

13  
20f



# Universidad Nacional Autónoma de México

FACULTAD DE QUIMICA

## “ALEACIONES TERMOENDURECIBLES Cu-Mg”

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE  
INGENIERO QUIMICO METALURGICO

P R E S E N T A

C A R L O S G A R C I A



MEXICO, D. F.

1991

TESIS CON  
FALLA DE ORIGEN



## **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

Capítulo 1. Introducción. -----	1
Capítulo 2. Fundamentos del endurecimiento por precipitación.-----	3
2.1. Precipitación. -----	3
2.1.1. Trabajado en frío. -----	3
2.1.2. Solución sólida. -----	4
2.1.3. Sistemas de solubilidad restringida. -----	5
2.1.4. Endurecimiento por precipitación. -----	5
2.2. Nucleación. -----	10
2.3. Precipitación en aleaciones Cu-Mg. -----	17
Capítulo 3. Modelo geométrico para predecir planos de coherencia de la matriz con la fase precipitada. -----	19
3.1. Determinación del orden de vecindad y planos de coherencia en el sistema Cu-Mg. -----	26
Capítulo 4. Desarrollo experimental. -----	33
4.1. Fabricación de aleaciones. -----	33
4.2. Preparación de muestras. -----	33
4.2.1. Tratamiento térmico. -----	35
4.2.1.1. Recocido. -----	35
4.2.1.2. Tratamiento de disolución y temple. -----	35
4.2.1.3. Envejecimiento. -----	36
4.3. Determinación de dureza. -----	36
Capítulo 5. Resultados. -----	37
Capítulo 6. Análisis de resultados. -----	59
Capítulo 7. Conclusiones. -----	61
Capítulo 8. Referencias. -----	62

## 1. INTRODUCCION.

Es común encontrar, en la literatura, evidencia de la importancia de las energías superficial y elástica asociadas a la distorsión provocada por la aparición de una nueva fase en una matriz metálica, llegando a plantearse teorías que pretenden determinar la orientación relativa de ambas fases, tanto en matrices cristalinas como en aquellas que son amorfas. En particular, entre los procesos de endurecimiento por precipitación, destacan los precipitados en forma de placas o discos y que en el caso de aleaciones; Al-Cu, Al-Si, han sido llamadas zonas Guinier-Preston (GP) - en honor a quienes fueron los primeros en reportar su existencia a través de técnicas de rayos X (Ref. 1 y 2).

Destaca el hecho de que tal tipo de precipitado (GP), por alojarse en planos {100} de la matriz y mostrar coherencia dentro de esta estructura resultan particularmente efectivos en proporcionar un considerable aumento en la dureza y resistencia mecánica de la aleación con respecto a los valores que se obtendrían en el metal puro, en una aleación en solución sólida o sobreenvejecida.

En el presente trabajo se pretende proponer que es posible predecir la aparición de zonas GP en aleaciones metálicas en las que se cumplen los siguientes requisitos:

- 1.- Matriz cúbica centrada en caras.
- 2.- El soluto se incorpora sustitucionalmente.
- 3.- El sistema A-B muestre un diagrama de fases correspondiente a un sistema eutéctico, además solubilidad parcial y la pendiente de la línea de solubilidad debe ser tal que haya mayor solubilidad a una temperatura mayor que a una menor.

Según el diagrama de fases de un sistema eutéctico, por debajo de la línea que limita la solubilidad, el estado asociado a la energía mínima corresponde a una mezcla de fases en equilibrio.

Los estudios de Guinier y Preston revelaron que bajo cierto tratamiento térmico era posible controlar el estado de avance de la precipitación de la nueva fase y hacer posible la obtención de fases metaestables que provocan un endurecimiento máximo a la aleación considerada.

La congelación de tales precipitados debe entenderse como la reducción en la cinética de recorrido a lo largo de la "trayectoria de precipitación".

En general no existe un criterio aceptado acerca de en qué momento se inicia la aparición de un precipitado en particular. Experimentalmente se requiere de la presencia de una cantidad considerable de dicha fase para poder ser detectada por rayos X, microscopía electrónica de transmisión (MET), o diversas técnicas de carácter indirecto. Si tal concentración existe, es posible entonces determinar la estructura de la nueva fase y compararla con aquella que predice el diagrama de fases; sin embargo en las primeras etapas de proceso no se ha establecido un criterio acerca del inicio de formación de la fase metaestable.

Con base en criterios termodinámicos y geométricos, así como en las 3 condiciones que presentan sistemas de aleación en las que aparecen zonas Guinier-Preston, se presenta un modelo que predice aquellas familias de planos del sistema matriz, en las que se favorece el inicio de la precipitación.

Literatura referente al sistema de aleación Cu-Mg, es muy escasa. La información presentada, es un análisis de sistemas de aleación que son endurecidos por tratamientos de precipitación.

## 2. FUNDAMENTOS DEL ENDURECIMIENTO POR PRECIPITACION.

### 2.1 Precipitación.

Existen tres métodos generales importantes por los cuales puede aumentarse la resistencia a la deformación plástica de un cristal metálico.

Estos métodos son; 1.- Trabajado en frío.

2.- Solución sólida.

3.- Endurecimiento por precipitación.

El primer método se aplica tanto en metales puros como en aleaciones y los casos que nos interesan en este trabajo se relacionan solamente con aleaciones.

#### 2.1.1 Trabajado en frío.

El endurecimiento por deformación en frío se da al aumentar la resistencia y disminuir la plasticidad del material como resultado de la deformación plástica, esta deformación está relacionada con la variación de la estructura del material durante su deformación, esta deformación de un metal policristalino transcurre análogamente a la deformación del monocristal por deslizamiento o por maclaje. Después de la deformación como resultado de los desplazamientos por los planos de deslizamiento los granos se alargan en dirección de las fuerzas formando una estructura fibrosa, al mismo tiempo con la variación de la forma de grano, dentro de él tiene lugar la trituración de los bloques y aumento del ángulo de desorientación entre ellos.

El maclaje es un movimiento de planos de átomos en la red, paralelo a un plano específico (de maclaje), de manera que la red se --

divide en dos partes simétricas diferentemente orientadas.

### 2.1.2 Solución sólida.

Cuando existen mezclas homogéneas de dos o más átomos en el estado sólido se les conoce como soluciones sólidas. El término solvente se aplica a la forma atómica más abundante, y soluto al componente en menor cuantía.

Las soluciones sólidas ocurren en 2 tipos:

a) Solución sólida sustitucional; en este caso ocurre una sustitución directa de un tipo de átomo por otro, de tal forma que los átomos de soluto penetran en el cristal y toman posiciones ocupadas por átomos de solvente.

b) Solución sólida intersticial: en ésta el átomo de soluto no desplaza a un átomo solvente, sino que penetra en los intersticios, entre átomos solventes.

En algunos sistemas de aleación las estructuras cristalinas o fases son diferentes de los componentes elementales (metales puros). Si estas estructuras se producen sobre una gama de composiciones se les refiere como soluciones sólidas, sin embargo, cuando se produce una nueva estructura cristalina con relaciones fijas de números enteros de los átomos componentes, se designan como compuestos intermetálicos.

En general, en un sistema de aleación que da lugar a una serie continua de soluciones sólidas, la mayoría de los cambios de propiedades son causados por distorsión de la red cristalina del metal solvente por adiciones del metal soluto.

### 2.1.3 Sistemas de solubilidad restringida.

El diagrama de fase reviste una gran importancia en algunos sistemas donde la solubilidad es un factor determinante. Dichos sistemas se caracterizan por presentar 2 fases en equilibrio a temperatura ambiente; al ser calentadas existe una temperatura en que se disuelve la fase en menor proporción hasta obtener una solución sólida homogénea.

Si se reduce la temperatura un poco, la solución está ligeramente sobresaturada y en consecuencia la nucleación es lenta y la precipitación es controlada por la velocidad a la cual se forman los núcleos. Las elevadas velocidades de difusión que existen a estas temperaturas pueden hacer poco si no se forman los núcleos. A temperaturas intermedias la velocidad de precipitación aumenta al máximo, así, el tiempo para completar la precipitación es muy corto. La forma cualitativa se observa en la figura 2.1.

### 2.1.4 Endurecimiento por precipitación.

El efecto más importante de la precipitación de una segunda fase es que endurece la matriz, sin embargo, también hay una contribución de la energía de deformación elástica. Este factor es el que determina principalmente la forma de las partículas del precipitado, que pueden ser coherentes o incoherentes con la matriz.

Un precipitado coherente es una región de la estructura solvente en la que se han concentrado átomos de soluto en la proporción necesaria para dar en este lugar la composición de la segunda fase, con una estructura diferente a la de la matriz. Los planos reticulares de esta región tendrán en general continuidad con los planos de la matriz y no hay verdadera interfase entre la partícula



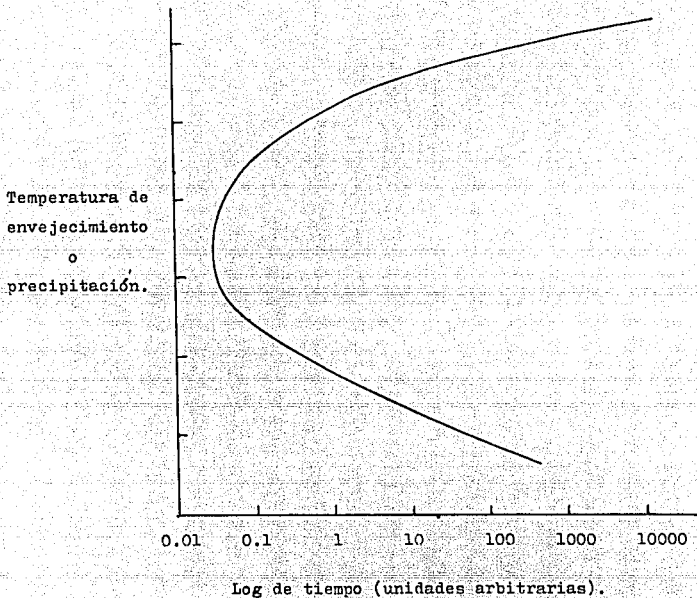


figura 2.1. Tiempo para formar 100% de precipitado en una aleación sobresaturada. (Ref. 7).

y la matriz. Como los átomos de soluto tienen la mayoría de las veces diferente tamaño a los de la matriz, habrá una considerable distorsión elástica de la estructura alrededor de las partículas de un precipitado (figura 2.2).

Un precipitado incoherente es realmente una partícula diferente de la matriz. Tiene su propia estructura cristalina y está separada por una interfase del resto de la matriz (figura 2.3).

La precipitación de una segunda fase, desde una solución sobresaturada, da lugar a un cambio en la energía libre que es la suma de tres contribuciones:

- a) Una disminución en la energía libre por unidad de volumen.
- b) Un aumento en la energía libre debido a la energía superficial de la interfase matriz-precipitado.
- c) Un aumento en la energía libre debido a la distorsión en la proximidad de las partículas de precipitado.

Los dos primeros factores son semejantes a los que determinan los cambios de energía libre durante la nucleación de un sólido a partir de un líquido. De hecho la precipitación en estado sólido es al igual que la solidificación, un proceso de nucleación y crecimiento.

Sin embargo, hay una contribución de la energía de deformación elástica; este factor es el que determina la forma de las partículas de precipitado que puede ser coherente o incoherente con la matriz.

En un precipitado coherente el término correspondiente a la energía de deformación elástica, en la energía libre total será grande mientras que el término de energía superficial será casi nulo.

Para un precipitado incoherente la energía de deformación elástica alrededor de la partícula es relativamente baja en comparación con el coherente.

En general, la coherencia está favorecida en las etapas iniciales de la precipitación y la incoherencia al final. Esta se debe a -- que la relación superficie-volumen es grande para una partícula -- pequeña, por lo tanto, el término de energía superficial es relativamente el más importante y el sistema adopta la forma que minimiza dicha energía (partícula coherente).

A medida que la partícula crece, la energía de deformación aumenta rápidamente, llegando a un punto en que se destruye la coherencia, decrece la energía de deformación y se forma una interfase.

El aumento en la energía libre debido a la formación de la interfase, es menor que el decremento en la energía de deformación.

El hecho de que las partículas sean coherentes o no, determina de manera decisiva el comportamiento mecánico del material. Las partículas coherentes son obstáculos muy efectivos para el movimiento de las dislocaciones porque una distorsión elástica de la matriz alrededor de las partículas interactúa fuertemente con el -- campo de tensiones de las dislocaciones y al extenderse considerablemente en la matriz, aumenta su tamaño efectivo mucho más allá de su tamaño físico.

Al crecer las partículas, se pierde la coherencia, aparece la interfase y se relaja la distorsión elástica, se reduce el tamaño -- efectivo del obstáculo que dificultaba el paso de las dislocaciones, y la aleación disminuye su resistencia mecánica (sobreenvejecimiento).

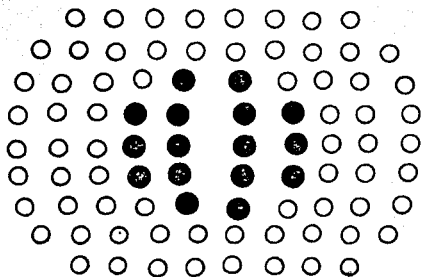


figura 2.2. Los átomos de soluto tienen diferente tamaño al de la matriz y hay una considerable distorsión elástica de la estructura alrededor de las partículas del precipitado. (Ref.8).

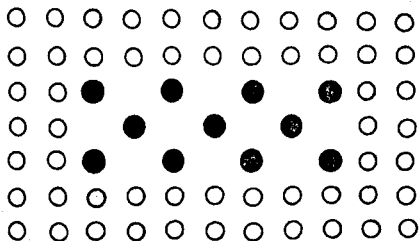


figura 2.3. Partículas diferentes de la matriz tienen su propia estructura cristalina y están separadas por una interfase del resto de la matriz. (Ref. 8).

## 2.2 Nucleación.

Una partícula de precipitado puede ser nucleada de dos modos básicos;

a) Se puede formar en defectos reticulares internos tales como; -- dislocaciones, impurezas o discontinuidades en los límites de grano, este proceso es conocido como nucleación heterogénea, donde la formación de una partícula de segunda fase se facilita por los defectos reticulares.

b) Por otra parte, la nucleación homogénea se caracteriza por la formación de núcleos debido a la fluctuación de composición del soluto; aquí los átomos de soluto se agrupan en la red de la matriz y comienza el crecimiento de una partícula de segunda fase en el que de otra forma sería un cristal perfecto.

Para la nucleación homogénea, la formación de una partícula va acompañada de un cambio en la energía libre del sistema el cual puede expresarse:

$$\Delta G = -\Delta G_V + \Delta G_S + \Delta G_M$$

donde;  $\Delta G_V$ ; energía libre asociada con la formación de volumen de la nueva fase.

$\Delta G_S$ ; energía de interfase (mayor que cero).

$\Delta G_M$ ; energía de deformación causada por diferencias en los volúmenes específicos de ambas fases (mayor que cero).

El primer y último término son proporcionales al volumen mientras que el segundo término es proporcional a la superficie. En general el término de volumen es mayor (valor absoluto) que el de deformación. Por lo tanto podemos escribir:

$$\Delta G = -Ar^3 + Br^2$$

donde  $r$ , es el radio de la partícula. En la figura 2.4 puede verse la gráfica de la ecuación anterior.

El radio  $r_0$  es el radio crítico, las partículas cuyo radio es inferior a  $r_0$  (embriones) se disuelven, si el radio es mayor a  $r_0$  son estables y continúan creciendo.

La nucleación homogénea requiere que las fluctuaciones térmicas -- produzcan partículas con radio mayor que  $r_0$ .

La temperatura no influye sobre el término de superficie, por otra parte el término volumen aumenta al bajar la temperatura.

El efecto neto se muestra cualitativamente en la figura 2.5 donde puede verse que el radio crítico decrece al bajar la temperatura.

A temperaturas por debajo de la línea de solvus,  $r_0$  tiende a infinito.

La rapidez de nucleación homogénea es por lo tanto muy pequeña a esa temperatura y aumenta al bajar ésta. Sin embargo debe tenerse en cuenta que la nucleación también depende de la facilidad con que el soluto difunde a través de la red. La rapidez de difusión disminuye con la temperatura y la difusividad resulta el factor limitante a bajas temperaturas.

La finura del precipitado aumenta en función de la disminución de la temperatura de envejecimiento como se muestra en la figura 2.6. También se puede observar que el tamaño de precipitado decrece al aumentar el contenido de soluto para una temperatura de envejecimiento dada; cuanto mayor es la sobresaturación, el núcleo crítico es menor y por lo tanto el precipitado final es también fino.

Para "atrapar" a las primeras etapas de precipitación se realiza un tratamiento de disolución y enfriamiento; se procede entonces a calentar el sistema de aleación a una temperatura mayor a la -----

ambiente y menor a la de solubilidad durante diferentes períodos \_  
de tiempo, efectuando así el proceso, (figura 2.7, caso Cu-Mg).

La forma de la curva de envejecimiento es función de 2 variables;

- a) La temperatura a la que ocurre el envejecimiento.
- b) Composición del metal.

Para fines de endurecimiento por envejecimiento, se tiene una tem-  
peratura óptima por debajo de la cual no se produce precipitación \_  
apreciable y el endurecimiento ocurre lentamente y si la temperatu  
ra es mayor a la óptima la difusión es tan rápida que produce un -  
efecto de ablandamiento (sobreenvejecimiento).

Para bajas concentraciones de soluto, el grado de sobresaturación-  
es pequeño al final del tratamiento de disolución, lo que hace di-  
fícil nuclear la segunda fase; el endurecimiento ocurre lentamente  
y el valor de dureza máxima obtenida es pequeño.

Si la concentración de soluto es grande, habrá más precipitado y -  
mayor será la dureza, en tanto se esté trabajando en condiciones -  
termodinámicas que favorezcan las primeras etapas de precipitación  
de la segunda fase (estados metaestables del precipitado).

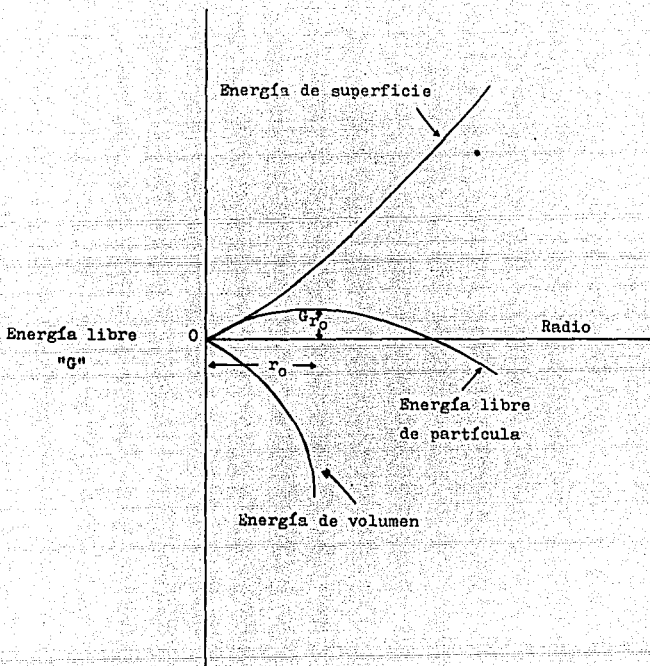


figura 2.4. Energía libre de una partícula de precipitado en función de su radio. (Ref. 7).



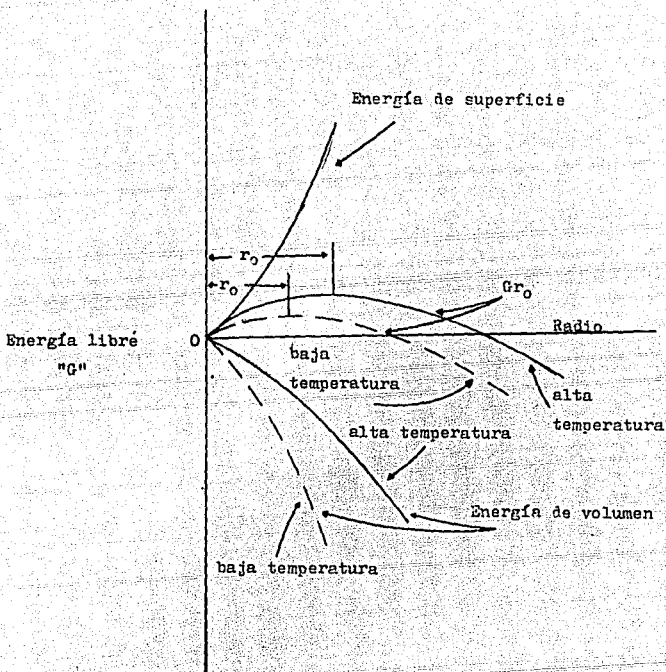


figura 2.5. Efecto de la temperatura de precipitación sobre la energía libre de una partícula de precipitado en función de su radio. (Ref. 7).

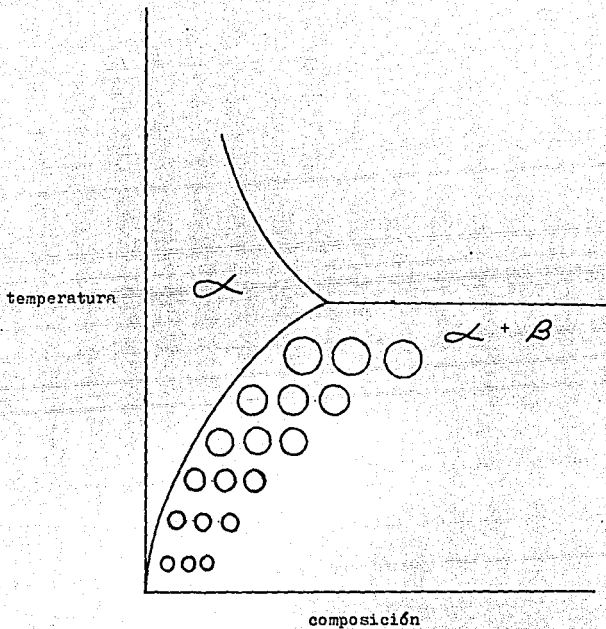


figura 2.6. La finura del precipitado aumenta en función de la diminución de la temperatura de envejecimiento. (Ref.9).

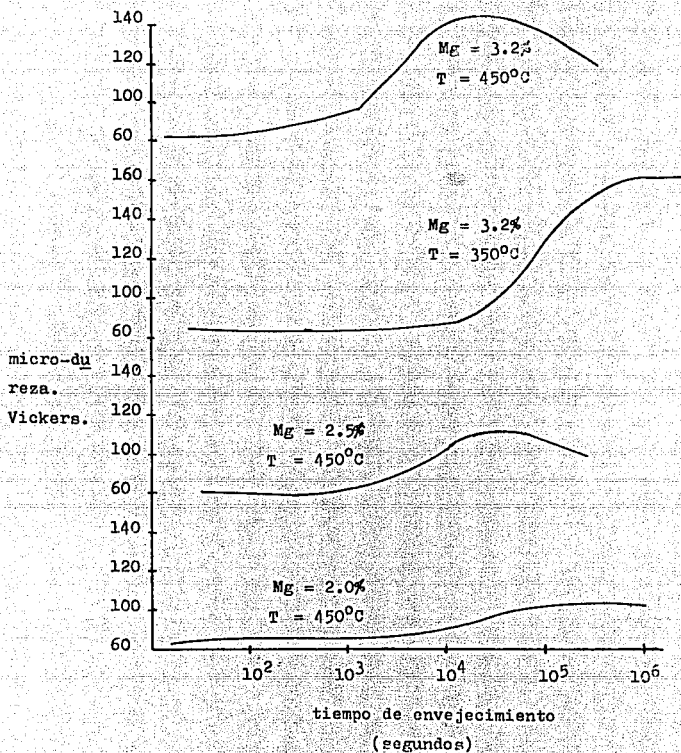


figura 2.7. Cambios de dureza (micro-Vickers) para diferentes composiciones del sistema de aleación Cu-Mg. (Ref. 3).

### 2.3 Precipitación en aleaciones cobre-magnesio.

La fase del diagrama del sistema Cu-Mg, muestra que las aleaciones; Cobre-Magnesio, del lado abundante de cobre, puede ser conveniente para la precipitación por templado, es decir que no sólo interesa la solubilidad sino la existencia de dos o más fases. Posterior al templado sigue el envejecimiento, durante los períodos iniciales de envejecimiento las partículas de precipitación discontinua se forman en el límite original del grano y avanza al interior en el cual ningún precipitado puede encontrarse. Dado que la precipitación continua ocurre en los interiores del grano esto hace que disminuya el crecimiento de la celda.

En el trabajo de; R. Chaim y colaboradores, se ha observado que a temperaturas de envejecimiento de 340°C a 450°C, existe una precipitación discontinua nucleada al doble y crece como platos largos, con una distancia regular entre ellos. A temperaturas por arriba de los 450°C la apariencia del precipitado es de una fase de equilibrio FCC de  $Cu_2Mg$ , dependiendo del tiempo de envejecimiento a esta temperatura indicada han sido observados precipitados en forma de disco, hasta partículas gruesas de forma hexagonal.

Los precipitados son localizados en los planos;

$\{11\bar{1}\}_M \parallel \{111\}_P$      $[\bar{1}\bar{1}0]_M \parallel [\bar{1}10]_P$  (precipitado en forma de plato).

$\{001\}_M \parallel \{2\bar{1}2\}_P$      $[0\bar{1}0]_M \parallel [\bar{1}2\bar{2}]_P$  (precipitado en forma hexagonal).

Estas observaciones son dadas para un sistema con 3.5% en peso de magnesio (Ref. 3).

En algunas muestras envejecidas a altas temperaturas cercanas a la línea de solvus, los precipitados discontinuos no son observados.



### 3. MODELO GEOMETRICO PARA PREDECIR PLANOS DE COHERENCIA DE LA MATRIZ CON LA FASE PRECIPITADA.

Las características del modelo se limitan por las siguientes condiciones:

- a) Matriz cúbica centrada en caras.
- b) El soluto se incorpora sustitucionalmente.
- c) El sistema A-B muestre un diagrama de fases correspondiente a un sistema eutéctico, además de solubilidad parcial.

Para el sistema Cu-Mg se cumplen estas condiciones (Ref. 4).

- a) La matriz del cobre presenta una estructura cúbica centrada en caras (FCC).
- b) La incorporación del magnesio en la matriz de cobre es sustitucional.
- c) El sistema de aleación Cu-Mg, presenta su punto eutéctico a  $722^{\circ}\text{C}$ , y la solubilidad máxima de magnesio es 3.3% en peso -- (figura 3.1).

Tomando en cuenta lo anterior podemos decir que en nuestro sistema de aleación, en el intervalo de la composición eutéctica Cu-Mg el soluto tiene una fuerte "tendencia termodinámica" a formar fases precipitadas en equilibrio.

Nuestra hipótesis de trabajo es que el proceso de precipitación empieza cuando los átomos de impureza ocupan espacios en la red cobre de tal forma que se asemejan a su distancia relativa, en fase pura, a uno de los parámetros de la celda de la fase precipitada en equilibrio ( $\text{CuMg}_2$ ), con una tolerancia medida por un parámetro de desajuste  $\delta$ . Esta variable podría ser considerada como un promedio que abarque varios efectos; elástico (dureza de la matriz, radios catiónicos diferentes), eléctrico (diferentes -----

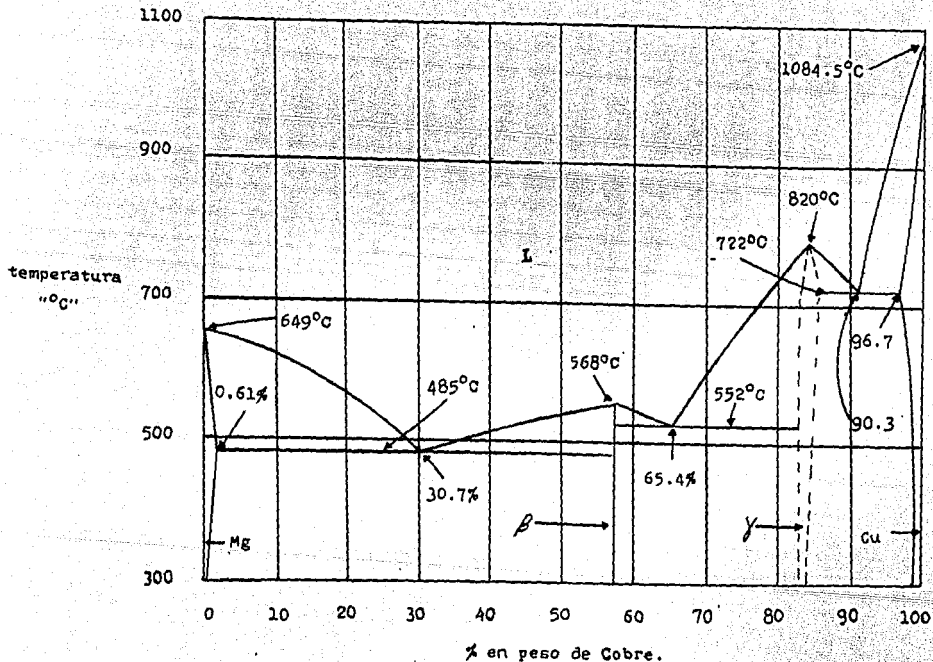


figura 3.1. Diagrama de fase del sistema de aleación Cu-Mg. (Ref. 4).

polarizabilidades), y térmicos (coeficiente de dilatación, por ejemplo).

Si tal soluto existe en ciertas posiciones de la red de la matriz para un valor arbitrario del parámetro de desajuste  $Q$ , entonces existe un vector átomo-átomo, que define una dirección (varilla de nucleación); dos varillas de nucleación generan un plano compartido, por la matriz y la fase inicial de precipitación, dando lugar a un plano coherente entre la matriz y el precipitado.

Además de la coherencia, existe entonces una familia de varillas de nucleación (todas equivalentes) capaces de definir una simetría particular para las etapas intermedias del precipitado que puede no ser necesariamente la misma de la fase precipitada en equilibrio.

El modelo está basado principalmente en tres condiciones:

- 1.- El átomo de soluto  $Mg^{2+}$  ocupa un sitio en la matriz de cobre.
- 2.- La red de cobre es del tipo FCC, así que hasta un orden de vecindad de 12, dos sitios catiónicos vecinos están conectados por un vector  $r_n$  que está definido analíticamente por la siguiente expresión (Ref. 5).

$$r_n = \frac{a_0}{2} \langle hkl \rangle \dots (1)$$

$$y; h^2 + k^2 + l^2 = 2N$$

donde;  $a_0$  = parámetro de red de la matriz.

$hkl$  = índices de Miller para las direcciones en el cristal.



$N$  = es un entero, el cuál define el orden de vecino -  
de la red.

3.- El vector  $r_n$  que hace la mejor coincidencia de tamaño con un parámetro de red de magnesio (Mg), define la familia de vari--  
llas equivalentes para la aleación considerada.

Esta última situación hace necesario determinar el valor del ente--  
ro  $N$  para la cual  $r_n$  da la magnitud más baja del parámetro de des--  
ajuste  $Q$ .

La relación del vector  $r_n$  con respecto al parámetro de red debe --  
ser igual a 1 más la suma o diferencia del valor absoluto del fac--  
tor  $Q$ .

$$\frac{b_j}{r_n} = 1 \pm |Q|$$

expresada la magnitud de  $r_n$ ;

$$r_n = \frac{a_0}{2} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}$$

de lo cual;

$$\frac{b_j}{\frac{a_0}{2} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} = 1 \pm |Q|$$

Si por definición;  $2N = h^2 + k^2 + l^2$

tenemos;

$$\frac{\frac{b_j}{a_0}}{2} (2N)^{1/2} = 1 \pm |Q|$$

$$\frac{2 \frac{b_j}{a_0}}{(2N_j)^{1/2}} = 1 \pm |Q| \dots(2)$$

donde;  $b_j$  = parámetro de red del soluto.

$N_j$  = el entero asociado con el vector átomo-átomo, considerado para propósitos de comparación.

A continuación se presentan las direcciones que caracteriza una familia de varillas asociadas a cada valor de N de 1 hasta 8, corrigiendo en tamaño a 2 parámetros de celda unitaria.

En la misma se incluyen los planos coherentes esperados entre la matriz y los precipitados correspondientes a cada varilla de nucleación, todas las varillas equivalentes se definen por  $m_0$  o multiplicidad, el cual podría ser importante para determinar la probabilidad de participación de esa familia durante el proceso de precipitación.

Orden N de vecindad.	Varillas de Nucleación. $r_n$	Multiplicidad. $m_o$	Planos para coherencia. hkl
1	$(a_o/2) \langle 110 \rangle$	6	{100} {111}
2	$(a_o/2) \langle 200 \rangle$	3	{100}
3	$(a_o/2) \langle 211 \rangle$	12	{110} {111} {311} {210} {531}
4	$(a_o/2) \langle 220 \rangle$	6	{100} {111}
5	$(a_o/2) \langle 310 \rangle$	12	{100} {311} {331}
6	$(a_o/2) \langle 222 \rangle$	4	{110}
7	$(a_o/2) \langle 321 \rangle$	24	{111} {210} {211} {310} {320} {331} {511} {542} {751} {953} {1171} {1175} {1351}
8	$(a_o/2) \langle 400 \rangle$	3	{100}

a) Si algún entero  $N_j$  obedece a (2), entonces se podría sugerir -- una naturaleza bastante restrictiva durante el proceso de precipitación, haciendo altamente probable una rápida precipitación de la fase de equilibrio o algún compuesto estequiométrico.

b) Si sólo un entero obedece a (2), esto significa que el aspecto de simetría para la fase precipitada intermedia será determinada -- por la simetría correspondiente de la familia de varillas de nucleación favorecida.

c) Dos o más enteros obedeciendo a (2) será indicación de una participación reforzada o competitiva de los planos coherentes especificados para el proceso de precipitación dependiendo si ellos pertenecen o no a ambos o a más familias de varillas de nucleación.

d) Cuando una varilla de nucleación aparece dos o tres veces puede ser considerado como un sistema con una participación bastante activa, porque en tal caso hay dos o tres parámetros de celda en --- coincidencia con la distancia átomo-átomo en la matriz.

e) Si existen varios enteros que obedecen a (2), para un sistema de aleación dado, se puede considerar una aleación con un proceso de precipitación bastante complejo porque no sería una única trayectoria de precipitación, debido a la participación simultánea de las diferentes varillas.

Es claro que el número de enteros asociados que obedecen a (2) podrán ser reducidos o incrementados de acuerdo al valor límite asignado al parámetro Q. Debido a esto pueden establecerse intervalos diferentes de valor Q para fines del presente trabajo:

$$Q_1 \text{ donde } |Q| \leq 0.05$$

$$Q_2 \text{ donde } |Q| \quad 0.05 < |Q| \leq 0.10$$

$$Q_3 \text{ donde } |Q| \quad 0.10 < |Q| \leq 0.15$$

3.1 Determinación del orden de vecindad y planos de coherencia en el sistema Cu-Mg,

De la ecuación (2) tenemos;

$$\frac{2 b_j}{a_0} \frac{1}{(2N_j)^{1/2}} = 1 \pm |Q|$$

donde;  $b_j$  = parámetro de red del soluto.

$N_j$  = entero o orden de vecindad.

$a_0$  = parámetro de red de la matriz.

Para el sistema Cu-Mg tenemos:

$$Cu a_0 = 3.6153 \text{ \AA}$$

$$Mg b_j = 3.2092 \text{ \AA}$$

$$5.2103 \text{ \AA}$$

Para;  $N=1$

$$\frac{2(3.2092)}{3.6153} \frac{1}{(2(1))^{1/2}} = 1 \pm |Q|$$

$$Q = 0.255$$

$$\frac{2(5.2103)}{3.6153} = 1 \pm |Q|$$

$$(2(1))^{1/2}$$

$$Q = 1.038$$

Para; N=2

$$\frac{2(3.2092)}{3.6153} = 1 \pm |Q|$$

$$(2(2))^{1/2}$$

$$Q = - 0.112$$

$$\frac{2(5.2103)}{3.6153} = 1 \pm |Q|$$

$$(2(2))^{1/2}$$

$$Q = 0.441$$

Para; N=3

$$\frac{2(3.2092)}{3.6153} = 1 \pm |Q|$$

$$(2(3))^{1/2}$$

$$Q = - 0.275$$

$$\frac{2(5.2103)}{3.6153} = 1 \pm |Q|$$

$$(2(3))^{1/2}$$

$$Q = 0.177$$

Para; N=4

$$\frac{2(3.2092)}{3.6153} = 1 \pm |Q|$$

$$(2(4))^{1/2}$$

$$Q = - 0.372$$

$$\frac{2(5.2103)}{3.6153} = 1 \pm |Q|$$

$$(2(4))^{1/2}$$

$$Q = 0.019$$

Para; N=5

$$\frac{2(3.2092)}{3.6153} = 1 \pm |Q|$$

$$(2(5))^{1/2}$$

$$Q = - 0.439$$

$$\frac{2(5.2103)}{3.6153} = 1 \pm |Q|$$

$$\frac{3.6153}{(2(5))^{1/2}}$$

$$Q = -0.088$$

Para; N=6

$$\frac{2(3.2092)}{3.6153} = 1 \pm |Q|$$

$$\frac{3.6153}{(2(6))^{1/2}}$$

$$Q = -0.488$$

$$\frac{2(5.2103)}{3.6153} = 1 \pm |Q|$$

$$\frac{3.6153}{(2(6))^{1/2}}$$

$$Q = -0.168$$

Para; N=7

$$\frac{2(3.2092)}{3.6153} = 1 \pm |Q|$$

$$\frac{3.6153}{(2(7))^{1/2}}$$

$$Q = -0.526$$



$$\frac{2(5.2103)}{3.6153} = 1 \pm |Q|$$

$$\frac{3.6153}{(2(7))^{1/2}}$$

$$Q = -0.229$$

Para; N=8

$$\frac{2(3.2092)}{3.6153} = 1 \pm |Q|$$

$$\frac{3.6153}{(2(8))^{1/2}}$$

$$Q = 0.556$$

$$\frac{2(5.2103)}{3.6153} = 1 \pm |Q|$$

$$\frac{3.6153}{(2(8))^{1/2}}$$

$$Q = -0.279$$

De acuerdo a los valores de Q tenemos:

Orden de vecino	$Q$	$Q_1$	$Q_2$	$Q_3$
1	0.255			
1	1.038			
2				0.112
2	0.441			
3	0.275			
3	0.177			
4	0.372			
4		0.019		
5	0.439			
5			0.088	
6	0.488			
6	0.168			
7	0.526			
7	0.229			
8	0.556			
8	0.279			

De acuerdo a los valores de  $Q$  tenemos:

$N$	$r_n$	$\{hkl\}$
4	$a_0/2 \langle 220 \rangle$	$\{100\} \{111\}$
5	$a_0/2 \langle 310 \rangle$	$\{100\} \{311\}$ $\{331\} \{931\}$
2	$a_0/2 \langle 200 \rangle$	$\{100\}$

Con base en estos resultados, el modelo predice una activa participación de los planos  $\{100\}$  como planos de coherencia matriz-precipitado, ya que pertenece a los tres enteros  $N=4, 5$  y  $2$ .

El menor valor de  $Q$  para  $N=4$  tiende a apoyar la posibilidad de que la familia de planos  $\{111\}$  de la matriz, aparezca en las primeras etapas de precipitación coherente.

#### 4. DESARROLLO EXPERIMENTAL.

##### 4.1 Fabricación de aleaciones.

Las aleaciones empleadas son del intervalo de composición de 0.50% a 3% de magnesio ( % en peso), del sistema; Cobre-Magnesio.

El material utilizado fue cobre electrolítico y magnesio puro. En la fusión se utilizó un horno estacionario (gas-aire) con crisol - de gráfito, empleando una capsula con maneral para introducir el - magnesio en el baño metálico y lograr la liga.

Las aleaciones preparadas fueron:

- a) 99.110% Cu - 0.843% Mg.
- b) 98.681% Cu - 1.173% Mg.
- c) 98.481% Cu - 1.346% Mg.
- d) 98.430% Cu - 1.549% Mg.
- e) 97.296% Cu - 2.669% Mg.

Los análisis se realizaron mediante técnicas de absorción atómica y electrodepositación de cobre.

##### 4.2 Preparación de muestras.

Los lingotes obtenidos, se maquinaron de acuerdo con las siguientes dimensiones:

- a) largo = 2.54 cm.
- b) ancho = 1.25 cm.
- c) altura = 1.25 cm.

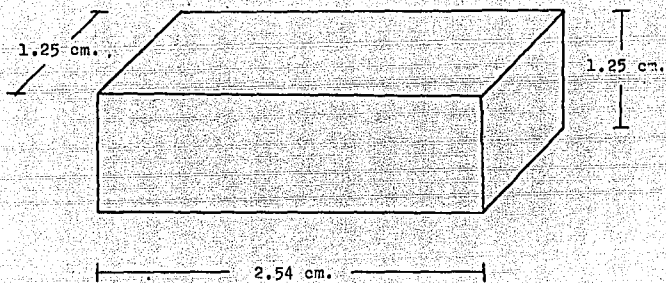


Figura 4.1. Dimensiones de las muestras utilizadas.

#### 4.2.1 Tratamiento térmico.

Los tratamientos térmicos a que se sometieron las muestras fueron: recocido, tratamiento de disolución, temple y envejecido.

##### 4.2.1.1 Recocido.

Se efectúa posterior al maquinado de las piezas con la finalidad de aliviar tensiones residuales en las muestras.

El horno utilizado fue de resistencia eléctrica. En él se introdujeron las muestras y fueron llevadas a una temperatura de 300°C a 600°C, dando un tiempo de permanencia de 40 minutos y posteriormente enfriadas a temperatura ambiente en el interior del horno.

##### 4.2.1.2 Tratamiento de disolución y temple.

La temperatura de calentamiento se determinó de acuerdo al porcentaje de magnesio. Trabajando 50°C, arriba de la línea de solubilidad.

$\%Mg$	temperatura °C
0.843	370
1.173	430
1.346	460
1.549	500
2.669	700

Se colocaron las muestras en el horno y se inició el calentamiento desde temperatura ambiente hasta la temperatura de calentamiento, el tiempo de permanencia fue de 2 horas, después del cual las muestras se enfriaron bruscamente y con agitación en una solución de sal en agua (10% sal).

#### 4.2.1.3 Envejecimiento.

El envejecimiento se efectuó posteriormente al temple, calentando a 3 diferentes temperaturas, variando el tiempo de permanencia y enfriando al aire. Las temperaturas de trabajo fueron; 50°C, 100°C 200°C. Los tiempos manejados fueron de; 30 minutos a 9 horas.

#### 4.3 Determinación de dureza.

La medición de dureza se efectuó después del temple y envejecimiento. Utilizando un medidor de dureza universal en la escala Rockwell "B" (100 Kg), con indentador de bola de acero de 1/16 de pulgada, las mediciones se realizaron de los extremos al centro de la superficie de la muestra, tomando 5 lecturas.

## 5. RESULTADOS.

Tabla 5.1. Análisis químico de las muestras obtenidas después de la fundición.

Elemento	% (peso)				
Cu	99.110	98.681	98.481	98.430	97.296
Pb	0.006	0.006	0.007	0.004	0.005
Fe	0.010	0.005	0.005	0.005	0.005
Sn	0.000	0.020	0.020	0.000	0.000
Zn	0.002	0.077	0.069	0.010	0.020
Sb	0.000	0.000	0.000	0.000	0.002
Ni	0.002	0.001	0.002	0.001	0.001
Al	0.018	0.036	0.068	0.002	0.001
Mn	0.002	0.001	0.002	0.001	0.001
Si	0.009	0.000	0.000	0.000	0.000
Mg	0.843	1.173	1.346	1.549	2.669



Tabla 5.2. Valores de dureza en las muestras antes de temolarlas (muestras recocidas después del maquinado de los lingotes de fundición).

% Mg	0.843	1.173	1.346	1.549	2.669
Probeta	HRB	HRB	HRB	HRB	HRB
1	31.1	30.4	30.0	29.6	27.2
2	22.9	24.2	24.9	25.6	29.8
3	25.9	26.5	26.9	29.2	29.4
4	20.3	21.9	22.8	23.8	29.4
5	20.9	21.9	22.5	23.1	26.4
6	20.1	21.8	22.8	23.8	29.6
7	19.2	21.9	23.4	27.2	34.4
8	24.5	26.3	27.3	28.4	34.6
9	22.4	25.5	27.2	29.0	39.4
10	23.2	24.1	24.6	25.2	28.4
$\bar{x}$	23.1	24.5	25.2	26.5	30.9

Resultados de "Envejecimiento".

Tabla 5.3. Valores de dureza obtenidos después del tratamiento de envejecimiento a diferentes temperaturas para el sistema Cu-Mg --- (Cu = 99.110% y Mg = 0.843%).

a) temperatura = 50°C

Probeta	tiempo (hrs)	*E-HRB	E-HRB	*C-HRB	E-HRB	E-HRB	*X-HRB
1	0.5	27.0	18.5	18.0	21.0	20.0	20.9
2	1	24.5	22.5	22.0	22.0	21.0	22.4
3	2	21.0	27.0	18.5	21.0	18.0	21.1
4	3	21.0	27.5	28.0	26.0	21.5	24.8
5	4	23.0	19.0	22.0	23.0	26.0	22.6
6	5	29.0	23.0	24.0	26.0	23.5	25.1
7	6	19.0	20.0	20.0	22.0	21.5	20.5
8	7	22.0	18.0	23.0	24.0	22.0	21.8
9	8	17.0	18.0	20.0	22.0	23.0	20.0
10	9	20.0	22.0	20.0	22.0	22.0	21.2

\* E = extremo.

C = centro.

X = promedio.

b) temperatura = 100°C

Probeta	tiempo (hrs)	E-HRB	E-HRB	C-HRB	E-HRB	E-HRB	$\bar{X}$ -HRB
1	0.5	11.0	23.5	22.0	22.0	22.0	20.1
2	1	28.0	18.0	20.0	19.0	22.0	23.4
3	2	24.0	17.0	24.0	14.0	14.5	18.7
4	3	21.0	25.0	27.5	24.0	28.5	25.2
5	4	19.0	21.0	19.0	18.5	19.0	19.3
6	5	19.0	19.0	21.0	20.0	25.0	20.8
7	6	27.0	18.5	21.0	23.0	26.0	23.1
8	7	16.0	13.0	18.5	18.0	22.0	17.5
9	8	17.0	17.0	22.0	19.0	21.0	19.2
10	9	18.0	17.0	18.0	18.0	20.5	18.3

c) temperatura = 200°C

Probeta	tiempo (hrs)	E-HRB	E-HRB	C-HRB	E-HRB	E-HRB	$\bar{X}$ -HRB
1	0.5	31.0	28.0	20.0	27.0	34.0	28.0
2	1	22.0	26.5	28.0	25.5	36.0	27.6
3	2	21.0	20.5	12.0	20.0	11.0	16.9
4	3	29.0	28.0	26.0	20.0	25.0	25.6
5	4	25.0	20.5	18.0	17.5	22.0	20.6
6	5	23.0	25.0	26.0	27.0	23.0	24.8
7	6	23.0	20.0	20.0	24.0	22.0	21.8
8	7	18.0	21.0	20.0	22.0	28.0	21.8
9	8	26.5	27.0	25.0	25.0	24.0	25.5
10	9	23.0	22.0	22.0	22.0	23.0	22.4

Tabla 5.4. Valores de dureza obtenidos después del tratamiento de envejecimiento a diferentes temperaturas para el sistema Cu-Mg --- (Cu = 98.681% y Mg = 1.173%).

a) temperatura = 50°C

Probeta	tiempo (hrs)	E-HRB	E-HRB	C-HRB	E-HRB	E-HRB	$\bar{X}$ -HRB
1	0.5	27.0	27.0	25.5	27.5	28.5	27.3
2	1	25.0	25.0	23.0	24.0	26.0	24.6
3	2	24.0	23.0	25.0	25.0	26.0	24.6
4	3	24.0	25.0	26.0	25.5	24.0	24.9
5	4	24.5	23.0	24.0	22.0	23.0	23.3
6	5	21.0	24.0	23.5	23.0	21.0	22.5
7	6	21.0	21.0	20.0	18.5	20.0	20.1
8	7	20.0	22.0	22.0	22.0	22.0	21.6
9	8	21.0	20.0	21.0	20.0	18.0	20.0
10	9	21.0	20.0	17.5	20.0	21.0	19.9

b) temperatura = 100°C

Probeta	tiempo (hrs)	E-HRB	E-HRB	C-HRB	E-HRB	E-HRB	$\bar{X}$ -HRB
1	0.5	11.0	14.0	22.0	22.0	14.0	16.6
2	1	25.0	19.5	18.0	22.0	26.0	22.1
3	2	22.0	23.5	21.0	26.5	22.5	23.1
4	3	25.0	24.0	37.0	26.0	29.0	27.2
5	4	20.0	17.0	25.0	25.0	24.0	22.2
6	5	20.0	25.0	26.5	20.0	21.0	22.5
7	6	21.0	25.0	18.0	15.0	13.0	18.4
8	7	17.0	20.5	15.0	18.0	19.0	17.9
9	8	11.0	18.5	18.0	19.0	13.0	15.9
10	9	16.0	16.0	17.0	17.0	12.0	15.6

c) temperatura = 200°C

Probeta	tiempo (hrs)	E-HRB	E-HRB	C-HRB	E-HRB	E-HRB	$\bar{X}$ -HRB
1	0.5	24.0	22.0	18.0	19.0	23.0	21.2
2	1	14.0	19.0	20.0	21.0	21.0	19.0
3	2	20.0	31.0	22.0	23.5	18.0	22.9
4	3	23.0	27.0	25.0	18.0	21.5	22.9
5	4	21.0	22.0	24.0	23.5	22.0	22.5
6	5	23.0	22.0	25.0	22.0	18.0	22.0
7	6	25.0	21.0	23.0	21.0	18.0	21.6
8	7	17.0	21.0	24.0	10.0	10.0	16.4
9	8	17.0	16.0	14.5	15.0	15.0	15.5
10	9	15.0	15.0	14.0	15.0	14.0	14.6

Tabla 5.5. Valores de dureza obtenidos después del tratamiento de envejecimiento a diferentes temperaturas para el sistema Cu-Mg --- (Cu = 98.481% y Mg = 1.346%).

a) temperatura = 50°C

Probeta	tiempo (hrs)	E-HRB	E-HRB	C-HRB	E-HRB	E-HRB	$\bar{X}$ -HRB
1	0.5	15.0	25.0	28.0	28.5	27.0	24.7
2	1	29.0	22.0	25.0	22.0	19.5	23.5
3	2	44.0	37.5	36.0	36.0	36.0	37.9
4	3	46.0	41.0	38.0	38.0	17.5	36.1
5	4	37.0	37.0	35.5	36.0	37.0	36.9
6	5	36.0	34.0	37.0	37.0	39.0	36.6
7	6	32.0	26.0	31.0	22.0	20.0	26.2
8	7	24.0	26.5	26.0	22.0	23.0	24.3
9	8	26.0	26.0	26.0	25.0	27.0	26.0
10	9	26.0	26.0	26.0	25.0	27.0	26.0



b) temperatura = 100°C

Probeta	tiempo (hrs)	E-HRB	E-HRB	C-HRB	S-HRB	E-HRB	$\bar{X}$ -HRB
1	0.5	29.0	18.5	21.0	21.5	24.0	22.8
2	1	32.0	23.5	22.0	22.0	20.0	23.9
3	2	45.0	34.0	35.0	37.0	30.0	36.2
4	3	45.0	42.0	35.0	39.0	33.0	38.8
5	4	39.0	38.0	39.0	39.0	39.0	38.8
6	5	35.0	39.0	36.0	36.0	36.0	36.4
7	6	20.0	18.0	24.0	28.0	26.0	23.2
8	7	26.5	21.5	19.0	18.0	16.0	20.2
9	8	22.0	24.0	23.0	27.5	24.0	24.1
10	9	24.0	23.0	25.0	24.0	24.0	24.0

c) temperatura = 200°C

Probeta	tiempo (hrs)	E-HRB	B-HRB	C-HRB	E-HRP	E-HRB	$\bar{X}$ -HRB
1	0.5	32	26.5	26.0	27.0	26.0	27.5
2	1	29.0	28.0	30.0	28.0	29.0	28.8
3	2	40.0	35.0	32.5	27.0	28.0	32.5
4	3	24.0	26.5	32.0	35.0	36.0	30.7
5	4	38.0	38.0	37.0	37.0	39.0	37.8
6	5	40.0	34.0	34.0	36.0	34.0	35.6
7	6	29.0	30.0	29.0	29.0	30.0	29.4
8	7	31.0	28.0	27.0	25.0	25.0	27.2
9	8	30.0	27.0	28.0	27.0	26.5	27.7
10	9	26.0	27.0	28.0	27.0	27.0	27.0

Tabla 5.6. Valores de dureza obtenidos después del tratamiento de envejecimiento a diferentes temperaturas para el sistema Cu-Mg --- (Cu = 98.43% y Mg = 1.549%).

a) temperatura = 50°C

Probeta	tiempo (hrs)	E-HRB	E-HRB	C-HRB	E-HRB	E-HRB	$\bar{X}$ -HRB
1	0.5	25.0	26.0	25.0	23.0	30.0	25.8
2	1	20.0	20.0	25.0	22.0	26.0	22.6
3	2	16.0	24.0	18.0	24.0	23.0	21.0
4	3	27.0	25.0	27.0	26.0	30.0	27.0
5	4	27.0	27.0	28.0	28.0	28.0	27.4
6	5	29.0	28.0	28.0	29.0	27.0	28.2
7	6	22.0	30.0	32.0	28.0	30.0	28.4
8	7	30.0	28.0	29.0	25.0	30.0	28.4
9	8	25.0	23.0	22.0	26.0	22.0	23.6
10	9	22.0	22.0	24.0	28.0	22.0	23.6

b) temperatura = 100°C

Probeta	tiempo (hrs)	E-HRB	E-HRB	C-HRB	E-HRB	E-HRB	$\bar{X}$ -HRB
1	0.5	27.0	25.0	28.0	26.0	27.0	26.6
2	1	26.0	30.0	25.0	30.0	27.0	27.6
3	2	26.0	31.0	29.0	16.0	27.0	27.8
4	3	31.0	29.0	28.0	28.0	27.0	28.6
5	4	29.0	29.0	28.0	29.0	28.0	28.6
6	5	27.0	27.0	31.0	29.0	28.0	28.4
7	6	24.0	26.0	27.0	30.0	26.0	26.6
8	7	21.0	24.0	25.0	30.0	29.0	25.8
9	8	27.0	24.0	25.0	24.0	26.0	25.2
10	9	24.0	24.0	24.0	24.0	26.0	24.4

c) temperatura = 200°C

Probeta	tiempo (hrs)	E-HRB	E-HRB	C-HRB	E-HRB	E-HRB	$\bar{X}$ -HRB
1	0.5	23.0	28.0	29.0	28.0	21.0	25.8
2	1	21.0	23.0	19.0	30.0	24.0	23.4
3	2	24.0	24.0	23.0	24.0	22.0	23.4
4	3	22.0	26.0	27.0	29.0	14.0	23.6
5	4	15.0	32.0	31.0	22.0	20.0	24.0
6	5	20.0	23.0	21.0	20.0	19.0	21.8
7	6	20.0	19.0	22.0	21.0	23.0	21.0
8	7	23.0	19.0	21.0	20.0	22.0	21.0
9	8	21.0	18.0	20.0	21.0	20.0	20.0
10	9	22.0	19.0	20.0	20.0	22.0	20.6

Tabla 5.7. Valores de dureza obtenidos después del tratamiento de envejecimiento a diferentes temperaturas para el sistema Cu-Mg ---- (Cu = 97.296% y Mg = 2.669%).

a) temperatura = 50°C

Probeta	tiempo (hrs)	E-HRB	E-HRB	G-HRB	E-HRB	E-HRB	$\bar{X}$ -HRB
1	0.5	28.0	31.0	27.0	28.0	31.0	29.0
2	1	29.0	28.0	27.0	29.0	28.0	28.2
3	2	20.0	35.0	29.0	32.0	28.0	28.8
4	3	30.0	28.0	33.0	22.0	35.0	29.6
5	4	28.0	34.0	29.0	28.0	30.0	29.8
6	5	33.0	29.0	29.0	29.0	29.0	29.8
7	6	32.0	30.0	29.0	30.0	29.0	30.0
8	7	36.0	33.0	30.0	29.0	30.0	31.6
9	8	35.0	34.0	34.0	29.0	39.0	34.2
10	9	33.0	26.0	30.0	27.0	34.0	30.0

b) temperatura = 100°C

Probeta	tiempo (hrs)	E-HRB	E-HRB	C-HRB	E-HRB	E-HRB	$\bar{X}$ -HRB
1	0.5	20.0	25.0	22.0	34.0	32.0	26.6
2	1	26.0	28.0	26.0	35.0	28.0	28.6
3	2	29.0	29.0	28.0	28.0	30.0	28.8
4	3	29.0	30.0	32.0	32.0	32.0	31.0
5	4	28.0	29.0	34.0	30.0	30.0	30.2
6	5	28.0	29.0	29.0	29.0	29.0	28.8
7	6	29.0	32.0	35.0	31.0	33.0	32.0
8	7	35.0	32.0	36.0	32.0	32.0	33.4
9	8	32.0	37.0	42.0	37.0	41.0	37.8
10	9	36.0	38.0	35.0	36.0	37.0	36.4

c) temperatura = 200°C

Probeta	tiempo (hrs)	E-HRB	E-HRB	C-HRB	E-HRB	E-HRB	$\bar{x}$ -HRB
1	0.5	32.0	23.0	29.0	27.0	26.0	27.4
2	1	30.0	27.0	30.0	28.0	32.0	29.4
3	2	34.0	32.0	32.0	26.0	31.0	31.0
4	3	31.0	33.0	32.0	29.0	31.0	31.2
5	4	28.0	30.0	34.0	22.0	32.0	29.5
6	5	30.0	32.0	32.0	31.0	30.0	31.0
7	6	30.0	32.0	31.0	31.0	29.0	30.6
8	7	32.0	30.0	31.0	30.0	30.0	30.6
9	8	30.0	31.0	31.0	30.0	28.0	30.0
10	9	29.0	35.0	28.0	33.0	34.0	31.8



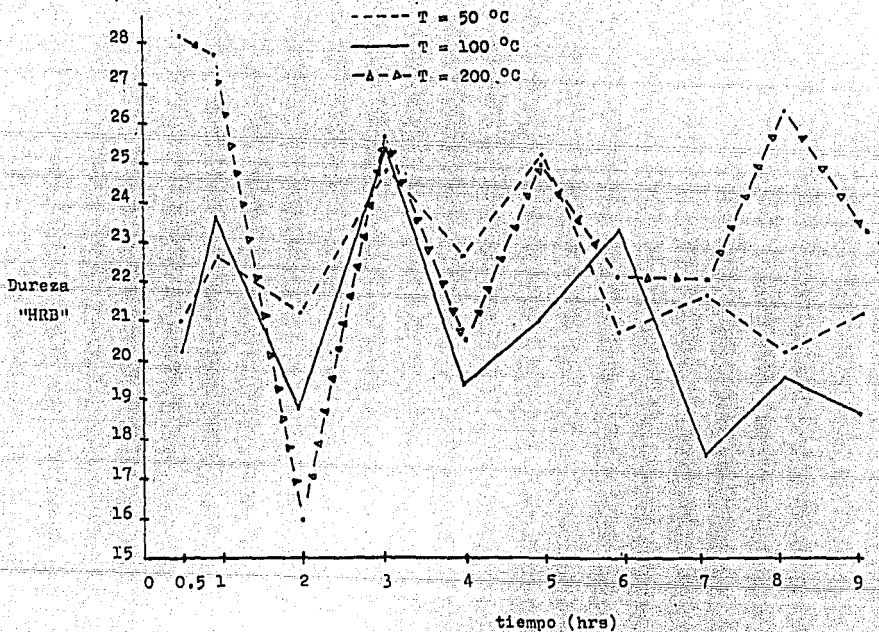


figura 5.1. Gráfica de envejecimiento a diferentes temperaturas para una aleación Cu-Mg (Mg = 0.843% en peso).

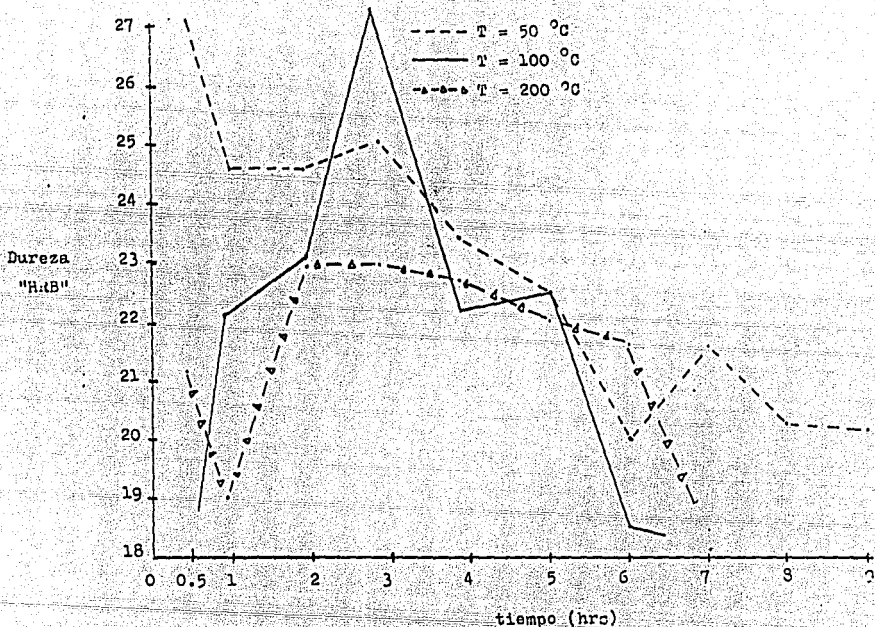


Figura 5.2. Gráfica de envejecimiento a diferentes temperaturas para una aleación Cu-Mg (Mg = 1.173% en peso).

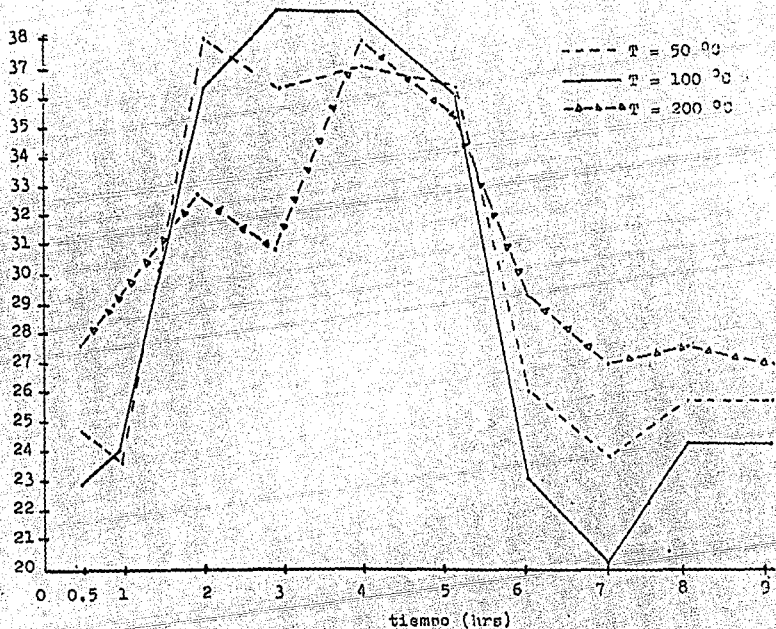
Dureza  
"HRB"

Figura 5.3. Gráfica de envejecimiento a diferentes temperaturas para una aleación Cu-Mg ( $Mg = 1.346\%$  en peso).

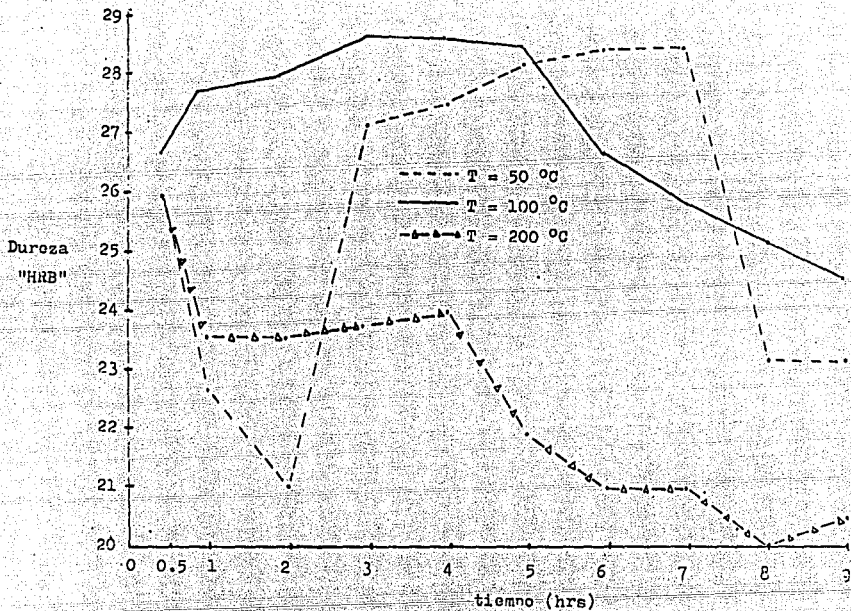


Figura 5.4. Gráfica de envejecimiento a diferentes temperaturas para una aleación Cu-Mg (Mg = 1.549% en peso).

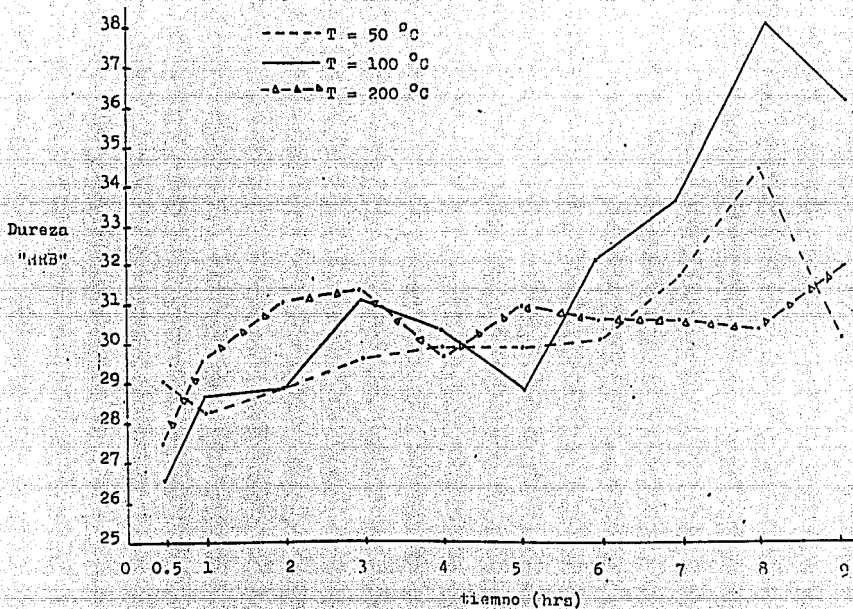


Figura 5.5. Gráfico de envejecimiento a diferentes temperaturas para una aleación Cu-Mg (lig = 2.669% en peso).

ESTA TESIS NO DEBE SALIR DE LA BIBLIOTECA

## 6. ANALISIS DE RESULTADOS.

1.- Para las aleaciones Cu-Mg consideradas se observa que los tratamientos de envejecimiento presentan endurecimiento en diferentes etapas de precipitación, propuesta inicial de este trabajo.

2.- Los valores de dureza artes del temple muestran variación entre ellos, al igual que los valores de dureza después del envejecimiento, cabe la posibilidad de que esta se deba a cierta heterogeneidad en el material, la intención de este trabajo es que el material vaya de la fundición al tratamiento térmico, sin embargo a pesar de esto, se observa la tendencia del incremento de dureza en función del aumento de Magnesio, y la disminución de la dureza que es consecuencia de un sobre-envejecimiento.

3.- Los mayores niveles de endurecimiento se registraron para las aleaciones:

a)  $\%Mg = 1.346$

tiempo hrs.	2	3-4	4
temperatura °C	50	100	200
dureza HRB	37.9	38.8	37.8

b)  $\%Mg = 2.669$

tiempo hrs.	8	8	8
temperatura °C	50	100	200
dureza HRB	34.2	37.8	31.8

4.- La presentación gráfica de los valores obtenidos demotan que las curvas de envejecimiento son función de 2 variables:

a) temperatura de envejecimiento.

b) composición del metal.

lo que indica que hay una temperatura óptima; por debajo de ésta no se produce una apreciable precipitación y el endurecimiento es menor; al estar arriba de la temperatura óptima la difusión es rápida lo cual produce un efecto de ablandamiento.

Si las concentraciones de soluto son bajas el grado de sobresaturación es pequeño, lo que hace difícil nuclear la segunda fase y el endurecimiento ocurre lentamente, lo que da lugar a un valor de dureza pequeño.

Si la concentración de soluto es grande habra más precipitado y mayor será el valor de dureza, siempre y cuando se tengan condiciones termodinámicas que favorezcan las primeras etapas de precipitación de la segunda fase.

5.- Las aleaciones con  $Mg = 2.667\%$  muestran incluso dos etapas de endurecimiento, mismas que podrían suponerse correspondientes a las fases coherentes encontradas por; R. Chain y colaboradores (Ref. 3).

Discos en planos  $\{111\}$  de la matriz y hexagonales en planes  $\{001\}$ , los cuales concuerdan con los planos de coherencia  $\{111\}$  y  $\{100\}$ , asociados a la varilla 4.

Destacan la participación de las direcciones  $[\bar{1}10]_M$  de la matriz (varilla N = 4) y la dirección  $[010]_m$  (varilla N = 2).

## 7. CONCLUSIONES.

1.- El modelo geométrico propuesto para este sistema predice la factibilidad de endurecimiento en aleaciones Cu-Mg, en el intervalo de  $X_{Mg} > 0$  y  $X_{Mg} < 4$ .

La evidencia experimentalmente obtenida en este trabajo apoya la predicción en este sentido.

2.- El modelo predice que la coherencia puede presentarse en planos  $\{100\}$  y  $\{111\}$  (varilla asociada a  $N = 4$ ).

El trabajo de R. Chalmers y colaboradores ofrece evidencia en esta dirección según el punto 5 de la sección de análisis.

3.- Se propone este modelo para investigaciones en el campo de aleaciones termoendurecibles.



## 8. REFERENCIAS.

- (1) Guinier A. Ann. Phys. 12 161 (1939).
- (2) Preston G. D. Proc. Roy. Soc. A. 167 526 (1938).
- (3) Chain R., Pelleg J., Talianker M., J. Mater. Sci. 22 1609 --- (1987).
- (4) Metals Handbook Vol. 8, Metallography, Structures and phase - diagrams, 8th Edition, American Society for Metals 1973.
- (5) Carrillo E.H., Carrillo A.H., Rubio J.O., Phys. Stat. Sol. -- 101 315 (1987).
- (6) Verhoeven John A. Fundamentos de Metalurgia Física. 397 (1987) 1a. Edición, Limusa, S.A. de C.V.
- (7) Reed-Hill Robert E. Principios de Metalurgia Física. 323 ---- (1980), 2a. Edición, C.E.C.S.A.
- (8) Avner H. Sydney. Introducción a la Metalurgia Física. 195 --- (1979), 2a. Edición. Mc. Graw Hill Book Company.
- (9) Herenguel Jean. Metalurgia Especial. 285 (1969), 1a. Edición, Ediciones Urmo.
- (10) Clark Donald S. Phys. Met. for Eng. 95 (1962), 2a. Edición, - D. Van Nostrand Company.
- (11) Flemings Merton G. Solidification Processing. 180 (1974), 1a. Edición, Mc. Graw Hill Book Company.