

52
zej



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE CIENCIAS

Influencia de la Velocidad de Enfriamiento en la Transformación y en los Cambios Microestructurales en Aleación Eutectoide Base Zn-Al

T E S I S
QUE PARA OBTENER EL TITULO DE:
F I S I C O
P R E S E N T A
JULIETA TORRES GONZALEZ



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO
DIRECCION DE ESTUDIOS PROFESIONALES
DIRECCION DE TESIS

DR. YAO-HUA ZHU ZUN

1997

FACULTAD DE CIENCIAS
SECCION ESCOLAR

TESIS CON FALLA DE ORIGEN



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
AVÉNCIA DE
MÉXICO

M. en C. Virginia Abrín Batule
Jefe de la División de Estudios Profesionales de la
Facultad de Ciencias
Presente

Comunicamos a usted que hemos revisado el trabajo de Tesis: Influencia de la velocidad de Enfriamiento en la Transformación y en los Cambios Microestructurales en Aleación Eutectóide Base Cu-Al.

realizado por Julieta Torres González

con número de cuenta 8955334-1 , pasante de la carrera de Física

Dicho trabajo cuenta con nuestro voto aprobatorio.

Atentamente

Director de Tesis
Propietario

DR. YACHUA ZHU ZUN

Propietario

DR. RAIRIO GARCIA GARCIA

Propietario

DR. JULIO ALBERTO JUAREZ ISLAS

Suplente

DR. RAFAEL SOTO MONTAÑA

Suplente

M. EN C. RAUL SOCORRO GUERRERO

Consejo Departamental de Física

DR. ROBERTO ALEJANDRO NUEBAS AYONGA

UNIVERSIDAD NACIONAL AVÉNCIA DE MÉXICO

Gracias Dios Mío,

por que en los momentos más difíciles de mi vida sentí tu presencia y me diste la paz, fuerza, y el entendimiento necesarios para salir adelante.

A mis padres

Anselmo y Ma. de los Angeles

*por su amor, por el apoyo incondicional que siempre me han dado,
por ser la base principal de mi formación,
y sobre todo por enseñarme a ser libre de pensamiento....*

A mi hermano
Ulises Aritán,
por todos los momentos que hemos pasado juntos;
por que el esfuerzo siempre llene su recompensa
siempre contarás conmigo ...

A mis primos Irma y Jorge Reyes por su invaluable ayuda,
por su cariño, por estar conmigo cuando más los necesito ...

Muy especialmente a:

José Luis Valladares, Alejandro Ibarra, Jacinto Cortés, Luis Chavarría, Iván Montoya, Eréndira Pereyra, Maritza Ochoa, Consuelo y Francisco por sus palabras siempre de ánimo, y sobre todo por su presencia en los momentos más importantes.

Por que fueron y son parte importante de esta etapa de mi vida, no necesito decir lo que significan para mí, siempre estarán en mi mente y en mi corazón ...

GRACIAS.

Con Todo Mi Amor.

JULIETA

AGRADECIMIENTOS

Al Dr. Yao Hua Zhu, por haber dirigido esta tesis, por su paciencia y por transmitirme sus conocimientos, pero sobre todo por enseñarme a entender cuál es el camino a seguir cuando se quieren hacer bien las cosas.

*A todos los miembros del jurado por su tiempo, sus comentarios y sugerencias para mejorar este trabajo:
Dr Ramiro García, Dr. Julio Juárez, Dr. Rafael Soto, M. en C. Raúl Escamilla*

A la I.Q. Letticia Baños por su ayuda y asesoría técnica en el equipo de Rayos-X.

Al Sr. Antonio Caballero por su invaluable ayuda en el trabajo fotográfico.

Al M. en C. José Guzmán por su asesoría en el Microscopio de Barrido

A la Srta. Evelina M. por su amistad, por todas las facilidades que me dio para poder realizar este trabajo.

De una manera muy especial a los Doctores. G. Aguilar, L. F. Del Castillo, R. Vern, A. Huamosta, y José Chávez por toda la ayuda y las facilidades que recibí de ellos.

A todo el personal del taller del instituto por su ayuda en el trabajo mecánico

A todas las personas que hicieron posible la realización de este trabajo.

Al Instituto de Investigaciones en Materiales por el apoyo brindado.

INDICE

	<i>Pág</i>
<i>Introducción</i>	<i>1</i>
<i>Capítulo I</i> <i>"Transformaciones de Fase"</i>	 <i>1</i>
<i>I.1 Cinética de las Reacciones de Estado Sólido</i>	<i>3</i>
<i>I.2 Difusión</i>	<i>5</i>
<i>I.1.1 Difusión por Vacancias</i>	<i>6</i>
<i>I.1.2 Difusión Intersticial</i>	<i>6</i>
<i>I.2 Nucleación y Crecimiento</i>	<i>7</i>
<i>I.2.1 Nucleación Homogénea</i>	<i>8</i>
<i>I.2.2 Nucleación Heterogénea</i>	<i>8</i>
<i>I.3 Transformaciones Difusionales en Sólidos</i>	<i>10</i>
<i>Capítulo II</i> <i>"Transformaciones de Fase en Aleación Base Zn-Al"</i>	 <i>12</i>
<i>II.1 El Sistema Zn-Al</i>	<i>13</i>
<i>II.2 Regla General de Reacción de Descomposición en</i> <i>Aleaciones Supersaturadas</i>	 <i>21</i>
<i>II.3 Microestructuras de Aleaciones con Base Zn-Al</i> <i>Eutectoides</i>	 <i>22</i>
<i>Capítulo III</i> <i>"Solidificación"</i>	 <i>28</i>
<i>III.1 Solidificación</i>	<i>29</i>
<i>III.2 Curvas de Enfriamiento</i>	<i>33</i>
<i>III.3 Macroestructura</i>	<i>35</i>
<i>III.4 Tiempo de Solidificación</i>	<i>38</i>

Capítulo IV	
"Técnicas y Desarrollo Experimental"	41
IV.1 Difracción de Rayos-X	42
IV.1.1 Método de Polvos	43
IV.1.2 Asignación de los Índices de Miller	44
IV.2 Microscopía	45
IV.2.1 Microscopía Óptica	45
IV.2.2 Microscopía Electrónica	45
IV.2.2.1 Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)	46
IV.3 Desarrollo Experimental	47
IV.3.1 Proceso de Solidificación	47
IV.3.2 Preparación de Muestras	48
IV.3.3 Tratamientos Térmicos	49
IV.3.4 Rayos-X	50
IV.3.5 Microscopía	50
Capítulo V	
"Resultados y Discusión"	52
V.1 Solidificación de la Aleación Zn-Al Eutectoide en el molde	53
V.2 Medición de la Velocidad de Enfriamiento	59
V.3 Características de Envejecimiento	61
Conclusiones	66
Apéndice	69
Glosario	72
Referencias	77

INTRODUCCION

Los requerimientos de la vida cotidiana han llevado al desarrollo de nuevos materiales, siempre buscando el mejoramiento de los que ya se conocen, para su aprovechamiento en el ámbito científico, tecnológico o incluso artístico. Este aprovechamiento dependerá de que tanto podamos modificar y controlar sus propiedades físicas y químicas; en la medida en que podamos controlar un parámetro específico podremos disponer de un material para un uso específico.

Existen diversas ramas de la metalurgia física que se dedican al estudio del comportamiento de los materiales, como la solidificación y las transformaciones de fase, que serán objeto de discusión en este trabajo.

Para la realización de este trabajo se empleó una aleación base Zn-Al en su composición eutécticoide, ya que esta aleación a temperaturas mayores de la temperatura eutéctica ($\sim 450^{\circ}\text{C}$) forma una fase cristalográfica β que al disminuir su temperatura se descompone en las fases α y η cuyas estructuras cristalográficas son F.C.C. y H.C.P respectivamente. La fase α es una solución sólida rica en Al y la fase η lo es en Zn ^[7,8].

En los sistemas de nuestro interés Zn-Al-Cu y Zn-Al-Cu-Si, ocurren reacciones de fase en el estado sólido ^[15,16], las cuales se han estudiado por varios años - que ya están bien determinadas - y que consideraremos para nuestra discusión.

La microestructura inicial de la aleación depende de la composición y del proceso de obtención, las transformaciones que vayan ocurriendo dependerán de los tratamientos térmicos a los cuales se haya sometido. Un factor importante que influye en la microestructura, es la velocidad con la que se hace el templado, ya que éste permite "fijar" la estructura que se presenta a una temperatura alta, para posteriormente iniciar los tratamientos térmicos que favorecen las reacciones de transformación ^{115,161}.

La presencia de una fase inestable en la microestructura induce diferencias en el comportamiento del material para diferentes tiempos de envejecimiento ¹⁷¹. En el capítulo dos se hace una discusión más amplia.

El objetivo de este trabajo es hacer un estudio detallado de las características microestructurales de una aleación base Zn-Al; de la que se trabajó con la composición eutectoide $Zn_{74}Al_{22}Cu_2$ (% en peso), la cual fue fundida en un horno de alta temperatura (mufla) y vaciada en un molde de cobre en forma de cuña. Debido a la forma del molde se encontraron diferentes velocidades de enfriamiento en cada punto de la barra cuneiforme; se observó la evolución del cambio de estructura con la diferencia de velocidades. Los tratamientos térmicos que se realizaron para que las transformaciones de fase se llevaran a cabo se describen en el capítulo 4.

El cuadro teórico se expone en los tres primeros capítulos; el primer capítulo presenta las bases sobre las transformaciones de fase de una manera general; el segundo se refiere a las transformaciones de fase que se presentan en el sistema Zn-Al, más específicamente; el tercero contiene las bases sobre solidificación en metales.

En el capítulo cuatro se describen las técnicas experimentales utilizadas como difracción de rayos-X, microscopía óptica y microscopía electrónica, así como el desarrollo experimental. Por último, en el capítulo cinco se exponen los resultados con las fotografías y gráficas obtenidas, tanto como la discusión que de ellos se hace. Finalmente se presentan las conclusiones generales del trabajo.

CAPITULO I

TRANSFORMACIONES DE FASE

***LA CIENCIA SE EMBELLECE CON LA INVESTIGACION,
COMO EL DESIERTO CON UN OASIS.***

Casi todos los materiales están sujetos a una o más transformaciones de fase en el curso de su manufactura y usualmente involucran alguna alteración de la microestructura. Cuanto más importantes sean las propiedades de un material, más probabilidades habrá de que se utilice una transformación de fase en su proceso formativo. Un aspecto importante de las transformaciones de fases es su aparición durante el uso de estos materiales. Pocos se emplean en sus condiciones de equilibrio debido a que el proceso es sumamente lento, para mantenerlo se necesita una velocidad de calentamiento o enfriamiento extremadamente lenta, y es por ello que pueden ocurrir transformaciones de fases de diversas clases en un grado apreciable, con tendencia hacia el equilibrio. Las transformaciones no deseadas pueden ocurrir especialmente a temperaturas elevadas o en medios circundantes reactivos (1,2).

El estudio de las transformaciones de fases trata con los cambios que pueden ocurrir en un sistema dado, haciendo variaciones en la temperatura composición y presión externa, por ejemplo una aleación que puede existir como una fase o una mezcla de ellas. Una fase puede definirse como una porción del sistema cuyas propiedades y composición son homogéneas y las cuales son físicamente distintas de otras partes del sistema. Los componentes del sistema son los diferentes elementos o componentes químicos que constituyen al sistema, y la composición de una fase del sistema puede ser descrita dando la cantidad relativa de cada componente.

La razón de por que una transformación ocurre es porque el estado inicial de la aleación es relativamente inestable al estado final, y en muchas aleaciones importantes se prefiere este estado ^[2,3].

Para propósitos prácticos podemos dividir estas transformaciones de la siguiente manera:

Transformaciones con difusión:

- a) Transformaciones por difusión en las cuales no hay cambio ni en el número ni en la composición de las fases presentes. Estas incluyen solidificación de un metal puro, transformaciones alotrópicas, recristalización y crecimiento de grano.

- b) Otro tipo de transformación por difusión se presenta cuando hay algunas alteraciones en las composiciones de las fases y con frecuencia en el número de fases presentes; la microestructura final ordinariamente consiste de dos fases.

Transformaciones sin difusión:

Por último, la transformación sin difusión, la cual es producida dentro de una fase metaestable.

1.1 Cinética de las Reacciones de Estado Sólido.

La mayoría de las transformaciones de estado sólido no ocurren instantáneamente ya que algunos obstáculos impiden el curso de la reacción y lo hacen depender del tiempo. Como las transformaciones involucran la formación de al menos una nueva fase que tiene una composición y/o estructura cristalina diferente de la que proviene, se requieren algunos rearrreglos atómicos por medio del proceso de difusión, el cual depende del tiempo. Un segundo impedimento para la formación de una nueva fase es el incremento en la energía asociada con las fronteras de la fase que son creadas entre las fases originales y las producidas ^[3].

El primer proceso para acompañar la transformación de fase es la *nucleación*, la formación de pequeñas (frecuentemente submicroscópicas) partículas o núcleos de la nueva fase, que son capaces de crecer. La segunda etapa es la de crecimiento, en la cual un núcleo se incrementa de tamaño; durante este proceso, alguna parte de la fase inicial desaparece.

La razón de transformación (cinética) es de vital importancia en el tratamiento térmico de los materiales, ya que representa la fracción de la reacción que ha ocurrido como función del tiempo a temperatura constante. En la Fig. 1.1 se presenta la gráfica de la fracción del material transformado contra el logaritmo del tiempo, que representa el comportamiento cinético típico para la mayoría de las reacciones del estado sólido.

La ecuación que describe la fracción de transformación es:

$$y = 1 - \exp(-kt^n)$$

donde k y n son constantes independientes del tiempo para la reacción particular; esta ecuación es llamada *ecuación de Avrami*.

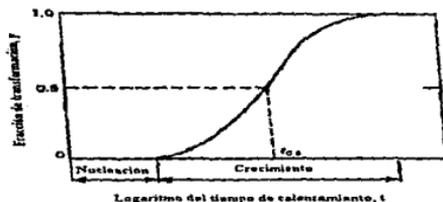


Fig. 1.1 Gráfica de la fracción transformada contra el logaritmo del tiempo típico de muchas transformaciones del estado sólido, en donde la temperatura se mantiene constante ⁽¹⁾.

Por convención, el índice de una transformación r se toma como el recíproco del tiempo requerido para que la transformación llegue a la mitad del proceso $t_{0.5}$,

$$r = 1 / t_{0.5}$$

La temperatura es una variable de un tratamiento térmico que está sujeta a control, y puede tener una profunda influencia en la cinética y a su vez sobre el índice de transformación. Para la mayoría de las reacciones y en rangos de temperatura específicos, el índice se incrementa de acuerdo a la ecuación

$$r = A \exp(-Q/RT)$$

donde

R = constante de los gases

T = temperatura absoluta

A = constante independiente de la temperatura

Q = energía de activación para la reacción particular

1.2 Difusión

Muchas reacciones y procesos que son importantes en el tratamiento de materiales, dependen de la transferencia de masa. A este fenómeno se le denomina *difusión*.

Desde una perspectiva atómica, la difusión es la migración de átomos de un sitio de la red a otro, su carácter es esencialmente estadístico, resultado del movimiento al azar de los átomos. La trayectoria de un átomo individual puede ser en zigzag e impredecible,

cuando un gran número de átomos hacen tales movimientos, pueden producir un flujo sistemático.

Para que un átomo haga tales movimientos, es necesario que satisfaga dos condiciones: 1) debe haber un sitio adyacente vacío, y 2) el átomo debe tener la suficiente energía para romper los enlaces con sus átomos vecinos, y entonces producir alguna distorsión en la red durante el desplazamiento, esta energía es de naturaleza vibracional [1,3,4].

Existen varios modelos que explican el movimiento atómico, sin embargo dos de ellos dominan la difusión metálica.

1.1.1 Difusión por Vacancias

En la Fig. I.2a, se representa esquemáticamente un mecanismo que involucra el intercambio de un átomo desde una posición en la red normal a un sitio adyacente vacante de la red (vacancia). Este mecanismo es llamado *difusión por vacancias*. Por supuesto, este proceso necesita la presencia de vacancias, y el grado de extensión de la difusión, es una función del número de defectos que están presentes. La autodifusión y la interdifusión ocurren por este mecanismo.

1.1.2 Difusión Intersticial

El segundo tipo de difusión, involucra átomos que migran desde una posición intersticial a una posición vecina que esté vacía. Este mecanismo se encuentra para interdifusión de impurezas como Hidrógeno, Carbono, Nitrógeno y Oxígeno, los cuales tienen átomos que son suficientemente pequeños para meterse en las posiciones intersticiales. Fig. I.2b [9].

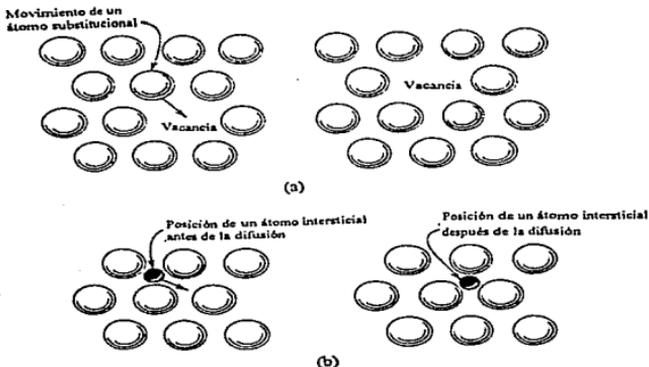


Fig. 1.2 Representación esquemática de a) difusión por vacancias, b) difusión intersticial. ^[3]

1.2 Nucleación y Crecimiento

Cuando un líquido baja la temperatura por debajo de su temperatura de congelamiento en equilibrio, hay una tendencia a que el sólido precipite, esta tendencia se mide como la diferencia en la energía libre de masa entre el sólido y el líquido. Esto lo podemos expresar como: a mayor subenfriamiento, mayor la tendencia para que se solidifique (o mayor la energía libre de masa).

Sin embargo, existe una fuerza que hay que vencer al hacer crecer una esfera de sólido de radio r en lugar del líquido. Hay que formar una nueva superficie, la energía requerida para crearla, en el caso de una esfera, es igual al área superficial multiplicada por la tensión superficial, $4\pi r^2\sigma$ donde σ es la tensión superficial. La energía volumétrica es $\frac{4}{3}\pi r^3\Delta F_v$, donde ΔF_v es la energía libre por unidad de volumen, la cual es negativa. Esto se trata con más detalle en el capítulo III.

Si se grafican estas dos energías y su suma, se obtiene la curva de la Fig. 1.3, dado que la energía libre de masa es una función cúbica, mientras que la energía superficial es una ecuación cuadrática, la suma tiene un punto máximo al cual se le llama r^* ; para valores de r menores que r^* , la forma más sencilla para obtener una energía menor, es tener valores de r que sean cada vez menores, es decir, que se disuelve el núcleo. Por otra parte, para valores de r^* o mayores, la energía mínima se obtiene aumentando r de forma tal, que crezca el núcleo. Aquí se presentan dos casos: *nucleación homogénea* y *nucleación heterogénea* ^[5].

1.2.1 Nucleación Homogénea

Si en el material fundido no hay núcleos, tendrá que ser subenfriado para que ocurra la nucleación. A medida que se baja la temperatura, la diferencia en la energía libre de la masa es mayor así como la fuerza que tiende a transformarlo. Con un gran subenfriamiento r^* se vuelve muy pequeño y ocurre la nucleación *homogénea* ^[5].

1.2.2 Nucleación Heterogénea

Si introducimos un núcleo sólido de radio mayor que r^* , este crecerá. Este núcleo puede ser de otro material que ha sido "mojado" por el líquido y, por lo tanto, actúa

1.3 Transformaciones Difusionales en Sólidos

La mayoría de las transformaciones de fase que ocurren en el estado sólido tienen lugar por movimientos atómicos activados térmicamente^[2], las cuales se pueden dividir de la siguiente manera:

(a) Reacciones por precipitación que se pueden expresar como $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$; con α' una *solución sólida supersaturada* metaestable, β es un precipitado estable o metaestable, y α es una solución sólida más estable con la misma estructura cristalina que α' , pero con una composición cercana al equilibrio.

(b) Transformaciones eutéctoides que involucran el reemplazo de una fase metaestable (γ) por una mezcla más estable de otras dos fases ($\alpha + \beta$), se puede expresar como: $\gamma \rightarrow \alpha + \beta$.

(c) Reacciones ordenadas, en este caso la reacción simplemente se escribe como:
 α (desordenada) $\rightarrow \alpha'$ (ordenada)

(d) Transformaciones masivas; en este caso la fase original se descompone en una o más fases, las cuales tienen la misma composición que la fase inicial, pero diferentes estructuras cristalinas.

(e) Cambios polimórficos; estos ocurren en sistemas de un sólo componente cuando estructuras cristalinas diferentes son estables en diferentes rangos de temperaturas.

La Fig. 1.4, muestra diferentes tipos de diagramas de fase que son representativos de estas transformaciones^[2], en ellos se grafica composición (elementos A y B) contra temperatura.

Las transformaciones por precipitación y eutéctoides, involucran la formación de fases con una composición diferente a la matriz y por lo tanto requieren de un rango grande

como un núcleo del metal. A esto se le denomina nucleación *heterogénea*. A causa de que dicho núcleo es bastante grande, éste produce congelamiento cercano a la temperatura de equilibrio.

La nucleación en sólidos, como en líquidos, es casi siempre heterogénea. Los sitios de nucleación disponibles son defectos fuera de equilibrio como exceso de vacancias, dislocaciones, fronteras de grano, y superficies libres, lo que incrementa la energía libre del material. Si la creación de un núcleo resulta en la destrucción de un defecto, algo de la energía libre (ΔG_d) será por reducción (o quizá removiendo) la barrera de energía de activación^[2,5].

Una vez que uno o varios núcleos se hallan presentes, ocurre el crecimiento.

Fig. I.1. Al principio la tasa de crecimiento es baja, ya que hay una superficie de sólido limitada. Luego la curva de crecimiento aumenta rápidamente a medida que aumenta la superficie. Finalmente, la tasa de crecimiento se detiene ya que las superficies sólidas entran en contacto, reduciendo el área de la interfase sólido-líquido^[5].

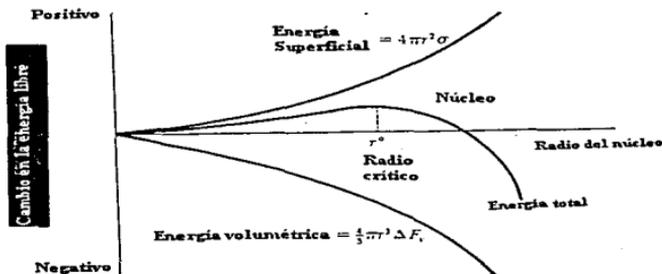


Fig. I.3 Cambio en la energía libre como función del radio del núcleo.^[5]

para la difusión. Con excepción de algunas transformaciones, todas ocurren por nucleación difusional y crecimiento, en la solidificación, la nucleación es usualmente heterogénea [1].-

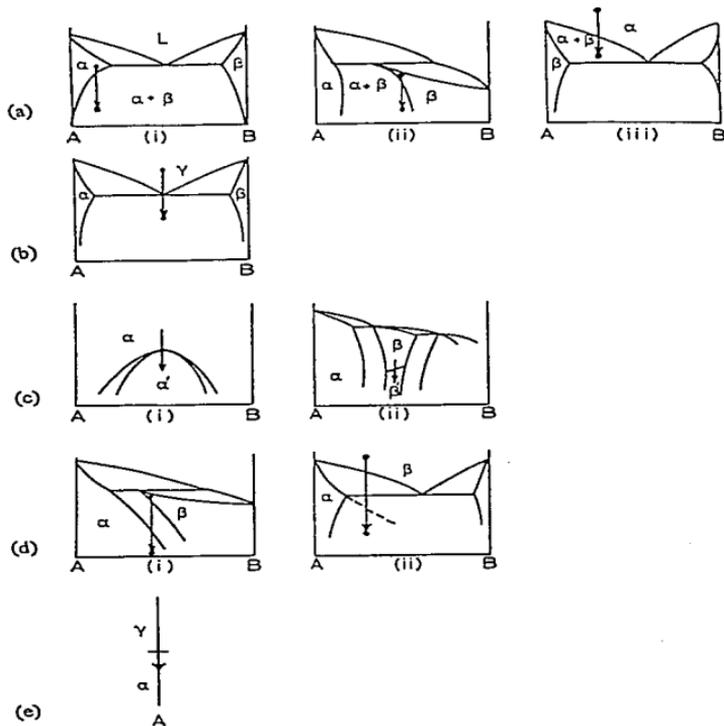


Fig. 1.4 Ejemplos de diferentes tipos de transformaciones de fases difusionales:

a) Precipitación; b) Eutectoide; c) Orden; d) Masiva; e) Polimórfica (una sola componente). [1]

CAPITULO II

*TRANSFORMACIONES DE FASE EN
ALEACION BASE ZN-AL*

*LAS INTERROGANTES MAS SENCILLAS
SON LAS MAS PROFUNDAS*

La mayoría de los materiales están sujetos a una o más transformaciones de fase en el curso de su manufactura. Las transformaciones de fases en equilibrio y fuera de equilibrio, en particular de las aleaciones base Zn-Al, han sido investigadas por muchos años y gran parte de los esfuerzos están encaminados a descubrir los mecanismos de éstas, con el objeto de entender y mejorar sus propiedades ^[12].

11.1 El Sistema Zn-Al.

Se ha adoptado el diagrama de fase Prensyaikov *et al.* modificado por Goldak y Parr para la representación del diagrama de fases del sistema binario Zn-Al, Fig. 2.1 ^[9]. En la Tabla I se listan las fases estables y las metaestables que se encuentran involucradas en los procesos de las transformaciones ^[14].

A finales de los 70's se completo el diagrama TTT (Transformación-Tiempo-Temperatura) ^[7,8] (Fig. 2.2), éste indica el tiempo requerido para que una fase de una composición determinada se transforme a otra fase a diferentes temperaturas (isotérmicamente), la "nariz" de esta curva es la temperatura a la cual la transformación isotérmica es más rápida.

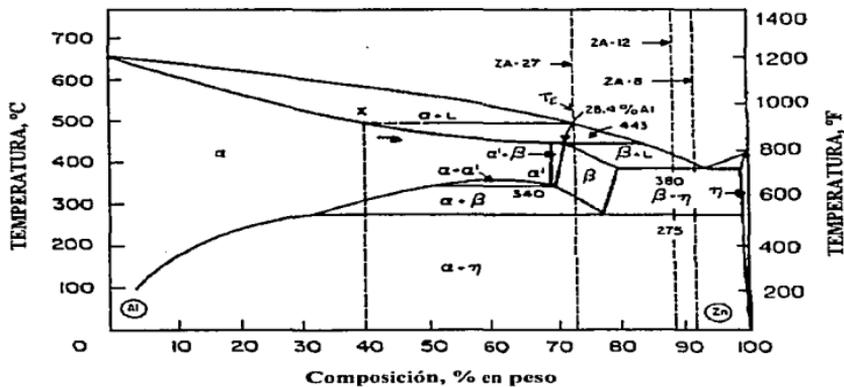


Fig. 2.1 Diagrama de fases del sistema binario Zn-Al. [1]

Tabla I Lista de fases.*Equilibrio*

- α - fase fcc rica en Al
- β - fase fcc rica en Zn
- ϵ - fase CuZn_4
- η - fase hcp rica en Zn
- T' - fase rica en Cu
- σ - fase rica en Si

No equilibrio

- α'_s - fase supersaturada
- β'_s - fase supersaturada
- α'_T - fase terminal eutécticoide rica en Al derivada desde α'_s o β'_s , por descomposición espinodal
- α''_m - la primera transición de fase
- α'' - la fase de la matriz rica en Al en equilibrio con α''_m
- α'_m - la segunda transición de fase
- α' - fase de la matriz rica en Al en equilibrio con α'_m
- α_f - fase estable final rica en Al
- η - fase rica en Zn
- ϵ - fase CuZn_4
- T' - fase rica en Cu
- σ - fase rica en Si

La aleación eutécticoide de Zn-Al a temperaturas mayores de T_E (temperatura eutéctica, alrededor de 450°C) Fig. 2.1 forma un intermetálico β que al disminuir su temperatura se descompone en las fases α y η de estructuras cristalográficas F.C.C y H.C.P respectivamente: la fase α es una solución sólida rica en Al y la fase η es rica en $\text{Zn}^{17,8}$.

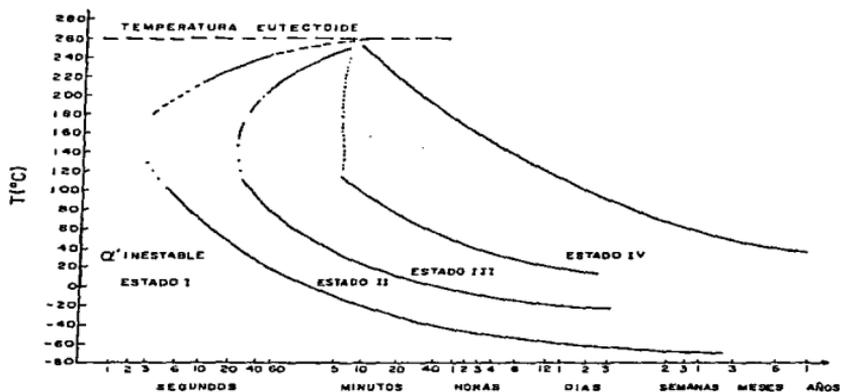
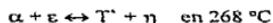
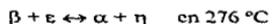
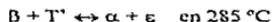


Fig. 2.2 Diagrama TTT para Zn-Al eutectoide (Smith-Hare Journal of Insitute of Metals)
Vol. 101 Pg. 321, 1973.

Para los sistemas Zn-Al-Cu y Zn-Al-Cu-Si, las relaciones de fase del estado sólido son las siguientes^{115,161}:



Con enfriamiento lento desde 623 K la fase η se descompone en una microestructura de dominios formados por laminillas y si aumentamos la velocidad de enfriamiento la estructura se vuelve más fina, el espacio entre las laminillas y el tamaño de los dominios dependen del grado de subenfriamiento.

Al enfriarse rápidamente se obtiene una microestructura granular de α y η a consecuencia de una transformación espinodal con presencia de β que decaerá con el tiempo también en α y η , esto se interpretó como la formación de dos fases de una microestructura interconectada con orientaciones específicas, es decir, que el plano basal con dirección (0001)* de la fase η es paralelo al plano (111) de la fase α . Si se somete el material a diferentes tratamientos térmicos, se obtendrán diferentes microestructuras¹⁸¹.

Al considerar la presencia de otros aleantes en pequeñas cantidades, esencialmente el Cu, se observa que se retarda la reacción eutectoide. La microestructura de estas aleaciones (no binarias) coincide con el tipo de microestructura que se obtiene en la composición binaria eutectoide, bajo los mismos tratamientos térmicos.

La diferencia en la historia termomecánica de un material es definitiva para su respuesta bajo condiciones de trabajo. La presencia de una fase inestable en la microestructura induce diferencias en el comportamiento del material para diferentes tiempos de envejecimiento¹⁷¹.

* ver apéndice

En las Figs. 2.3a y 2.3b se muestran los diagramas de fases (ternarios) del sistema Zn-Al-Cu, para diferentes temperaturas.

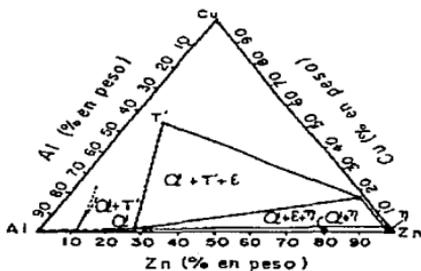


Fig. 2.3a Sección isotérmica del sistema Zn-Al-Cu en 270 °C. ¹¹⁹⁾

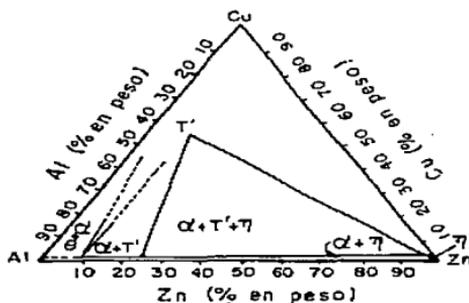
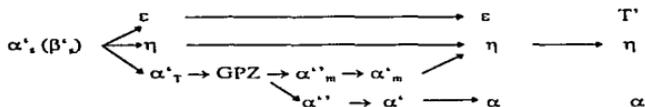


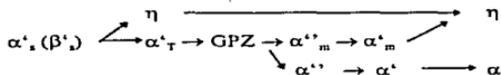
Fig. 2.3b Sección isotérmica del sistema Zn-Al-Cu en 250 °C. ¹¹⁹⁾

Para aleaciones en varios rangos de composición en los sistemas Zn-Al, Zn-Al-Si, Zn-Al-Cu y Zn-Al-Cu-Si, los mecanismos de transformaciones de fases que ocurren durante el templado es el siguiente ^[15]:

1. Para aleaciones con composiciones dentro del campo de fases ($\alpha + \varepsilon + \eta$) alrededor de $T = 276 \text{ }^\circ\text{C}$ y el campo de fases ($\alpha + T' + \eta$) alrededor de $T = 268 \text{ }^\circ\text{C}$ en el diagrama de fases en equilibrio es el siguiente:



2. Para aleaciones con composiciones dentro de la horizontal eutectoide alrededor de $T = 278 \text{ }^\circ\text{C}$, el proceso es como sigue:



3. Para aleaciones con composiciones entre α'_T (i.e. composición eutectoide terminal rica en Al) y las composiciones sobre la superficie solvus de la zona GP (Guinier-preston, GPZ) para temperatura de envejecimiento, la secuencia es como sigue:

temperatura alta se mantiene a temperatura de habitación como una fase supersaturada inestable, que finalmente transformará a un estado estable.

II.2 Regla General de Reacción de Descomposición en Aleaciones Supersaturadas.

Todos los mecanismos de transformación de fase están relacionados con las fases en equilibrio. La regla general de reacción de descomposición en soluciones sólidas supersaturadas (s.s.s.) de aleaciones se resume de la siguiente manera:

“La transformación de fase de una solución sólida supersaturada de una aleación puede empezar con descomposición de la fase supersaturada, que es asociada con alguna fase en equilibrio a una temperatura más alta de la temperatura de envejecimiento. Entonces se sigue de una (o más) transformación (es) de fase (s) que concuerdan con todas las fases en equilibrio de la aleación después de la primera fase en equilibrio asociada a temperatura alta. Pasos de transformación intermedia con barrera de energía de activación baja, tales que la formación de las zonas G.P. u otras fases transicionales, etc., podrían estar siempre involucradas en todo el proceso de transformación de fase. Para el grado más alto de supersaturación, las fases más transicionales pueden ocurrir. Los productos finales del envejecimiento deben ser las fases estables, si la cinética permite que se lleven a cabo.”

El enunciado anterior implica los siguientes cuatro puntos, que establecen relaciones intrínsecas entre los estados de equilibrio y no-equilibrio:

- 1) Las transformaciones de fase que ocurren en equilibrio a temperaturas entre la temperatura de solubilidad total y la temperatura de envejecimiento en s.s.s., generalmente son posibles en templado-envejecido, es decir, procesos de no-equilibrio:

- 2) Entre estas posibles transformaciones de fases en equilibrio, aquellas de altas temperaturas ocurren en la etapa inicial del envejecimiento, mientras que las de bajas temperaturas siempre suceden durante envejecimientos prolongados.
- 3) Las transformaciones de fase que ocurren durante el templado-envejecido, dependen de la rapidez del templado, de la temperatura de tratamiento y de la localización de la aleación en el diagrama de fases de equilibrio, es decir de su composición.
- 4) Las etapas de la transformación con barreras de baja energía de activación, tales como las zonas G.P. y algunas fases de transición, siempre aparecen en todos los procesos de transformaciones de fases. Es posible que sucedan por separado o paralelamente durante el proceso de envejecido¹¹⁸⁾.

II.3 Microestructuras de Aleaciones con base Zn-Al Eutectoides.

La microestructura que presenta la aleación eutectoide en solución tratada a 350°C consiste de 3 fases cristalográficas β' , ϵ y σ (Fig. 2.4). La fase β' , es una fase supersaturada en la aleación eutectoide templada $Zn_{73}Al_{20}Cu_3Si_2$ (% en peso), donde la fase σ rica en Si (tiene un mayor contenido de Si que de los otros componentes), apareció como partículas aisladas. Las estructuras dendríticas típicas poseen 3 fases supersaturadas de α' , β' , y η' , en la aleación eutectoide enfriada después de fundida. Los picos de difracción de las fases α' , y β' , aparecen superpuestos en los difractogramas de rayos X (Fig. 2.5). La fase η' , rica en Zn presenta una estructura cristalina hcp en la aleación fundida y enfriada. Los picos de difracción superpuestos de las fases α' , y β' , se presentan en $2\theta^\circ = 45.5^\circ$ para el plano cristalino (200). Los picos de difracción de los

¹¹⁸⁾ θ corresponde al ángulo de Bragg, por convención se usa 2θ , debido a que es lo que recorre el detector y así se obtienen las gráficas en rayos-X

planos cristalinos (0002), (10 $\bar{1}$ 0) y (10 $\bar{1}$ 1) de la fase η_2 , se localizan en $2\theta = 37.1^\circ$, $2\theta = 39.1^\circ$ y $2\theta = 43.3^\circ$.

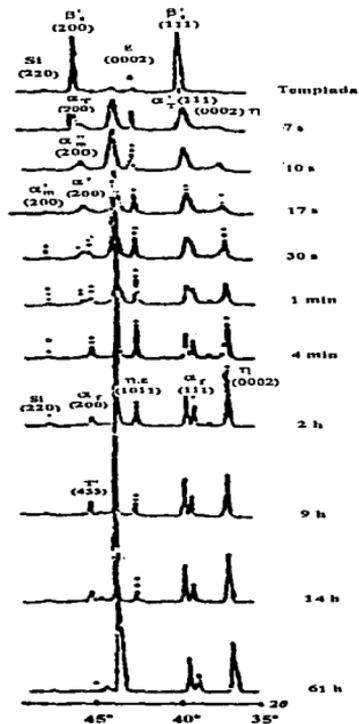


Fig. 2.4 Difractogramas de rayos X de la aleación AlZn75Cu3Si2 envejecida a 150°C.

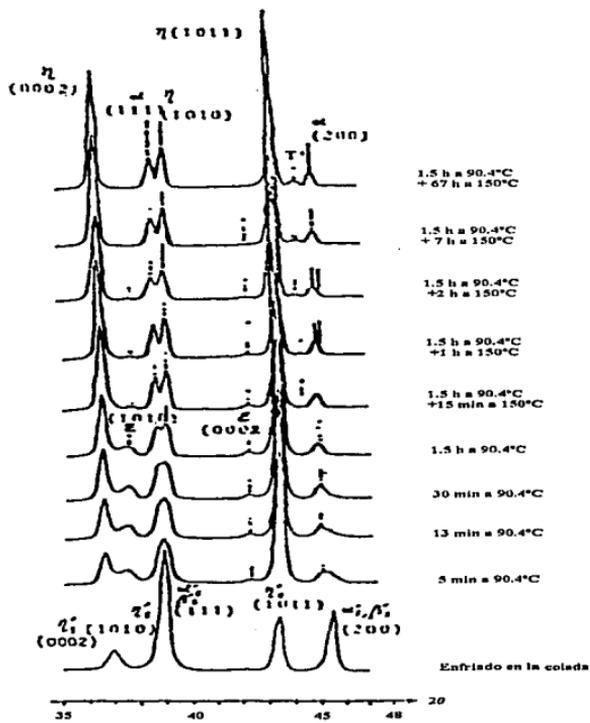


Fig. 2.5 Difractogramas de rayos X de la aleación eutéctica Zn-Al (ZnAl22Cu2), enfriada después de colar, durante envejecimientos.

Observaciones metalográficas utilizando microscopía óptica y de barrido muestran que la fase β' , supersaturada fue la matriz de la estructura y pequeñas partículas de la fase ϵ aparecen como segunda fase en la aleación de solución tratada, (Fig.2.6), se forman más fases supersaturadas α' , β' , y η' , en la aleación eutectoide fundida y enfriada debido al complejo proceso de solidificación, (Fig. 2.7). La fase α' , rica en Al solidifica primero desde el fundido como núcleos de dendritas. Con solidificación continua, la composición de la fase α' , alrededor de la primera parte solidificada de ésta, gradualmente cambia a la composición de la fase β' . La fase β' , aparece como los bordes de la fase α' . Debido al enfriamiento continuo no se presenta frontera de fase aparente en la aleación eutectoide fundida. La Tabla II muestra las composiciones promedio de las fases α' , y β' .

La fase η' , solidificó al final para formar las regiones interdendríticas, la cual contenía partículas de la fase ϵ , (Fig. 2.7a). La fase η' , es inestable, por lo cual hay descomposición a temperatura del laboratorio durante la preparación y observación de la muestra, la fase ϵ no aparece inicialmente en los difractogramas de rayos X de la aleación fundida y enfriada ^[13].

Tabla II. Composiciones promedio de las fases α' , y β' , en la aleación eutectoide Zn-Al fundida y enfriada. ^[13]

% en peso	Zn	Al	Cu
α' ,	64.9	33.3	1.8
β' ,	75.6	21.8	2.6

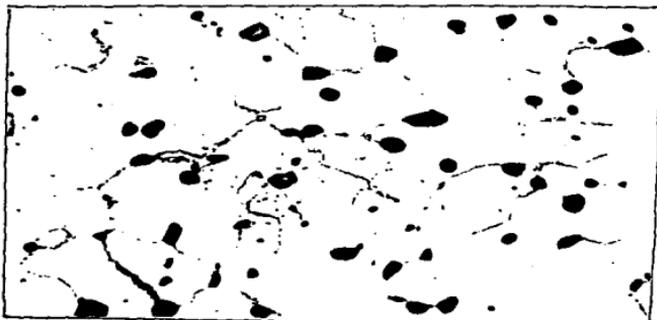


Fig. 2.6a Micrografía óptica de la aleación AlZn75Cu3Si2 templada, muestra los precipitados discontinuos a lo largo de la frontera de grano. 560x.

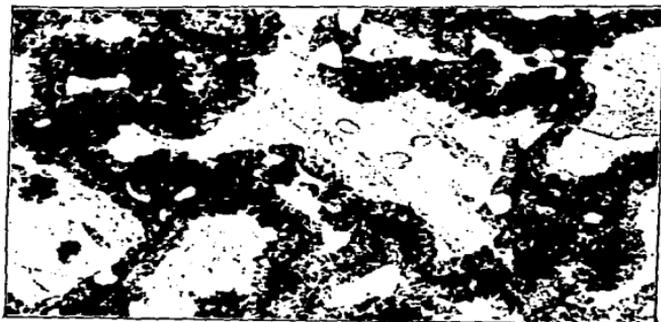
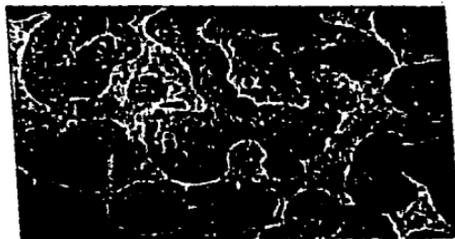


Fig. 2.6b Micrografía óptica de la aleación AlZn75Cu3Si2, muestra el desarrollo de los precipitados discontinuos a lo largo de la frontera de grano, después de 0.5 min. de envejecimiento a 100°C. 560x.



(a) Enfriado después de fundir.



(b) Después de 30 seg. de envejecimiento a 90.4°C.



(c) Después de 1.5 hrs. de envejecimiento a 90°C y 67 hrs a 150°C

Fig. 2. 7 Micrografías de aleación eutéctide Zn-Al fundida
Se observa la evolución de la microestructura, debido al proceso de envejecimiento.

CAPITULO III

SOLIDIFICACION

***LOGRAR CON ESFUERZO Y TRABAJO LO QUE SE ANHELA,
ES DESCUBRIR LO QUE UNO TIENE DENTRO.***

Casi todos los metales y aleaciones, en cierto momento de su procesamiento, se encuentran en estado líquido, el cual se solidifica cuando se enfría a una temperatura inferior a la de solidificación. Las estructuras producidas durante la solidificación afectan las propiedades mecánicas e influyen en el tipo de procesamiento subsecuente necesario para lograr las propiedades finales.

III.1 Solidificación

La solidificación requiere de dos pasos: nucleación y crecimiento. Como ya se mencionó, la nucleación ocurre cuando una pequeña partícula sólida se forma dentro del líquido; el crecimiento del sólido ocurre cuando los átomos del líquido se unen al sólido diminuto hasta que se acabe el líquido. Se espera que un material se solidifique cuando se enfríe por debajo de la temperatura de solidificación del mismo. Cuando esto ocurre, la energía asociada con la estructura cristalina del sólido es progresivamente menor que la energía del líquido, haciendo cada vez más estable al sólido conforme la temperatura se hace menor, Fig. 3.1.

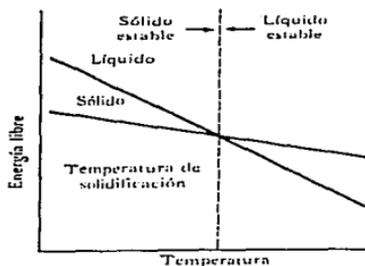


Fig. 3.1 Energía libre volumétrica en función de la temperatura de un metal puro. [24]

Sin embargo, cuando se forma el sólido se crea una interfase que separa al sólido del líquido, Fig. 3.2, con lo cual se asocia un incremento en la energía. El cambio total en la energía libre producida al formarse el sólido es la suma del decremento en la energía libre volumétrica más el incremento en la energía libre superficial. Si consideramos al sólido como una esfera,

$$\Delta F = \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta F_v + 4 \pi r^2 \sigma$$

donde:

$\frac{4}{3} \pi r^3$ es el volumen de una esfera sólida de radio r ,

$4 \pi r^2$ es el área superficial del sólido,

σ es la energía libre superficial por unidad de área, y

ΔF_v es el cambio de la energía libre por unidad de volumen, y es negativa; es decir, disminuye durante el proceso de solidificación. De tal manera que la energía total final del sistema (sólido), es menor que la energía inicial (líquido).

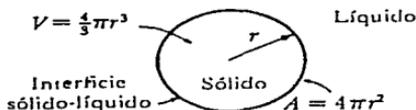


Fig. 3.2 Se crea una interfase (o superficie de separación) cuando se forma un sólido a partir de un líquido.^[24]

Una vez que se ha formado el núcleo sólido, el crecimiento ocurre cuando los átomos se asocian a la superficie sólida. Se deben liberar dos tipos de calor: el calor específico del líquido y el calor latente de fusión. El calor específico debe eliminarse primero, usualmente, por conducción hacia el molde hasta que el líquido se enfría a la temperatura de solidificación. El calor latente de fusión, que representa la energía generada cuando la estructura líquida en desorden se transforma en una estructura cristalina más estable, debe eliminarse de la interfase sólido-líquido antes de que se complete la solidificación; la manera en la cual se libera este tipo de calor determina el mecanismo de crecimiento y la estructura final.

Cuando un líquido inoculado se enfría lentamente bajo condiciones de equilibrio, la temperatura del metal líquido es mayor que la temperatura de solidificación. El calor latente de fusión puede eliminarse solamente por conducción desde la interfase sólido-líquido hacia los alrededores sólidos. Cualquier pequeña protuberancia que empieza a crecer en la interfase se rodea por metal líquido, el cual está a una temperatura superior a la de solidificación, Fig. 3.3a.

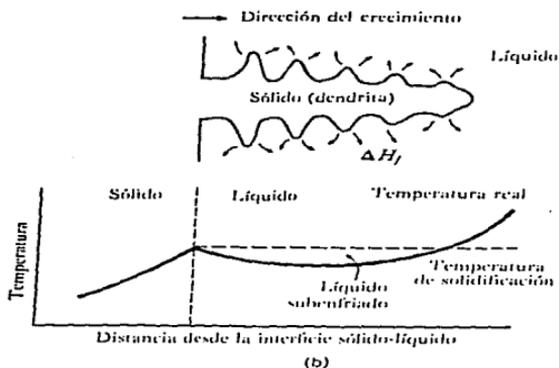
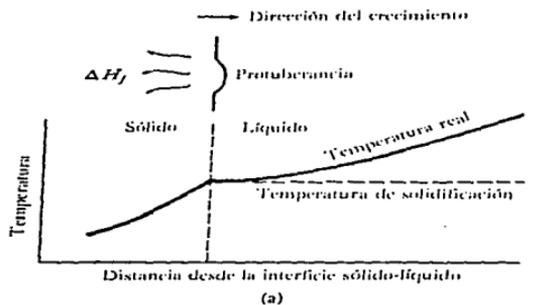


Fig. 3.3 (a) El crecimiento planar ocurre cuando a la temperatura del líquido está por encima de la temperatura de solidificación. (b) El crecimiento dendrítico ocurre cuando la temperatura del líquido en la interfase sólido-líquido es menor que la temperatura de solidificación. ^[4]

El crecimiento de la protuberancia se detiene entonces hasta que el resto de la interfase la alcanza; este mecanismo, conocido como *crecimiento planar*, ocurre por el movimiento gradual de una interfase sólido-líquido hacia el líquido. Cuando la nucleación no es grande, el líquido puede subenfriarse a una temperatura inferior a la de solidificación, Fig. 3.3b.

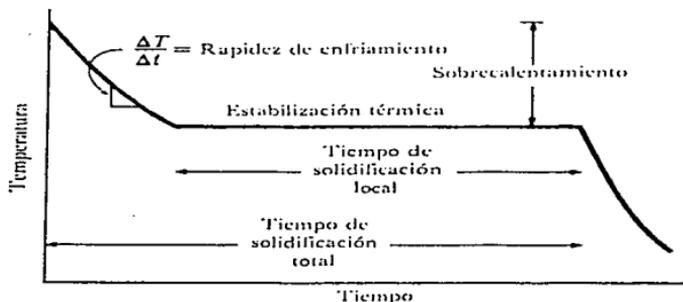
En estas condiciones, una pequeña protuberancia sólida llamada *dendrita* se forma en la interfase y empieza a crecer; conforme crece la dendrita sólida, el calor latente de fusión es conducido hacia el líquido subenfriado, elevando la temperatura del líquido hacia la temperatura de solidificación. También se pueden formar brazos secundarios y terciarios en los troncos primarios de la dendrita para acelerar la evolución del calor latente. El crecimiento dendrítico continúa hasta que el líquido subenfriado se calienta hasta la temperatura de solidificación, cualquier líquido remanente se solidifica entonces por crecimiento planar.

III.2 Curvas de Enfriamiento

La curva de enfriamiento indica cómo cambia la temperatura del metal con el tiempo, Fig. 3.4. El metal líquido se vierte en un molde a la *temperatura de vaciado*; la diferencia entre esta temperatura y la temperatura de solidificación es el *sobrecalentamiento*. El metal líquido se enfría cuando el calor específico del líquido es liberado por el molde; la pendiente de la curva de enfriamiento antes de que inicie la solidificación es la *rapidez de enfriamiento* $\Delta T / \Delta t$.

Si en el metal líquido están presentes núcleos heterogéneos efectivos, la solidificación se inicia a la temperatura de cambio al estado sólido, Fig. 3.4a. Se produce una *estabilización térmica*, o meseta, debido a la generación del calor latente de fusión. El calor latente mantiene al líquido remanente a la temperatura de solidificación hasta que todo el líquido se ha solidificado y no puede generarse más calor. El crecimiento bajo estas condiciones es de tipo planar. El *tiempo total de solidificación* de la fundición es el tiempo requerido para liberar tanto el calor del líquido sobrecalentado como el calor latente de fusión, éste se mide a partir del tiempo de vaciado hasta que se completa la solidificación. El *tiempo de solidificación local* es el tiempo requerido para eliminar solamente el calor latente de fusión en un sitio particular de la fundición, y se mide desde que se inicia la solidificación hasta que se completa.

Si se desarrolla subenfriamiento debido a la escasa nucleación, la curva cae por debajo de la temperatura de solidificación, Fig. 3.4b. Después de que finalmente nuclea el sólido, ocurre el crecimiento dendrítico. Sin embargo el calor latente es absorbido por el líquido subenfriado, elevando de nuevo su temperatura hasta la de solidificación. Este fenómeno es conocido como *autocalentamiento* (o *recalescencia*). Después de que se eleva la temperatura del líquido restante hasta la temperatura de solidificación, ocurre una estabilización térmica hasta que la solidificación se concluye mediante crecimiento planar.



(a)

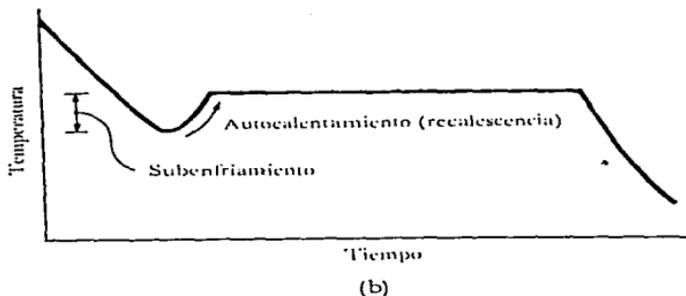


Fig. 3.4 Curvas de enfriamiento para (a) líquidos que nuclean sin subenfriamiento y (b) líquidos que requieren subenfriamientos para la nucleación. [24]

III.3 Macroestructura

Como resultado del proceso de solidificación, la fundición puede desarrollar una macroestructura que puede constar hasta de tres partes, la Fig. 3.5 muestra como se inicia este proceso.

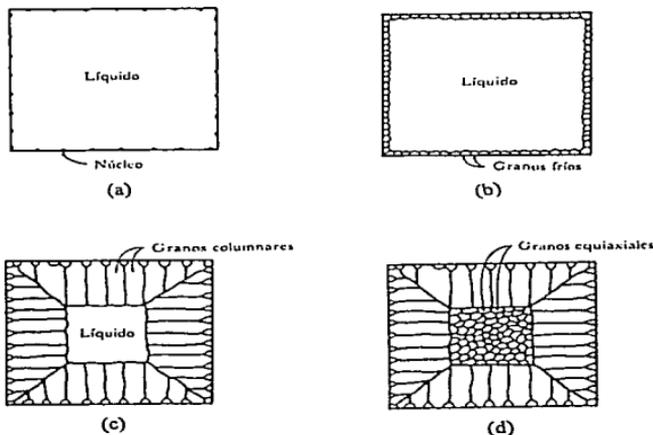


Fig. 3.5 desarrollo de la macroestructura de una pieza fundida durante la solidificación.

- (a) Se inicia la nucleación, (b) Se forma la zona fría, (c) El crecimiento preferencial produce la zona columnar, (d) La nucleación adicional crea la zona equiaxial.

La *zona fría* es una banda estrecha de granos orientados aleatoriamente en la superficie de la fundición. El metal que está en la pared del molde es el primero en enfriarse a una temperatura igual o menor que la de solidificación. La pared del molde proporciona también muchas superficies en las que puede ocurrir la nucleación heterogénea. Por esto, innumerables granos empiezan a nuclearse y crecer en toda la pared del molde.

La *zona columnar* contiene granos alargados orientados en una dirección cristalográfica particular. Conforme el molde del material libera calor de la fundición, los granos en la zona fría empiezan a crecer en la dirección opuesta al flujo de calor, o de las

áreas más frías a las más calientes de la fundición. Los granos crecen más rápidamente en ciertas direcciones cristalográficas. En los metales con una estructura cristalina cúbica, los granos en la zona fría que tienen una dirección $\langle 100 \rangle$ perpendicular a la pared del molde, crecen más rápidamente que otros granos orientados menos favorablemente Fig. 3.6. Al final los granos en la zona columnar tienen direcciones $\langle 100 \rangle$, paralelas entre sí, proporcionando a la zona columnar propiedades anisotrópicas. Los granos pueden estar compuestos de muchas dendritas si el líquido está originalmente subenfriado, o puede proceder la solidificación por crecimiento planar de los granos columnares si no ha ocurrido subenfriamiento.

A menudo se forma una zona equiaxial en el centro de la fundición; la *zona equiaxial* contiene granos nuevos orientados aleatoriamente, originados a menudo por una baja temperatura de vaciado, elementos de aleación, o agentes inoculantes o refinadores de grano. Tales granos son relativamente redondos o equiaxiales, con una orientación aleatoria e impiden el crecimiento de los granos columnares. La formación de la zona equiaxial ocasiona que tal porción de la fundición presente un comportamiento isotrópico.

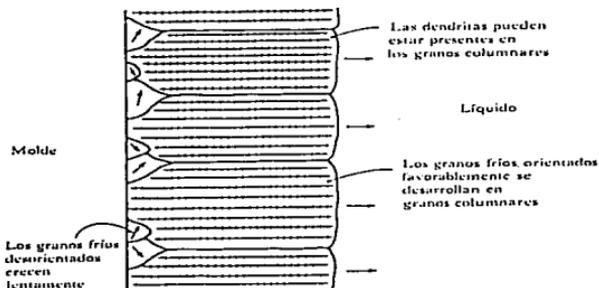


Fig. 3.6 El crecimiento competitivo de los granos en la zona fría provoca que sólo los granos con orientación favorable se desarrollen como granos columnares. [24]

III.4 Tiempo de Solidificación

La rapidez a la cual crece el sólido depende de la velocidad o rapidez de enfriamiento o de extracción del calor. Una velocidad de enfriamiento alta produce una rápida solidificación o de tiempos cortos de solidificación. El tiempo requerido para que solidifique una fundición simple se calcula con la *regla de Chvorinov* ^[24].

$$t_s = B \left(\frac{V}{A} \right)^2$$

donde t_s es el tiempo de solidificación total, V es el volumen de la fundición, A es el área de la superficie de la pieza fundida que está en contacto con el molde, y B es la *constante del molde*. La constante del molde depende de las propiedades y temperaturas iniciales tanto del metal como del molde; casi siempre, un tiempo de solidificación más corto produce un tamaño de grano más fino y una fundición más resistente.

El tiempo de solidificación afecta también el tamaño de las dendritas, éste se representa midiendo la distancia entre los brazos dendríticos secundarios, Fig. 3.7.

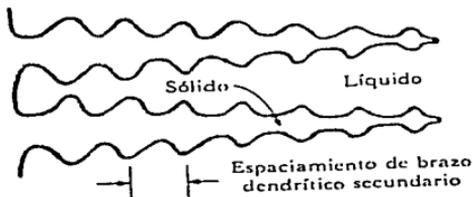


Fig. 3.7 Espaciamento de brazos dendríticos secundarios EBDS. ^[24]

Cuando la fundición se enfría más rápidamente, *el espaciamiento de los brazos dendríticos secundarios, o EBDS, se reduce a fin de acelerar la evolución del calor latente.* El EBDS está relacionado con el tiempo de solidificación por la relación ^[24]:

$$\text{EBDS} = kt^n$$

donde n y k son constantes que dependen de la composición del metal, Fig. 3.8a.

Los espaciamientos de los brazos dendríticos secundarios cuando son pequeños están asociados con resistencias mayores y una mejor ductilidad, Fig. 3.8b.

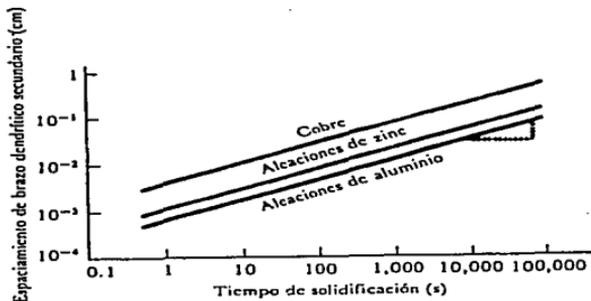


Fig. 3.8a Efecto del tiempo de solidificación en el espaciamiento de brazo dendrítico secundario del cobre, el zinc y el aluminio.

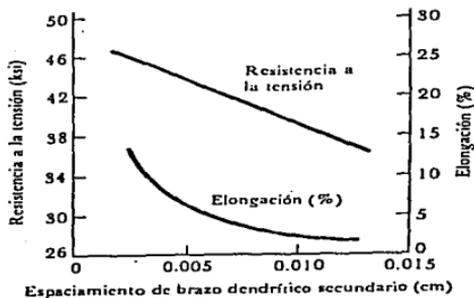


Fig. 3.8b Efecto del espaciamento de brazo dendrítico secundario en las propiedades de una aleación fundida de aluminio. [24]

CAPITULO IV

TECNICAS Y DESARROLLO EXPERIMENTAL

LA CIENCIA SOLO ES PERCEPCION

PLATON

Todos los cambios que presenta el material durante el proceso son registrados mediante técnicas estándares como son: difracción de rayos-X, microscopía óptica y microscopía electrónica, lo cual nos permite explicar y entender el comportamiento del material.

IV.1 Difracción de Rayos-X

La difracción de rayos-X es una técnica de análisis que permite caracterizar y determinar la estructura de un sólido cristalino. En primer lugar se utilizó esta técnica con el objeto de conocer y determinar las fases presentes en nuestro material, así como el observar posibles reacciones químicas del mismo, al ser sometido a tratamientos térmicos.

Esta técnica utiliza un haz de rayos-X el cual incide con un ángulo θ y penetra las primeras capas atómicas de la muestra, las cuales tienen una separación d , debido a esto se tendrán diferentes caminos ópticos y se tendrán interferencias constructivas y destructivas, de las primeras tenemos un múltiplo entero de longitud de onda, por lo tanto un pico de intensidad, mientras que de las segundas se anulan. El haz difractado, que tiene el mismo ángulo que el haz incidente, se recibe en un detector el cual transforma la señal en pulsos eléctricos que son registrados por una computadora. Las gráficas que se

obtienen están en función de la intensidad relativa y el ángulo 2θ , lo que se conoce como difractogramas.^[22,23]

Todo esto lo podemos resumir en la ley de Bragg:

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

donde:

n = es número entero

λ = es la longitud de onda del haz

d = distancia entre los planos de los átomos

θ = es el ángulo de incidencia del haz

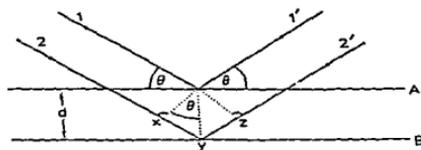


Fig. 4.1 Esquema de la Ley de Bragg.

IV.1.1 Método de Polvos

El método consiste en tener una muestra lo más plana posible, con el objeto de eliminar "ruido" de la gráfica. Una vez que se tiene dicha muestra, se coloca en un porta-muestras -el cual es parte del equipo de difracción- que entra a la platina y se fija a ella por ser de material magnético. Posteriormente se le hace incidir un haz de rayos-X, éste

llega a la muestra y se difracta: el haz difractado es colectado por un detector para ser registrado y analizado. La fuente de rayos-X está fija y lo que podemos variar es la posición de la platina (muestra) y la posición del detector de forma que siempre se cumpla la ley de Bragg, la muestra recorre un ángulo de θ , mientras que el detector recorre 2θ . Las condiciones en las cuales se va a hacer el análisis se registran en la computadora, como: la velocidad de barrido, el rango (ángulos) de barrido, la escala de las intensidades y algunos otros datos que identifican a la muestra.

Básicamente son dos las formas en que la difracción de rayos-X por el método de polvos puede ayudar en el estudio de cristales: Al observar un difractograma y analizar los máximos de difracción, tanto en su posición como en su intensidad relativa, se puede determinar si en la muestra analizada está presente una mezcla de fases, o una fase diferente a la que se esperaba. Un análisis más completo nos permite conocer las distancias interplanares del mismo difractograma utilizando la ley de Bragg; y a partir de éstas se pueden determinar tanto los índices de Miller, como los parámetros de la celda. Una vez que se han determinado los parámetros de celda a todos los componentes de la muestra, es posible hacer un análisis de la variación de dichos parámetros como función de la composición de la serie de fases presentes, para poder decir si corresponde, dado el proceso realizado, a lo que se espera^[10,22,23].

IV.1.2 Asignación de los Índices de Miller

Una vez que se tiene el difractograma de una muestra, se procede a asignar índices de Miller. Un programa de computadora asigna a los máximos de difracción las distancias interplanares, una vez con esto la gráfica es comparada con los patrones ya existentes de elementos que posiblemente contenga el material, los cuales ya están bien caracterizados. La comparación se hace entre las distancias interplanares de los máximos de difracción, los patrones ya caracterizados se encuentran catalogados y tienen ya asignados los índices

de Miller, de tal manera que sólo tenemos que ver las distancias en nuestro difracciónograma y encontrar la más parecida, así, esta distancia, correspondiente a un máximo de difracción tendrá los mismos índices, este procedimiento se hace de manera manual.

IV.2 Microscopía

Los microscopios ópticos y electrónicos son muy comúnmente utilizados en microscopía. Estos instrumentos se usan en la investigación de características microestructurales de los diferentes tipos de materiales (metales, cerámicos, y polímeros). La mayoría de estas técnicas emplean equipo fotográfico en conjunto con el microscopio, la imagen obtenida se le llama fotomicrografía.

IV.2.1 Microscopía Óptica

En esta técnica se utiliza el microscopio óptico para el estudio de la microestructura, para lo cual los sistemas óptico y de iluminación son básicos. Debido a que solamente la superficie es elemento de observación, el microscopio se usará en modo reflectivo. Los contrastes en la imagen resultan de las diferencias en reflectividad de las diversas regiones de la microestructura. Esta técnica requiere de una cuidadosa preparación de las muestras para obtener una buena imagen y poder hacer una buena interpretación^[1].

IV.2.2 Microscopía Electrónica

La microscopía electrónica es particularmente precisa para realizar estudios minuciosos sobre los materiales, debido a su gran resolución (arriba de 2000 diámetros).

Esta técnica esencialmente proporciona información sobre las heterogeneidades del material como defectos, deformaciones, inclusiones, precipitados y la generación de nuevas fases.

Una imagen de la estructura bajo investigación es formada usando haces de electrones en vez de la radiación de la luz. De acuerdo a la mecánica cuántica, un electrón tendrá una longitud de onda asociada, la cual es inversamente proporcional a su velocidad. Cuando es acelerado a través de altos voltajes, puede hacerse que los electrones tengan longitudes de onda del orden de 0.003 nm (3 pm). Las consecuencias de la longitud de onda corta del haz de electrones, son: altas ampliificaciones y alto poder de resolución para los microscopios. El haz de electrones es enfocado y la imagen formada por medio de lentes magnéticas, la geometría de los componentes del microscopio es esencialmente la misma que en los ópticos¹³¹.

IV.2.3 Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)

La superficie de una muestra que es analizada, será barrida con un haz de electrones, y el haz de electrones reflejado (o retrodispersado) es colectado y mostrado con la misma velocidad de barrido en un tubo de rayos catódicos (monitor). La imagen que aparece en la pantalla, - que puede ser fotografiada - representa la superficie característica del espécimen. La superficie puede estar o no pulida y atacada químicamente, dependiendo de cuales sean los intereses (resaltar fases, fronteras de grano, etc. además de limpiar la superficie), pero debe ser eléctricamente conductora^{13, 201}.

IV.3 Desarrollo Experimental

IV.3.1 Proceso de Solidificación

Para empezar el experimento, en un horno de alta temperatura (mufla), se fundió una aleación eutéctica de Zn-Al, $Zn_{76}Al_{22}Cu_2$ (% en peso), cerca de 130°C sobrecalentada, es decir, arriba de la temperatura de liquidus (aprox. 700°C) en un molde de cobre en forma de cuña, esto para obtener diferentes velocidades de enfriamiento a lo largo de la barra, la longitud del molde fue de 10 cm.

Se deseaba llevar un registro de la temperatura, para lo cual se introdujeron termopares en el molde longitudinalmente, uno se colocó a una distancia de 20 mm de profundidad, y el otro se colocó a 80 mm, tratando de que quedaran centrados, el grueso de la cavidad fue de 10 mm en la parte más ancha (base) y 1.5 mm en la parte más angosta, como se muestra en la Fig. 4.2.

Los datos y las gráficas de los termopares fueron grabados en un multicanal Spiromax 2000.

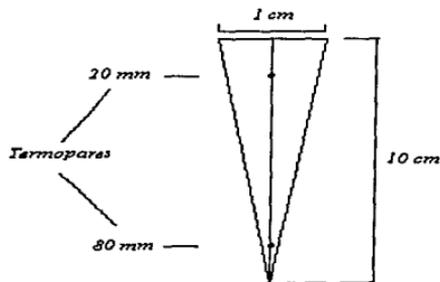


Fig. 4.2 Esquema del molde

La barra cuneiforme fue rápidamente templada en agua fría, para que se diera el proceso de solidificación rápida, ya con la barra sólida se retiró el molde y se prosiguió a la examinación de la microestructura obtenida durante la solidificación.

La barra se cortó primero longitudinalmente y después de manera transversal en cuatro partes, de manera que se tenían: la base, dos intermedias y la punta. De este estado que le llamaremos inicial (sin tratamiento de envejecimiento) se obtuvieron gráficas de rayos-X y micrografías ópticas, para esto las muestras se prepararon de la siguiente manera.

IV.3.2 Preparación de las muestras

El primer paso es seleccionar una muestra representativa del material que se quiere analizar, la cual será cortada de la pieza original. La superficie deseada será desbastada, pulida y atacada químicamente para revelar la estructura específica.

Durante el corte, la estructura de la aleación es dañada hasta una profundidad de 1 mm aproximadamente, ésta dependerá del tipo de cortador empleado, la velocidad de corte y la dureza del material; esta última disminuye en buena medida la profundidad del daño. Posteriormente la capa dañada será removida mediante desbaste.

El desbaste se realiza por la abrasión de la superficie de la muestra con papel abrasivo de no. 100, precedido por papeles de nos. 240, 320, 400, y 600, cada papel disminuye la rugosidad del inmediato anterior.

El pulido de los especímenes, generalmente involucra un pulido bruto y un pulido fino; en el pulido bruto se emplea un paño que es impregnado con un abrasivo que primeramente será alumina disuelta en agua ($H_2O + Al_2O_3$ de 0.5 mm apróx.), el paño es colocado en una pulidora, - un motor de velocidad variable en cuyo eje gira un disco con

un paño suave (terciopelo)- y posteriormente será pasta de diamante, se coloca la muestra sobre el paño y se gira en sentido contrario al giro del disco^{13, 211}.

Posterior a esto se procede a realizar el ataque químico, para lo cual se utilizó Nital al 2%,- solución con 2% de ácido Nítrico (HNO₃) y el resto de metanol - se sumerge la muestra en la solución por un tiempo de 10 a 20 seg. y se enjuaga en agua, todo esto con el objeto de revelar las características microestructurales como los granos, las fronteras de grano y los precipitados.

IV.3.3 Tratamientos térmicos

Después de todo el proceso anterior, se prosiguió a darles tratamiento térmico (o de envejecimiento) variando los intervalos de tiempo, ya que estos procesos son "acumulables" es decir que se suman los tiempos para una temperatura dada.

Se comenzó con una temperatura de 90.4°C, para esto se calentó agua hasta la ebullición, con esto la muestra se sumergía por 2 min. y se templaba rápidamente en agua fría; este procedimiento se repitió para 5 min. de inmersión. Debido a que el intervalo de tiempo iba en aumento, se utilizó una mufla a esta misma temperatura y el tiempo fue de 25 min., como la velocidad de la reacción (o de transformación) es función del tiempo para una cierta temperatura, se aumentó la temperatura a 200°C para acelerar la transformación, y lo que se hizo fue lo siguiente:

Se trató a la muestra a 90.4°C por espacio de 2 hrs seguido de un tratamiento a 200°C por 1 hr; la reacción se completó con un tratamiento de 2 hrs a 90.4°C y 2 hrs a 200°C.

IV.3.4 Rayos-X

En cada paso del proceso de envejecimiento se obtuvo el difractograma correspondiente, de manera que se tuvo la secuencia de la transformación. El equipo que se utilizó fue un Difractómetro Kristalloflex D-5000 y un D-500 de Siemens estilo $\theta/2\theta$ acoplados, (ambos equipos se trabajaron bajo las mismas condiciones) los que contaban con un filtro de Ni para la radiación $K\alpha$ proveniente del Cu^* , se tuvo una velocidad de barrido de 1 grad/min, para un ángulo de 2θ en un rango de 35° a 47° , este fue el intervalo de interés por que es donde está la información representativa de las fases presentes.

Para obtener los índices de Miller de nuestros patrones, se hicieron comparaciones con los patrones del Zn, Al, y Cu, esta comparación se hizo de manera manual. Este procedimiento se describió en el punto IV.1.2.

IV.3.5 Microscopía

En la parte inicial del proceso se utilizó microscopía óptica, una vez que las muestras estaban pulidas a espejo, fueron atacadas químicamente con una solución ácida, Nital al 2%, por 20 seg para resaltar la microestructura, como ya se mencionó anteriormente. En esta técnica se utilizó un microscopio Olympus con ampliificaciones de 100x y 250x. El microscopio cuenta con una cámara fotográfica, la cual utiliza rollo 35 mm. De esta manera se obtuvieron las micrografías ópticas en las distintas etapas del proceso.

* El espectro de radiación del Cu presenta dos máximos de difracción $K\alpha$ y $K\beta$ (que corresponden a decaimientos de los niveles L y M respectivamente, al nivel K del átomo) y el filtro de Ni elimina la contribución del pico menos intenso. Debido a que es un patrón muy simple es fácilmente identificable.

Para tener mayor detalle de la microestructura se utilizó un microscopio electrónico de barrido Leica 400, con el cual se pudieron tener ampliaciones de 2000x. Para esta técnica ya no fue necesario someter a las muestras a un ataque químico previo, debido a que se trabajó con electrones retrodispersados (más energéticos ~20 KeV), estos penetran la muestra y salen con un ángulo apróx de 90°; el contraste se obtiene debido al peso atómico* de los componentes del material, por esto las muestras sólo fueron pulidas a "espejo". Este equipo también tiene opción de cámara fotográfica, ésta utiliza rollo en formato 120 y se utilizó ASA 400.

* El elemento más ligero dispersa menos y por lo tanto se más oscuro, así el más pesado es el más brillante.

CAPITULO V

RESULTADOS Y DISCUSION

*SI NO SE PUEDE EXPLICAR LO QUE SE HA ESTADO HACIENDO,
EL TRABAJO CARECERA DE VALOR.*

SCHROEDINGER

V.1 Solidificación de la Aleación Zn-Al Eutectoide en el Molde

De las muestras que se tenían originalmente (una base, dos intermedias y la punta), se escogieron la base y la punta de la barra por que fueron las más representativas de los cambios estructurales en función de la velocidad de enfriamiento.

De las micrografías ópticas en las muestras de la base y de la punta se observa que presentaron una estructura dendrítica típica, en ambas partes de la barra. De acuerdo al diagrama de fases binario del sistema Zn-Al, la fase α' , rica en aluminio, es la fase que solidifica primero, a partir de que la aleación es fundida. Siguiendo con solidificación continua, la composición de la fase α' , gradualmente se aproximó a la composición de la fase β' , la cual está cercana a la línea de *solidus* $\alpha + L / \alpha$, es decir, que la fase α' , quedó como núcleo de las dendritas rodeada por la fase β' , la cual aun estaba en descomposición; mientras que las composiciones del fundido cambiaron a lo largo de la línea *liquidus* $L/\alpha+L$ hacia el lado rico en Zinc. La fase η' , rica en Zn se localizó en las regiones interdendríticas, esto se ve en las Figs 5.1a y 5.2a.

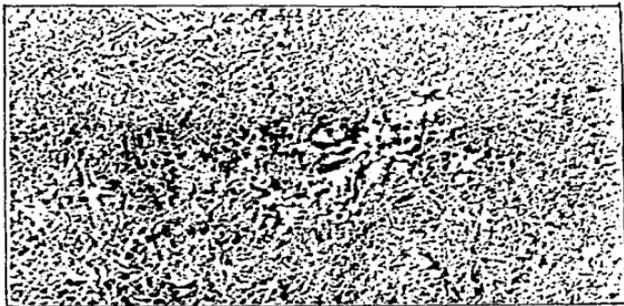


Fig. 5.1a. Micrografía óptica tomada en la punta de la barra cuneiforme. 100x.
Se observan dendritas pequeñas



Fig. 5.1b. Micrografía óptica de la zona de la punta, muestra sobre-envejecida . 250x.
Debido al tratamiento térmico las dendritas han "crecido".

Debido a las diferentes velocidades de enfriamiento que se dieron a lo largo de toda la "barra cuneiforme", principalmente en las zonas de la base y de la punta se encontró que el tamaño de la estructura dendrítica varió considerablemente.

Se midieron los espaciamientos entre los brazos dendríticos secundarios en ambas zonas (base y punta) de la barra cuneiforme en el estado inicial (sin tratamientos térmicos), los cuales se listan en la Tabla III. De estos datos se observa un intervalo que abarca desde 20.5 μm en la zona de la base, hasta 4.3 μm en la punta (calculados). Con estos datos y con base en el diagrama de fases, se puede decir que debido a la velocidad de enfriamiento rápido, la punta de la barra desarrolló básicamente una estructura dendrítica fina, la cual presentaba simplemente la fase β' , como núcleo, ya que la fase α' , "casi no tuvo tiempo de formarse"; en las micrografías ópticas se observa un contraste de tonalidades, la fase β' , tiene una imagen gris "oscuro", mientras que la fase α' , rica en Al tiene un gris claro, además de las pocas, y relativamente grandes, dendritas típicas con la fase α' , como núcleo, Fig. 5.1a.

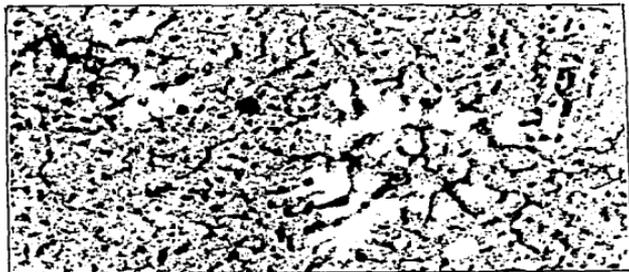


Fig. 5.2a. Micrografía óptica tomada en la base de la barra. 100x.
Las dendritas tienen mayor tamaño comparadas con las de la punta

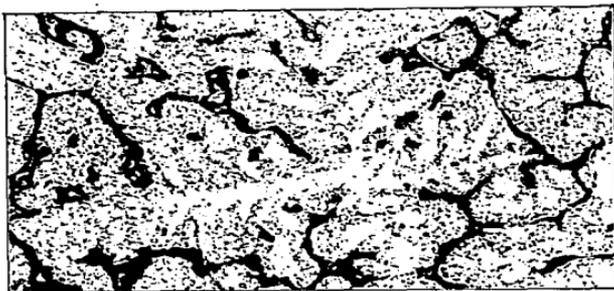


Fig. 5.2b. Micrografía óptica de la base, muestra sobre-envejecida. 250x.
El tamaño de las dendritas se ha desarrollado considerablemente.

Haciendo un microanálisis, se observó que la composición de la fase α' , era muy cercana a la de la fase β' , en esta zona (punta), lo cual concuerda con los resultados de difracción de rayos X en donde se encontró que los picos de difracción de los planos cristalográficos (111) y (200) de la fase α' , y de la fase β' , respectivamente, están superpuestos. Fig. 5.3a.

Las figuras 5.3a, muestra la secuencia de los tratamientos térmicos de la zona de la base con los difractogramas.

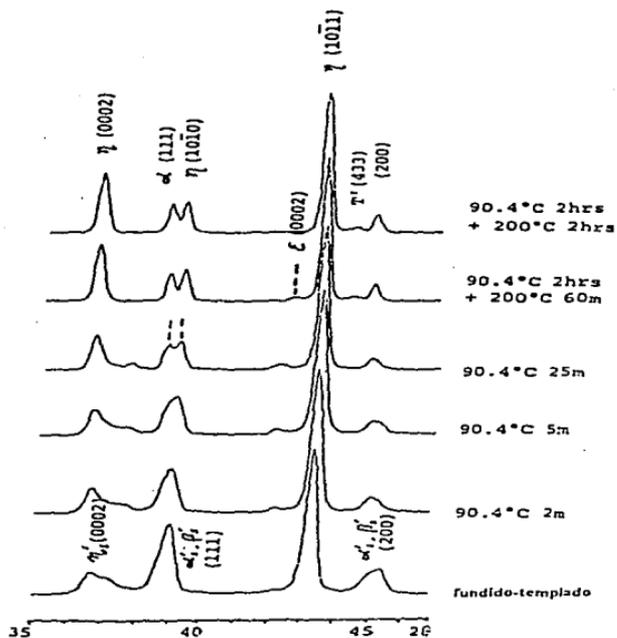


Fig. 5.3a Difractograma de la zona de la punta.

Por otro lado, la zona de la base de la barra cuneiforme consistió principalmente de dendritas relativamente más grandes que las de la punta, ya que la velocidad de enfriamiento en esta zona fué relativamente lenta, lo cual permitió que la fase α' , rica en Al solidificara primero para formar el núcleo de dendritas y los picos de difracción estuvieran separados de la fase β' , rica en Zn.

En el difractograma de la zona de la base, Fig. 5.3b, se observa claramente la separación del pico de difracción del plano (200) de la fase α' , de la fase β' .

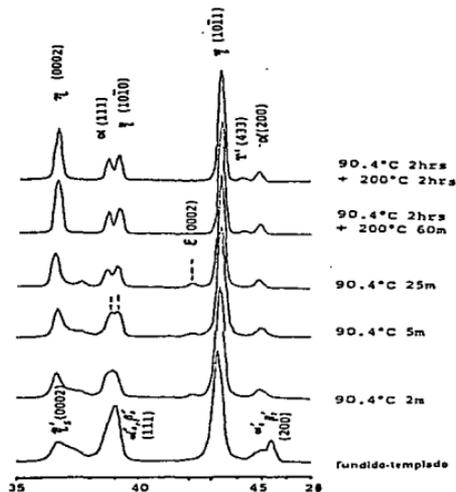


Fig. 5.3b Difractograma de la zona de la base.

V.2 Medición de la Velocidad de Enfriamiento.

En la Fig. 5.4 se muestran las curvas obtenidas experimentalmente, de temperatura contra tiempo para los termopares colocados en la base (línea discontinua) y en la punta (línea punteada) del molde de cobre, estos datos se tomaron durante el proceso de solidificación, desde que la aleación fundida era vaciada al molde (colada) hasta que se empezó a dar el fenómeno de solidificación. Las velocidades de enfriamiento de las dos zonas (punta y base) fueron calculadas como:

$$\Delta T/\Delta t,$$

donde ΔT es el intervalo de temperatura desde que se hace la colada hasta que el líquido comienza a solidificar, Δt es el tiempo en el que se llevó a cabo, Fig. 5.4a.

Las velocidades calculadas fueron 90 K/s y 38 K/s respectivamente.

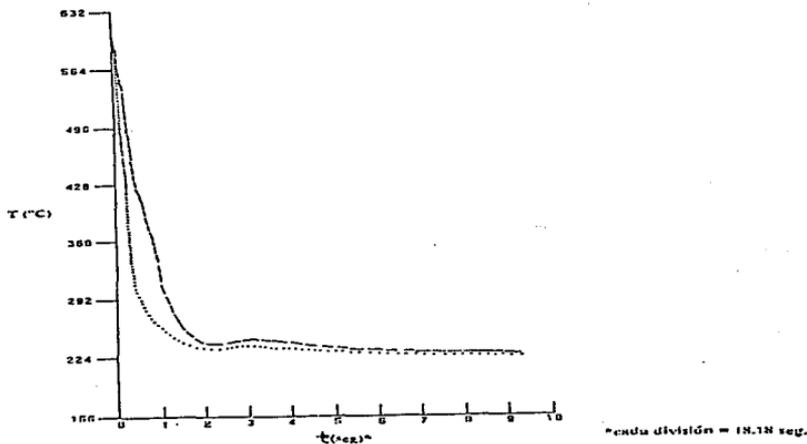


Fig.5.4 Curvas de los termopares en el molde, la línea discontinua corresponde a la punta y la punteada a la base.

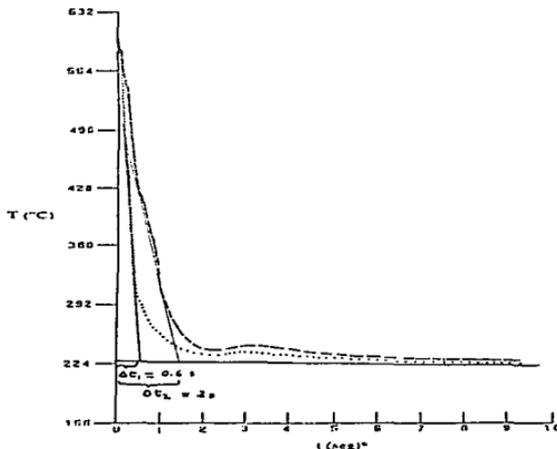


Fig 5.4a Esquema para el cálculo de las velocidades, $\Delta T/\Delta t$.

Por otro lado, las mediciones del espaciamento entre los brazos de las dendritas se llevaron a cabo en diferentes zonas de la barra, i.e, desde la base hasta la punta. Los resultados de estas mediciones se muestran en la Tabla IV, con estos datos es posible calcular la velocidad de enfriamiento por medio de la siguiente relación ^[17]

$$\lambda = B T^{-n}$$

donde :

λ es el espaciamento entre los brazos dendríticos en μm ,

B es una constante de proporcionalidad

T es la velocidad de enfriamiento en K/s.

si tomamos a $n = 1/3$, entonces $B = 55 \mu\text{m} (\text{K/s})^{1/3}$, estos datos son específicos para nuestro material ^[17] .

Tabla III. Mediciones del espaciamiento entre los brazos de las dendritas λ de la base y la punta de la barra cuneiforme y valores de la velocidad de enfriamiento T.

λ (μm)	Base	T (K/s)
20.5		19.3
15.1		48.3
12.4		87.2
11.9		118.4
9.6		188.0
8.4		280.7
8.2		301.7
7.3		427.6
6.2		698.0
5.3		1117.5
4.3	Punta	2092.5

V.3 Características de Envejecimiento.

A las muestras que correspondían a las zonas de la base y de la punta (por ser las más representativas del fenómeno), se les hizo un envejecido a 90.4°C y 200 °C después de la solidificación para favorecer las transformaciones de las fases iniciales y posteriormente fueron templadas para retener la microestructura de alta temperatura. En la Fig. 5.5 se muestra la comparación de los difractogramas de rayos X de ambas muestras en diferentes etapas del proceso de envejecimiento. Se observaron transformaciones de fase similares para las dos zonas.

Haciendo un análisis de los difractogramas en forma paralela entre las dos zonas de interés, se encontró que en la primera etapa de envejecimiento, ocurrieron las descomposiciones de las fases β' , y η' , las cuales son fases supersaturadas ^{116, 117, 118}. De la Fig. 5.5, se observa que los picos de difracción de la fase η' , cambiaron a ángulos más bajos de 2θ , lo que indica que hay precipitación de Al y Cu de la fase η rica en Zn. La descomposición de la fase β' , ocurre como precipitación discontinua en las fronteras de grano como: $\beta' \rightarrow \alpha'_T + \epsilon + \eta$ ¹¹⁹.

Después de 2 min de envejecimiento a 90.4°C los picos de difracción de rayos X de la fase β' , desaparecieron de los difractogramas acompañado de la formación de los picos de difracción de la fase α'_T , los cuales están superpuestos con los picos de la fase α'_s , y se observan las formaciones de las fases ϵ y η .

La segunda etapa de descomposición de la fase β'_s se presentó por una descomposición espinodal para formar la fase η rica en Zn y la fase α rica en Al, vía las fases transicionales α'_m y α'_m ^{112, 119}. Durante el envejecimiento prolongado se observó una transformación de cuatro fases en ambas zonas de la barra $\alpha + \epsilon \rightarrow T' + \eta$ ¹¹⁹. Los picos de difracción de los planos (1010) y (0002), los cuales pertenecen a la fase ϵ , decrecieron en intensidad, y también se observó que la fase T' apareció en $2\theta = 44.3$. Fig. 5.5.

Al término de los tratamientos térmicos para ambas zonas, i.e cuando las reacciones de estado sólido se habían completado, se encontró que las fases finales estables fueron α , T' y η . Las observaciones metalográficas de las muestras sobre-envejecidas se muestran en las Figs. 5.1b, 5.2b, 5.6 y 5.7..

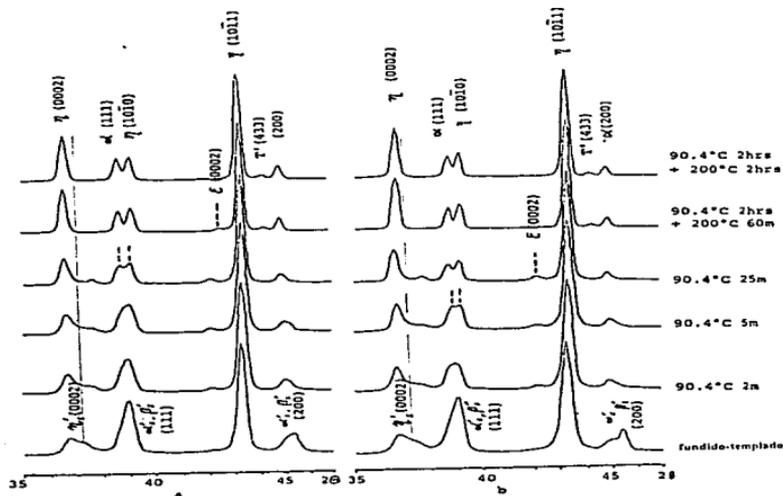


Fig. 5.5 Comparación de los difractogramas de la base y de la punta.

a. Base

b. Punta

Debido a las diferentes velocidades de enfriamiento durante la solidificación, las velocidades con las que se llevaron a cabo las transformaciones durante el envejecimiento fueron diferentes. En la base, ocurrió una descomposición aparente de la fase β' , durante la solidificación, lo cual se muestra en la micrografía óptica, Fig. 5.2a, y el pico de difracción de la fase α' , γ rica en Al se separó del producido por la fase β' , fig. 5.3b.

Se encontró que el pico de difracción del plano (111) de la fase α se separó del pico superpuesto con la fase η después de un envejecimiento a 90.4°C por 5 min, mientras que para la zona de la punta le tomaba 25 min de envejecimiento a 90.4°C separarse de la fase η . También se observó que la fase ϵ "casi" completaba su descomposición después de un envejecimiento a 90.4°C por 2 hrs. y 200 °C por 1 hr. en la base, mientras que para la punta no se había descompuesto totalmente.

Fue claro encontrar que la solidificación rápida dió como resultado una descomposición más "tardada" de las fases supersaturadas para llegar a las fases estables finales para esta aleación.

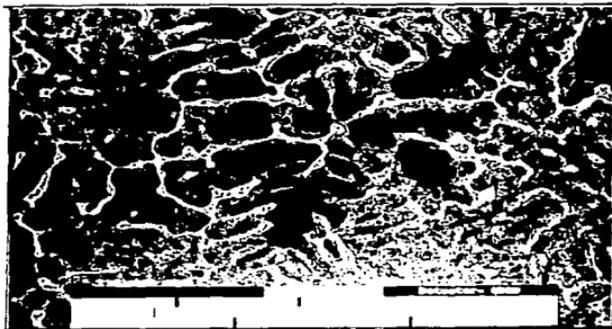


Fig. 5.6 Micrografía de barrido de la punta, muestra sobre-envejecida 2000x.

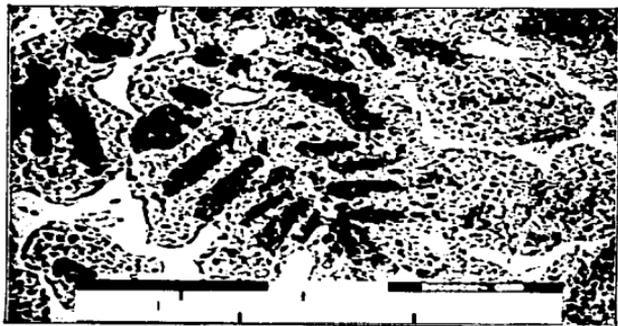


Fig. 5.7 Micrografía de barrido de la base, muestra sobre-envejecida 2000x.

CONCLUSIONES

***APRENDER ES DESCUBRIR.
ACTUAR ES DEMOSTRAR.***

CONCLUSIONES

El proceso de solidificación es una forma sencilla de relacionar la velocidad de enfriamiento con el tipo de estructura obtenida, la estructura dendrítica es característica de este proceso. Con base en el diagrama de fases del sistema Zn-Al, se pudo entender y explicar la formación de fases cristalográficas por este método para esta aleación en particular, $Zn_{76}Al_{22}Cu_2$ (% en peso), y posteriormente entender su evolución por medio de las reacciones de estado sólido hasta llegar finalmente a las fases estables.

Las técnicas experimentales como la difracción de rayos-X y la microscopía, son técnicas estándares que se complementan para explicar el fenómeno desde varios puntos de vista. En nuestro caso particular obtuvimos diversos resultados que podemos enumerar como sigue:

1. Para la aleación eutectoide $Zn_{76}Al_{22}Cu_2$ se obtuvieron diferentes velocidades de enfriamiento en la etapa inicial, que va desde la colada en un molde de cobre cuneiforme hasta que empieza la solidificación, las velocidades de enfriamiento fueron: para la punta de la barra $90\text{ }^\circ\text{K/s}$, y en la base de $38\text{ }^\circ\text{K/s}$, estas velocidades fueron calculadas a partir de datos experimentales.
2. En la etapa inicial (sin tratamientos térmicos), las diferentes velocidades de enfriamiento se reflejaron en una microestructura diferente en la barra. La punta de la

barra que tuvo la velocidad de enfriamiento más alta (600-2000 K/s), calculada a partir de los brazos dendríticos, consistió principalmente de una estructura dendrítica fina que presenta solamente a la fase β' , como núcleo de las dendritas, y la fase η' , rica en Zn localizada en la región interdendrítica. La base de la barra con velocidad de enfriamiento más baja (~ 19 K/s), consistió principalmente de dendritas relativamente grandes, que tenían a la fase α' , como núcleo.

3. La solidificación rápida resultó en una descomposición más "tardada" de las fases supersaturadas iniciales para alcanzar el estado final estable de la aleación.

El trabajo se desarrollo de manera satisfactoria, cumpliendo los objetivos planteados y sobretodo obteniendo resultados interesantes para nuestro caso particular.

APENDICE

***LA CIENCIA ES COMO UN LIBRO,
DEL CUAL UNO NO HA LEIDO
MAS QUE LA PRIMERA PAGINA***

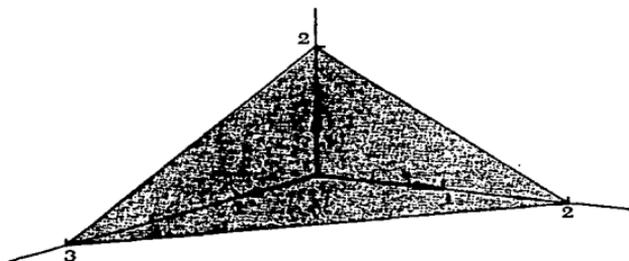
Índices de Miller.

La posición y orientación de los planos de un cristal se determina por tres puntos del plano, que no sean colineales. Si cada uno de los puntos pertenece a un eje del cristal, puede especificarse el plano dando las posiciones de los puntos a lo largo de los respectivos ejes en función de las constantes de red.

En el análisis estructural es frecuente especificar la orientación de un plano por medio de los **índices de Miller**, los cuales se determinan como sigue:

1.- Se encuentran las intersecciones con los ejes **a**, **b**, **c** en función de las constantes de la red.

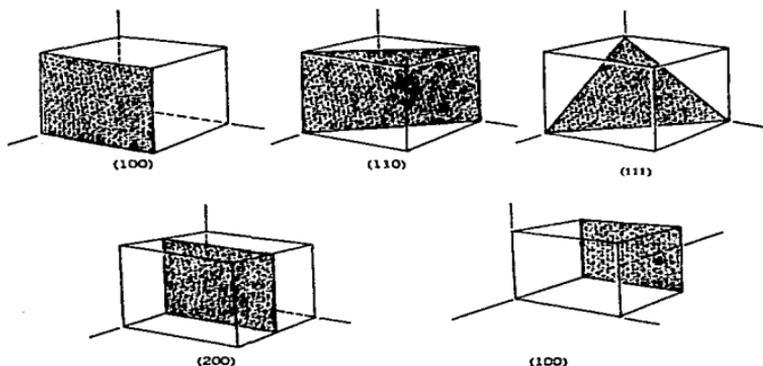
2.- Se toman los valores recíprocos de estos números y se reducen a tres enteros que estén en la misma relación, generalmente los tres enteros menores. El resultado se encierra en un paréntesis: (hkl) . La convención es usar h , k , l para referirse a ellos. En el caso de estructuras hexagonales se utilizan 4 letras $(hkil)$



Este plano corta a los ejes **a**, **b**, **c** a $3a$, $2b$, $2c$. Los recíprocos de estos números son $\frac{1}{3}$, $\frac{1}{2}$, $\frac{1}{2}$. Los menores enteros que están en la misma relación son 2, 3, 3 de forma que los índices de Miller del plano son (233) .

Si una intersección tiene lugar en el infinito, el índice correspondiente vale cero. Los índices (hkl) pueden definir un plano único o una serie de planos paralelos. Si un plano corta a un eje en su parte negativa con respecto al origen, el correspondiente índice es negativo y se le indica colocando un signo menos encima de él: $(h\bar{k}l)$

Los índices de una dirección en un cristal se expresan por la serie de los enteros más pequeños que dan la relación de los componentes de un vector en la dirección deseada, referidas a los ejes y se escriben dentro de un corchete $[hkl]$.



Índices de Miller de algunos planos importantes de un cristal cúbico. El plano (200) es paralelo al (100) .

* Tomado de *Introducción a la Física del Estado Sólido*, Charles Kittel, 2ª. Edición . Ed. Reverté, 1975. Págs. 24-28.

GLOSARIO

***LOS CONCEPTOS Y PRINCIPIOS FUNDAMENTALES DE LA CIENCIA
SON INVENCIONES LIBRES DEL ESPIRITU HUMANO.***

A. EINSTEIN (1879-1955)

Alación. Combinaciones de metales que realzan las características generales de los metales.

Calor Específico. El calor requerido para cambiar la temperatura de una unidad de peso de un material un grado

Calor Latente de Fusión. ΔF_f El calor involucrado cuando un líquido solidifica. El calor latente de fusión está relacionado con la diferencia de energía entre el sólido y el líquido.

Celda Unitaria. Una subdivisión de la red que conserva las características esenciales de la red entera.

Crecimiento Dendrítico. Crecimiento rápido de una dendrita sólida cuando un líquido subenfriado nuclea y crece.

Crecimiento de Grano. Movimiento de las fronteras de grano por difusión en orden para reducir el área de las fronteras de grano.

Dendrita. Estructura de tipo arborescente del sólido que crece cuando un líquido subenfriado nuclea.

Diagrama de Fases. Diagrama que muestra las fases y sus composiciones para cada combinación de temperatura y sobretodo de composición.

Diagrama de Fases Binario. Diagrama de fases en el cual hay sólo dos componentes.

Diagrama de Fases Ternario. Diagrama de fases entre tres componentes que muestran las fases presentes y su composición para varias temperaturas. Este requiere de una gráfica tridimensional.

Energía de Activación. La energía requerida para que ocurra una reacción particular. En difusión, la energía de activación está relacionada con la energía que se requiere para mover un átomo de un sitio de la red a otro.

Energía Libre Superficial. σ El incremento en la energía asociada con la superficie entre un sólido crecido y el líquido.

Energía Libre Volumétrica. ΔF_v El cambio en la energía libre de un material cuando el material solidifica.

Espaciamiento de los Brazos Dendríticos Secundarios. La distancia entre los centros de dos brazos dendríticos secundarios adyacentes.

Espaciamiento Interplanar. Distancia entre dos planos paralelos adyacentes con los mismos índices de Miller.

Estructura Cristalina. El arreglo de los átomos dentro de un material en una red regular repetible.

Eutéctico. Reacción de tres fases en la que una fase líquida solidifica para producir dos fases sólidas.

Eutectoide. Reacción de tres fases en la que una fase sólida se transforma en dos fases sólidas diferentes.

Fase. Un material que tiene la misma composición, estructura, y propiedades dondequiera bajo condiciones de equilibrio.

Índices de Miller. Notación corta de describir ciertas direcciones cristalográficas y planos en un material.

Inoculación. La adición de núcleos heterogéneos de manera controlada para incrementar el número de granos en un fundido.

Liquidus. Temperatura en la cual el primer sólido empieza a formarse durante la solidificación.

Nucleación Heterogénea. Formación de un sólido de tamaño crítico formado en la superficie de una impureza.

Nucleación Homogénea. Formación de un sólido de tamaño crítico del líquido por el agrupamiento de un gran número de átomos en un super-enfriamiento

Núcleo. Una partícula muy pequeña que se forma en el líquido como agrupamiento de átomos. Cuando el núcleo es lo suficientemente grande para ser estable, la nucleación ha ocurrido y el crecimiento del sólido puede empezar.

Parámetro de Red. La longitud de los lados de la celda unitaria y los ángulos entre dichos lados. Los parámetros de red describen el tamaño y forma de la celda unitaria.

Radio Crítico. r^* El tamaño mínimo que debe ser formado por grupos de átomos que se han juntado en el líquido antes de que la partícula sólida sea estable y comience a crecer.

Recalescencia. El incremento en la temperatura de un líquido que está solidificando y que tiene crecimiento dendrítico. El incremento es causado por la transferencia del calor latente de fusión hacia el líquido subenfriado.

Red. Una colección de puntos que dividen el espacio en los segmentos más pequeños de igual tamaño.

Regla de Chvorinov. El tiempo de solidificación de una fundición es directamente proporcional al cuadrado del volumen entre el área superficial del fundido.

Solidificación. La transformación de un líquido a un material sólido.

Solidus Temperatura abajo de la cual todos el líquido ha solidificado completamente.

Solución Sólida. Una fase sólida que contiene una mezcla de más de un elemento, con los elementos mezclados para dar una composición uniforme dondequiera.

Solución Sólida Supersaturada. La solución sólida formada cuando un material es rápidamente enfriado desde una región de una sola fase a temperatura alta, a una región de dos fases a temperatura baja, sin que precipite la segunda fase. Debido a que la fase templada contiene más de uno de los componentes (más del límite de solubilidad), es supersaturada en ese elemento.

Subenfriamiento. La temperatura a la cual el metal líquido debe enfriarse, abajo de la temperatura de congelamiento en equilibrio, antes de que la nucleación ocurra.

Tiempo local de Solidificación. Tiempo requerido para que un sitio particular del fundido solidifique una vez que la nucleación ha comenzado.

Tiempo Total de Solidificación. El tiempo requerido para la fundición sea totalmente sólida después de que vaciada.

Transformación Isotérmica. Cuando la cantidad de una transformación en una temperatura particular depende del tiempo permitido para la transformación.

Tratamiento de Solución. El primer paso en el tratamiento de calentamiento para envejecido-endurecido. La aleación es calentada arriba de la temperatura solvus para disolver cualquier segunda fase y producir una estructura de una sola fase homogénea.

Velocidad de Enfriamiento. El cambio en la temperatura para un cambio dado en el tiempo. Velocidades de enfriamiento rápido normalmente dan fundiciones más resistentes.

Zona Columnar. Una región de granos elongados que tienen una orientación preferente que se forma como resultado del crecimiento competitivo durante el proceso de solidificación.

Zona Fría. Una región de granos originados azarosamente que se forman en la superficie de la fundición debido a la nucleación heterogénea.

Zonas Guinier-Preston. Diminutos grupos de átomos que precipitan desde la matriz en los primeros estados del proceso de envejecido-endurecido. Aunque las zonas GP son coherentes con la matriz, son muy pequeñas para proporcionar un óptimo reforzamiento.

REFERENCIAS

***LA INVESTIGACION REQUIERE EL SACRIFICIO DEL TEDIO,
LO CUAL, NO SIEMPRE ES FACIL.***

REFERENCIAS

- [1] *Fundamentos de Ciencia de Materiales*. A.G. Guy. Mc. Graw Hill. 1981. págs. 291-344.
- [2] *Phase Transformations in Metals and Alloys*. D.A. Porter, K.E. Easterling. Van Nostrand Reinhold (UK) Co. Ltd. 1984. págs. 60-91, 186-300.
- [3] *Materials Science and Engineering, An Introduction*. (Tercera ed.) William D. Callister, Jr. John Wiley and Sons, Inc. 1990. págs. 60-78, 289-352.
- [4] *Introducción a la Metalurgia Física*. (Segunda ed.) Sydney H. Avner, McGraw Hill 1990. págs. 154-224.
- [5] *Materiales de Ingeniería y sus Aplicaciones*. R.A. Flinn, P.K. Trojan. Mc Graw Hill. 1990. págs. 89-122.
- [6] *Mechanics of Phase Transformations*. Elias C. Aifantis, John Gittus. Editado por Elias C. Aifantis, Elsevier Applied Science Publishers, London and N.Y. (1986).
- [7] J.R.D. Cañetas Ortega. Tesis (Maestría: Física de Materiales) 1989. FC-UNAM.
- [8] J.F. García Robledo. Tesis (Licenciatura) 1991. FC-UNAM.

- [9]. *Zinc Handbook, Properties, Processing and Use in Design* Frank Porter, 1991, págs. 51-52.
- [10] Y.H. Zhu, G. Torres-Villaseñor, C. Piña. J. Materials Science 29 (1994) págs. 1549-1552.
- [11] Y.H. Zhu, B. Yan, W. Huang. Recent Advances in Science, Technology and Applications of Zn-Al Alloys. (Proceedings of the 3rd international Conference on Zn-Al Alloys). IIMUNAM. (1994) págs. 31-39.
- [12] M. Durman, S. Murphy. Recent Advances in Science, Technology and Applications of Zn-Al Alloys. (Proceedings of the 3rd international Conference on Zn-Al Alloys). IIMUNAM. 1994 págs.59-67.
- [13] Y.H. Zhu. Recent Advances in Science, Technology and Applications of Zn-Al Alloys. (Proceedings of the 3rd international Conference on Zn-Al Alloys). IIMUNAM. (1994) págs. 77-87.
- [14] A.A. Presnyakov, Y.A. Gotban and V.V. Cherpyakova, Russian Journal of Physical Chemistry, Vol.35, No. 6, (1990) pág. 623.
- [15] Y.H. Zhu. and S. Murphy, Chin. J. Met. Sci. Technol. Vol.2, 1986. págs. 105-115.
- [16] Y.H. Zhu. and S. Murphy, Chin. J. Met. Sci. Technol. Vol.3, 1987. págs. 261-269.
- [17] *Rapid Solidification of Metals and Alloys*. H. Jones ed. The Institution of Metallurgists. 1982.
- [18] *Fundamentals of Solidification*. W. Kurz, D.J. Fisher. Trans Tech Publications 1984. págs. 6-19, 65-117.

-
- [19] *Solidification Processing*. M.C. Flemings. Mc Graw Hill 1974.
- [20] A.Ibarra Palos. Tesis (Licenciatura) 1996. FQ-UNAM.
- [21] J.R. Flores Correa. Tesis (Licenciatura) 1996. FES-Cuautitlán.
- [22] *Solid State Chemistry and Its Applications*. Anthony R. West. J. Wiley and Sons.1985. págs. 115-120.
- [23] *Elements of X-ray Diffraction*. B.D. Cullity. Addison-Wesley, 1967. págs. 1-25.
- [24] *La Ciencia e Ingeniería de los Materiales*. Donald R. Askeland. Iberoamérica,1987. págs. 150-197.
- [25] Y.H. Zhu, Chin. J. Met. Sci. Technol. Vol.6, 1990. págs. 125-131.