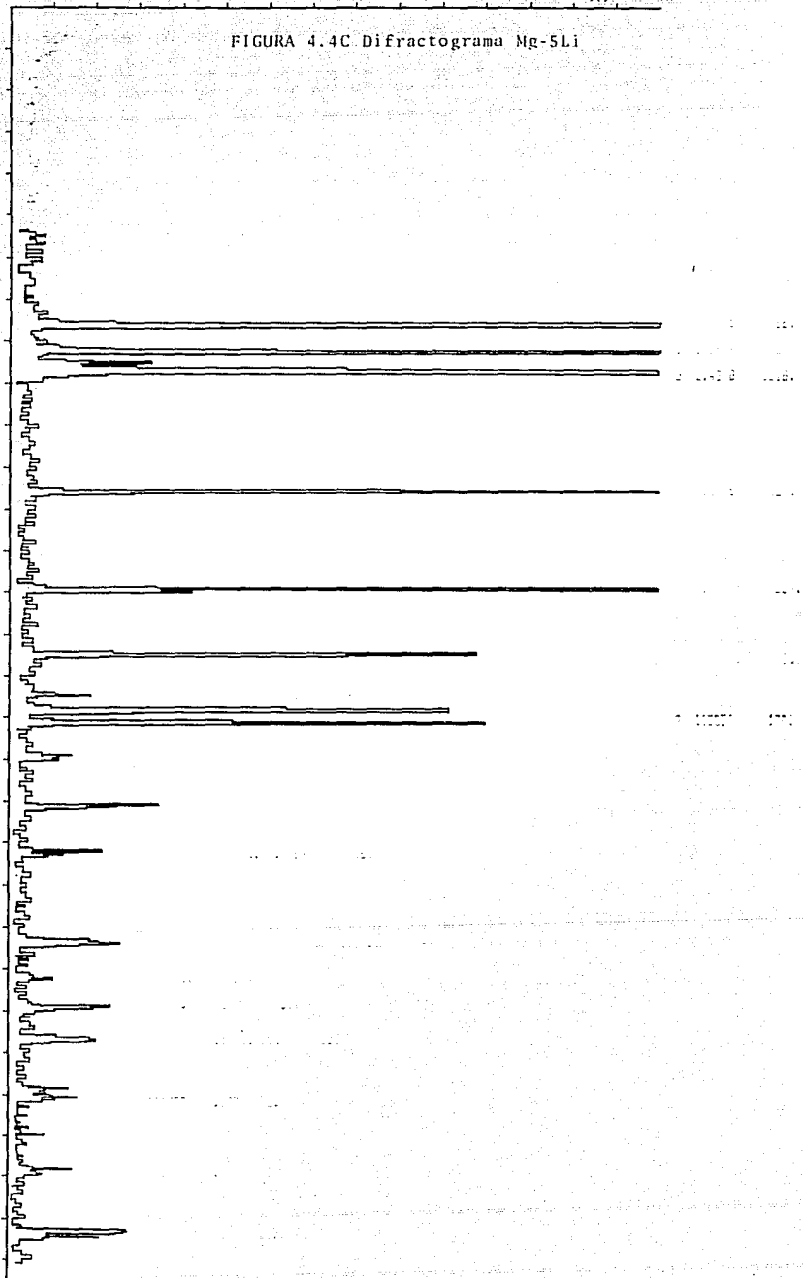


FIGURA 4.4D Difractograma Mg-10Li

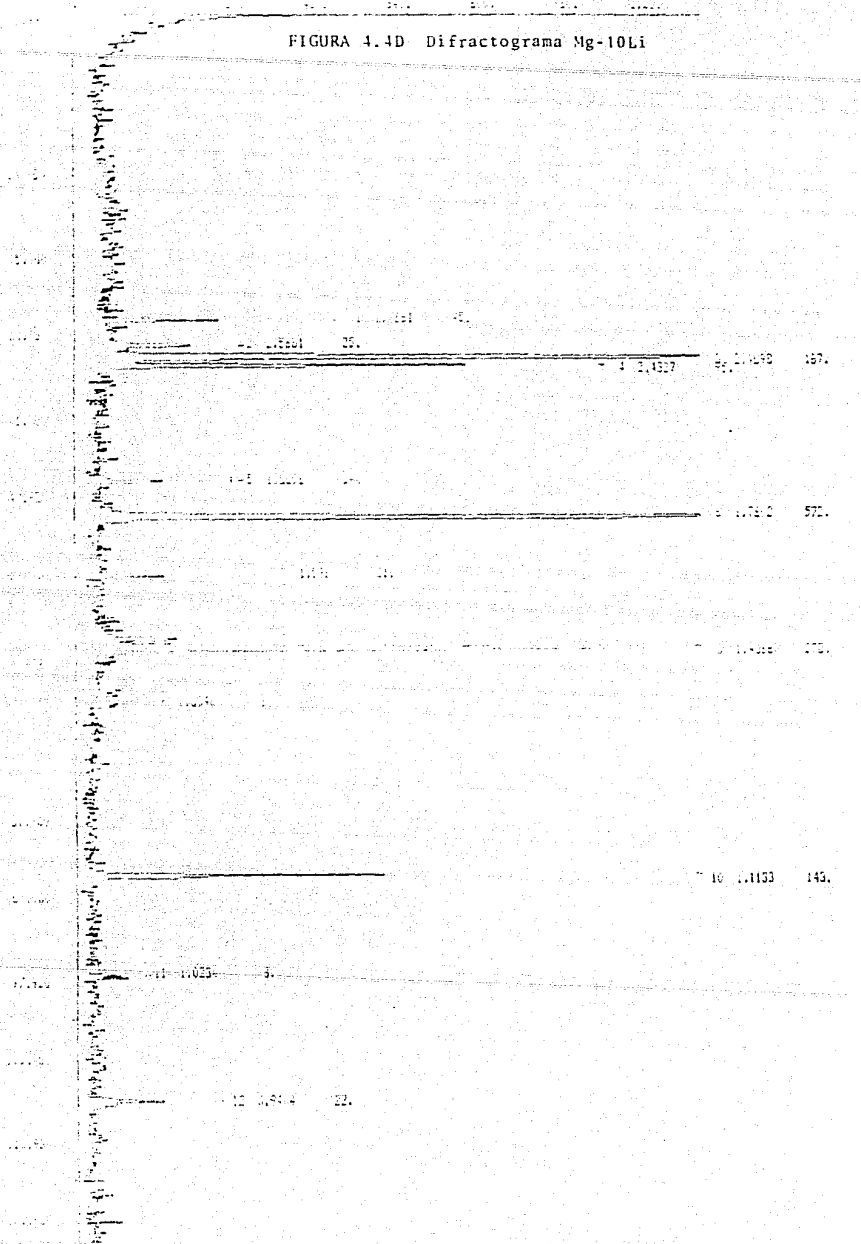
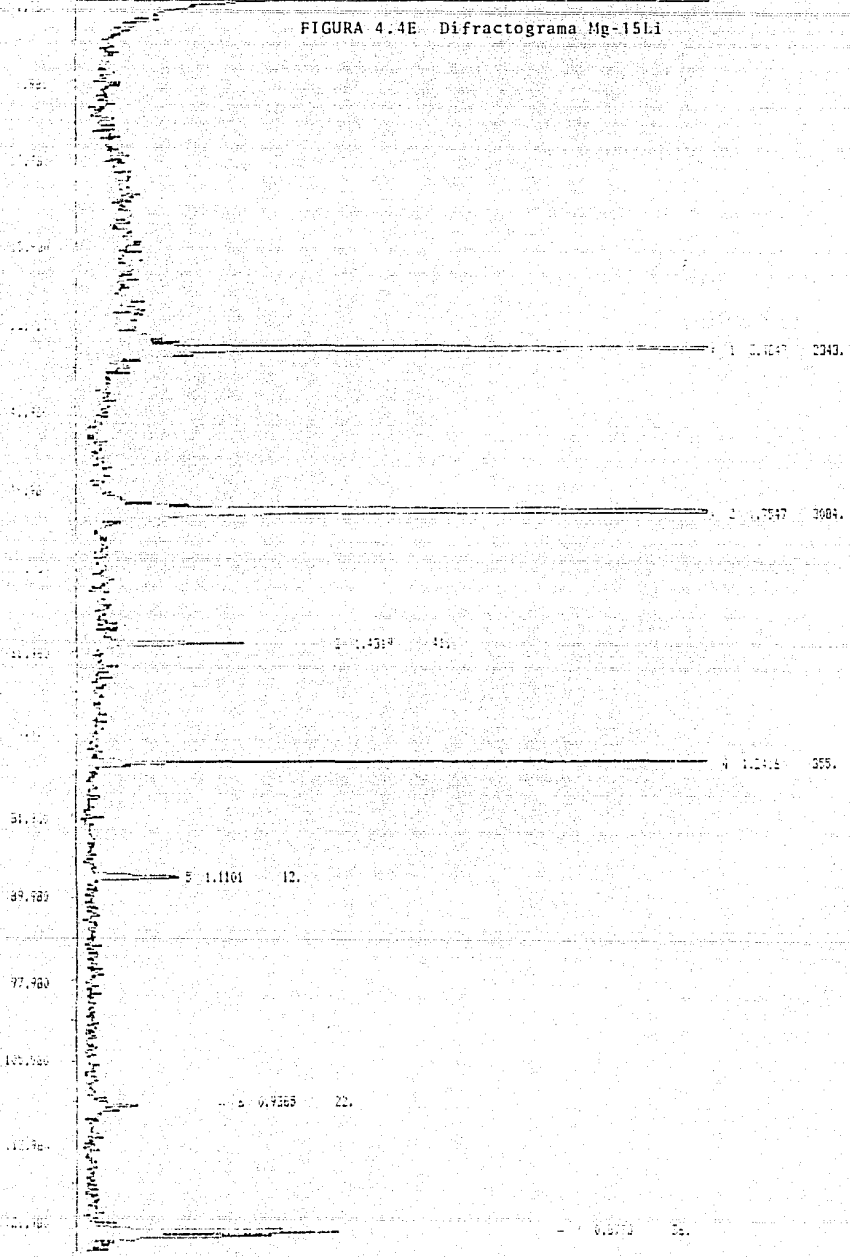


FIGURA 4.4E Difractograma Mg-15Li



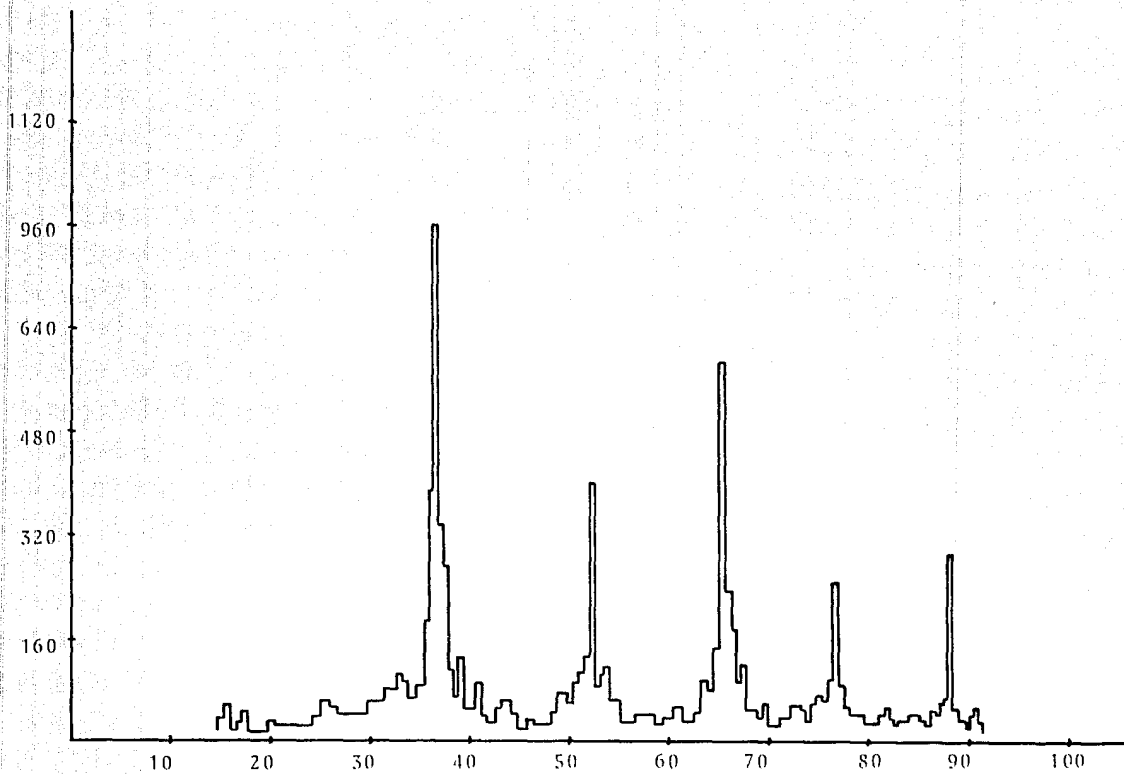
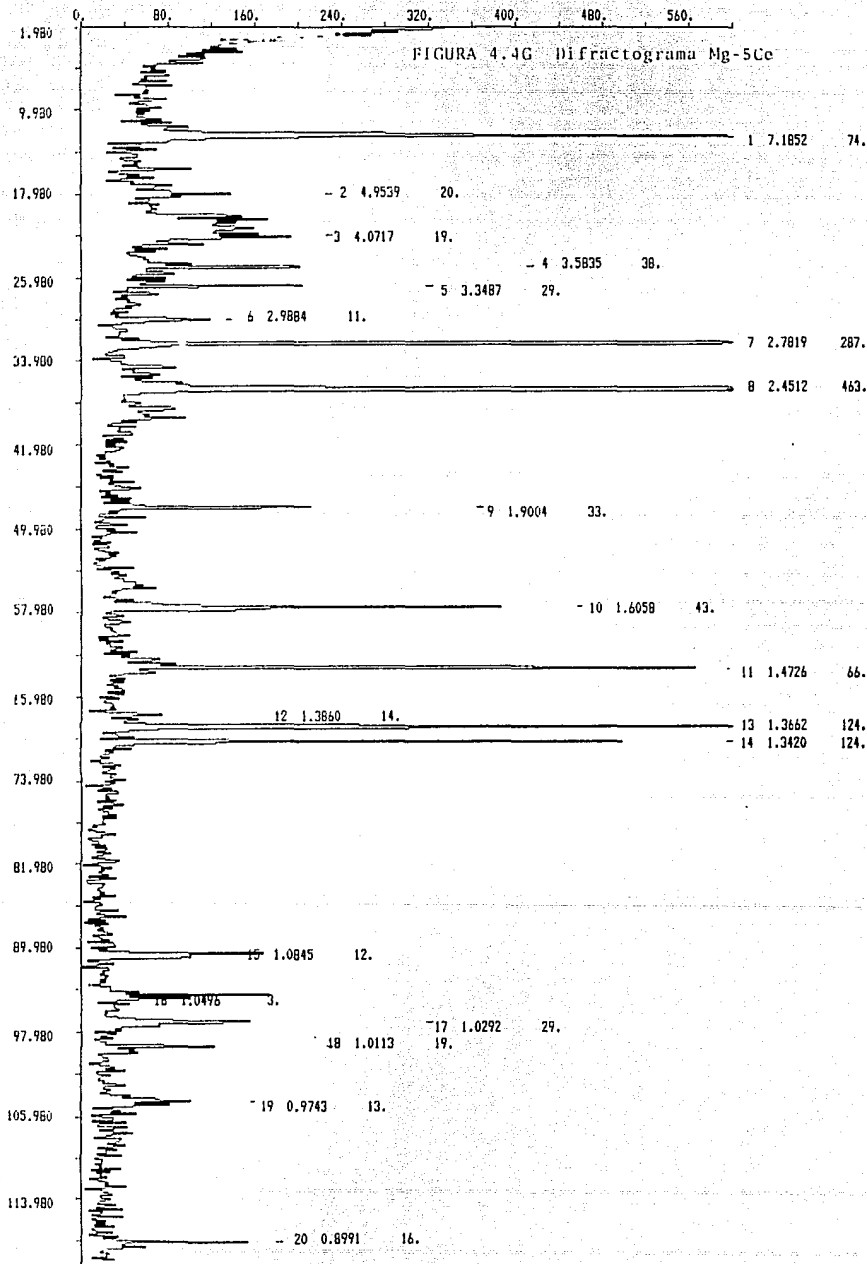
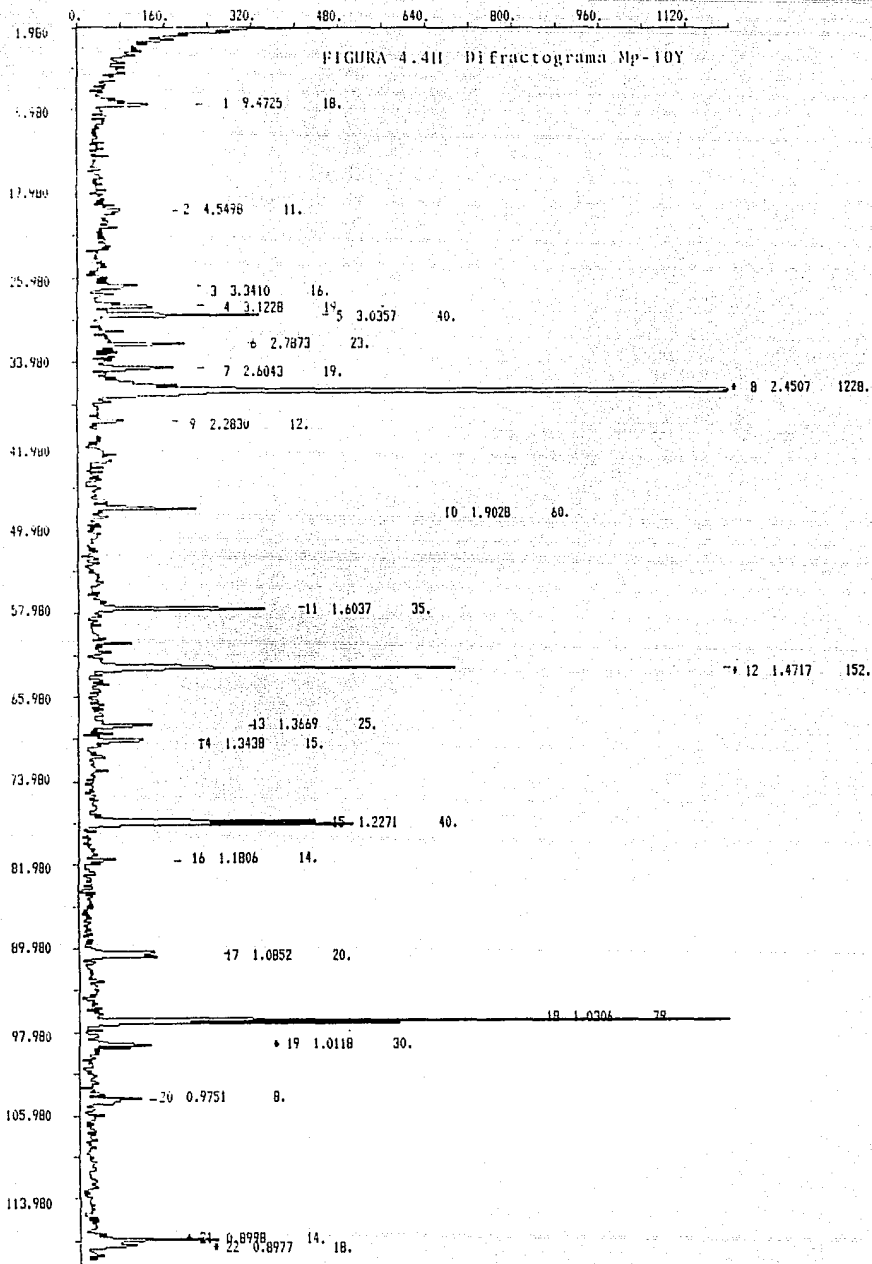


FIGURA 4.4F Difractograma del Litio.





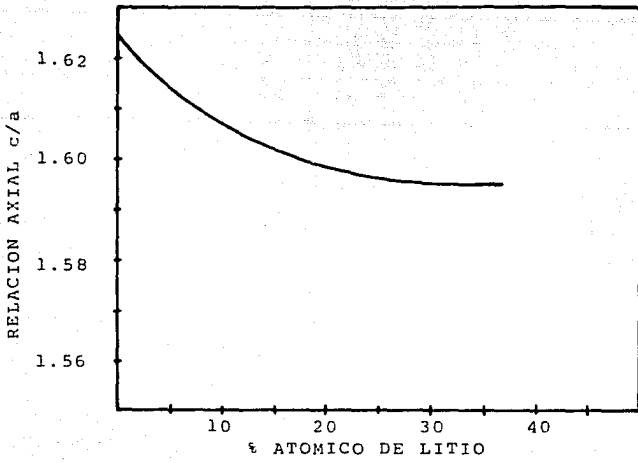


FIGURA 4.5 Variación de la relación axial de la estructura hexagonal al variar el contenido de litio en la aleación.

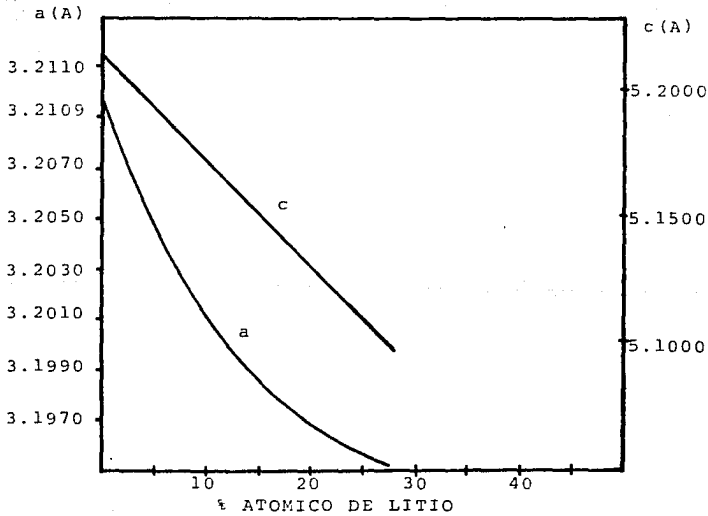


FIGURA 4.6 Variación de los parámetros de red de la estructura hexagonal, al variar el contenido de litio en la aleación.

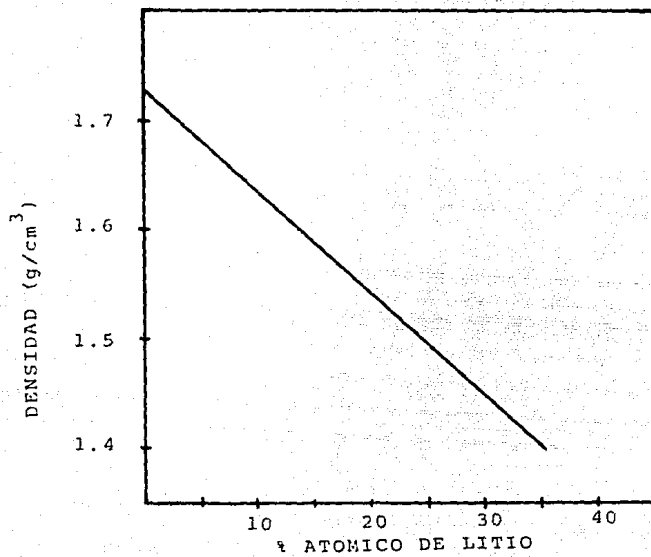


FIGURA 4.7 Variación de la densidad de las aleaciones al variar el contenido de litio.

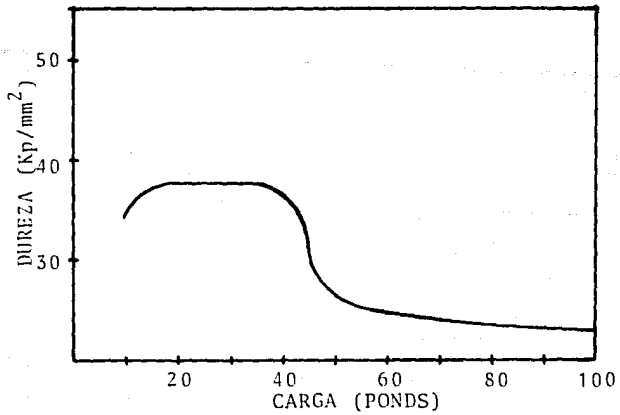


FIGURA 4.8A Curva de dureza vs carga para el magnesio puro.

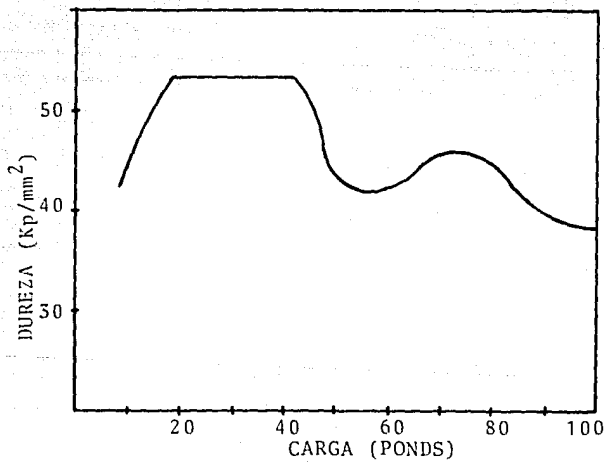


FIGURA 4.8B Curva de dureza vs carga para la aleación Mg-1Li.

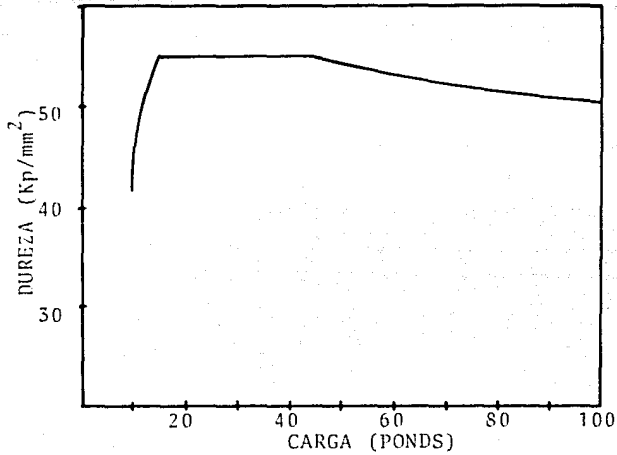


FIGURA 4.8C Curva de dureza vs carga para la aleación Mg-5Li.

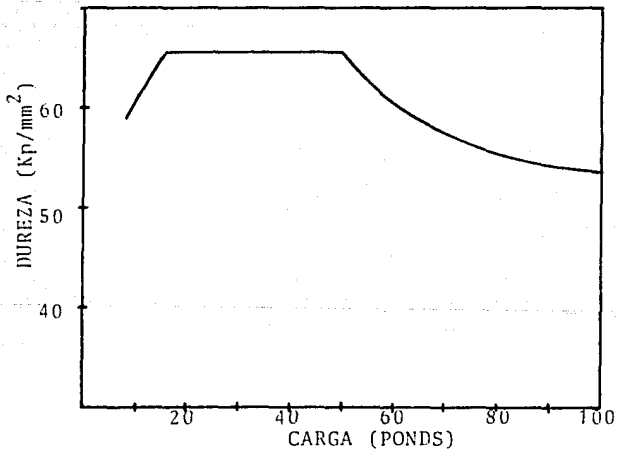


FIGURA 4.8D Curva de dureza vs carga para la aleación Mg-10Li.

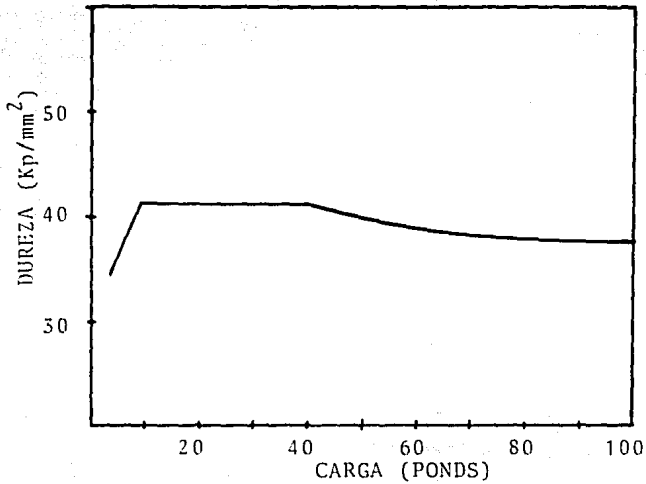


FIGURA 4.8E Curva de dureza vs carga para la aleación Mg-15Li.

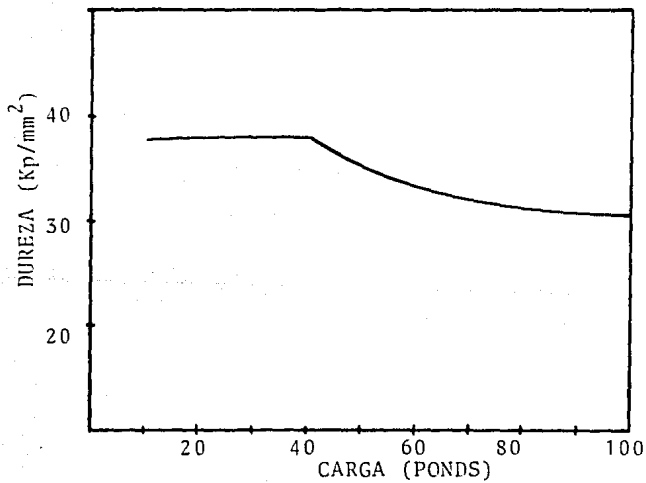


FIGURA 4.8F Curva de dureza vs carga para la aleación Mg-5Ce.

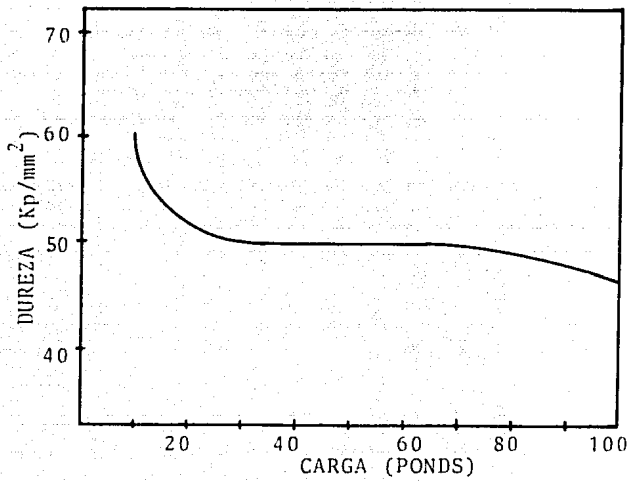


FIGURA 4.8G Curva de dureza vs carga para la aleación Mg-10Y.

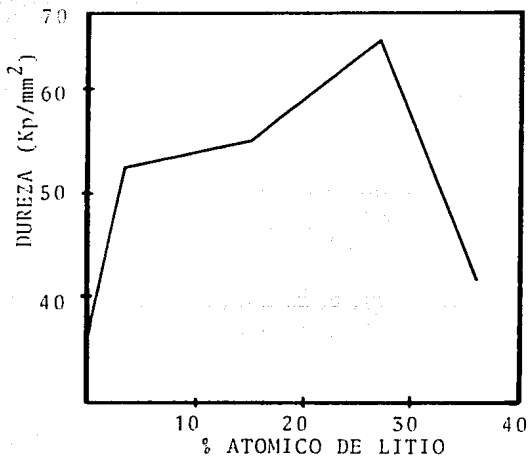


FIGURA 4.9 Relación entre la dureza y el contenido de litio en la aleación.

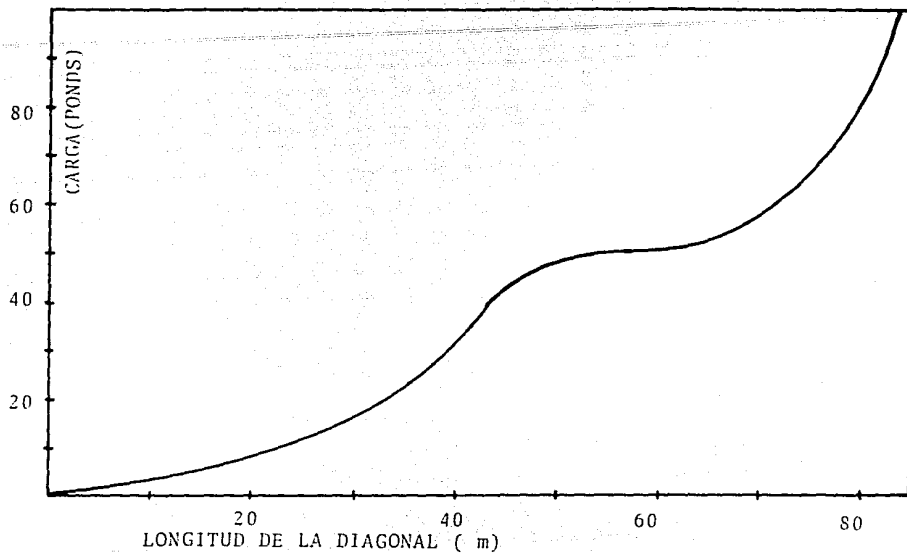


FIGURA 4.10A Curva de Meyer para el magnesio puro.

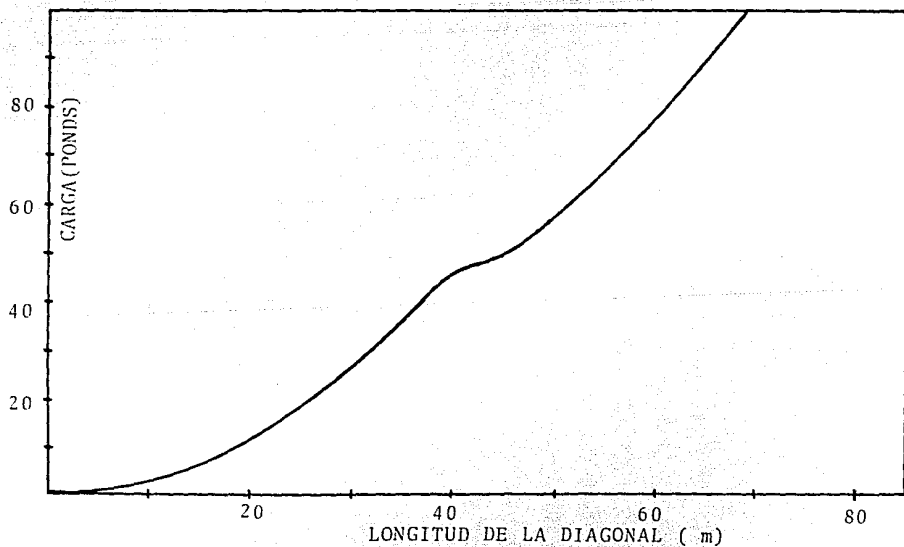


FIGURA 4.10B Curva de Meyer para la aleación Mg-1Li.

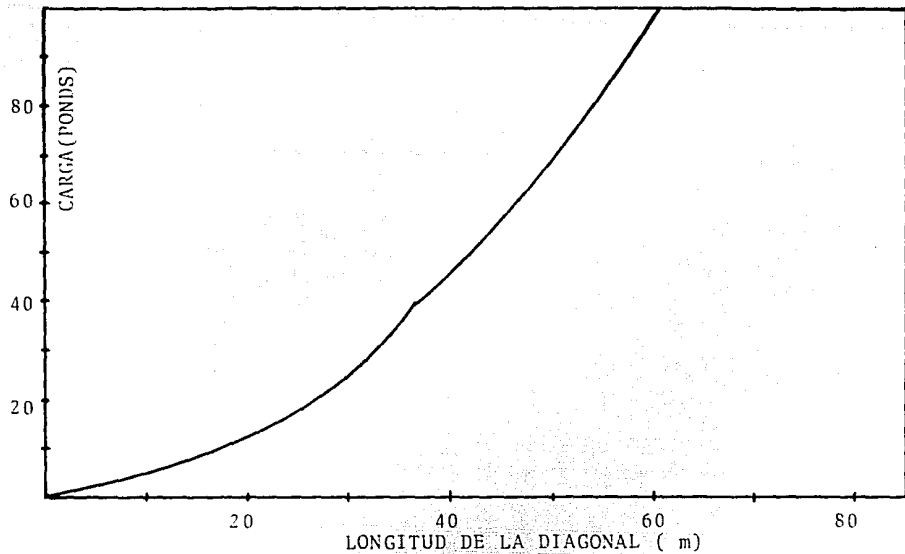


FIGURA 4.10C Curva de Meyer para la aleación Mg-5Li.

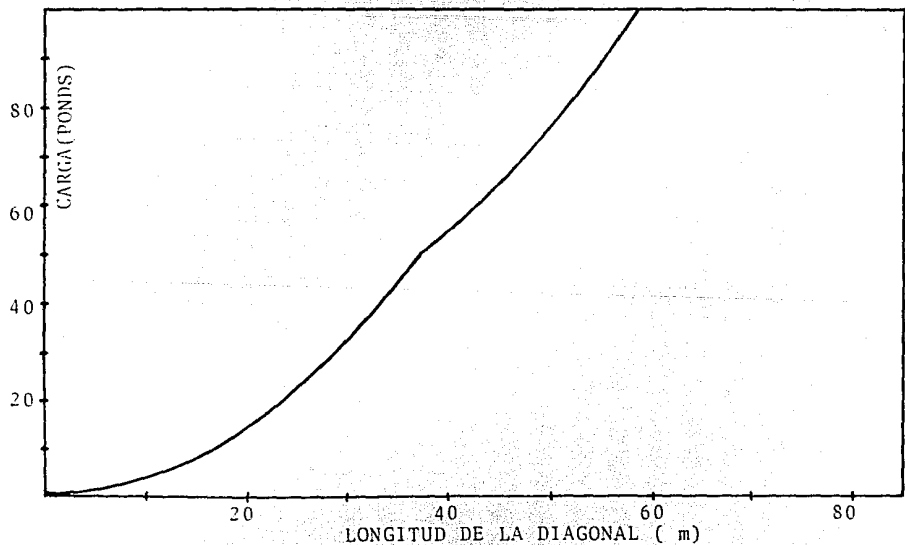


FIGURA 4.10D Curva de Meyer para la aleación Mg-10Li.

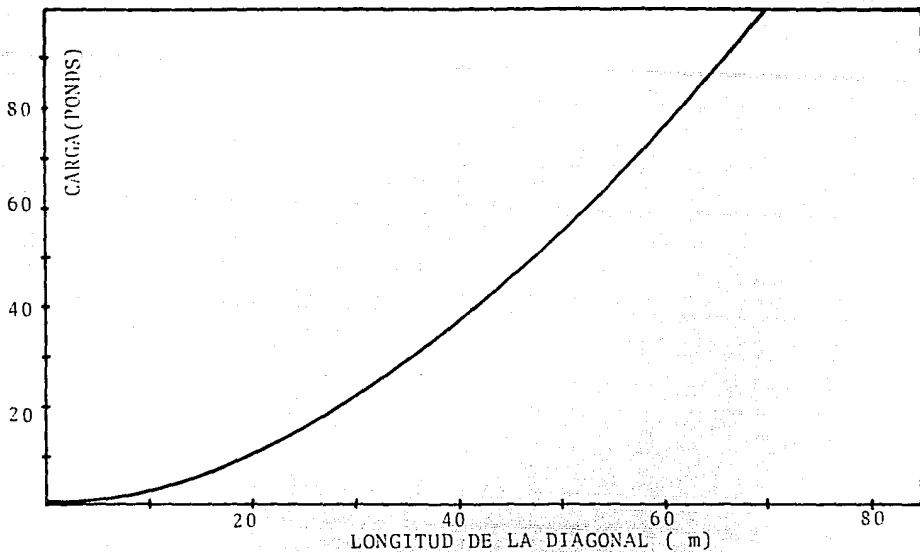


FIGURA 4.10E Curva de Meyer para la aleación Mg-15Li.

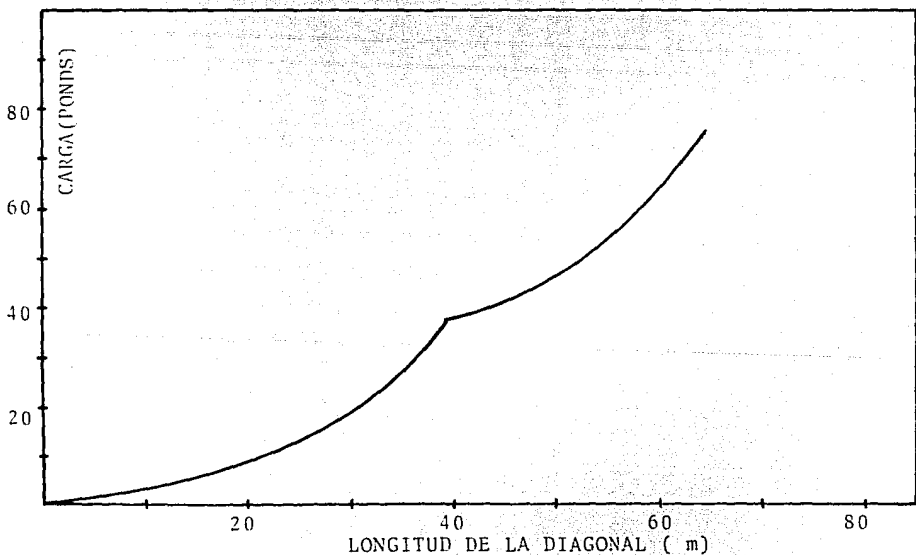


FIGURA 4.10F Curva de Meyer para la aleación Mg-5Ce.

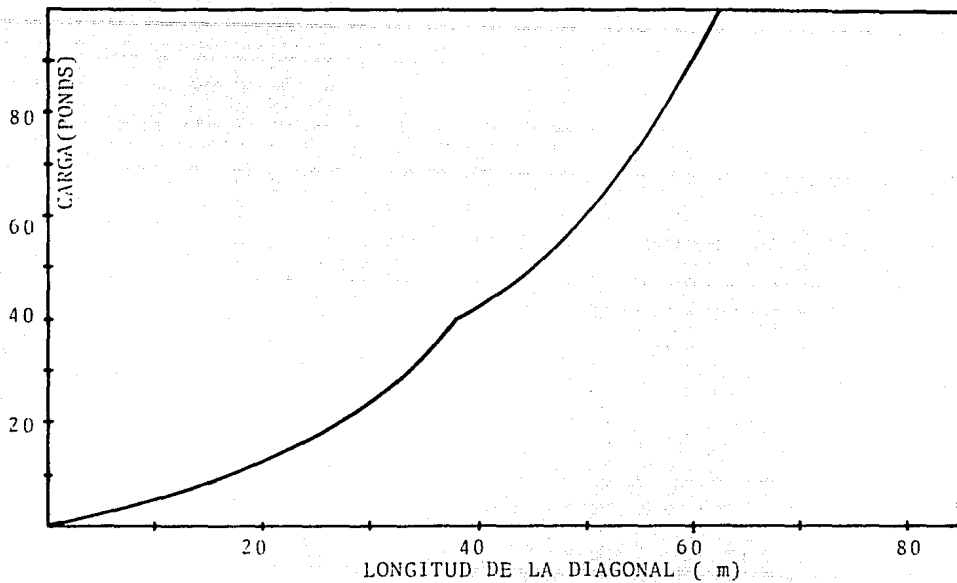


FIGURA 4.10G Curva de Meyer para la aleación Mg-10Y.

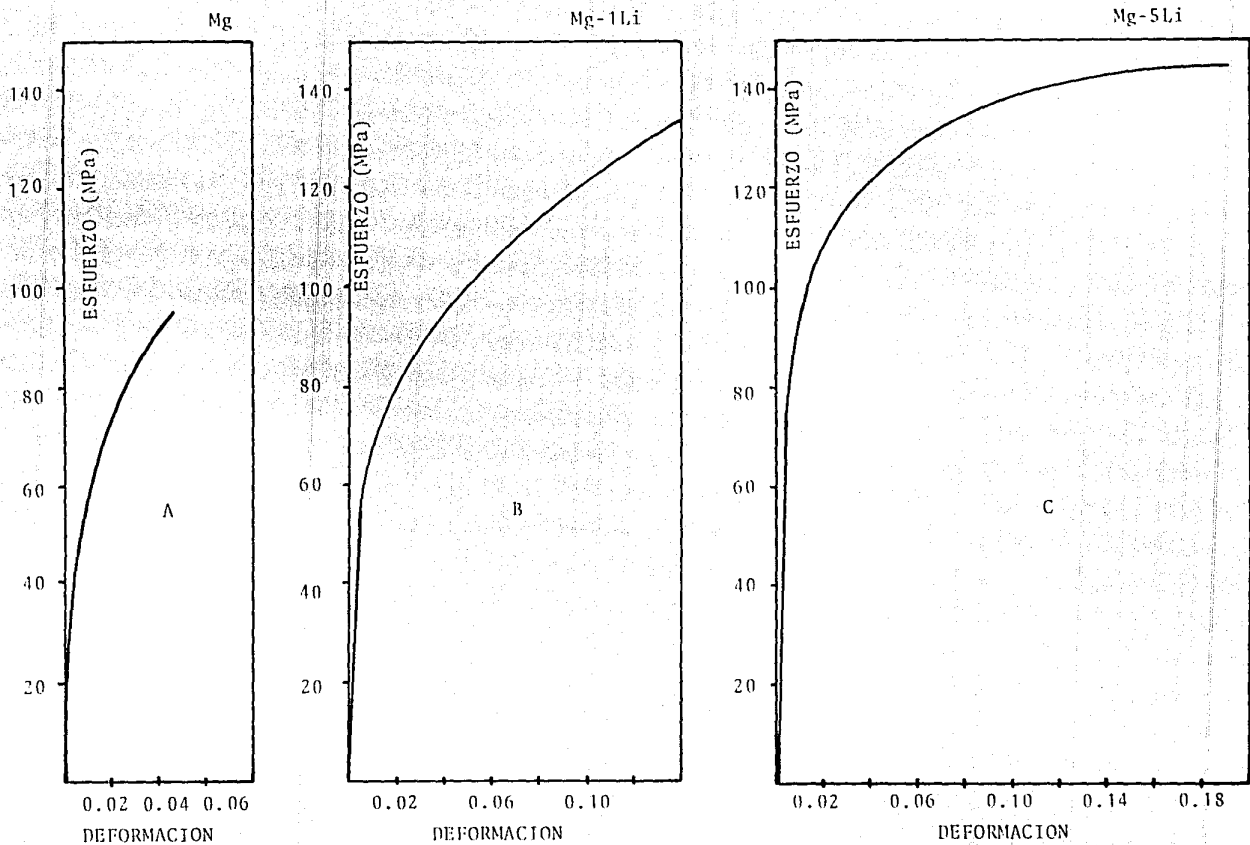


FIGURA 4.11 Gráficas esfuerzo-deformación para las aleaciones fabricadas.

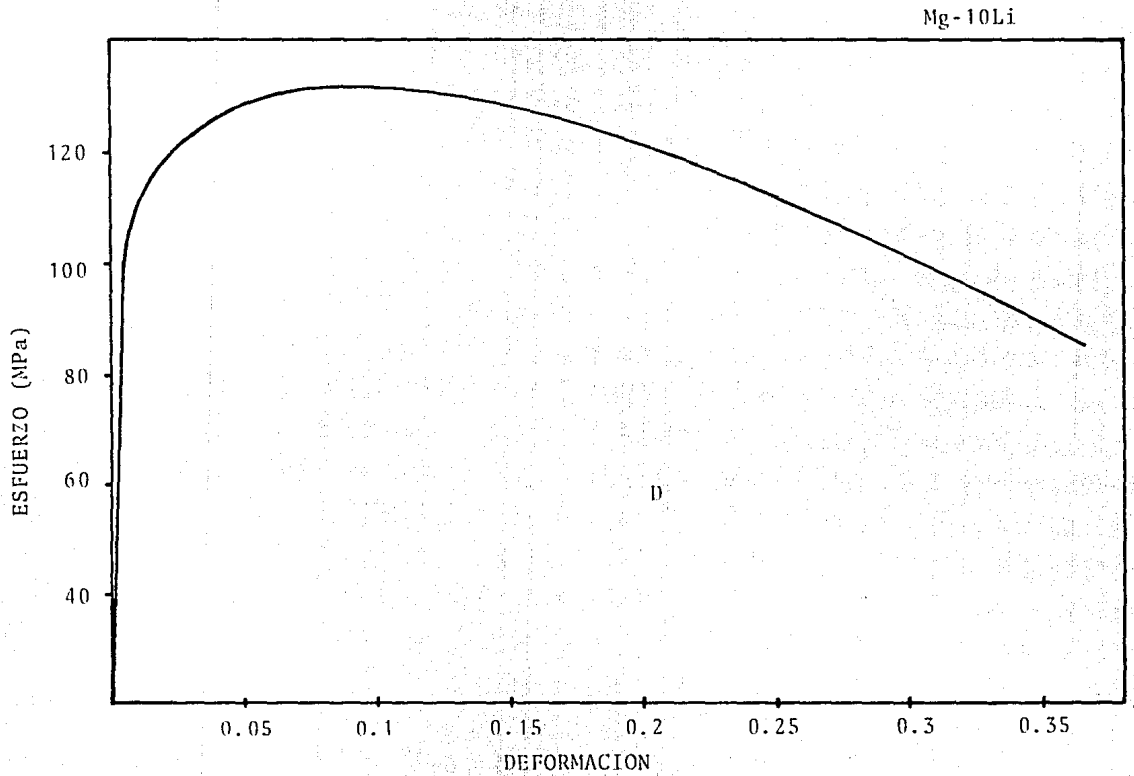


FIGURA 4.11D Gráfica de esfuerzo-deformación para la aleación Mg-10Li.

Mg-15Li

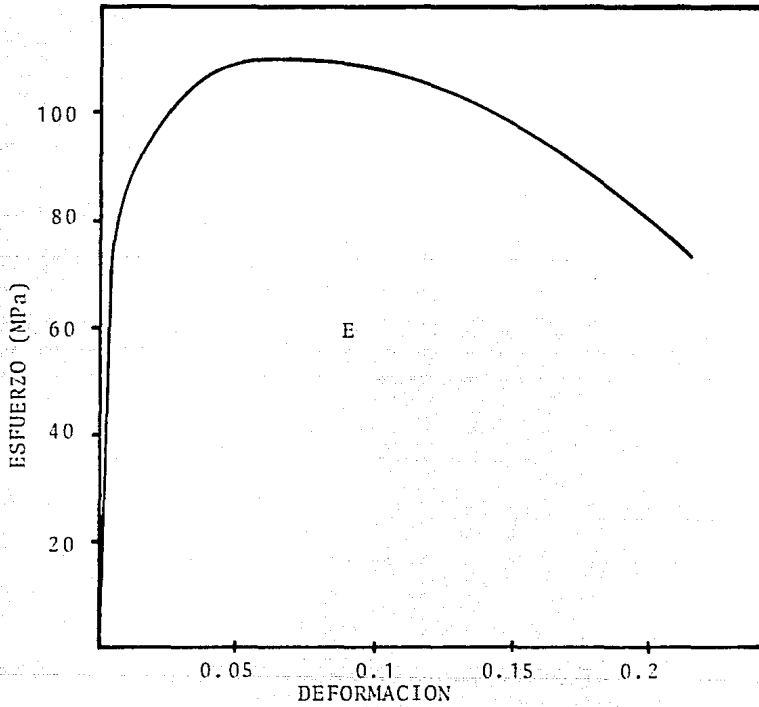


FIGURA 4.11E Gráfica de esfuerzo-deformación para la aleación Mg-15Li.

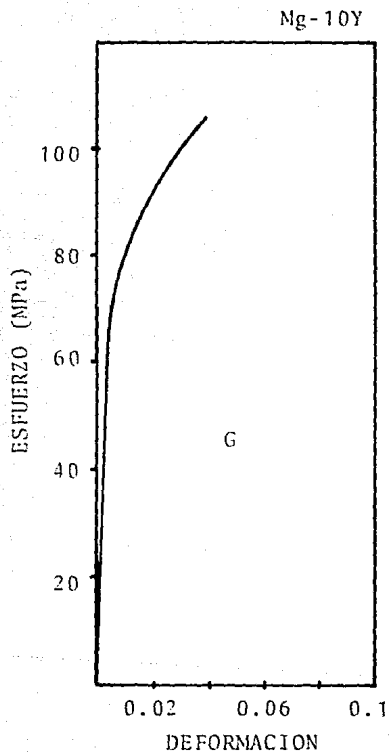
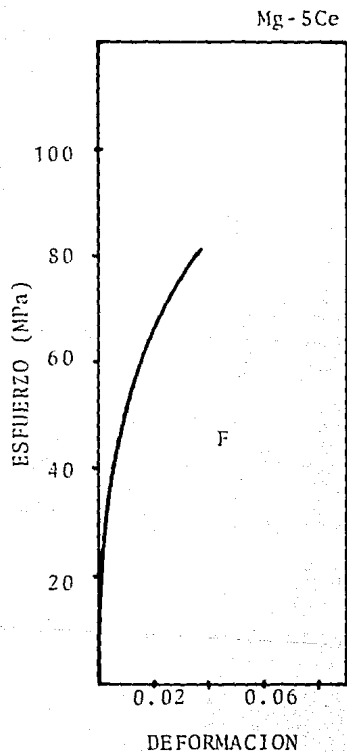


FIGURA 4.11 Gráficas de esfuerzo-defromación para las aleaciones fabricadas.

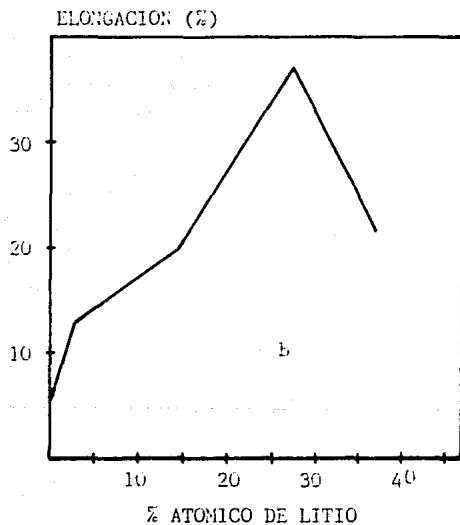
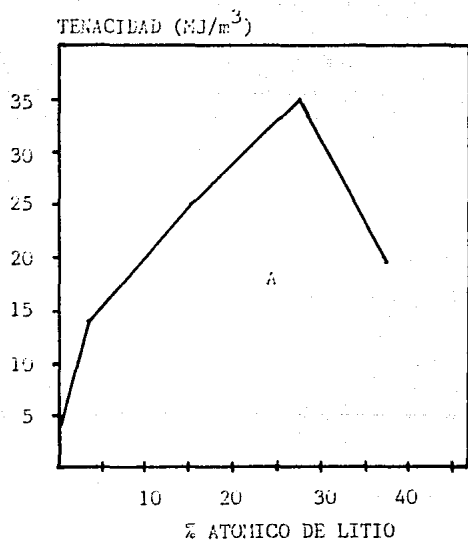
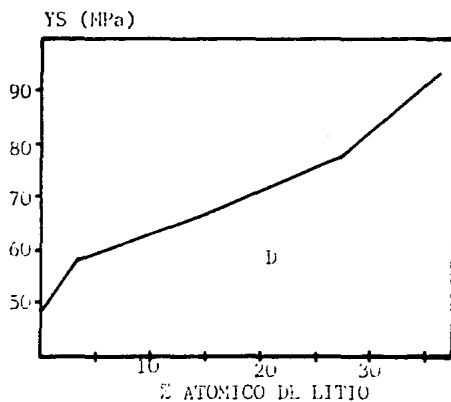
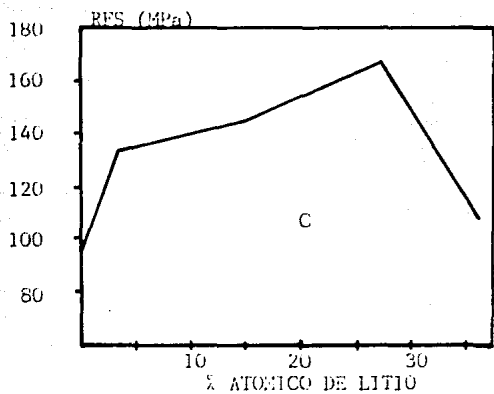


FIGURA 4.12 Relación entre propiedades mecánicas y concentración de litio.

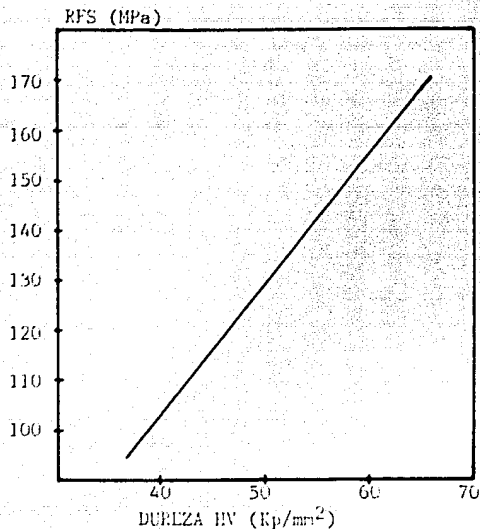


FIGURA 4.13 Relación entre dureza y esfuerzo de resistencia a la fractura.

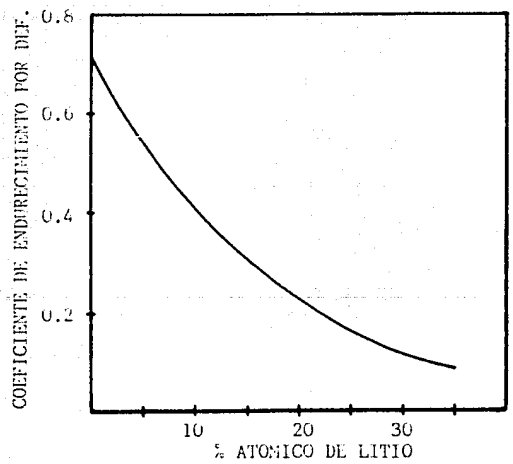


FIGURA 4.14 Coeficiente de endurecimiento por deformación en función de la concentración de litio.

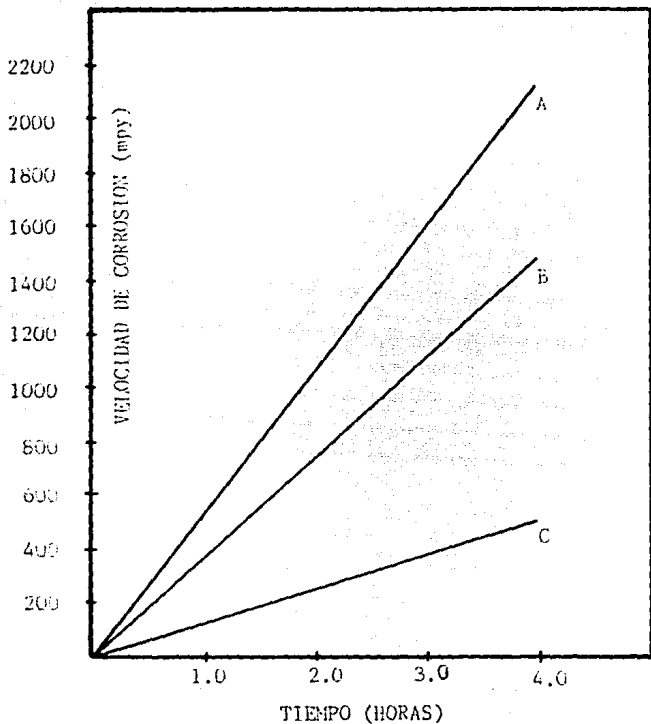


FIGURA 4.15A Velocidad de corrosión en función del tiempo. A: Mg-5Ce, B: Mg-10Y y C: Mg.

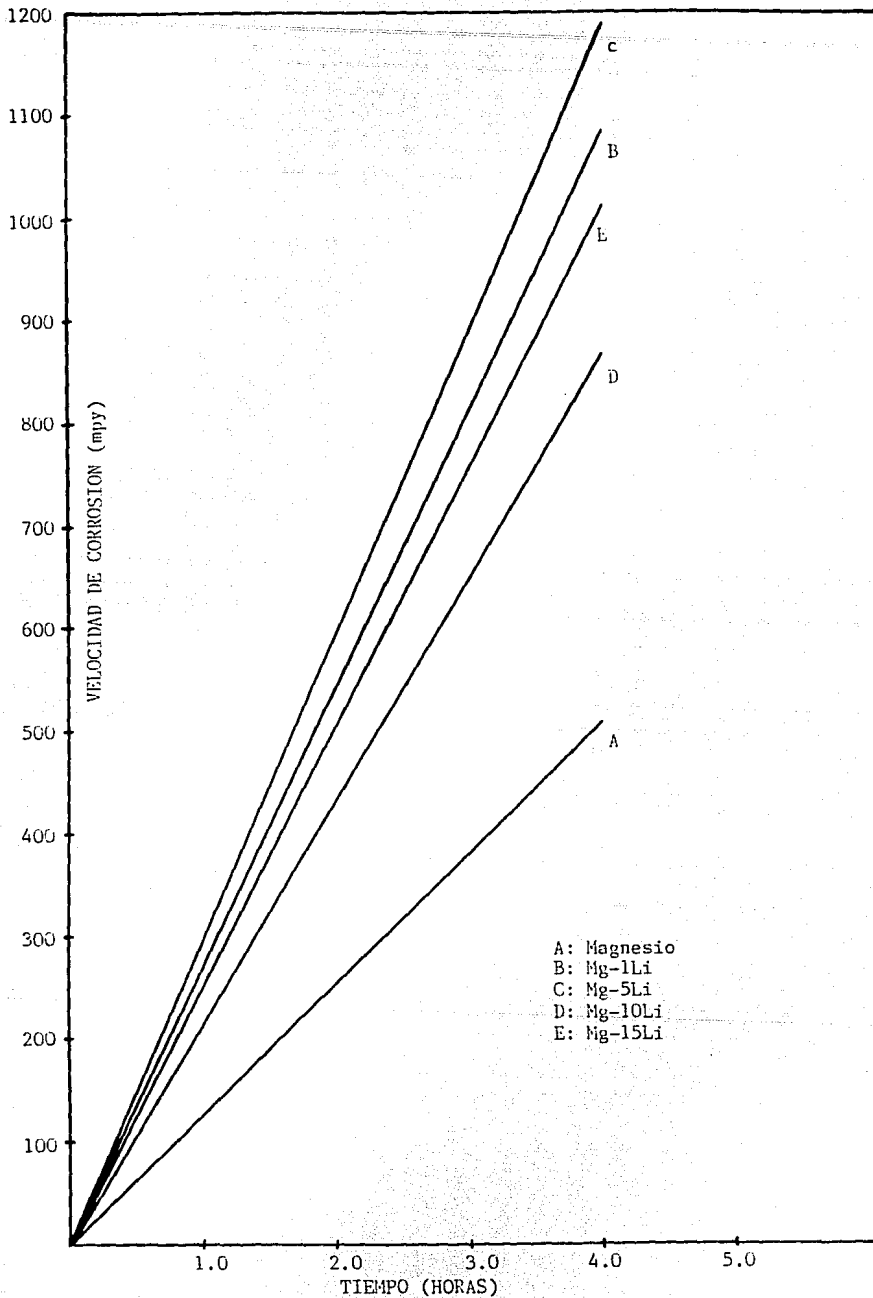


FIGURA 4.15B: Velocidad de corrosión en función del tiempo para las aleaciones de Mg-Li.

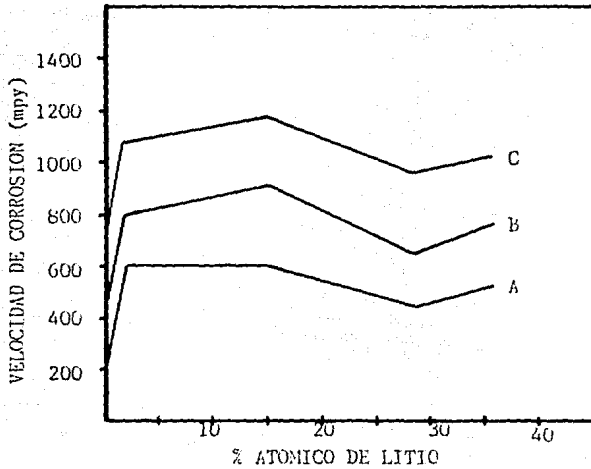
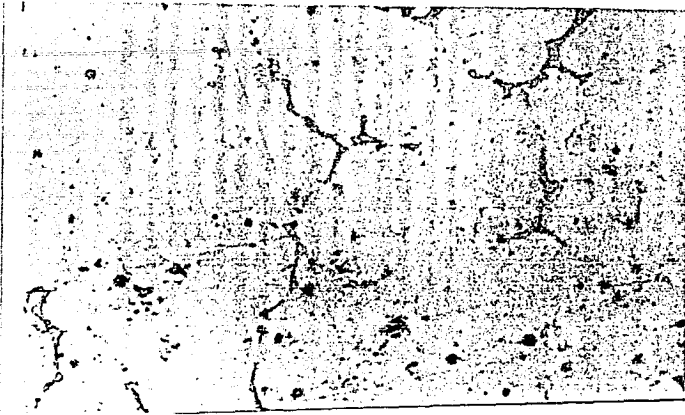


FIGURA 4.16 Gráfica de velocidad de corrosión en función de la concentración de litio en la aleación. La curva A corresponde a 2 horas en la solución salina, B a 3 horas y C a 4 horas.



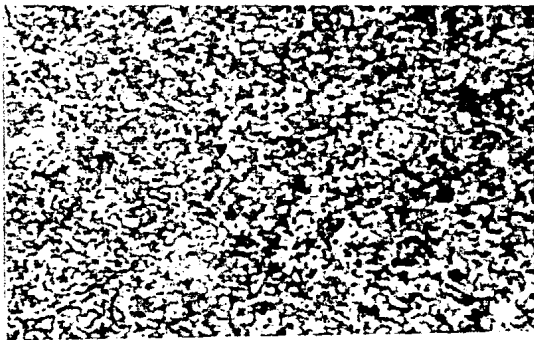
fotografía 4a Metalografía de la aleación Mg-1Li (300X)



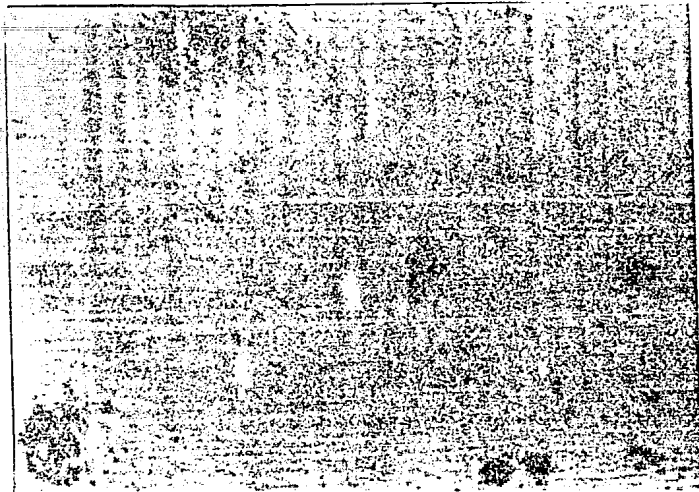
fotografía 4b Metalografía de la aleación Mg-5Li (400X)



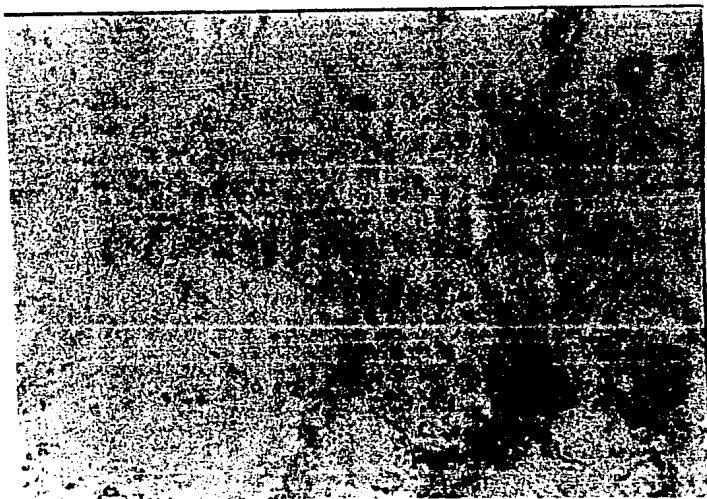
fotografía 4c Metalografía de la aleación Mg-10Li (400X)



fotografía 4d Metalografía de la aleación Mg-15Li (400X)



fotografía 4e Metalografía de la aleación Mg-5Ce (300X)



fotografía 4f Metalografía de la aleación Mg-10Y (300X)



fotografía 4g Bandas de Lüder presentes en la aleación Mg-5Li

REFERENCIAS

1. Hume-Rothery W. et al.: Phil. Trans. Royal Soc.; London vol A233, 1 (1934).
2. Pauling L.: The Nature of Chemical Bond; Cornell University Press (1960).
3. Waber J.T. et al.: Trans. Met. Soc. AIME; vol 227, 717 (1963).
4. Joseph R.R. y Gshneidner K.: Trans Met. Soc. AIME; vol 233, 2063 (1965).
5. Hume-Rothery W. y Raynor G.V.: Phil. Mag.; vol 26, 129 (1938).
6. Hume-Rothery W.: J. Less Common Met.; vol 4, 390 (1962).
7. Massalski T.B. y Barrett C.S.: Structure of Metals; McGraw-Hill (1966).
8. Haasen P.: Physical Metallurgy; Cambridge University Press (1986).
9. Hehmann F. y Jones H.: Magnesium Technology; p 83, Inst. of Met., London (1986).
10. Gordy W. y Thomas W.J.: J. Chem. Phys.; vol 24, 439 (1956).
11. Gshneidner K.: Theory of Alloys Phase Formation; Prentice Hall (1980).
12. Brick R.M. y Philips A.: Structure and Properties of Alloys; McGraw-Hill (1958).
13. Hansen M.: Constitution of Binary Alloys; McGraw-Hill (1958).
14. Lupis C.H.P.: Chemical Thermodynamics of Materials; Elsevier Sci. (1983).
15. Raynor G.V.: J. Inst. Met.; vol 66, 403 (1940).
16. Massalski T.B. y King H.W.: Progr. Mat. Sci.; vol 10, 1 (1961).
17. Jones H.: Proc. Royal Soc.; vol 147, 396 (1934).
18. Massalski T.B.: J. Phys. Radium; vol 23, 647 (1962).
19. Laves F.: Theory of Alloys Phases; Am. Soc. for Met. 124 (1956).
20. Callister W.D.: Materials Science and Engineering; John Wiley (1985).
21. Peierls R.: Proc. Phys. Soc.; 52, 34 (1940).
22. Nabarro F.R.N.: Proc. Phys. Soc.; 59, 256 (1947).
23. Friedel J.: Les Dislocations; Gauthier-Villars (1964).

24. Eshelby J.D., Read W.T. y Shockley W.: Acta Met.; 1, 251 (1953).
25. Foreman A.J.E.: Acta Met.; 3, 322 (1955).
- 26 Cottrel A.H.: Dislocations and Plastic Flow in Crystals; Claredon Press (1963).
27. Nabarro F.R.N. et al.: Adv. Phys.; 13, 193 (1964).
28. Partridge P.G.: Met. Rev.; 12, 118 (1967).
29. Tyson W.: Acta Met.; 15, 574 (1967).

30. Hirth J.P. y Weertman J. eds.: Work Hardening; Gordon & Breach (1968).
31. Hollomon J.H.: Trans. AIME; 162, 268 (1945).
32. Hertzberg R.W.: Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials; Wiley (1989).
33. Portevin A. y Le Chatelier F.: C. R. Acad. Sc.; 176, 507 (1923).
34. Sy de A. y Vidts J.: Traite de Metallurgie Structurale; Dunod (1968).
35. Honeycombe R.W.K.: The Plastic Deformation of Metals; Edward Arnold (1984).
36. Dieter G.E.: Mechanical Metallurgy; McGraw-Hill (1986).
37. Emley E.F.: Principles of Magnesium Technology; Pergamon (1966).
38. Polmear I.J.: Light Alloys; Edward Arnold (1989).
39. Unsworth W. y King J.F.: Magnesium Technology; p 36, Inst. of Met., London (1986).
40. Buck R.S.: Trans AIME; 188, 1460 (1950).
41. Alamo A. y Banchik A.D.: J. Mat. Sci.; 15, 229 (1980).
42. Nikulin L.V. et al.: Metallov. Termich.; 3, 55 (1987).
43. Metals Handbook vol 2: Prop. and Select. Nonferrous Alloys and Pure Metals; 9 Ed. Am. Soc. for Met.
44. CRC Handbook of Chemistry and Physics; 59 Ed.
45. Fritz J.S. y Schenk G.H.: Quantitative Analytical Chemistry; Allyn & Bacon (1979).
46. Vogel A.I.: Quimica Analitica Cuantitativa; vol 1 Kapelus (1960).
47. Klug H.P. y Alexander L.E.: X-Ray Diffraction Procedures; Wiley (1974).

48. Archard G.D.: Acta Cryst.; 6, 813 (1953).
49. Smallman R.E. y Ashbee K. H.: Modern Metallography; Pergamon (1966).
50. Fontana M.G.: Corrosion Engineering; McGraw-Hill (1987).
51. Massalski T.B. ed.: Binary Alloy Phase Diagrams; Am. Soc. for Met.
52. Rhines F.: Phase Diagrams in Metallurgy; McGraw-Hill.
53. Nayer-Hashemi A.A. y Clark J.B.: Bulletin of Alloy Phase Diagrams; vol 9, 2 (1988).
54. Herbstein F.H. y Averbach B.L.: Acta Met.; vol 4, 407 (1956).
- 55 Crosby R.L. y Fowler K.A.: Bur. Mines Rep. Invest.; No 6078, 28 (1962).
56. Wood D.H. y Cramer E.M.: J. Less Common Met.; 9, 321 (1965).
57. Hehmann F. et al.: Mat. Scien. Eng.; A125, 249 (1990).
58. Gibson A. y Carlson C.: Trans. Am. Soc. Met.; 52, 1084 (1960).
59. Grensing F.C. y Fraser H.L.: J. Less Common Met.; 8, 429 (1987).
60. Omori G. et al: Trans. Jap. Inst. Met.; 16, 247 (1975).
61. Hehmann F. y Jones H.: Magnesium Technology; p 83, Inst. of Met., London (1986).
62. Price P.B.: J. Appl. Phys.; vol 32, 1746 (1961).
63. Okamoto P.R. y Thomas G.: Acta Met.; vol 15, 1325 (1967).
64. Urakami A. et al.: Acta Met.; vol 18, 87 (1970).
65. Prud'Homme M. et al: J. Crys. Growth; 19, 65 (1973).
66. Das S.K. y Chang C.F.: Mat. Scien. Eng.; A98, 1 (1988).
67. Chang C.F. et al: Light Met. Age; 44, 5 (1986).
68. Unsworth W. y King J.F.: Magnesium Technology; p 36, Inst. of Met., London (1986).
69. Das S.K. y Dawis L.A.: Mat. Scien. Eng.; A12, 39 (1987).

APENDICE A

SISTEMA ESTANDAR ASTM DE CUATRO PARTES PARA LA LA DESIGNACION DE TEMPLES Y ALEACIONES DE MAGNESIO (49)

PRIMERA PARTE	SEGUNDA PARTE	TERCERA PARTE	CUARTA PARTE
<p>Indica los dos principales elementos aleantes.</p>	<p>Indica la cantidad de los dos principales componentes.</p>	<p>Distingue entre aleaciones distintas, con los mismos porcentajes de los dos principales elementos aleantes.</p>	<p>Indica la condición (temple).</p>
<p>Consiste de dos letras clave que representan a los dos principales elementos aleantes, en orden de porcentaje decreciente (o alfabéticamente si los porcentajes son iguales).</p>	<p>consta de dos números que corresponden a porcentajes redondeados de los dos principales elementos aleantes y están acomodados en el mismo orden que las designaciones de las aleaciones en la primera parte.</p>	<p>Consta de una letra del alfabeto asignada conforme la aleación se va generalizando.</p>	<p>Consta de una letra seguida de un número (separada de la 3a parte de la designación por un guión).</p>
<p>A-Aluminio E-Tierras Raras H-Torio K-Circonio M-Manganeso Q-Plata S-Silicio T-Estado Z-Cinc</p>	<p>Números enteros.</p>	<p>Letras del alfabeto, excepto I y O.</p>	<p>F- colada O-recocido H10 y H11 ligero endurecimiento por deformación. H23, H24, H26 end. por def. y recocida. T4- templada T5- envejecimiento artificialmente. T6- templada y envejecida. T8- templada trabajada en frío, envejecida.</p>

APENDICE B

Las ecuaciones para calcular el espaciamento interplanar dependen del tipo de estructura cristalográfica. A continuación mostramos las correspondientes ecuaciones para las estructuras cúbica, hexagonal y tetragonal⁽⁴⁶⁾.

$$d_{hkl} = \frac{a}{(h^2 + k^2 + l^2)^{1/2}} \text{ cúbica}$$

$$d_{hkl} = [(h^2/a^2) + (k^2/a^2) + (l^2/c^2)]^{-1/2} \text{ tetragonal}$$

$$d_{hkl} = [(4/3a^2)(h^2 + k^2 + hk) + (l^2/c^2)]^{-1/2} \text{ hexagonal}$$