



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE QUIMICA

**ENDURECIMIENTO POR PRECIPITACION DE UN
DURALUMINIO COMERCIAL**

GUILLERMO ANTUNEZ CABEL

INGENIERO QUIMICO METALURGICO

1977



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

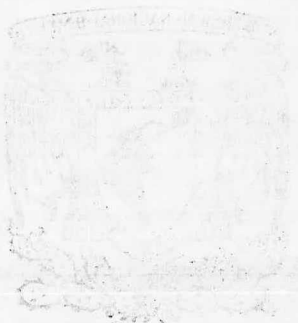
Tesis 1977

M-21

FECHA

PROC

.



EXHIBICIÓN POR PRESCRIPCIÓN DE UN
QUÍMICO COMERCIAL



QUÍMICA

FULLERMAN UNANIMOUS GABE

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

1977

JURADO ASIGNADO

PRESIDENTE	FERNANDO MALDONADO MENDOZA
VOCAL	MA. EUGENIA NOGUEZ AMAYA
SECRETARIO	ENRIQUE CURIEL REYNA
PRIMER SUPLENTE	HUMBERTO MALAGON HOMERO
SEGUNDO SUPLENTE	MARCO A. CHAMORRO DIAZ

SITIO DONDE SE DESARROLLO EL TEMA:
FACULTAD DE CIENCIAS QUIMICAS
LABORATORIOS DE METALURGIA
CIUDAD UNIVERSITARIA D.F.

SUSTENTANTE:	GUILLERMO ANTUNEZ CABEL
ASESOR DEL TEMA:	M. EN C. MA. EUGENIA NOGUEZ A.

I N D I C E

I.- INTRODUCCION

II.- FUNDAMENTOS DEL ENDURECIMIENTO POR PRECIPITACION

II.1.- Introducción

II.2.- Termodinámica y cinética del proceso de precipitación

II.3.- Mecanismos de endurecimiento

III.- PRACTICA DEL TRATAMIENTO TERMICO DE UNA ALEACION DE ALUMINIO

III.1.- Solubilización

III.1.1.- Temperatura de solubilización

III.1.2.- Tiempo de solubilización

III.2.- Temple

III.2.1.- Fluidos de Temple

III.2.2.- Tiempos máximos de permanencia en el agua en función de su temperatura

III.2.3.- Tiempo de transición o demora

III.2.4.- Distorsión y tensiones de Temple

III.3.- Envejecimiento

IV.- EXPERIMENTACION

V.- DISCUSION Y CONCLUSIONES

VI.- BIBLIOGRAFIA

CAPITULO I.- INTRODUCCION.

El Aluminio presenta características interesantes tales como; ligereza, resistencia a la corrosión, maquinabilidad, conductividad térmica y eléctrica entre otras, las cuales lo hacen muy atractivo para su utilización en la industria. Por otra parte, en la actualidad existe una gran variedad de aleaciones de Aluminio de la cual se ha tendido a destacar en cada una de ellas las propiedades más necesarias para cubrir un determinado campo de aplicaciones. Lo anterior ha dado lugar a que la industria en general utilice cada vez más el Aluminio y sus aleaciones.

Para obtener las propiedades óptimas que pueden lograrse en cualquier aleación ferrosa o no ferrosa, es necesario en la mayoría de los casos, someterlas a un tratamiento térmico adecuado, entendiéndose como tal la operación de calentar uniformemente el material a una temperatura y tiempo determinado seguido de un enfriamiento apropiado. El tratamiento térmico característico de las aleaciones de Aluminio es el endurecimiento por precipitación, que se explica detalladamente en el Capítulo II.

En el plano tecnológico internacional, la utilización de aleaciones no ferrosas que tienen la propiedad de ser endurecidas por precipitación están teniendo una gran aceptación debido a que pueden competir con las aleaciones ferrosas en cuanto a propiedades mecánicas se refiere. Un ejemplo de esto es el acero Maraging que logra su gran dureza debido al tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación fundamentalmente y no a la cantidad de carbón contenida.

La complejidad de los fenómenos que pueden presentarse durante el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación de las aleaciones de Aluminio exige que se posean ciertos co

nocimientos básicos sobre el tema. Ello redundará, como consecuencia del buen empleo de este proceso, en la calidad así como en una mejora de la productividad y costos.

El objetivo de esta tesis fué encontrar las condiciones óptimas para realizar el tratamiento térmico de endurecimiento -- por precipitación de un duraluminio comercial nacional y lograr las mejores propiedades mecánicas en el mismo.

Se pretende también contribuir a la divulgación tanto de los principios en que se fundamenta este tratamiento como de la manera en que pueden manejarse experimentalmente las variables que intervienen en dicho tratamiento.

Evidentemente este trabajo tiene las limitaciones inherentes de un proceso de laboratorio y con escasos recursos económicos para su desarrollo. Sin embargo, la metodología seguida y los fundamentos para el manejo de estas variables son el resultado de una investigación bibliográfica extensa y actualizada en este proceso.

CAPITULO II.- FUNDAMENTOS DEL ENDURECIMIENTO POR PRECIPITACION.

II.1.- Introducción.

Existen tres métodos generales importantes por los cuales la resistencia a la deformación plástica de un cristal metálico puede ser incrementada. Estos métodos son: trabajado en frío, por solución sólida y el endurecimiento por precipitación. Muchas de las altas resistencias de las aleaciones que se logran en la actualidad dependen de uno o más de estos efectos.

Los dos primeros métodos ya eran conocidos desde tiempos antiguos, pero la última técnica nació de las observaciones y experimentos hechos por Alfred Wilm durante los años 1906-1909 en Alemania. Wilm hizo investigaciones con una aleación de aluminio, la cual pudiera ser endurecida por medio de un temple desde una temperatura elevada de una manera similar al acero. En una aleación conocida posteriormente como Duraluminio, la cual contenía 4 % de cobre, 0.5 % de magnesio y una pequeña cantidad de manganeso, Wilm descubrió accidentalmente que la dureza de la aleación templada se incrementaba con el tiempo. Se puede decir que el descubrimiento del endurecimiento por precipitación representa el único método nuevo de endurecimiento de aleaciones desde que se descubrió el temple del acero en el segundo milenio antes de Cristo.

En ciertos sistemas, el endurecimiento por precipitación puede ser mucho más efectivo que el endurecimiento por reducción en el tamaño de grano, por trabajado en frío o por solución sólida. Los sistemas susceptibles de ser endurecidos en esta forma son aquellos que forman soluciones sólidas sobresaturadas y que segregan un precipitado finamente disperso cuando envejecen a temperaturas bajas o intermedias. Las aleaciones binarias o ternarias en las que la solubilidad sólida de un metal en otro decrece con la

temperatura son sometidas frecuentemente a este tratamiento. El sistema aluminio-cobre, cuya porción rica en aluminio se muestra en la Figura 2.1, es un ejemplo típico. Otros ejemplos lo constituyen los sistemas aluminio-magnesio (Figura 2.2) y hierro-carbono (Figura 2.3.)

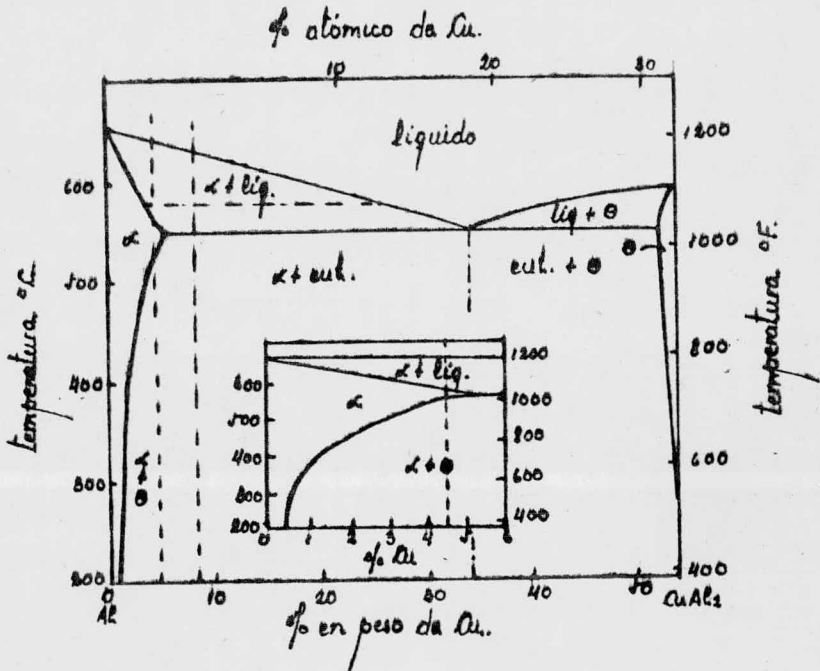


FIGURA 2.1

En un tratamiento de endurecimiento por precipitación - la aleación es inicialmente solubilizada por calentamiento en la zona monofásica, conservándola a esa temperatura un tiempo suficiente para disolver todas las partículas de precipitado solubles y luego se temple rápidamente hasta la zona bifásica. La rapidez del temple impide la formación de precipitados de equilibrio, - produciéndose entonces una solución sólida sobresaturada. En este

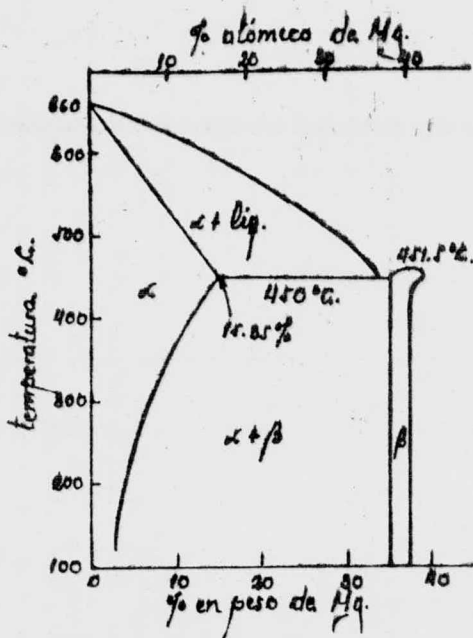


FIGURA 2.2

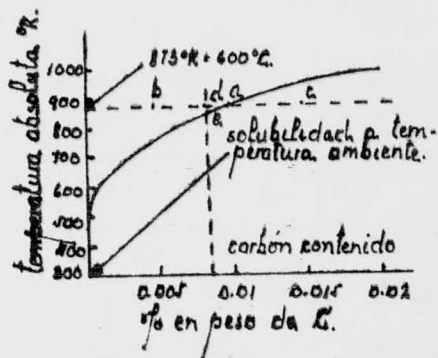


FIGURA 2.3

estado el material es maleable y maquinable, pudiendo aprovecharse para conformar la pieza. Manteniéndola cierto tiempo a temperatura superior al ambiente, se forman pequeñas estructuras de transición del orden de 100 Å, llamados pre-precipitados. El aspecto metalográfico del material en este estado es exactamente el mismo que antes de la precipitación. Para controlar este parte del proceso hay que valerse de datos de dureza, resistencia mecánica, microscopía electrónica y rayos X. La cantidad de endurecimiento -- producido de esta forma en las aleaciones de aluminio con diferentes cantidades de cobre, puede verse en la Figura 2.4. En la actualidad se sabe que los cambios de dureza como los indicados en esta figura resultan de la formación de tres estructuras de transición denominadas GP1, GP2 y θ' , previas a la formación de la θ

se de equilibrio θ (CuAl_2). La precipitación de estas estructuras en la matriz de aluminio producen distorsiones localizadas que obstaculizan el movimiento de las dislocaciones, aumentando por consiguiente el esfuerzo de cedencia y la dureza sin introducir fragilidad alguna, pues al no existir la segunda fase, no hay interfase que baje los valores de resiliencia.

La falla principal de este tratamiento térmico es el sobreenvejecimiento, o sea, el calentamiento a temperatura excesiva o a un tiempo también excesivo en la última parte del proceso. En este caso aparece una fracción considerable de segunda fase, anulando los efectos del tratamiento. Esta falla no puede eliminarse por medio de un tratamiento posterior: y debe repetirse el ciclo completo.

El cambio en la energía libre resultante de la precipitación de una segunda fase desde una solución sólida sobresaturada es la suma de tres cambios separados:

- 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 primeros dos 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. Hay sin embargo, la contribución adicional de la energía de deformación elástica. Este factor es el que determina principalmente la forma de las partículas de precipitado, que puede ser coherente o incoherente 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 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 precipitado (Figura 2.5). 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.

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 2.6). La energía de deformación elástica alrededor de la partícula es relativamente baja en comparación con el caso coherente.

En general, la coherencia está favorecida en las etapas iniciales de la precipitación y la incoherencia al final. Esto 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, que es la de una partícula coherente. A medida que la partícula crece, la energía de deformación crece 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 incoherentes son obstáculos muy efectivos para el movimiento de las

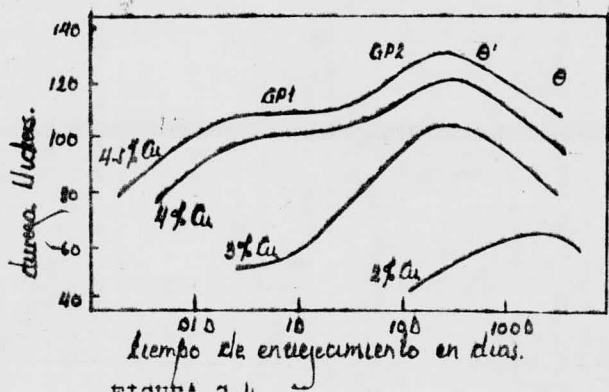


FIGURA 2.4

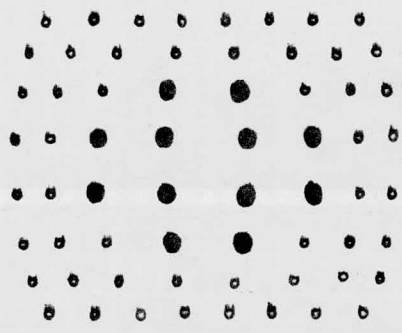


FIGURA 2.5

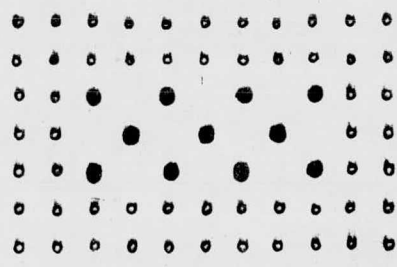


FIGURA 2.6

dislocaciones porque la gran 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.

Resulta evidente que se necesitan dos condiciones para que una aleación pueda ser endurecida por precipitación. En primer lugar debe haber una temperatura y composición en que pueda formarse una solución sólida homogénea y por debajo de la cual ocurra la precipitación de una segunda fase. En segundo lugar debe ser posible para la segunda fase formar un precipitado coherente. Por ejemplo, el sistema magnesio-plomo satisface la primera condición pero no la segunda, por lo que las aleaciones de este tipo no son endurecibles por precipitación. En este caso, el precipitado es cristalográficamente muy diferente a la matriz, por lo que no hay etapas de coherencia durante la precipitación.

Como se ha dicho, la precipitación ocurre por un proceso de nucleación y crecimiento. La precipitación no puede ocurrir hasta que comienza la nucleación, pero una vez iniciada ésta, la solución sólida puede perder sus átomos de soluto de dos maneras; por el crecimiento de partículas ya formadas o por la formación de núcleos adicionales. Es decir, la nucleación continúa simultáneamente con el crecimiento de las partículas previamente formadas. El proceso de la precipitación a una temperatura dada se muestra en la Figura 2.7. Se usan unidades logarítmicas en la escala de tiempo porque las reacciones espontáneas de esta naturaleza generalmente comienzan muy rápido y terminan muy lentamente. En general, la precipitación no comienza inmediatamente sino que requiere un tiempo finito t_0 antes de que sea detectable. A este intervalo de tiempo se le llama período de incubación y representa el tiempo necesario para formar núcleos estables visibles. La curva muestra también que el proceso de precipitación finaliza

muy lentamente, un efecto que era de esperarse en vista de la continua pérdida de átomos de soluto de la solución.

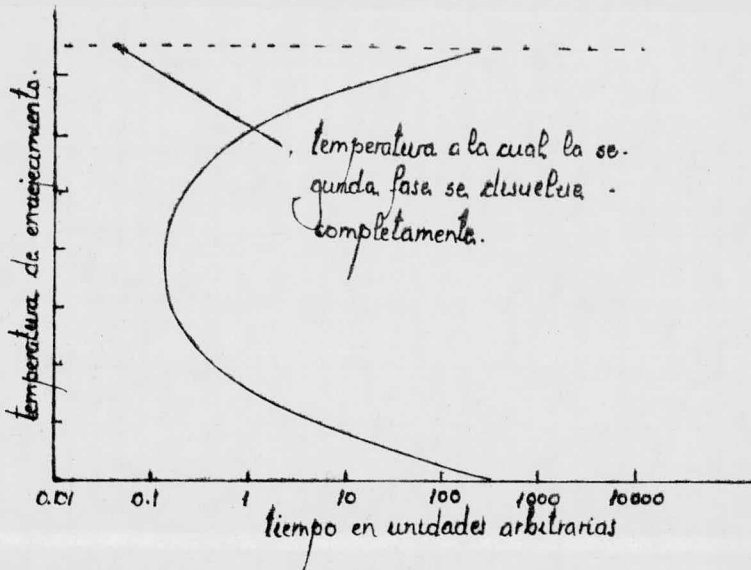


FIGURA 2.7

La velocidad con que se produce la precipitación varía con la temperatura. Esto se muestra cualitativamente en la Figura 2.7. A muy bajas temperaturas se requiere un largo tiempo para completar la precipitación debido a que la rapidez de difusión es muy baja y en este caso la rapidez de reacción está controlada por la rapidez de migración de los átomos. La rapidez de precipitación es también muy baja a temperaturas justo por debajo de la línea de solvus (punto e Figura 2.3.) En este caso, la solución está solo ligeramente sobresturada y la disminución en la energía libre resultante de la precipitación es muy pequeña. La nucleación es lenta y la precipitación controlada por la rapidez de formación de núcleos. La elevada rapidez de difusión que existe a estas temperaturas de poco sirven si los núcleos no se forman. A

temperaturas intermedias, entre los extremos mencionados, la rapidez de precipitación aumenta hasta un máximo, de tal manera que el tiempo necesario para completar la precipitación es muy corto. En este rango, la combinación de rapidez de difusión y rapidez de nucleación moderadamente elevadas acelera el proceso.

El efecto más importante de la precipitación es el de que la matriz resulte endurecida. En la Figura 2.4 ya se mostró el ejemplo de las aleaciones aluminio-cobre. En la Figura 2.8 puede verse una curva similar para el sistema hierro-carbono. Un hecho sobresaliente de estas curvas es el máximo (o máximos) que poseen y que demuestra que si conservar los especímenes durante un tiempo demasiado largo, a una temperatura dada, se pierde su dureza (sobre-envejecimiento).

La forma de la curva de envejecimiento es función principalmente de dos variables; la temperatura a que ocurre el envejecimiento y la composición del metal.

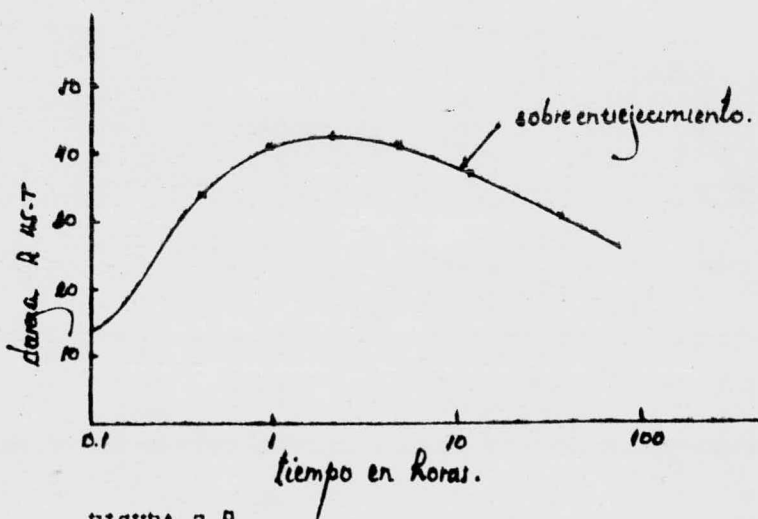
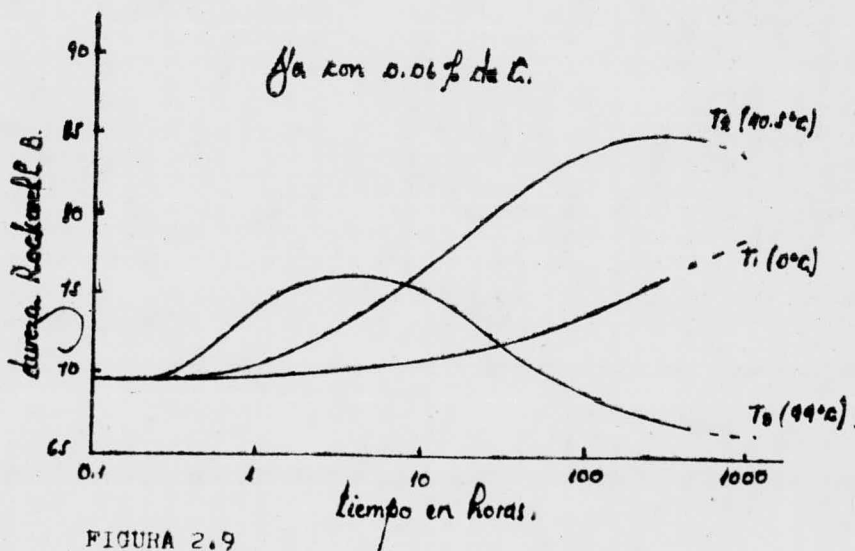


FIGURA 2.8

Consideremos la primera de estas variables. La Figura 2.9 muestra tres curvas correspondientes a tres temperaturas de envejecimiento diferentes. La curva indicada con T_1 representa un envejecimiento a temperatura demasiado baja. El movimiento atómico es tan pequeño que no hay precipitación apreciable y el endurecimiento ocurre lentamente. Un descenso adicional de la temperatura de envejecimiento por debajo de T_1 paralizará totalmente la precipitación e impedirá el endurecimiento. Se hace uso útil de este hecho en la industria aeronáutica, donde se usan remaches de una aleación de aluminio que endurece normalmente a temperatura ambiente. Con este fin se conservan en refrigeración hasta el momento de ser colocados.

La temperatura T_2 corresponde a una temperatura óptima. La máxima dureza sobreviene en un tiempo razonable.

A T_3 la dureza ocurre rápidamente debido a una difusión rápida, sin embargo, los efectos de ablandamiento también se aceleran y el resultado es que el máximo en la dureza es inferior.



Consideremos ahora el efecto de la otra variable sobre la curva de envejecimiento. Para bajas concentraciones de soluto, el grado de sobresaturación es pequeño al final del tratamiento de solubilización y la energía libre del sistema es en el mejor de los casos, muy poco mayor que la correspondiente a la concentración de equilibrio. Bajo estas condiciones es difícil nuclear el precipitado y el endurecimiento ocurre con lentitud a temperaturas constantes. Además, la máxima dureza obtenible será pequeña debido a la poca cantidad de precipitado. En general, cuanto menor sea la cantidad de precipitado, tanto menor será la máxima dureza. Por otra parte, el aumento de la concentración total de soluto hace posible una mayor dureza a una temperatura de envejecimiento dada. Cuanto mayor sea la cantidad de soluto disponible, mayor será el precipitado y el máximo de dureza. Además, con estas concentraciones elevadas se obtiene el máximo de dureza en un tiempo menor ya que aumentan la rapidez de nucleación y la rapidez de crecimiento. La rapidez de nucleación aumenta debido a la gran diferencia entre las energías libres de los estados sobresaturados y de equilibrio. La rapidez de crecimiento aumenta debido a la mayor cantidad de soluto disponible para la formación del precipitado. Estos efectos están limitados por la cantidad de soluto que es posible disolver durante el tratamiento de solubilización. Por ejemplo, la máxima solubilidad del carbono en hierro ocurre a 723°C (0.020% de C), como puede verse en la Figura 2.3. Si el contenido de carbono está por encima de este límite, el exceso no se disuelve en la matriz (ferrita) sino que permanece en forma de cementita. Los aceros de bajo carbono cuya composición está por encima de este límite pueden endurecerse por tratamiento de precipitación siempre que la temperatura de solubilización no sea superior a 723°C . La Figura 2.9 muestra una serie de curvas de envejecimiento para un acero con 0.06% de carbono.

Como ya se explicó, en algunas aleaciones sobreviene el sobre-envejecimiento en forma conjunta con la pérdida de coherencia

entre el precipitado y la matriz. En cualquier caso, el sobre-envejecimiento está conectado con el crecimiento de las partículas de precipitado. El crecimiento continúa mientras el metal está mantenido a una temperatura fija. Esto no significa que todas las partículas continúan creciendo, lo cual es imposible una vez que el soluto ha llegado a la concentración de equilibrio. Significa solamente que ciertas partículas (las más grandes) continúan creciendo, mientras que otras (las más pequeñas) desaparecen. A medida que avanza el envejecimiento, aumenta el tamaño de las partículas pero su número disminuye. El máximo endurecimiento está asociado con un tamaño óptimo (pequeño) de partícula y con un número grande de partículas, mientras que el envejecimiento está asociado con pocas partículas relativamente grandes. (Figure 2.10)

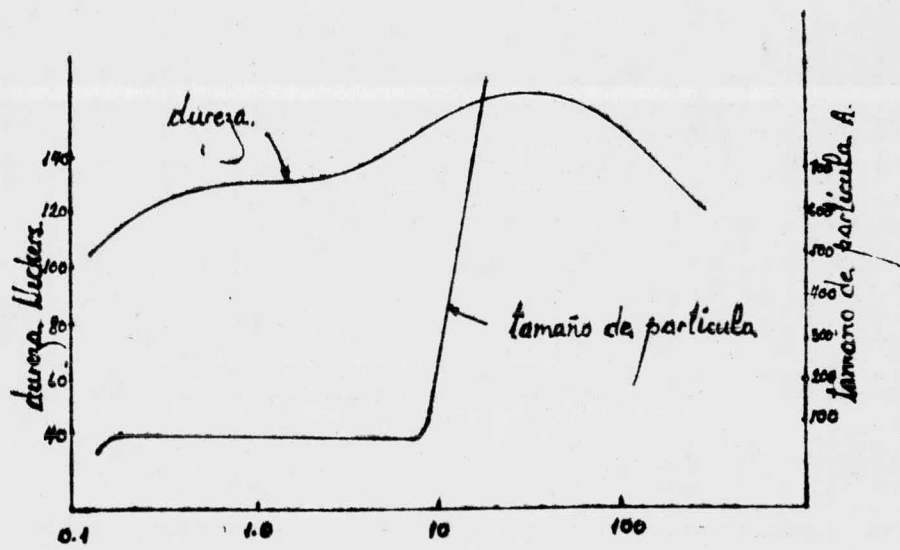


FIGURA 2.10 tiempo de envejecimiento, en días

11.2. Termodinámica y Cinética del proceso de precipitación.

1.- Nucleación.

Como se sabe, una partícula de precipitado puede ser -- nucleada de dos maneras diferentes. Puede formarse sobre defectos reticulares (dislocaciones, impurezas, límites de grano) en cuyo caso la nucleación es heterogénea. Puede formarse también de manera espontánea a consecuencia de fluctuaciones en la composición -- del sistema, en cuyo caso la nucleación es homogénea. Este proceso ocurre con mucha dificultad especialmente por la necesidad de crear una nueva superficie (interfase).

El cambio en energía libre que acompaña la formación de una partícula de precipitado puede expresarse de la siguiente manera:

$$DG = -DG_v + DG_s + DG_e$$

donde: DG_v (mayor de cero) es la energía libre asociada con la -- formación del volumen de la nueva fase; DG_s (mayor que cero) es -- la energía de la interfase y DG_e (mayor que cero) es la energía -- de deformación causada por diferencias en los volúmenes específicos de ambas fases. 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 (en valor absoluto) que el de deformación. Por lo tanto, podemos reescribir la ecuación anterior en la forma:

$$DG = -Ar^3 + Br^2$$

donde r es el radio de la partícula. En la Figura 2.11 puede verse la gráfica de la ecuación anterior. El radio r_0 es el radio -- crítico. Las partículas con radio inferior a r_0 (embriones) se di -- suelven. Las partículas con radio mayor que r_0 son estables y con -- tinúan creciendo. La nucleación homogénea requiere que las fluc-- tuaciones térmicas produzcan partículas con radio mayor que r_0 .

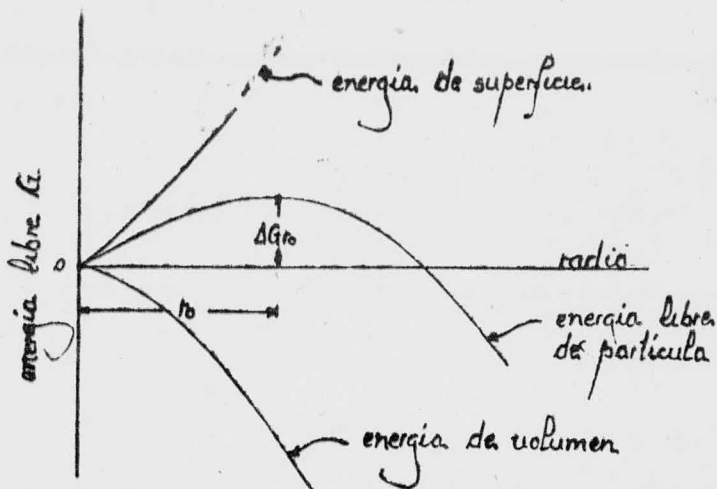


FIGURA 2.11

La temperatura no influye (en primera aproximación) sobre el término de superficie. Por otra parte, el término de volumen aumenta al bajar la temperatura. El efecto neto se muestra cualitativamente en la Figura 2.12, donde puede verse que el radio crítico decrece al bajar la temperatura. A temperaturas justamente 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 la temperatura. 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 controlante a bajas temperaturas.

La finura del precipitado aumenta a medida que la temperatura de envejecimiento disminuye, lo que se muestra esquemáticamente en la Figura 2.13. Esta figura también indica que el tamaño de precipitado decrece al aumentar el contenido de soluto para una

temperatura de envejecimiento dada. Este efecto puede interpretarse de la siguiente manera; cuanto mayor es la sobresaturación, el núcleo crítico es menor y, por lo tanto, el precipitado final es también más fino.

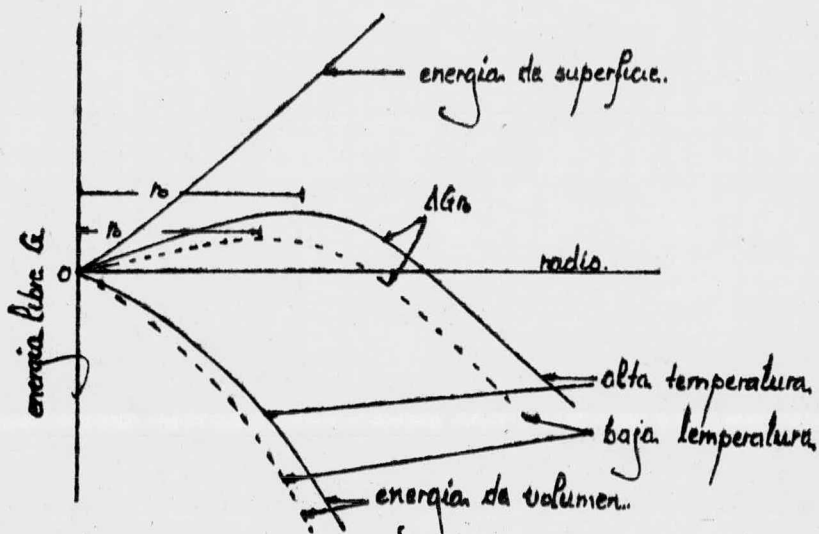


FIGURA 2.12

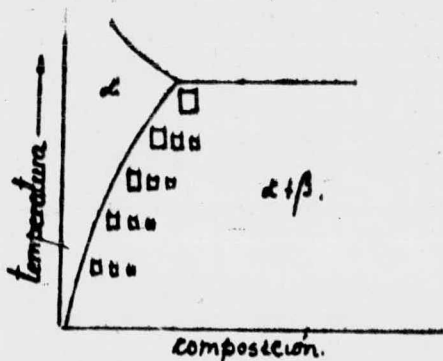


FIGURA 2.13

2. Influencia de la energía de deformación sobre la nucleación.

En la mayoría de las transformaciones de fase en estado sólido ocurren deformaciones elásticas en una o ambas fases como consecuencia de cambios en el volumen o en la forma de la región que comprende el núcleo, ya que la nueva fase generalmente tiene un parámetro y una estructura cristalina diferente de las de la fase original.

Un núcleo incoherente no tiene continuidad reticular con la matriz y la distorsión asociada con la formación del germen es la distorsión hidrostática que se produce al colocar una inclusión dentro de un agujero de tamaño ligeramente diferente. Esta distorsión puede ser acomodada por flujo plástico si las dos fases son suficientemente blandas, o por deformación elástica si son rígidas. La energía de deformación resultante será despreciable en el primer caso. En el segundo dependerá de los valores de los módulos elásticos y de la forma de la partícula. no

Suponiendo que la deformación se acomoda preferentemente en la matriz, Nabarro calculó la energía de distorsión para un núcleo esferoidal incoherente como función de su forma. Los resultados se muestran en la Figura 2.14. Es evidente que la energía de deformación se minimiza cuando la partícula precipitada tiene forma de disco delgado, aunque a esta forma corresponde una relación área/volumen elevada y, por lo tanto, es desfavorable desde el punto de vista de energía superficial. La forma es, en definitiva, la de un esferoide oblatado, como resultado del compromiso entre los dos factores opuestos. En una matriz de mayor rigidez elástica el núcleo tiende a ser más delgado para reducir la energía de distorsión. no

La energía de las interfases coherentes o semicoherentes

es menor que las del tipo incoherente. La energía libre de formación de un núcleo disminuye considerablemente si los germenos están limitados por interfaces coherentes. En muchos metales FCC se forman precipitados coherentes en forma de placas sobre los planos 100 de la matriz debido a la anisotropía del módulo elástico del solvente. Obsérvese que en estos metales el módulo de Young tiene un valor mínimo a lo largo de las direcciones 100. La máxima deformación se produce a lo largo de la dirección de menor módulo elástico, minimizando así la energía de deformación.

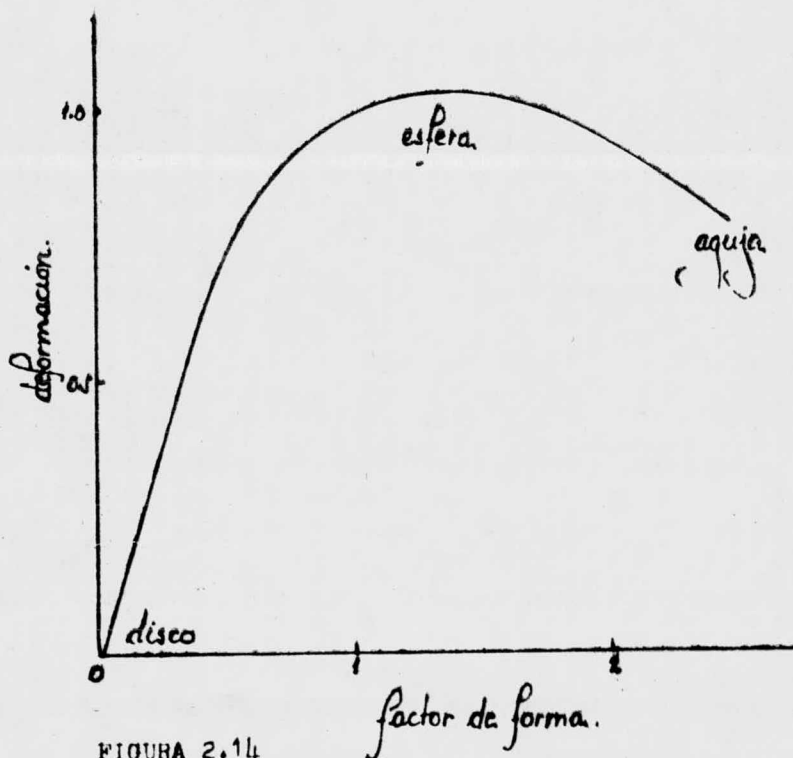


FIGURA 2.14

La forma de un núcleo coherente está determinada por los valores relativos de las constantes elásticas, la magnitud del desencaje cristalográfico y la anisotropía de las energías superficiales. Si el desencaje atómico es pequeño para un determinado soluto de tal manera que el precipitado o zona no está muy distorsionado, la forma de la partícula queda establecida por el criterio de mínima relación área/volumen. Generalmente se forman esferas cuando el desencaje atómico es menor del 3 % y discos cuando el desencaje es mayor del 5 %. Para un grado de desencaje, la energía de deformación aumenta con el tamaño del germen. Finalmente se llega a un tamaño para el cual es energéticamente más favorable la formación de dislocaciones en la interfase en lugar de continuar aumentando la distorsión de la red y se forme una interfase semicoherente (Figuras 2.16 y 2.15).

3.- Formación de fases de transición metaestables.

Generalmente se considera la cinética de las transformaciones de fase en términos de una aproximación de cuasiequilibrio.

Existen diferentes maneras de transformar la configuración metaestable y la que realmente ocurre es la de máxima rapidez de disminución en la energía libre, es decir, la que tiene máxima rapidez de reacción. Aunque el producto más probable es la estructura más estable. Sucede a menudo que hay configuraciones menos estables que se producen de manera preferente.

El producto preponderante es aquel producido con la tasa más rápida y a causa de que la tasa de reacción está esencialmente determinada por el valor de la energía de activación para el proceso. El producto precipitado más rápidamente es el que está asociado con la energía de activación mínima. En los procesos con muchas etapas sucesivas cada etapa tiene una energía de activación mayor que la precedente.

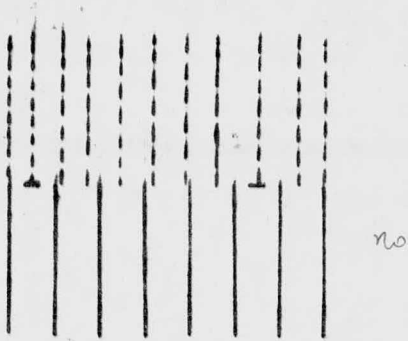


FIGURA 2.15

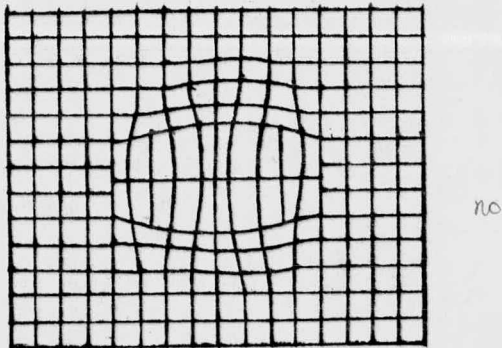


FIGURA 2.16

Puesto que $-DG_v$ es por definición más pequeño en una fase de transición que en una fase más estable, la fase de transición puede formarse únicamente si su energía superficial DG_s es sustancialmente menor que la asociada con la fase estable. DG_s domina el proceso de nucleación si el precipitado estable es incoherente. Pero un producto metaestable cuya estructura y composición faciliten la nucleación coherente, tienen DG_s menor. A condición que esta reducción en la energía de interfase sobrepase cualquier disminución en $-DG_v$ o cualquier aumento en DG_e , DG es menor para el producto de transición.

Un caso hipotético se ilustra en la Figura 2.17 y representa las relaciones entre las energías libres de la solución sólida original (alfa), el precipitado de equilibrio (beta) (despreciando la energía superficial) y los precipitados intermedios coherentes (beta' y beta''), todo a una temperatura dada. Con el criterio de las tangentes comunes es evidente que el límite de solubilidad p'' de la fase en equilibrio con beta'' es mayor que el de la fase en equilibrio con beta', el cual, a su vez, es mayor que el de la fase en equilibrio con el precipitado estable beta. Por lo tanto, se pueden formar aleaciones con un contenido de soluto mayor que p'' , a partir de la fase de transición beta''. Las aleaciones con contenido de soluto entre p' y p'' se descompondrán directamente en beta' y las aleaciones en el rango de composición de p a p' precipitarán en la fase estable beta. Esto ilustra en la regla general de que a medida que disminuye la sobresaturación también disminuye el número de etapas intermedias de la reacción.

Los cambios al variar la temperatura pueden representarse en el diagrama de fase (Figura 2.17) por medio de líneas de solubilidad adicionales para indicar las temperaturas y composiciones a las cuales la fase alfa resulta sobresaturada con respecto a la precipitación de fases beta' y beta''. Un ejemplo se representa en la Figura 2.18 para el sistema aluminio-cobre.

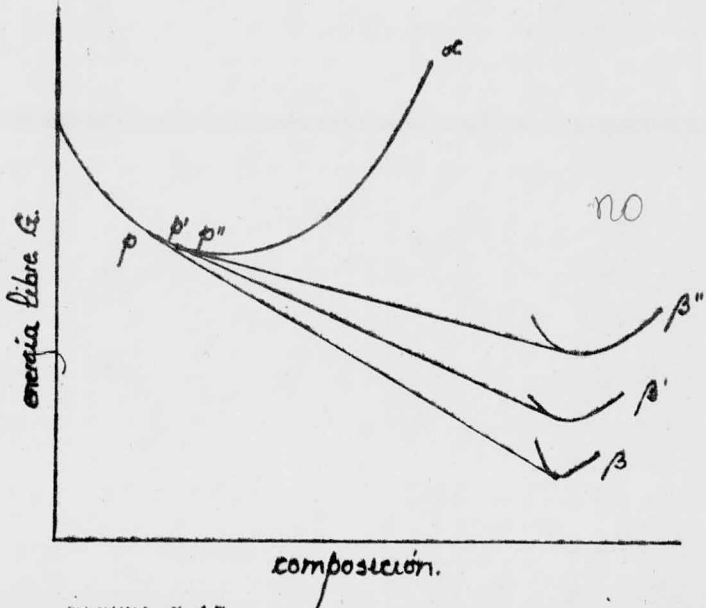


FIGURA 2.17

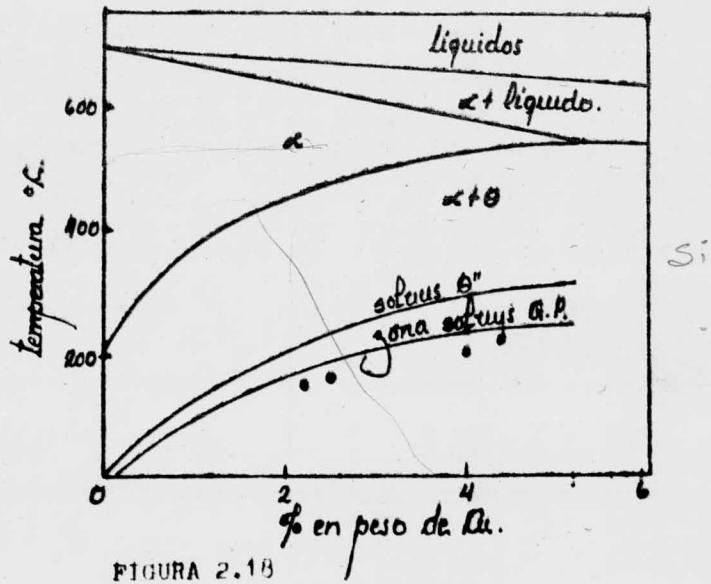


FIGURA 2.18

Estos dibujos van después de la pág. 25

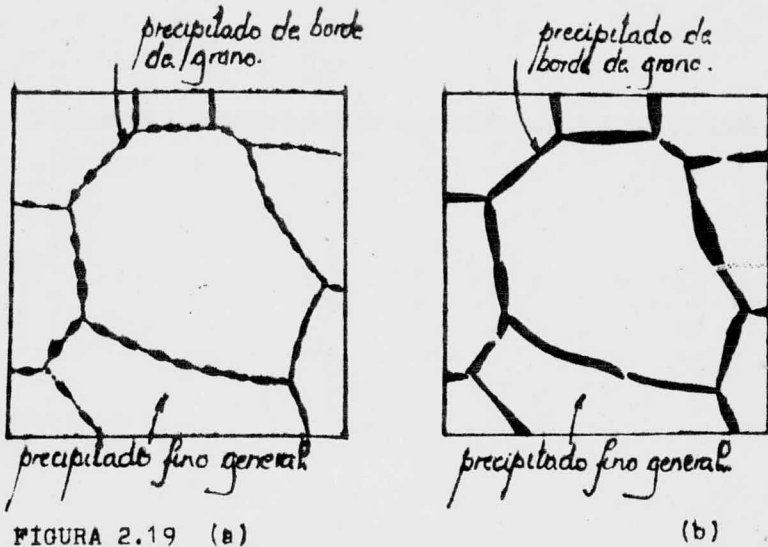


FIGURA 2.19 (a)

(b)

Cuando se envejece una solución sólida sobresaturada de esta aleación a una temperatura que está justamente por debajo de la línea solvus de las zonas GP^{II}, la rapidez de formación de las zonas GP^I es mayor que la de otros posibles productos y dichas zonas se forman entonces de manera preferente. A continuación, la fase θ^{II} (GP^{II}) tienen la rapidez de formación más elevada y se formarán núcleos de esta fase si el envejecimiento es prolongado. Por analogía con la Figura 2.17 puede verse que las regiones de la matriz alrededor de estos nuevos núcleos tienen una composición menor que la solubilidad de las zonas GP^I (es decir, p^I en lugar de p^{II}) y por lo tanto, las zonas GP^I se disuelven. El proceso de precipitación por etapas sucesivas continua hasta que se produce el estado más estable (precipitado θ en la Figura 2.18) resultante de la resolución de fases menos estables formadas en las primeras etapas.

no

4.- Factores adicionales que influyen sobre la precipitación.

En muchas aleaciones, la interpretación del fenómeno de precipitación se complica aún más por el hecho de que la nucleación es a la vez homogénea y heterogénea. En muchas aleaciones -- los sitios preferidos para la nucleación heterogénea son los límites de grano y los planos de deslizamiento y ahí la precipitación tiende a ocurrir más rápidamente. Se introduce entonces una diferencia en el tiempo de respuesta a un tratamiento de envejecimiento entre áreas que verifican nucleación homogénea respecto a las que verifican nucleación heterogénea. Como resultado, frecuentemente hay sobre-envejecimiento en los límites de grano mucho antes de que la precipitación en la matriz haya podido verificarse. --- Otro efecto de la precipitación rápida en los límites de grano es que las partículas precipitadas pueden crecer mucho, rebajando excesivamente la concentración de soluto en áreas adyacentes al límite de grano. Queda entonces una banda de metal libre de precipitados cada lado del límite. (Figura 2.19a). Este efecto hace que la velocidad de temple, es decir, la rapidez de enfriamiento luego del tratamiento de solubilización, sea muy crítica. En efecto, si el enfriamiento es lento, la nucleación comienza justamente -- por debajo de la línea de solvus en los puntos de nucleación fácil, por ejemplo, en los límites de grano. Al mismo tiempo la nucleación homogénea queda prácticamente inhibida por la pequeña sobresaturación. Al continuar el enfriamiento lento, el precipitado formado en los límites de grano sigue creciendo por difusión de soluto desde el interior del grano. Este drenaje constante de soluto impide que la sobresaturación alcance valores elevados aún a bajas temperaturas y por lo tanto no habrá nucleación en el interior del grano (Figura 2.19b).

La nucleación heterogénea sobre los planos de deslizamiento puede inducirse por las tensiones que se desarrollen al --

templar la aleación desde la temperatura de solubilización. El relevado de estas tensiones mediante deformación plástica por deslizamiento espontáneo deja gran número de segmentos de dislocaciones sobre los planos de deslizamiento que actúan como sitios favorables para la nucleación heterogénea.

El fenómeno de precipitación resulta a veces aún más complicado por la ocurrencia de recristalización de la matriz durante la formación del precipitado.

Finalmente debe tenerse en cuenta que las partículas de precipitado no son esféricas. Frecuentemente el precipitado tiene forma de placas o agujas. En muchos casos estas partículas crecen de tal manera que quedan alineadas a lo largo de determinados planos o direcciones cristalográficas de la matriz, formando combinaciones geométricas conocidas como estructuras de Widmanstätten -- (Figura 2.20).

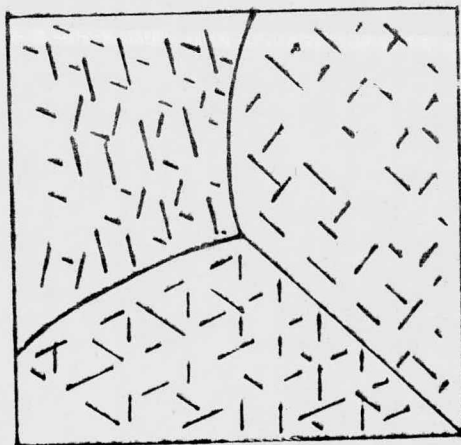


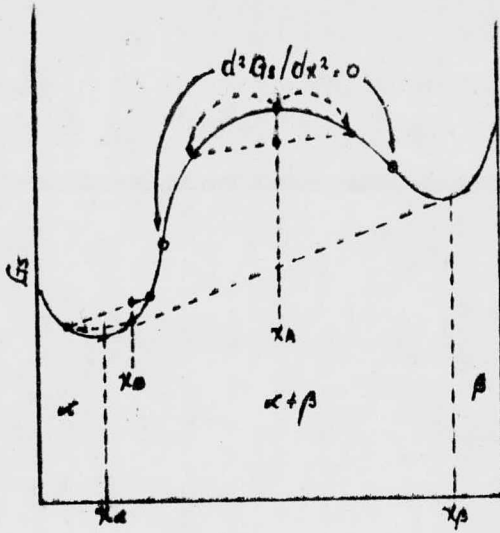
FIGURA 2.20

5.- Puntos Espinoidales.

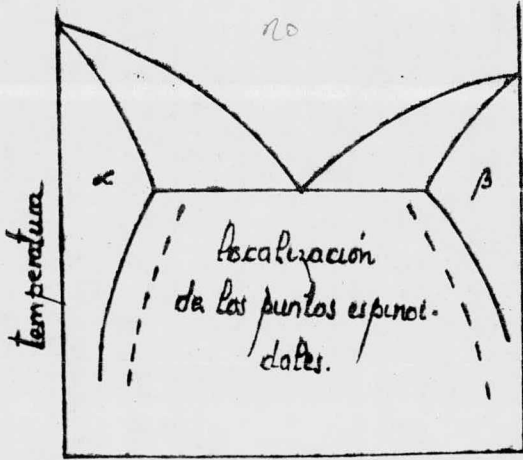
No puede dejar de mencionarse desde el punto de vista científico los puntos espinoidales debido a la importancia que tienen en el endurecimiento por precipitación.

En la Figura 2.21a los puntos de la curva en la cual la segunda derivada d^2G_s/dx^2 es cero, son llamados puntos espinoidales. En las composiciones entre los puntos espinoidales la segunda derivada es negativa y en las composiciones fuera de los puntos espinoidales la segunda derivada es positiva. La distribución de los puntos espinoidales en un diagrama de fases eutéctico se indica en la Figura 2.21b. Consideremos una composición dentro de la región espinoidal, como lo es la composición x_A en la Figura 2.21a. Si una solución sólida de una fase de dicha composición se descompone en dos soluciones de mayor y menor composición, respectivamente, por algunas fluctuaciones estadísticas, entonces la energía libre del sistema será más baja, como se muestra en la Figura 2.21a. Si algo parecido a una fluctuación de composiciones ocurriera para una solución sólida fuera de los puntos espinoidales, como lo es x_B , la energía libre del sistema se elevará. Por lo tanto, pequeñas fluctuaciones en la composición son favorecidas en las composiciones dentro de los puntos espinoidales pero no fuera de ellos. Ambas soluciones, x_A y x_B disminuyen la energía libre del sistema si se descomponen en dos soluciones que tengan las composiciones de equilibrio x_{α} y x_{β} . Sin embargo, no puede ser fácil para las composiciones pasar completamente a x_{α} y x_{β} debido a problemas de difusión. Un problema cinético puede ser menos severo para composiciones dentro de los puntos espinoidales debido a que la energía libre es reducida para pequeñas fluctuaciones en la composición.

Varias de las aleaciones de uso industrial en la actualidad poseen una cinética espinoidal en su proceso de precipitación, de ahí la importancia de mencionar este fenómeno.



(a)



(b)

FIGURA 2.21. Localización de los puntos espino- noidales en (a) diagrama de ener- gía libre-composición y (b) dia- grama de fases.

11.3.- Mecanismos de Endurecimiento.

Una línea de dislocación puede franquear de tres maneras diferentes un obstáculo interpuesto en su plano de deslizamiento:

i).- Saltando por encima del obstáculo (climb). Este proceso requiere considerable energía, y es posible únicamente cuando la barrera es baja (partículas pequeñas) o cuando la energía térmica es grande (temperaturas elevadas).

ii).- Rodeando el obstáculo. La dislocación pasa entre dos obstáculos contiguos, según el mecanismo propuesto por Orowan (Figura 2.22). Para que esto sea posible, es necesario que la línea de dislocación llegue a curvarse hasta un radio mínimo $R=A/2$, donde A es el espaciado medio entre partículas. El esfuerzo requerido para curvar la línea es $\mu b/A$. Por lo tanto, el proceso de rodeo es posible únicamente cuando las partículas están suficientemente espaciadas (aproximadamente 100 Å) y cuando son suficientemente grandes (en caso contrario, la dislocación preferirá el proceso de salto).

iii).- Cizallando o rompiendo el obstáculo. Este proceso es posible únicamente cuando el esfuerzo aplicado sobre la partícula es mayor que su esfuerzo de cedencia. Como las partículas tienen en general, una estructura casi perfecta, su resistencia se aproxima a la ideal ($\sim E/80$); por lo tanto, se necesitan grandes esfuerzos para cizallarlas o romperlas. No obstante, esta situación puede presentarse aún cuando el esfuerzo exterior aplicado sea moderado, siempre que haya mecanismos para la concentración de esfuerzos; por ejemplo, apilamiento de dislocaciones en el límite del obstáculo, o superposición de anillos de dislocaciones alrededor del mismo. El primer caso se aplica a los sistemas reforzados por segundo componente. El segundo caso corresponde al

efecto Fisher-Hart-Pry (efecto FHP), y consiste en lo siguiente: cada línea de dislocación que rebasa una partícula según el mecanismo de Orowan, deja un anillo de dislocación alrededor de la misma (Figura 2.22); la superposición de sucesivos anillos concéntricos ejerce un esfuerzo creciente sobre la partícula, esfuerzo que llega a ser mucho mayor que el esfuerzo sobre el plano de deslizamiento. Este segundo caso se presenta al final del proceso de recocido detallado en ii.

Por lo que acaba de verse, la efectividad de los obstáculos introducidos en la matriz depende de tres factores:

- a).- El tamaño efectivo de los obstáculos.
- b).- El espaciado entre obstáculos.
- c).- La resistencia mecánica de cada obstáculo.

Por "tamaño efectivo" del obstáculo entendemos las dimensiones de su campo de tensiones; excepto en el caso de partículas incoherentes, este tamaño efectivo es considerablemente mayor que el tamaño físico.

Comunmente, se trata de optimizar el endurecimiento que se puede obtener con una proporción dada matriz/partículas, variando la escala de dispersión. Por lo tanto, los factores a y b están ligados: las pequeñas partículas están muy próximas y las partículas grandes muy separadas.

En la Figura 2.23 se grafica σ_y como función del espaciado λ , para una proporción constante matriz/partículas. Analizaremos por separado cada etapa de la curva.

1.- Partículas pequeñas muy próximas. En el caso extremo, se tratará de átomos individuales disueltos en una matriz y por lo tanto corresponde al endurecimiento por solución. Estando tan próximas las partículas, las fuerzas que ejercen sobre la li-

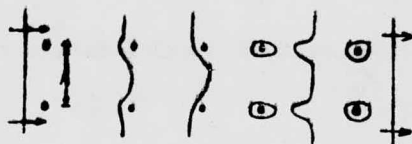


FIGURA 2.22

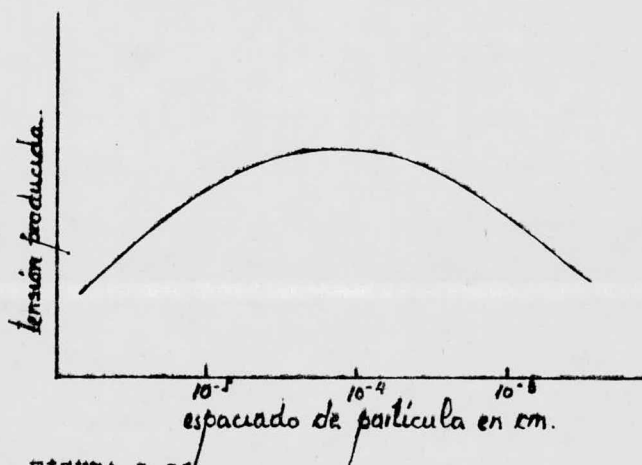


FIGURA 2.23

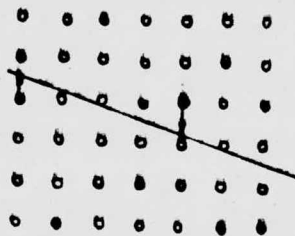


FIGURA 2.24

nes de dislocación tienden a compensarse (Figura 2.24); las barreras de energía son bajas y la dislocación puede saltar por encima de ellas sin gran esfuerzo.

2.- Partículas medianas con espaciado intermedio. Esta situación es característica de las primeras etapas de un proceso de precipitación y por lo tanto corresponde al esfuerzo por segunda fase. A medida que las partículas se separan y se hacen más grandes, disminuye la compensación de esfuerzos sobre la línea de dislocación y las barreras de energía se hacen más altas por lo que el salto es cada vez más difícil. Por otra parte aún no están suficientemente separadas como para que el mecanismo de rodeo (Orowan) sea fácil. Se llega a una situación en que ambos mecanismos están igualmente dificultados y la resistencia del material pasa por un máximo. Los cálculos teóricos (Mott y Nabarro) indican que el esfuerzo de cedencia al corte del material es en esta etapa:

$$\sigma_y = 2/\lambda c$$

donde λ mide el desencaje cristalográfico entre la partícula y la matriz y c es la concentración. Obsérvese que el esfuerzo de cedencia es proporcional a la concentración, lo que está confirmado por los resultados experimentales.

3.- Partículas grandes muy espaciadas. Esta situación es característica de un proceso de precipitación llevado al máximo (sobreenvejecimiento). Pasado el máximo de la etapa 2, las partículas son ahora demasiado grandes para que pueda operar el mecanismo de salto pero ya están suficientemente separadas como para poderlas rodear fácilmente con el mecanismo de Orowan. Por lo tanto, el esfuerzo de cedencia al corte del material es en esta etapa:

$$\sigma_y = 4b/A$$

y vuelve a disminuir (reblandecimiento).

CAPITULO III.- PRACTICA DEL TRATAMIENTO TERMICO DE UNA ALEACION DE ALUMINIO.

III.1.- Solubilización.

Con el tratamiento térmico de solubilización se consigue alcanzar la máxima concentración práctica de constituyentes endurecedores en la solución sólida, lo cual requiere el calentamiento del material a temperaturas próximas a la eutéctica manteniéndola el tiempo necesario para obtener la solución deseada. Un enfriamiento rápido posterior retendrá en solución los constituyentes apropiados.

III.1.1.- Temperatura de solubilización.

Las temperaturas de solubilización de las aleaciones de aluminio poseen un intervalo máximo y mínimo que debe observarse cuidadosamente. Este intervalo suele ser de más menos 5°C y en ocasiones menor. Esto es particularmente crítico para ciertas aleaciones en las cuales la temperatura inicial de fusión del eutéctico es solamente unos pocos grados más elevada que la temperatura máxima recomendada para la solubilización.

Si las temperaturas utilizadas para el tratamiento térmico de solubilización son inferiores o superiores a la óptima para cada tipo de aleación, se obtendrán características mecánicas inferiores a las normales. En el primer caso por no haberse logrado la disolución máxima de los constituyentes endurecedores y en el segundo por la posibilidad de fusión del eutéctico correspondiente.

III.1.2.- Tiempo de solubilización.

Los tiempos de solubilización no pueden darse con la misma precisión que las temperaturas correspondientes, ya que es-

tan afectados por diversos factores distintos de la temperatura. Dichos factores son: la composición y la deformación plástica soportada por el producto. La composición afecta el tiempo de solubilización debido a que algunas aleaciones presentan constituyentes endurecedores de más difícil solubilización que otros. Respecto a la deformación plástica debe señalarse que cuanto mayor sea el trabajo a que haya sido sometida la aleación, mayor será el grado de fragmentación de los constituyentes y por lo tanto se realizará más rápidamente la solubilización de los mismos. Es, por lo tanto, difícil señalar con precisión los tiempos necesarios para el tratamiento térmico de solubilización.

Recientemente se ha reportado un Modelo Matemático(5) - que permite calcular los tiempos de solubilización basándose en la estructura que posee el material de llegada. Los resultados que se reportan son satisfactorios.

iii.2.- Temple.

Una vez que la aleación ha sido solubilizada convenientemente durante un tiempo apropiado a la temperatura necesaria, debe ser enfriada energicamente para que la solución sólida quede retenida a la temperatura ambiente en forma sobresaturada. Esta operación, denominada temple, constituye una de las etapas más delicadas en el endurecimiento por precipitación de las aleaciones ligeras y debe controlarse cuidadosamente si se quieren obtener mejores resultados.

iii.2.1.- Fluidos de temple.

Las consecuencias prácticas del temple dependerán en un grado elevado del fluido o medio de enfriamiento.

El fluido que se emplea más generalmente es el agua, fría, caliente o hirviendo, por inmersión o por aspersión de las piezas de una manera regular y energética. Pueden utilizarse otros fluidos de temple, según los tipos de aleaciones y las dimensiones de los productos, tales como aceite, aire en calma, aire inyectado o niebla.

El agua es el fluido de temple más energético y económico que puede utilizarse en la industria. Naturalmente hay que tomar todas las medidas convenientes para evitar la formación de una capa de vapor sobre el material, ya que este vapor reducirá la velocidad de temple. Si se desea aumentar la velocidad de enfriamiento, deben agitarse las piezas dentro del fluido de refrigeración.

El temple en medios menos energéticos tiene la ventaja de reducir los peligros de distorsión, grietas y tensiones residuales. Por ello, en aquellas aleaciones que por su naturaleza no requieren un enfriamiento tan rápido y también en el caso de secciones gruesas y piezas moldeadas, es usual utilizar como medio de -

temple el agua caliente, agua hirviendo, aceite o incluso corrientes de aire. En estos casos es recomendable comprobar que las piezas así templadas no presenten un incremento de susceptibilidad a la corrosión intergranular.

iii.2.2.- Tiempos máximos de permanencia en el agua en función de su temperatura.

En caso de emplear como fluido de temple el agua caliente o hirviendo ha de tomarse la elemental precaución de que las piezas no permanezcan sumergidas en dicho fluido más tiempo del necesario, ya que en caso contrario se iniciará rápidamente el envejecimiento correspondiente.

Cuando se ha finalizado el proceso de temple, las piezas deben ser extraídas del fluido correspondiente y secadas perfectamente dentro de un periodo de tiempo corto y razonable, puesto que además pueden iniciarse los fenómenos de corrosión si la pieza templada permanece en el baño de temple durante un periodo de tiempo excesivo.

iii.2.3.- Tiempo de transición o demora.

Cualquiera que sea el fluido de temple utilizado, excepto el aire o la niebla, al sacar la pieza del horno de calentamiento donde sufrió el tratamiento de solubilización e introducirla posteriormente en el fluido de refrigeración, el producto estará en el aire cierto tiempo, denominado de transición o demora. Si se requiere una gran velocidad de enfriamiento, como es el caso del temple en agua, es necesario que la permanencia en el aire sea la más corta posible y no sobrepase un cierto valor máximo que, naturalmente, será función de la sección o el espesor de la pieza tratada. Es fácil de comprender que si el tiempo de demora en el aire es lo suficientemente grande para que la temperatura del material tratado caiga en el intervalo crítico, la velocidad

de enfriamiento será demasiado lenta y el temple no será correcto.

Por esta razón, los tanques de enfriamiento deben estar lo más cerca posible de los hornos de tratamiento, lo cual permitirá el temple de las piezas con la menor caída posible de la temperatura entre la descarga del horno y la inmersión en el líquido de refrigeración. Siempre que sea posible deben emplearse sistemas de transferencia mecánicos, ya que al permitir la programación del ciclo apropiado se disminuirá al mínimo el tiempo de demora al eliminar la posibilidad del error humano.

La velocidad de enfriamiento no puede siempre medirse fácilmente en la producción industrial. En la práctica corriente se suelen medir los tiempos mínimos de transición obtenidos en la transferencia del horno al tanque de refrigeración. Los controles pueden establecerse a base de la medida de las propiedades mecánicas y ensayos de corrosión sobre las piezas tratadas térmicamente bajo determinadas condiciones.

III.2.4.- Distorsión y tensiones del temple.

La selección de fluidos de enfriamiento de severidad moderada tiene, en general, por finalidad reducir al mínimo los peligros de distorsión del material y las tensiones residuales provocadas por la severidad del temple, lo cual es de temer aunque se tomen las mayores precauciones en la distribución de la carga, soportes adecuados y uniformidad de enfriamiento.

En la práctica, las condiciones de enfriamiento adoptadas deben constituir una solución de compromiso que minimice los peligros de distorsión y susceptibilidad a la corrosión y consiga simultáneamente buenas propiedades mecánicas.

III.3.- Envejecimiento.

Las características del proceso de envejecimiento dependen de la composición química, conjuntamente con la temperatura y tiempo del tratamiento.

Las mejores características mecánicas se obtienen con envejecimientos prolongados a temperaturas relativamente bajas, que con envejecimientos a temperaturas más elevadas con tiempos más cortos.

Existen aleaciones en que puede utilizarse el envejecimiento sin temple previo, cuando, durante el proceso de fabricación hayan quedado retenidos en solución suficientes elementos activos. En muchas aleaciones de moldeo es frecuente utilizar el envejecimiento sin temple previo, sobre todo en piezas obtenidas en coquilla. De esta forma se consigue simultáneamente, y mediante un tratamiento térmico sencillo, eliminar tensiones, estabilizar la estructura y dimensiones de las piezas y mejorar sensiblemente la resistencia mecánica respecto al estado bruto de colada.

Las condiciones en que se efectúa el envejecimiento son en general, aquellas que conducen a unas características mecánicas máximas. No obstante, en el caso de piezas destinadas a prestar servicio a elevada temperatura, es conveniente sacrificar en parte estas propiedades a cambio de conseguir una estabilidad estructural que minimice las variaciones dimensionales durante el servicio. Esta es la causa de que a veces se efectúe el envejecimiento a temperaturas superiores a las que proporcionan las características mecánicas máximas, es decir, aplicando un tratamiento de sobre-envejecimiento.

La velocidad de enfriamiento después del envejecimiento parece ser que no influye sobre las características finales de la

aleación. En el caso de utilizar agua debe hacerse un secado rápido para evitar la corrosión.

Si la duración de un tratamiento de envejecimiento es excesiva o la temperatura demasiado elevada, o ambos casos a la vez, obtendremos una caída notable de las características mecánicas. En estos casos es posible recuperar el material por medio de un nuevo tratamiento térmico que incluye, naturalmente, un nuevo proceso de solubilización seguido del temple correspondiente y un nuevo envejecimiento, pero esta vez con la temperatura y el tiempo adecuados. Por el contrario, un material que haya sufrido un envejecimiento incompleto, debido a un tiempo insuficiente a la temperatura correcta o temperatura baja con un tiempo correcto, pueden recuperarse debido a que los efectos de envejecimiento sucesivos pueden considerarse, en general, como aditivos y existe la posibilidad de realizar un segundo envejecimiento, complementario del primero. Naturalmente es necesario fijar mediante ensayos previos con el mismo material, las condiciones de este segundo envejecimiento.

CAPITULO IV.- EXPERIMENTACION.

GENERALIDADES.

La experimentación de esta tesis se realizó con un aluminio comercial nacional, clasificado como 6066 en la Aluminium Association Designation.

El análisis químico hecho al material reportó lo siguiente:

Cu ----	1.64%
Mg ----	1.00%
Si ----	1.62%
Fe ----	0.44%
Mn ----	0.60%

La dureza de llegada del material fué de 56 Brinell.

Las probetas se hicieron de forma cilíndrica con un diámetro de 1.27 cm. y una altura de 1.9 cm.

Los tratamientos de solubilización y envejecimiento se realizaron en un horno de resistencias Lindberg modelo 51828, con control de temperatura. El rango de precisión del controlador es de más menos 2°C.

El medio de enfriamiento utilizado fué agua con agitación a 20°C.

Las mediciones de dureza se hicieron en la escala Brinell. Diámetro del penetrador utilizado, 2.5 mm. Carga utilizada, 31.25 Kp. Se utilizó un durómetro marca Frank tipo 532.

DESARROLLO DE LA EXPERIMENTACION.

Para encontrar la temperatura de solubilización se tomaron 8 probetas, las cuales se sometieron al tratamiento de solubilización a diferentes temperaturas. Las temperaturas fueron desde 375 hasta 550°C, con intervalos de 25°. El tiempo de solubilización inicial fué escogido de tal manera que superara exageradamente el de las reglas empíricas de los tratamientos térmicos, el cual fué de 3 horas. El temple de las piezas anteriores fué realizado en agua con agitación a 20°C, después de lo cual se les dió un tratamiento de envejecimiento seleccionado arbitrariamente, a temperatura 200°C, tiempo de una hora. Los resultados obtenidos se muestran en la Tabla 1.

T A B L A 1

PROBETA	TEMPERATURA DE SOLUBILIZACION(°C)	NDB
1	375	59
2	400	60
3	425	65
4	450	81
5	475	104
6	500	116
7	525	130
8	550	130

Teniendo ya la temperatura óptima del tratamiento de solubilización, se procedió a encontrar el tiempo óptimo de solubilización. Se tomaron 8 probetas que se sometieron a un tratamiento de solubilización, con una temperatura de solubilización escogida de las anteriores. Los tiempos de permanencia fueron: 1, 1 1/2, 2, 2 1/2, 3, 3 1/2, 4, 5 horas.

El temple de las piezas anteriores fué realizado en --- agua con agitación a 20°C, después de lo cual se les dió un tratamiento de envejecimiento con las condiciones arbitrarias previamente descritas. Los resultados obtenidos se muestran en la Tabla 2.

T A B L A 2

PROBETA	TIEMPO DE SOLUBILIZACION (HORAS)	NDB
1	1	130
2	1.5	130
3	2	130
4	2.5	130
5	3	130
6	3.5	130
7	4	130
8	5	130

Habiendo obtenido la temperatura y el tiempo de solubilización, así como el medio de temple óptimos, a continuación se variarán el tiempo y la temperatura del tratamiento de envejecimiento propiamente dicho con el objeto de encontrar aquellos que resulten óptimos en un proceso industrial. Las temperaturas que se utilizaron en este tratamiento fueron: 100, 180, 190, 200, --- 210, 220, y 300°C. La variación del tiempo en cada una de las temperaturas anteriores se muestra en la Tabla respectiva. Los resultados obtenidos se muestran en las siguientes Tablas:

T A B L A 3

TEMPERATURA DE ENVEJECIMIENTO 100°C
TIEMPO (MINUTOS)

PROBETA	TIEMPO (MINUTOS)	NDB
1	60	94
2	120	94
3	180	99
4	240	99
5	300	104
6	360	104
7	420	104
8	480	104
9	540	110
10	600	110

T A B L A 4

TEMPERATURA DE ENVEJECIMIENTO 180°C
TIEMPO (MINUTOS)

PROBETA	TIEMPO (MINUTOS)	NDB
1	30	94
2	60	110
3	90	123
4	120	130
5	150	123
6	180	123
7	240	123
8	360	123

T A B L A 5

TEMPERATURA DE ENVEJECIMIENTO 190°D

PROBETA	TIEMPO(MINUTOS)	NDB
1	30	123
2	60	130
3	90	130
4	120	123
5	210	123
6	300	116
7	420	116
8	540	110

T A B L A 6

TEMPERATURA DE ENVEJECIMIENTO 200°D

PROBETA	TIEMPO(MINUTOS)	NDB
1	30	94
2	60	130
3	90	123
4	120	116
5	180	116
6	240	116
7	300	110
8	360	104

T A B L A 7

TEMPERATURA DE ENVEJECIMIENTO 210°C

PROBETA	TIEMPO(MINUTOS)	NDB
1	30	104
2	60	130
3	90	123
4	120	116
5	180	116
6	240	110
7	300	104
8	480	99

T A B L A 8

TEMPERATURA DE ENVEJECIMIENTO 220°C

PROBETA	TIEMPO(MINUTOS)	NDB
1	30	110
2	60	116
3	90	116
4	120	110
5	210	99
6	270	99
7	330	99
8	390	94

TABLA 9

TEMPERATURA DE ENVEJECIMIENTO 300°C

PROBETA	TIEMPO(MINUTOS)	NDB
1	15	116
2	30	104
3	45	89
4	60	77
5	75	70
6	105	67
7	135	64
8	255	62

CAPÍTULO V.- DISCUSION Y CONCLUSIONES.

DISCUSION.

- 1.- El material usado en este trabajo tuvo un comportamiento óptimo según las propiedades que de él se esperaban. La dureza lograda en el tratamiento fué buena tomando en cuenta la composición del material. Ahora bien, si se quiere lograr una dureza mayor que la obtenida aquí, se necesitará utilizar un dura aluminio con mayor contenido de cobre.
- 2.- En la elección de la temperatura óptima de solubilización, se vió que a mayor temperatura la dureza del material aumenta -- hasta llegar a un límite, 525°C , después del cual, se mantuvo constante. Esto se explica debido a que a altas temperaturas la solubilidad crece y provoca una mayor sobresaturación al enfriar. La temperatura que se escogió como óptima fué 525°C debido a que las altas temperaturas provocan el fenómeno de quemado.
- 3.- El estudio del tiempo de solubilización (Tabla 2), revela que el tiempo suficiente para la máxima solubilización es de una hora. En la referencia (9) se menciona que con una hora de -- permanencia por pulgada de sección es suficiente, lo cual explica el resultado obtenido.
- 4.- Los resultados obtenidos a altas temperaturas de envejecimiento (300°C) muestran que para obtener la máxima dureza posible en estas condiciones, necesita tiempos más cortos (15. minu---tos) después del cual viene el sobre-envejecimiento. Ahora --bien, a temperaturas inferiores (190°C) se puede alcanzar un máximo de dureza superior al encontrado a altas temperaturas (considerado la óptima para este tipo de aleación) con un --- tiempo mayor (30 minutos). A temperaturas aún más bajas ----

(100°C), el tiempo necesario para llegar a un óptimo de dureza es superior a 10 horas. De ahí que se consideren las condiciones óptimas para un tratamiento correcto de envejecimiento en esta aleación las siguientes; temperatura de envejecimiento 190°C, tiempo de envejecimiento 1 hora. Estos resultados se grafican en la Figura 5.1 y son similares a los mostrados en la Figura 2.9. No se hizo ningún intento en este trabajo por explicar el proceso de la cinética de precipitación

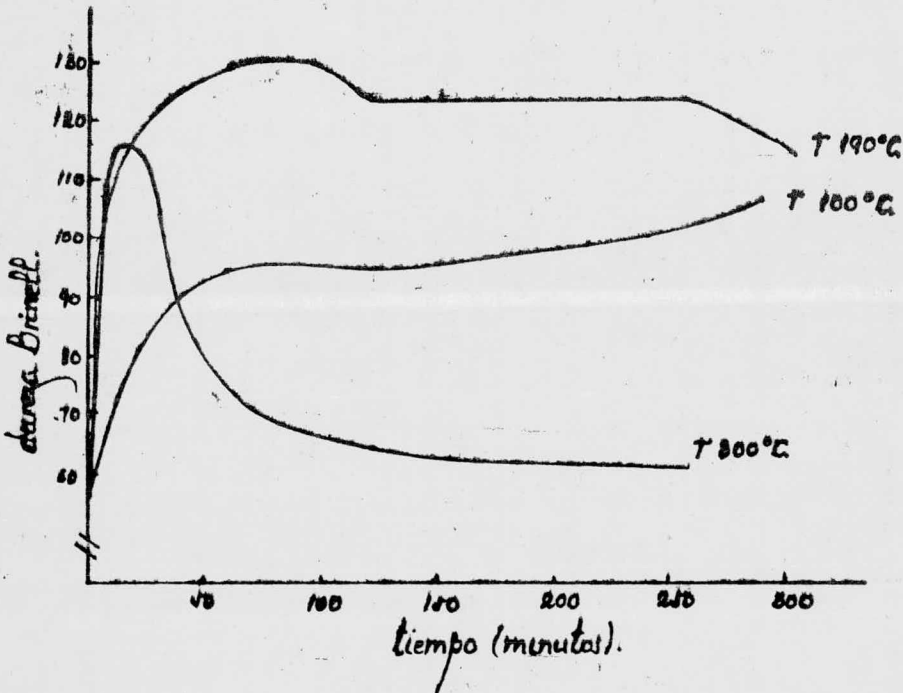


FIGURA 5.1

CONCLUSIONES.

- 1.- Se obtuvo una dureza de 130 Brinell en una aleación comercial nacional tipo 6066.
- 2.- Las condiciones óptimas para obtener el resultado anterior -- fueron las siguientes:

Temperatura de solubilización	525°C
Tiempo de solubilización	1 hora
Medio de enfriamiento	agua (20°C)
Temperatura de envejecimiento	190°C
Tiempo de envejecimiento	1 hora
- 3.- Tomando como base los resultados obtenidos en este trabajo, - se sugiere como método para determinar las condiciones óptimas en cualquier tipo de aleación susceptible a este tratamiento, la secuencia seguida en este trabajo.
- 4.- Sería deseable hacer un estudio sobre la cinética de precipitación de esta aleación en un trabajo posterior.

CAPITULO VI.- BIBLIOGRAFIA.

1.- Martin J. W.

"Precipitation Hardening"

1a. Edición, Pergamon Press

1968

2.- Mehl R. F.

"Precipitation from Solid Solution"

1a. Edición, American Society for Metals

1959

3.- Shewmon P. G.

"Transformations in Metals"

1a. Edición, McGraw-Hill Book Company

1969

4.- Brick, Gordon & Phillips

"Structure and properties of Alloys"

3a. Edición, McGraw-Hill Book Company

1965

5.- Flemings M. C.

"Solidification Processing"

1a. Edición, McGraw-Hill Book Company

1974

6.- Reed-Hill R. E.

"Principios de Metalurgia Física"

1a. Edición, C.E.C.S.A.

1968

7.- Dieter G. E.

"Metalurgia Mecánica"

1a. Edición, Editorial Aguilar

1967

8.- Metals Handbook, Vol. II

"Heat treating, Cleaning & Finishing"

8a. Edición, American Society for Metals

1964

9.- García Poggio, Asensi Alvarez-Arenas & De la Torre Cursach

"Tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio"

1a. Edición, Centro de desarrollo del Aluminio S.A.