



64

**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA
DE MEXICO**

**FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES
CUAUTITLAN**

**TRATAMIENTO TERMICO DE LA ALEACION COMERCIAL ZINALCO
EN MOLDE DE ARENA**

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE:

INGENIERO MECANICO ELECTRICISTA

PRESENTA:

JOSÉ MERINO MUÑOZ

ASESOR: M.I FELIPE DIAZ DEL CASTILLO

CUAUTITLAN IZCALLI, EDO DE MEXICO 2000

278271



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

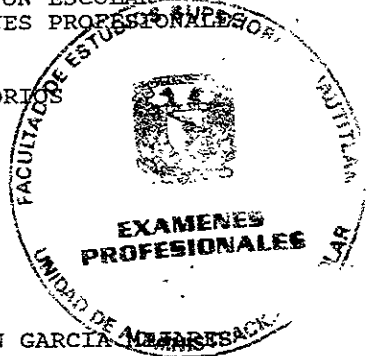
El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición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



UNIVERSIDAD NACIONAL
AUTÓNOMA DE
MÉXICO

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MEXICO
FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES CUAUTITLÁN
UNIDAD DE ADMINISTRACION ESCOLAR
DEPARTAMENTO DE EXAMENES PROFESIONALES

ASUNTO: VOTOS APROBATORIOS



DR. JUAN ANTONIO MONTARAZ CRESPO
DIRECTOR DE LA FES-CUAUTITLÁN
P R E S E N T E.

ATN.: Q. M. DEL CARMEN GARCÍA
JEFE DEL DEPARTAMENTO.

Con base al artículo 28 del Reglamento General de Exámenes, nos permitimos comunicar a Usted que revisamos el TRABAJO de Tesis con el nombre de:

"Tratamiento Térmico de la aleación comercial Zinalco colado en molde de arena".

que presenta el pasante: MERINO MUÑOZ JOSE
con número de cuenta : 9110120-6 para obtener el Título de :

INGENIERO MECANICO ELECTRICISTA

Considerando que dicho trabajo reúne los requisitos necesarios para ser discutida en el EXAMEN PROFESIONAL correspondiente, otorgamos nuestro VOTO APROBATORIO.

A T E N T A M E N T E.

"POR MI RAZA HABLARA EL ESPIRITU"

Cuautitlán Izc., México, a 16 de Abril de 1999

Presidente	<u>ING. ENRIQUE CORTES GONZALEZ</u>	<i>Enrique Cortes</i>
Vocal	<u>M.I. FELIPE DIAZ D CASTILLO RODRIGUEZ</u>	<i>Felipe Díaz</i>
Secretario	<u>ING. SOCORRO CARMONA ESTRADA</u>	<i>Socorro Carmona</i>
1er. Sup.	<u>ING. ROGELIO XELHUANTZI PARADA</u>	
2do. Sup.	<u>ING. GERARDO AARON MAYA GOMEZ</u>	<i>Gerardo Gómez G.A.</i>

A DIOS:

GRACIAS POR TODO.

A MI ABUELITO:

(+) SR. MARIANO DORANTES CARRISOSA
POR TODO LO QUE ME ENSEÑASTE, POR DARME UNA PALABRA DE
ALIENTO SIEMPRE QUE LA NECESITE, QUIERO CORONAR EL PROPOSITO
QUE TUVISTE PARA CONMIGO EL DE TERMINAR UNA CARRERA
PROFESIONAL GRACIAS.

A MIS PADRES:

SR. JOSE MERINO FIERRO Y SRA. GLORIA MUÑOZ DE MERINO
POR TODO EL AMOR Y CONFIANZA QUE HAN DEPOSITADO EN MI, YA
QUE CUANDO FLAQUEABA ESTABA UNA GRAN MANO QUE ME AYUDABA
LA DEL AMOR QUE SIEMPRE ME HAN DADO GRACIAS.

A MIS HERMANOS:

GUADALUPE, GERARDO, ISABEL, LETICIA, RAUL, ANA.
POR ENSEÑARME LO MARAVILLOSO QUE ES LA VIDA CON TODOS
USTEDES, LES OFRESCO EL RESULTADO DEL EJEMPLO QUE SON PARA MI.

A MIS TIOS, TIAS, PRIMOS, PRIMAS, CUÑADOS, CUÑADA Y AMIGOS:

AL TERMINO DE ESTA ETAPA DE MI VIDA; QUIERO EXPRESAR UN
PROFUNDO AGRADECIMIENTO A QUIENES CON SU AYUDA, APOYO Y
COMPRESIÓN, ME ALENTARON A LOGRAR ESTA HERMOSA REALIDAD. MI
FORMACIÓN PROFESIONAL.

AL M.I. FELIPE DIAZ DEL CASTILLO:

POR SU APOYO, ALIENTO Y ESTIMULO; MISMOS QUE POSIBILITARON LA
CONQUISTA DE ESTA META.

A TI:

PORQUE ERES DE ESA CLASE DE PERSONAS QUE TODO LO COMPRENDEN
Y DAN LO MEJOR DE SI MISMAS SIN ESPERAR NADA A CAMBIO...
PORQUE SABES ESCUCHAR Y BRINDAR AYUDA CUANDO ES NECESARIO...
PORQUE TE HAS GANADO EL CARIÑO, ADMIRACIÓN Y EL RESPETO DE
TODO EL QUE TE CONOCE GRACIAS.

INDICE

CONTENIDO	PAGINA
INTRODUCCIÓN.....	1
JUSTIFICACIÓN.....	2
CAPITULO I GENERALIDADES	
1.1 EL ZINALCO.....	3
1.2 PROPIEDADES FISICAS Y QUIMICAS.....	3
1.3 PROCESOS DE MANUFACTURA.....	6
CAPITULO II COLADA EN MOLDE DE ARENA	
2.1 FUNDAMENTOS DE FUNDICION DE LOS METALES.....	7
2.2 PROCESOS DE FUNDICIÓN.....	8
2.3 MOLDES PARA FUNDICIÓN EN ARENA.....	9
2.4 VACIADO DEL METAL FUNDIDO.....	11
2.5 SOLIDIFICACIÓN DE LOS METALES.....	12
2.6 CONTRACCIÓN.....	15
CAPITULO III EXPERIMENTACIÓN	
3.1 OBTENCION DE LAS PROBETAS.....	16
3.2 DESBATE DE LAS PROBETAS.....	20
3.3 TRATAMIENTO TERMICO.....	21

3.4 PREPARACIÓN FINAL DE LAS PROBETAS.....	22
3.5 ATAQUE QUIMICO.....	22
3.6 METALOGRAFÍA.....	23
3.7 MEDIDA DE DUREZA ROCKWELL.....	24
3.8 PRUEBA DE TENSIÓN.....	25

CAPITULO IV RESULTADOS

4.1 MICROSCOPIA OPTICA.....	27
4.2 MEDIDAS DE DUREZA.....	32
4.3 PRUEBA DE TENSIÓN.....	34
4.4 DIFRACCIÓN DE RAYOS X.....	36

CAPITULO V CONCLUSIONES

5.1 CONCLUSIONES.....	48
BIBLIOGRAFIA.....	50

INTRODUCCION

El hombre ha aprendido innumerables formas de cambiar la naturaleza para hacer su trabajo más fácil y para vivir con mayor comodidad. A medida que va progresando el hombre se escasean algunos de los materiales por lo cual, el precio es elevado. Lo cual ocasiona que se formen nuevas aleaciones que tengan las propiedades de algún material y algunas veces hasta son superadas, con un menor costo y con mayor abundancia de un determinado mineral. Por lo cual es muy importante tener en cuenta la disponibilidad del mineral en el país donde se desarrollan dichas aleaciones.

Investigaciones iniciadas en el Instituto de Investigaciones de Materiales de la UNAM en 1976, permitieron el desarrollo de una aleación relativamente nueva denominada Zinalco, que conserva las características excelentes de fundición y vaciado que tienen las aleaciones conocidas de zinc, con propiedades mecánicas superiores a las otras aleaciones que han sido enriquecidas con zinc. Lo cual le abre al zinc nuevos campos de aplicación, que le van a permitir aumentar su consumo y evitar que la sustitución, que actualmente esta sufriendo por el plástico o el aluminio, lo desplacen del mercado.

Este nuevo material es básicamente la aleación eutectoide Al-Zn modificada con cobre, siendo su composición química nominal Zn-22Al-2Cu(%en peso).

Los esfuerzos dedicados a la investigación y desarrollo de esta aleación han conducido a la acumulación de un sin numero de conocimientos acerca de las diversas propiedades que presenta este material.

Una característica importante de las aleaciones eutetoides Zn-Al es que al adicionar cobre, se incrementa su ductilidad al grado que tiene un comportamiento superplástico a temperatura ambiente lo cuál nos da la oportunidad de realizar estudios de superplasticidad a una temperatura baja.

Los metales con propiedades superplásticas han sido estudiados por muchos años a nivel laboratorio. En los últimos años es cuando todos esos estudios han comenzado a producir aleaciones de uso comercial. Las aleaciones Zn-22%p Al han demostrado tener excelentes propiedades superplásticas al ser deformadas a temperaturas cercanas a la temperatura eutectoide (275°C). La superplasticidad se caracteriza por la obtención de grandes deformaciones con muy bajos esfuerzos. Esta propiedad aunada a su buena resistencia a la corrosión y su buena

resistencia mecánica a temperatura ambiente, permite que estas aleaciones sean potencialmente comerciales en México.

Una de las posibles aplicaciones para dicha aleación está en la sustitución de las aleaciones donde la resistencia a la corrosión es más importante que ligereza, como el caso de la industria de la construcción donde el aluminio por su bajo costo de mantenimiento se ha convertido en un material imprescindible, aumentando la dependencia de México con las materias primas extranjeras, ya que en nuestro país no existe bauxita, que es la materia prima convencional para la producción de aluminio. De ahí su importancia de perseguir un objetivo en el cual se tenga para sacar mayor beneficio a este material, por lo cual se evaluara su estructura y propiedades mecánicas en barras de aleación comercial Zinalco obtenida mediante colada en molde de arena y tratadas térmicamente.

CAPITULO 1

GENERALIDADES

1.1 Introducción

Nuestro país es rico en materias primas y recursos naturales a muchos de los cuales no se les dan el uso adecuado por diversas razones, uno de los dichos recursos es el zinc, cuyo mineral se ha exportado por mucho tiempo a países industrializados como Japón.

Tomando en cuenta dicha situación, a fines de los años setenta un grupo de investigadores del Instituto de Investigaciones en Materiales (IIM) de la UNAM se propuso desarrollar una aleación rica en zinc que pudiera competir ventajosamente con otras aleaciones comerciales (principalmente de aluminio, cobre, acero de bajo carbono y algunos plásticos). Después de varios años de investigación surge una nueva aleación, a la que denominaron Zinalco (M.R).

1.2 Propiedades físicas y químicas

Su color es gris claro, pero se oscurece al paso del tiempo; sin embargo posee buena resistencia a la corrosión, aún en la Ciudad de México debido a la deformación de una película de óxido de aluminio que protege, al metal base.

Referente a las propiedades físicas del Zinalco, tiene un intervalo de punto de fusión de 421-481°C, lo que permite inyectarlo en los moldes en un estado cuasilíquido, produciéndose una menor contracción durante la solidificación.

Funde a baja temperatura, de 421 a 481°C, lo que permite un empleo de equipo económico y el ahorro sustancial de energía. El aluminio en comparación funde a 660°C y el acero a 1400°C, por lo cual el ahorro de energía es mayor.

Su densidad es de 5.4g/cm³, esto es, pesa el doble del aluminio (2.7g/cm³) pero pesa 34% menos que el acero (7.8g/cm³).

La composición química del Zinalco es aproximadamente Zn-22 Al-2 Cu (%en peso); por lo que el zinc es el solvente, y el cobre y el aluminio son solutos.

Tanto el zinc con una (estructura cristalina HCP) y el aluminio (estructura cristalina FCC) tiene un radio atómico semejante por lo que es posible la formación de soluciones sólidas del tipo sustitucional.

En la tabla 1.1 se encuentran las principales propiedades físicas del Zinalco.

Tabla 1.1 Propiedades físicas del Zinalco

PROPIEDADES FISICAS	
Temperatura de fusión	421-481°C
Densidad	5.4 g/c.c.
Módulo elástico	110-130 Gpa
Conductividad eléctrica	37% del cobre
Conductividad térmica	37% del cobre
Coefficiente de expansión térmica	25x10-6
Color	Blanco grisáceo

El diagrama de equilibrio Al-Zn (figura 1.1) es un sistema que muestra un limite de solubilidad en el estado sólido.

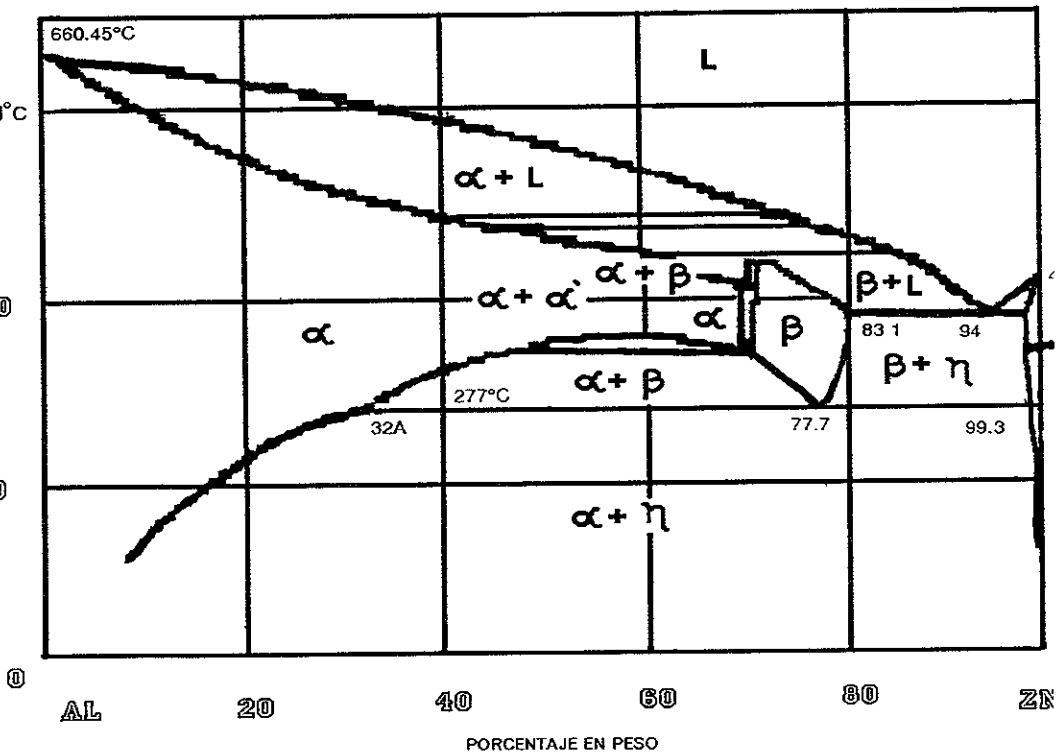


Figura. 1.1 Diagrama de fase de equilibrio para el sistema aluminio-zinc

Las fases que se encuentran presentes en el diagrama mostrado son las siguientes:

Fase α . - Es una solución sólida rica en aluminio con una estructura FCC.

Fase α' . - Es una solución sólida ordenada-rica en aluminio.

Fase η . - Es una solución rica en Zinc, con una estructura HCP.

Fase β . - Es una solución rica en Zinc, con una estructura FCC

Las principales reacciones que se presenten durante la solidificación de la aleación del sistema Al-Zn se pueden visualizar en la tabla 1.2

Tabla 1.2 reacciones que se presentan durante la solidificación de aleaciones del sistema Al-Zn

Reacción	Composición			Temperatura	Tipo de reacción
	%Zn				
$L \rightarrow (\beta) + (\eta)$	94	88.1	98.5	381	Eutéctica
$(\beta) \rightarrow (\alpha) + (\eta)$	77.7	62	99.3	277	Eutectoide
$(\alpha) \rightarrow (\alpha) + (\alpha')$	62			351.1	Crítica
$L \rightarrow (\alpha)$	0			660.452	Congruente
$L \rightarrow (\eta)$	100			419.58	Congruente

Durante la solidificación ocurren grandes cambios en la composición del sólido sobre estrechos rangos de temperatura. La solubilidad de zinc en α aumenta de 4% Zn a 100°C a 32.4% Zn a la temperatura eutectoide. Arriba de 277°C la solubilidad aumenta de 77.7% Zn a 277°C a 83.1% Zn a la temperatura eutéctica

La máxima solubilidad de aluminio en (Zn) es 1.5% Al a la temperatura eutéctica, decreciendo a 0.7% Al a 277°C.

La solución sólida α con estructura FCC puede retenerse a temperatura abajo del solvus en equilibrio. La descomposición de la solución sólida origina una serie de estructuras metaestables (compuestas de granos heterogéneos o aglomerados), tales como zonas esféricas y elipsoidales; precipitados de estructura romboédricas, la cual toma forma de plaquetas coherentes con la matriz FCC y una incoherente fase α' .

La secuencia de estructuras observadas durante el envejecimiento depende de la temperatura de homogenización, el contenido de zinc y el procedimiento de temple.

A temperaturas arriba de los 150°C el precipitado coherente crece rápidamente con una estructura cristalina romboédrica. La formación de plaquetas se determina por el solvus coherente y es indispensable del tamaño de grano. Estas plaquetas coherentes podrían identificarse con la solución FCC. El punto crítico del límite de solubilidad coherente es 40% peso Zn a 324°C.

Durante el enfriamiento rápido desde el estado líquido, las aleaciones de Zn-Al no forman fases simples de soluciones sólidas FCC más allá de la máxima solubilidad de equilibrio de zinc en aluminio. Sin embargo, la solubilidad de aluminio en zinc puede extenderse por solidificación rápida.

1.3 Procesos de manufactura

A continuación se mencionan los procesos mediante los cuales puede ser procesado el Zinalco.

- Inyección. El Zinalco es el único material en el mercado que contando con una resistencia similar a la del acero, se puede inyectar, permitiendo de esta manera la fabricación de piezas elaboradas en otros de materiales y eliminados pasos de transformación y ensamble.
- Acabados. En cuanto a acabados superficiales, el Zinalco se puede pintar, cobrizar, niquelar, anodizar y pavonar.
- Laminación. La principal cualidad que se presenta la lámina de Zinalco es su resistencia a la corrosión, así como la posibilidad de deformarse utilizando la propiedad de ser superplástico.
- Extrucción. La extrucción del Zinalco no requiere de instalaciones especiales, pudiéndose emplear los mismos equipos usados para extruir el aluminio. Su resistencia a la deformación otorga una excelente estabilidad y rigidez en cualquier configuración arquitectónica o estructural. Las barras y soleras constituyen un material inmejorable por excelente maquinabilidad, fundición. Usando los procesos por molde de arena, molde permanente, por gravedad o por inyección a baja presión, sustituye al fierro gris, aluminio, bronce y latón.

CAPITULO 2

COLADA EN MOLDE DE ARENA

2.1 Fundamentos de la fundición de los metales

El término fundición se aplica también a la parte resultante de este proceso. Es uno de los más antiguos procesos de formado que se remonta 6 mil años atrás. El principio de la fundición es simple: se funde el metal, se vacía en un molde y se deja enfriar; hay todavía muchos factores y variables que se deben considerar para lograr una operación exitosa de fundición.

La fundición incluye la fundición de lingotes y fundición de formas. El término lingote se asocia usualmente con las industrias de metales primarios: describe una fundición grande de forma simple, diseñada para volver a formarse en procesos subsiguientes. La fundición de formas involucra la producción de piezas complejas que se aproximan más a la forma final deseada del producto.

Existen diversos métodos para la fundición de formas, lo cual hace de este proceso uno de los más versátiles en manufactura. Sus posibilidades y ventajas son las siguientes:

- La fundición se puede usar para crear partes de compleja geometría, incluyendo formas internas y externas.
- Algunos procesos de fundición pueden producir partes de formas finales que no requieren operaciones subsecuentes para llenar los requisitos de la geometría y dimensiones de la parte.
- Se pueden usar la fundición para producir partes muy grandes. Se han fabricado fundiciones que pesan más de 100 toneladas.
- El proceso de fundición puede realizarse en cualquier metal que pueda calentarse y pasar al estado líquido.
- Algunos métodos de fundición son altamente adaptables a la producción en serie.

Las partes de la fundición fluctúan en tamaño, desde pequeñas piezas que pesan solamente unas cuantas decenas de gramos hasta grandes productos de más de 100 toneladas. La lista incluye coronas dentales, joyería, estatuas, etc. Se puede fundir todas las variedades de metales ferrosos y no ferrosos.

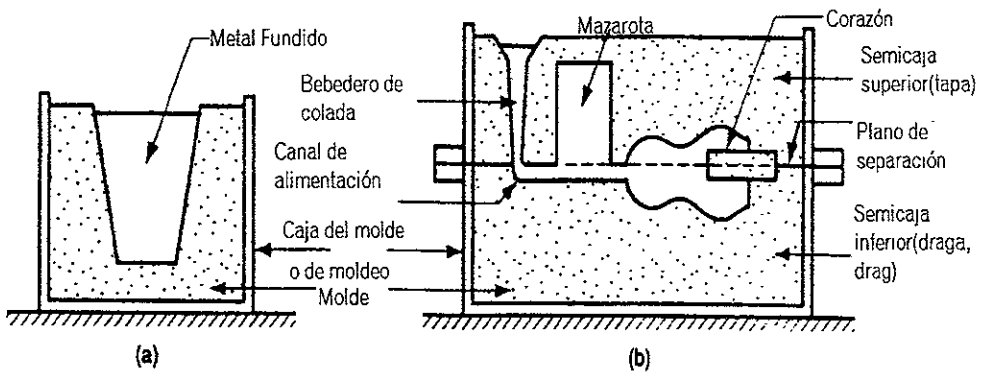


Figura. 2.1 a)molde abierto, b)molde cerrado

2.3 Moldes para fundición en arena.

La fundición en arena es, con mucho, el proceso de fundición más importante. Para describir las características básicas del molde de fundición en arena. La figura 2.1b muestra la vista de la sección transversal de un molde típico de fundición en arena, indicando algo de terminología. El molde consiste en dos mitades: la tapa y la draga. La semicaja superior y la semicaja inferior (en inglés cope es la parte superior y drag la parte inferior). Ambas están contenidas en la caja del molde, que también se divide en dos partes: una para cada parte del molde; las dos mitades del molde están separadas por el plano de separación.

En la fundición en molde de arena, la cavidad del molde se forma mediante un modelo de madera, metal plástico, u otro material, que tiene la forma de la parte que será fundida. La cavidad se forma al recubrir el modelo queda un vacío que tenga la forma deseada de la parte de la fundición. La cavidad del molde proporciona la superficie externa de la fundición; pero además puede tener superficies internas, que se definen por medio de un corazón, el cual es una forma colocada, en el interior de la cavidad del molde para formar la geometría interior de la pieza. En la fundición en arena los corazones se hacen generalmente de arena, aunque pueden usarse otros materiales como metales, yeso y cerámicos.

2.2 Procesos de fundición

La revisión de este proceso empieza lógicamente con el molde. El molde contiene una cavidad cuya geometría determina la forma de la parte a fundir. La cavidad debe diseñarse de forma y tamaño ligeramente sobredimensionado, esto permitirá la contracción del metal durante la solidificación y enfriamiento. Cada metal sufre diferente porcentaje de contracción, por tanto, si la precisión dimensional es crítica, la cavidad debe diseñarse para el metal particular que se va a fundir. Los moldes se hacen de varios materiales que incluye arena, yeso, cerámica y metal. Los procesos de fundición se clasifican frecuentemente de acuerdo a los diferentes tipos de moldes.

En una operación de fundición, se calienta primero el metal a una temperatura lo suficientemente alta para transformarlo completamente al estado líquido. Después se vierte directamente en la cavidad del molde. En un molde abierto, figura 2.1a, el metal líquido se vacía simplemente hasta llenar la cavidad abierta. En un molde cerrado, figura 2.1b, una vía de paso llamado sistema de vaciado que permite el flujo del metal fundido desde afuera del molde hasta la cavidad. El molde cerrado es la forma más importante de producción en operación de fundición.

Tan pronto como el material fundido en el molde empieza a enfriarse, y conforme desciende la temperatura lo suficiente (al punto de congelación de un metal puro), empieza la solidificación que involucra un cambio de fase del metal. Se requiere tiempo para completar este cambio de fase, porque es necesario disipar una considerable cantidad de calor. Durante este proceso, el metal adopta la forma de la cavidad del molde y se establecen muchas de las propiedades y características de la fundición.

Los procesos de fundición se dividen en dos grandes categorías de acuerdo al tipo de molde que se usa: 1) fundición con molde desechable y 2) procesos de fundición con molde permanente. En la fundición con molde desechable (o no permanente), el molde donde se solidifica el metal debe ser destruido para remover la fundición. Estos moldes se hacen de arena, yeso o materiales similares que mantiene su forma, usando aglomerantes de varias clases. La fundición en molde de arena es el ejemplo más prominente de los procesos de molde desechable. En la fundición de arena se vacía metal líquido dentro del molde hecho de arena, después de que el metal se endurece, se sacrifica el molde a fin de recuperar la fundición.

Un molde permanente puede usarse muchas veces para producir fundiciones en cantidad. Está hecho de un metal, o algunas veces de un refractario cerámico, que puede soportar las altas temperaturas de las operaciones de fundición.

El sistema de vaciado en un molde de fundición es el canal o red de canales por donde fluye el metal fundido hacia la cavidad desde el exterior del molde. Consiste típicamente en un bebedero de colada (llamado también simplemente bebedero) a través del cual entra el metal a un canal de alimentación que conduce a la cavidad principal. En la parte superior del bebedero existe frecuentemente una copa de vaciado para minimizar las salpicaduras y la turbulencia del metal que fluye en el bebedero.

A medida que el metal fluye dentro del molde, tanto el aire que ocupaba previamente la cavidad como los gases calientes formados por la reacción del metal fundido deben evacuarse para que el metal llene completamente el espacio vacío. En la fundición en arena, la porosidad natural del molde de arena permite que el aire y los gases escapen a través de las paredes de la cavidad. En los moldes permanentes se taladran pequeños agujeros de ventilación dentro del molde o se maquanan en el plano de separación para permitir la salida del aire y los gases.

La fundición en molde de arena es el proceso más utilizado, la producción por medio de este método representa la mayor parte del tonelaje total de la fundición. Casi todas las aleaciones pueden fundirse en arena; de hecho, es uno de los procesos que pueden usarse para metales con altas temperaturas de fusión. Su versatilidad permite fundir partes muy pequeñas o de grandes dimensiones y en cantidades de producción que van de una pieza a millones de éstas.

La fundición en arena consiste en vaciar un metal fundido en un molde de arena, dejarlo solidificar y romper después el molde para remover la fundición. Posteriormente la fundición pasa por un proceso de limpieza e inspección, pero en ocasiones requiere un tratamiento térmico para mejorar sus propiedades metalúrgicas. Se da forma a la cavidad del molde de arena recubriendo con arena un modelo o patrón (un duplicado aproximado de la parte que se va a fundir), después se remueve el modelo para separar el molde en dos mitades. El molde contiene el sistema de vaciado y de mazarota, pero si la fundición tiene superficies internas (por ejemplo partes huecas o agujeros) debe incluirse un corazón. Como el molde se sacrifica para remover la fundición, se tiene que hacer un nuevo molde de arena por cada parte a producir. En esta breve descripción se puede observar que la fundición en arena no solamente incluye operaciones de fundición, sino también la fabricación de modelos y manufactura de moldes. La secuencia se muestra en la figura 2.2.

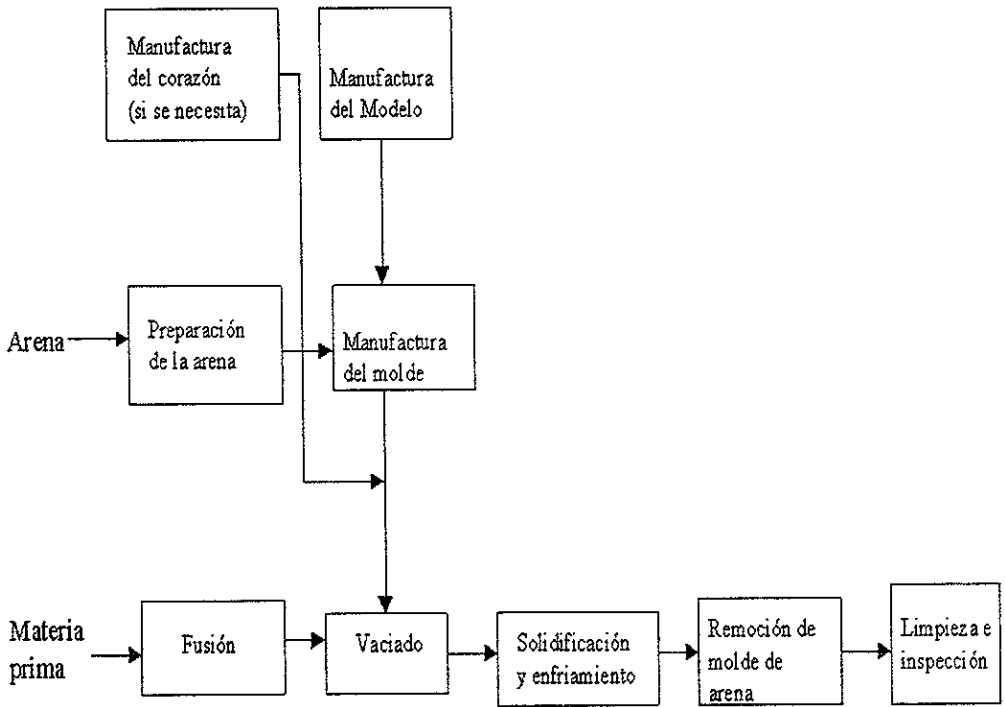


Figura. 2.2. Pasos en la secuencia de producción de la fundición en arena

2.4 Vaciado del metal fundido

Después del calentamiento, el material está listo para vaciarse. La introducción del metal fundido en molde y su flujo dentro del sistema de vaciado y de la cavidad es un paso crítico en el proceso. Para que este paso tenga éxito, el metal deba fluir antes de solidificarse a través de todas las regiones del molde, incluido la región más importante que es la cavidad principal. Los factores que afectan la operación de vaciado son la temperatura de vaciado, la velocidad de vaciado y la turbulencia.

La temperatura de vaciado es la temperatura del metal fundido al momento de su introducción en el molde. Lo importante aquí es la diferencia entre la temperatura de vaciado y la temperatura a la que empieza la solidificación (el punto de fusión para un metal puro, o la temperatura líquidus

para una aleación). A esta diferencia de temperaturas se le llama algunas veces sobrecalentamiento. El término se usa también para la cantidad de calor que debe removerse del metal fundido entre el vaciado y el inicio de la solidificación.

La velocidad de vaciado se refiere a la velocidad volumétrica a la que se vierte el metal fundido dentro del molde. Si la velocidad de vaciado es excesiva, la turbulencia puede convertirse en un problema serio.

La turbulencia de flujo se caracteriza por variaciones erráticas de la velocidad a través del fluido, cuando éste se agita, genera corrientes irregulares en lugar de fluir en forma laminar. El flujo turbulento debe evitarse durante el vaciado por varias razones. Tiende a acelerar la formación de óxidos metálicos que pueden quedar atrapados durante la solidificación, degradando así la calidad de la fundición. La turbulencia también agrava la erosión del molde, que es el desgaste gradual de las superficies del molde debido al impacto del flujo de metal fundido. Las densidades de la mayoría de los metales fundidos son más altas que el agua y otros fluidos que conocemos normalmente. Los metales fundidos son químicamente mucho más reactivos que a temperatura ambiente. Por consiguiente, el desgaste causado por el flujo de estos metales en el molde es significativo, especialmente bajo condiciones turbulentas. La erosión es especialmente seria cuando ocurre en la cavidad principal por que afecta la forma de la parte fundida.

2.5 Solidificación de los metales

La solidificación involucra el regreso del metal al estado sólido. El proceso de solidificación difiere, dependiendo de si el metal es un elemento puro o una aleación.

Metales puros: Un metal puro solidifica a una temperatura constante que constituye su punto de congelación o punto de fusión. El proceso ocurre en un tiempo determinado como se muestra en la gráfica de la figura 2.3, conocida como curva de enfriamiento. La solidificación real toma un tiempo llamado, tiempo local de solidificación. Después que la fundición se ha solidificado completamente, el enfriamiento continúa a una velocidad indicada por la pendiente debajo de la temperatura de enfriamiento. Debido a la acción refrigerante de la pared del molde, se forma una delgada película inicial de metal sólido en la pared inmediatamente después del vaciado. El espesor de esta película aumenta para formar una costra alrededor del metal fundido que va creciendo hacia el centro de la cavidad conforme progresa la solidificación. La velocidad del enfriamiento depende del calor que se transfiere en el molde y las propiedades térmicas del metal

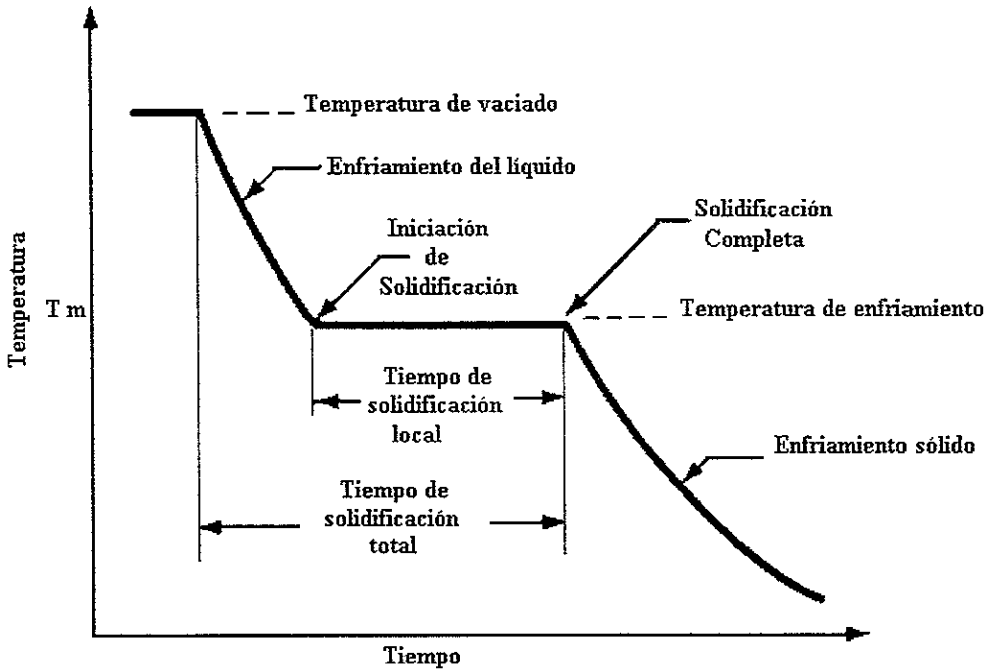


Figura 2.3. Curva de enfriamiento

Es interesante examinar la forma de grano metálico y su crecimiento durante este proceso de solidificación. El metal que forma la película inicial se ha enfriado rápidamente por la extracción de calor a través de la pared del molde. Esta acción de enfriamiento causa que los granos de la película sean finos, equiaxiales y orientados aleatoriamente. Al continuar el enfriamiento se forman más granos y el crecimiento ocurre en direcciones alejadas de la transferencia de calor. Como el calor se transfiere a través de la costra y la pared del molde, los granos crecen hacia adentro como agujas o espinas de metal sólido. Al agrandarse estas espinas, se forman ramas laterales que siguen creciendo y forman ramas adicionales en ángulos rectos con las primeras. Este tipo de crecimiento llamado crecimiento dendrítico del grano ocurre no solamente en la solidificación de metales puros, sino también en las aleaciones. Estas estructuras tipo árbol se llevan a cabo en forma gradual durante el enfriamiento, al depositarse continuamente metal adicional en las dendritas hasta completar la solidificación. Los granos resultantes de este crecimiento dendrítico adoptan una orientación preferente y tienden a ser burdos y alinearse en

forma de granos columnares hacia el centro de la fundición. La estructura granular se observa en la figura 2.4.

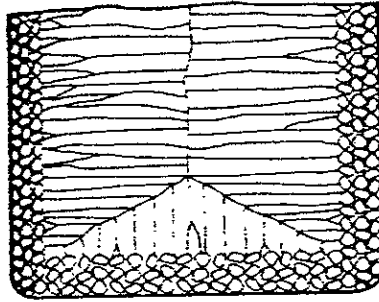


Figura. 2.4 Estructura cristalina de un metal.

Aleaciones en general: Las aleaciones solidifican generalmente en un intervalo de temperatura en lugar de una temperatura única. El rango exacto depende del sistema de aleación y de su composición particular. El diagrama de fase de un sistema particular de aleación a la curva de enfriamiento para una composición dada. Conforme desciende la temperatura, empieza la solidificación en la temperatura que indica la línea de liquidus y se completa cuando se alcanza el solidus. El inicio de solidificación es similar a la del metal puro. Se forma una delgada película en la pared del molde debido a un alto gradiente de temperatura en esta superficie. La solidificación progresa entonces igual que antes, mediante la formación de dendritas alejadas de las paredes. Sin embargo, debido a la propagación de la temperatura entre liquidus y solidus, el crecimiento de las dendritas es tal que se forma una zona avanzada donde el metal sólido y el líquido coexisten. La porción sólida está constituida por estructuras dendríticas que se han formado lo suficiente y han atrapado en la matriz pequeñas islas de líquido. La región sólido-líquido tiene una consistencia suave que dar lugar a su nombre zona blanda. Dependiendo de las condiciones del enfriamiento, la zona blanda puede ser relativamente angosta o puede ocupar la mayor parte de la fundición. Los factores que promueven la última condición son una lenta transferencia de calor fuera del metal caliente y una amplia diferencia entre liquidus y solidus. Las islas de líquido

en la matriz de dendrita se solidifican gradualmente al bajar la temperatura de la fundición hasta la temperatura solidus que corresponden a la composición de la aleación.

2.6 Contracción

La contracción ocurre en tres pasos: 1)contracción líquida durante el enfriamiento anterior a la solidificación; 2)contracción durante el cambio de fase líquida a sólido, llamado contracción de solidificación, y 3)contracción térmica de la fundición solidificada durante el enfriamiento hasta la temperatura ambiente. Los tres pasos pueden explicarse con referencia a una fundición cilíndrica hipotética hecha en un molde abierto. El metal fundido inmediatamente después de vaciado es la parte (0) de la serie. La contracción del metal líquido se reduce desde el nivel inicial como (1). La cantidad de esta contracción líquida es generalmente alrededor del 0.5%. La contracción de solidificación que será la parte (2) tiene dos efectos. Primero, la contracción causa una reducción posterior en la altura de la fundición. Segundo, la cantidad del metal líquido disponible para alimentar la porción superior del centro de la fundición se restringe. Ésta es usualmente la última región en solidificar; la ausencia de metal crea un vacío en este lugar de la fundición. Esta cavidad de encogimiento es llamada rechupe. Una vez solidificada, la fundición experimenta una contracción posterior en la altura y diámetro mientras se enfría como (3). Esta contracción se determina por el coeficiente de expansión térmica del metal sólido, que en este caso se aplica a la inversa para determinar la contracción.

La contracción por solidificación ocurre casi en todos los metales por que la fase sólida tiene una mayor densidad que la fase líquida. La transformación de fase que acompaña la solidificación causa una reducción en el volumen por unidad de peso del metal.

La cantidad que hay que aumentar a las dimensiones del molde con respecto al tamaño de la pieza final se llama tolerancia de contracción del modelo. Aunque la contracción volumétrica, las dimensiones de la fundición se expresan linealmente. Para hacer los modelos y los moldes más grandes que la pieza, se usan reglas especiales de contracción que se consideran una ligera elongación en porción adecuada.

CAPITULO 3

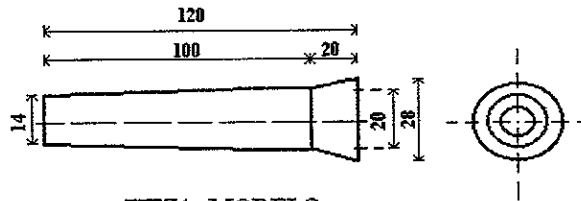
EXPERIMENTACIÓN

3.1 Obtención de las probetas.

Es importante saber el tipo de material que se está investigando y en este caso es el Zinalco, el cual se colará en un molde arena y se tratará térmicamente, y así se podrá sacar ventaja de todos los beneficios que tiene este material con respecto a los demás, para lo cual se investigara su microestructura, su dureza y su resistencia a la tensión.

Para la preparación de la arena para el molde se mezclo arena de mar con bentonita y carbón mineral como aglutinante.

Los modelos utilizados son de acero cold rolled, (un modelo es un objeto se elabora para producir una replica de la pieza deseada), cada modelo tiene las dimensiones mostrados en la figura 3.1.



PIEZA: MODELO
MATERIAL: ACERO 1020 C.R
SE REQUIEREN 5
ACOTACIÓN: mm

Figura. 3.1 Maquinado del modelo

El molde se construyó en un recipiente llamado caja para lo cual, se utilizaron cinco tubos de PVC con un diámetro de 5" y posteriormente fueron llenados de arena, se apisonaron continuamente para la compactación de la misma, ya que de no ser así sería arrastrada cuando se depositara el material en estado líquido y no tendría forma, por lo cuál no cumpliría la función para lo cual fue creado. Los elementos utilizados se muestran en la figura 3.2.

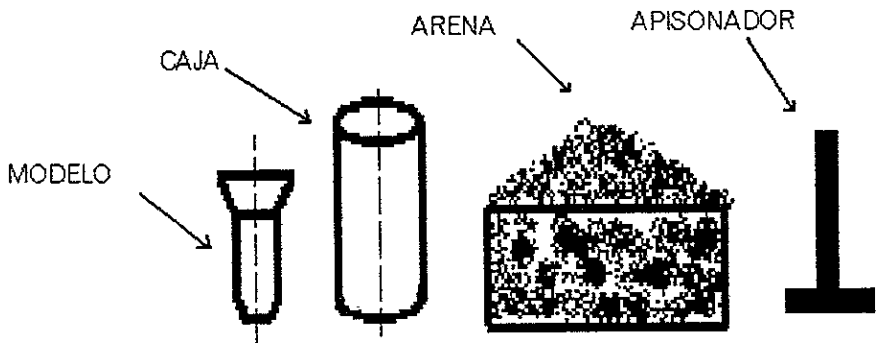


Figura.3.2 Elementos utilizados

El modelo se introdujo en el centro de la caja apisonándolo bien cada vez que se depositó arena, de esta forma hasta dejarlo completamente cubierto, de esta manera adquirió la forma del modelo, después se retiró el modelo y finalmente la cavidad fue cubierta con polvo de grafito. El procedimiento se observa en la figura 3.3.a y en la figura 3.3.b.

APISONANDO LA ARENA

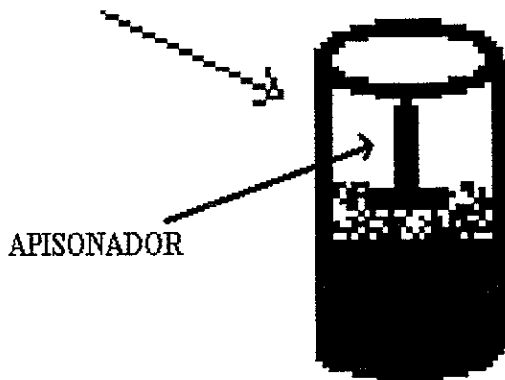


Figura3.3.a Apisonamiento de la arena

INTRODUCCIÓN
DEL MODELO EN
EL MOLDE

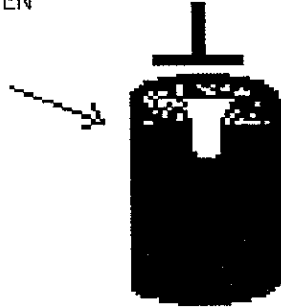


Figura 3.3.b Compactación de la arena con el modelo dentro

El molde ya terminado se muestra en la figura 3.4.

MOLDE

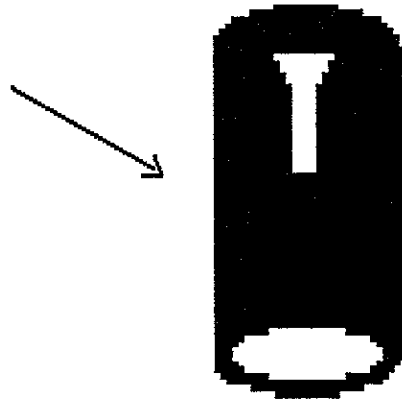


Figura. 3.4. Terminación del molde

Para realizar la colada fue necesario fundir el Zinalco, para lo cual se deposito el metal, se espolvoreo de grafito y se introdujo en un horno eléctrico. A continuación se puso en funcionamiento y se espero a que alcanzará una temperatura de 470 °C, dicha temperatura se obtuvo directamente del termómetro que tiene el horno, el cual se muestra en la figura 3.5

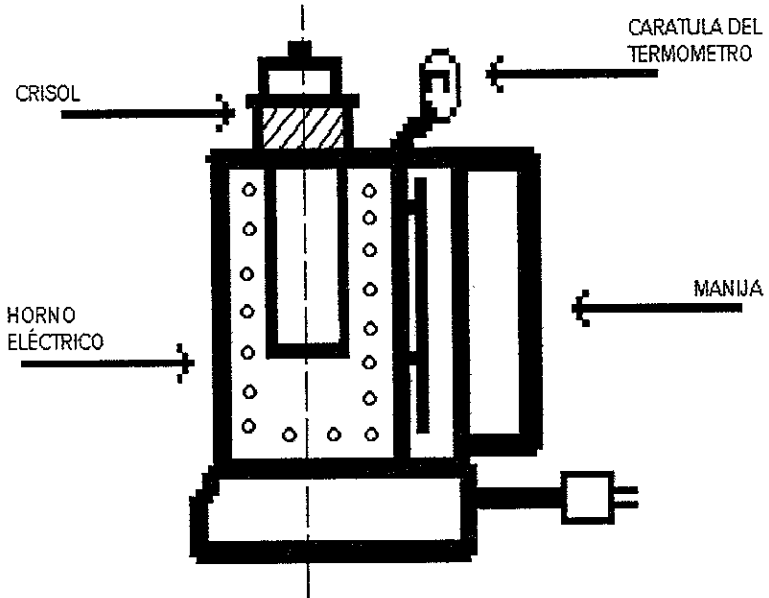


Figura. 3.5 Horno eléctrico

Teniendo el material líquido se procedió al vaciado en el molde de arena, para lo cual se tomo el crisol con unas pinzas (tomando las precauciones necesarias ya que manejar material a esas temperaturas es muy delicado), para depositar el Zinalco ya líquido en el molde, de cada colada se obtuvieron dos probetas. El procedimiento se ilustra en la figura 3.6.

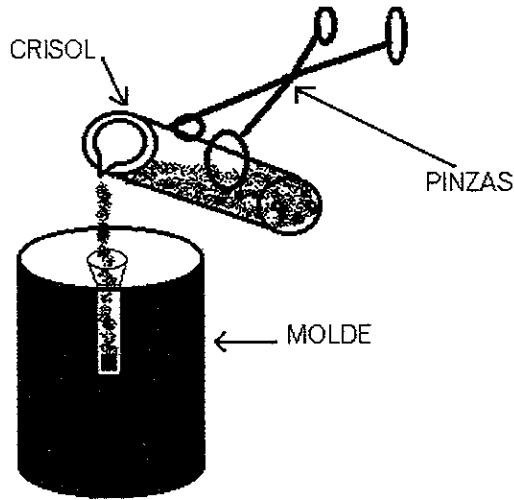


Figura. 3.6 Colada del Zinalco en molde de arena

Una vez enfriado las piezas los moldes se destruyeron y de las cinco piezas obtenidas, tres de ellas se maquinaron, las otras dos piezas fueron cortadas en trozos pequeños en una cortadora vertical (los cortes fueron hechos en presencia de refrigerante, esto ayuda a que no se caliente el material y no se modifique su estructura), con un espesor de 2cm.

3.2 Desbaste de las probetas.

Las muestras se desbastaron sobre una serie de hojas de esmeril o lija con abrasivos más finos sucesivamente. El primer papel fue de 320, 400 y 500. El desbaste en cada papel abrasivo fue hecho en una sola dirección, para lo cual se desbaste las probetas en una sola cara. Todo este desarrollo se llevó a cabo en presencia de agua, pues si se calentara el material su estructura variaría y los datos obtenidos serían erróneos. Cada vez que se desbastaba el material con diferente lija se giraba 90° ya que esto ayuda a tener un mejor acabado superficial.

La manera en que queda la cara de las probetas en cada paso se muestra en la figura 3.7

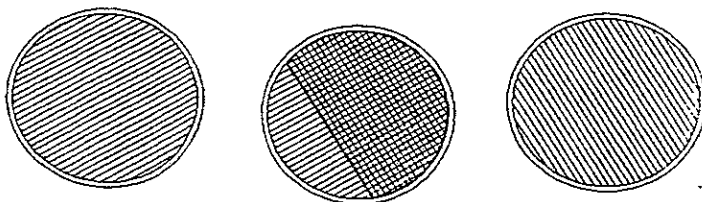


Figura. 3.7 Esmerilado sucesivo en las probetas.

3.3 Tratamiento térmico

Las muestras fueron sometidas a un tratamiento térmico. Para lo cual fue necesario encender la mufla 10 minutos antes de introducir las probetas, ya que esto proporciona una temperatura más estable. Las primeras seis probetas fueron tratadas a una temperatura de 350°C, a un tiempo diferente cada una de ellas, dejándolas enfriar al aire hasta temperatura ambiente, al día siguiente se repitió el procedimiento modificando únicamente la temperatura ya que esta vez se trataran a una temperatura de 200°C la tabla 3.1 proporciona el tiempo y el numero de probetas que se trataron.

Tabla 3.1 Tiempo y numero de probetas tratadas

N.- Probetas	Tiempo
2	30min
2	1h
2	2h
2	3h
2	4h
2	5h
1	sin tratamiento

Después de haber sometido las probetas al tratamiento térmico fue necesario volver a desbastar, pero ahora con la lija del N° 600, esto es para tener un acabado más fino, el desbaste se realizó en presencia de agua, las probetas se identificaron previamente con una cinta adhesiva la cual se pegó a su alrededor y se escribió un número de identificación de cada una de las probetas, ya que se tuvo precaución en no revolver las probetas que en cada tiempo se presentan diferentes tipos de estructuras.

3.4 Preparación final de las probetas.

El éxito de este depende en mucho del cuidado puesto durante el desbaste. La última aproximación a una superficie plana libre de rayaduras se obtiene mediante una rueda giratoria húmeda cubierta con un paño cargado con partículas abrasivas cuidadosamente seleccionadas en su tamaño. La selección de paño para pulir depende del material que se vaya a pulirse y el propósito del estudio metalográfico. Una muestra pulida en forma adecuada mostrará únicamente las inclusiones no metálicas y estará libre de rayaduras.

Se usó un paño nuevo esto ayuda mucho ya que de no ser así podría rayarse el material que se está puliendo. Se tomaron las probetas ya desbastadas para el pulido, se colocó el paño en la máquina pulidora y se agregó al paño alúmina con un tamaño de grano de $1\mu\text{m}$, la cual es utilizada para dar un acabado espejo a las probetas que se observaron en el microscopio, se utilizó un chorro constante de agua el cual sirvió como lubricante. Después de terminar el pulido de cada una de las probetas se agregó un poco de alcohol, el cual limpia la superficie de las mismas de cualquier impureza que este presente y por último se secaron con aire.

3.5 Ataque químico.

El propósito del ataque químico es hacer visibles las características estructurales del metal o aleación. El proceso debe ser tal que queden claramente definidas las partes de la microestructura. Esto se logra mediante un reactivo apropiado que somete a la superficie pulida a una acción química.

El reactivo de ataque químico fue Nital al 2.5 %, el ataque fue directo hacia las probetas con una duración de 20 segundos en cada probeta las cuales al término de cada ataque fueron lavadas con alcohol, el cual se utilizó para terminar de limpiar las impurezas que pudiera tener todavía, ya

terminando de limpiar bien las probetas se debe tener cuidado de no tocar la probeta del lado de la cara que fue pulida, puesto que se puede rayar, para poder mover las probetas se tomaron indirectamente con un trozo de algodón.

3.6 Metalografía.

Este punto es muy importante ya que basándose en los resultados obtenidos se podrá visualizar las fases presentes y su morfología. El microscopio utilizado para el desarrollo es un microscopio metalográfico marca UNIÓN gracias a este se pudo observar la estructura de las probetas a 100 y 400 aumentos pudiendo montar una cámara fotográfica con un adaptador que facilita la toma de las fotografías. Se llevo una secuencia para observar la transformación del material a diferentes tiempos y dos diferentes temperaturas. Se colocaron las probetas sobre la platina, con el tornillo macrometrico fue acercandose hasta ver visible la microestructura de la probeta, ya estando visible, con el tornillo micrometrico se hizo el ajuste final, teniendo ya todo preparado para observarse mediante los objetivos de 100 y 400 aumentos se procedió a tomar las fotografías. En la figura 3.8 se observa el microscopio metalográfico usado.

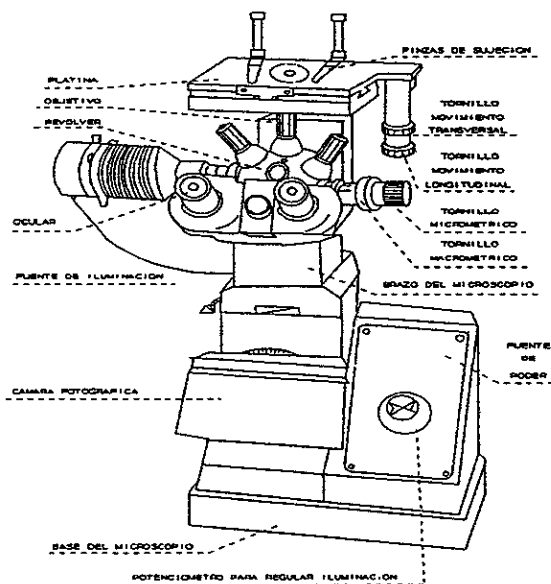


Figura. 3.8 Microscopio Metalográfico

3.7 Medida de dureza rockwell

En esta prueba de dureza se utiliza un instrumento de lectura directa basado en el principio de medición de profundidad diferencial. Debido a las muchas escalas Rockwell, el número de dureza debe especificarse mediante el símbolo HR seguido de la letra que designa la escala y precedido de los números de dureza, los cuales aparecen en la carátula del probador de dureza de color rojo, se ha aplicado una carga de 100kg, y un indentador de bola de 1/16", ambos parámetros constituyen la escala "B". El durometro empleado se muestra en la figura 3.9.

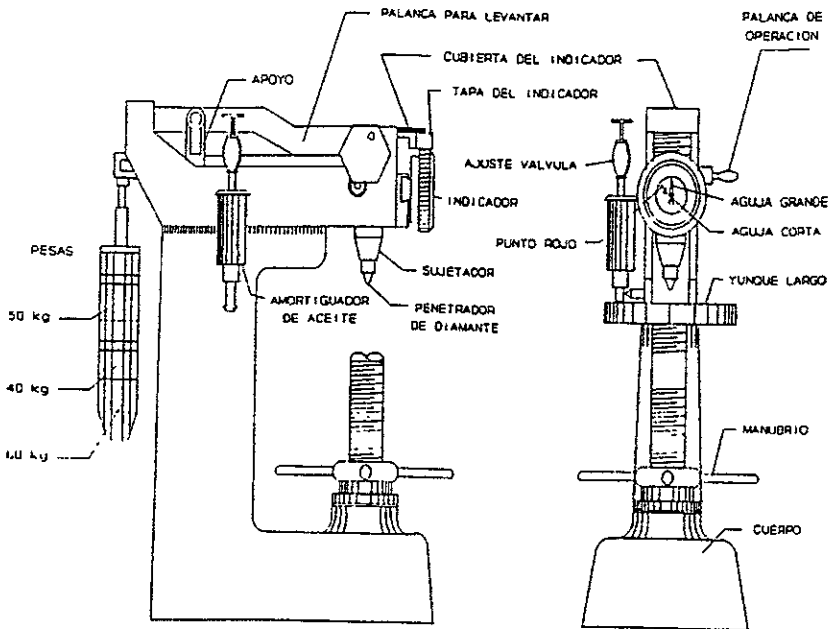


Fig. 3.9 Durómetro Rockwell

Se le realizó la prueba a cada una de las probetas, tomando 5 diferentes lecturas en cada una de ellas, como se muestra en la figura 3.10.

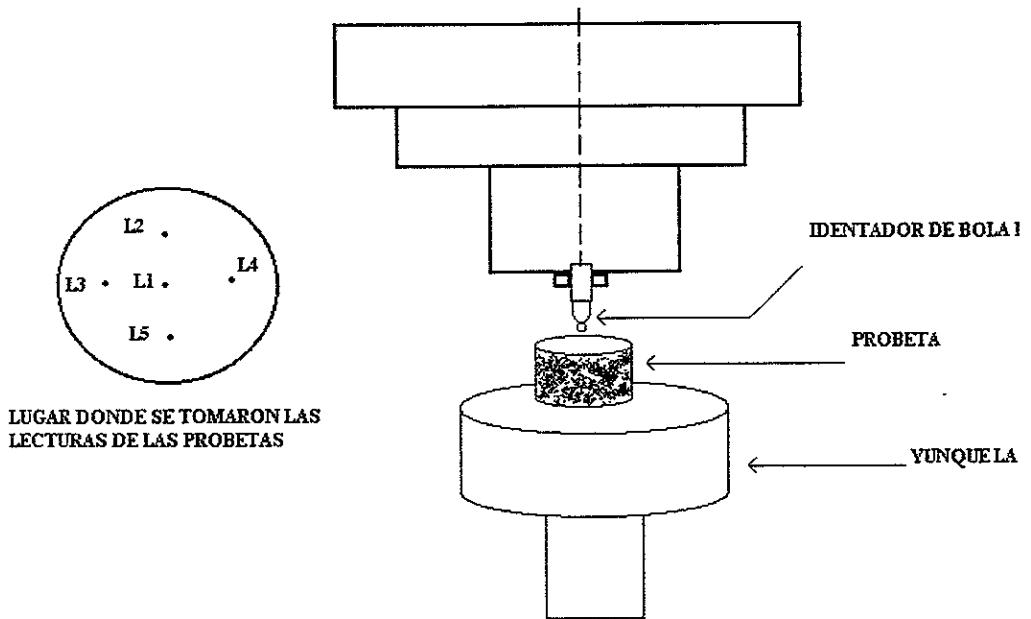


Figura 3.10 Modo en que se tomaron las lecturas

3.8 Prueba de Tensión.

Para ser este tipo de prueba se tomaron las tres probetas que se maquinaron, con las dimensiones mostradas en la figura 3.11.

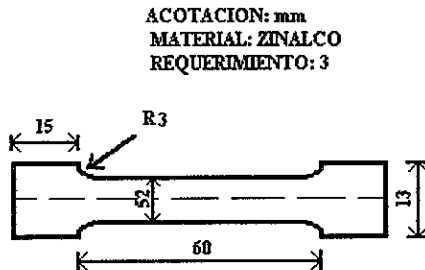


Figura. 3.11 Probeta maquinada

Las probetas se trataron térmicamente tomando en cuenta las lecturas de la prueba de dureza, en base a los datos obtenidos se observó que el material tuvo mejor comportamiento a cierta temperatura y cierto tiempo antes seleccionado, ya que el material dio condiciones más óptimas para tener una mejor resistencia para la prueba de tensión la cual se realiza en una máquina la cual se observa en la figura 3.12.

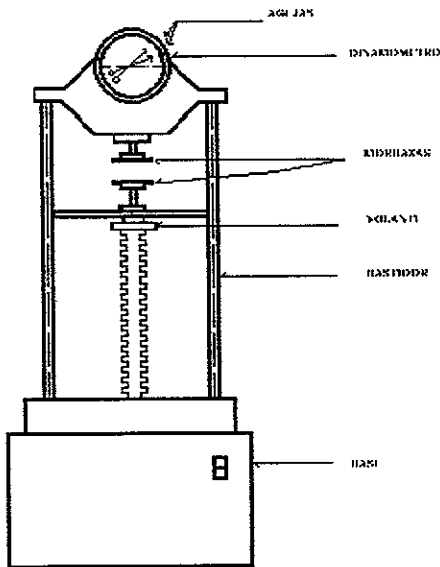


Fig. 3.12 Máquina de Tensión.

Las probetas se les hizo la prueba de tensión, se marcó longitudinalmente el centro de la probeta, partiendo del centro se marcó 25 mm a la derecha y 25 mm a la izquierda. Se montó la probeta en las mordazas que tiene la máquina sujetándolas fuertemente con ellas en este paso se debe tener cuidado de hacerlo bien, puesto que de esto depende que la prueba sea correcta. La máquina fue puesta en marcha mediante el interruptor que se encuentra en la base de la máquina haciendo funcionar el mecanismo donde se encuentran las mordazas con las probetas haciendo que se vaya se parando una de otra hasta que se rompe la probeta.

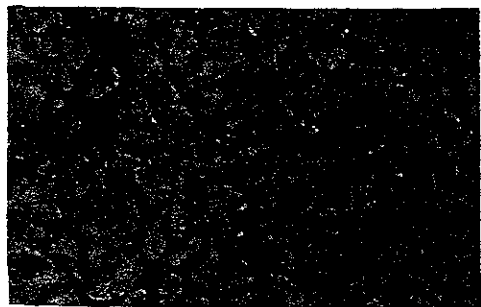
CAPITULO 4

RESULTADOS

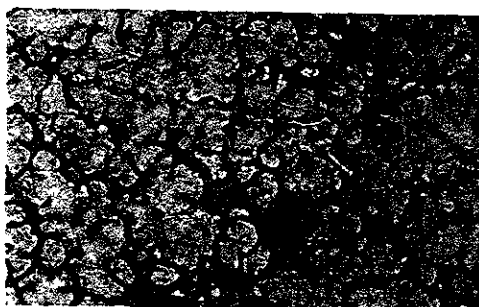
4.1 Microscopia óptica

Las figuras 4.1 y 4.2 muestran las micrograffas de las probetas sin tratar térmicamente y aquellas tratadas a 200°C, dejando ver que la microestructura está constituida básicamente por dendritas de la fase α (rica en aluminio) y los espacios interdenriticos están ocupados por la mezcla eutéctica (fases $\alpha+\eta$) también se puede apreciar que a mayor tiempo de tratamiento hay una segregación de la fase η a partir de la fase α lo que podrá dar lugar aun incremento en la dureza y resistencia mecánica de la aleación cuando es tratada térmicamente.

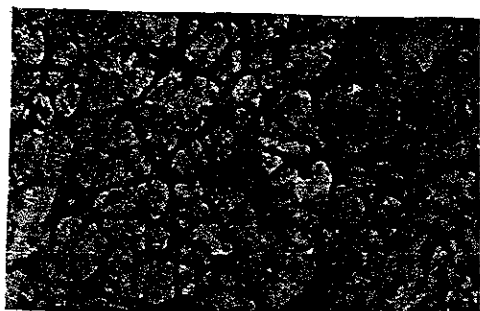
Las figuras 4.3 y 4.4 muestran las micrograffas de las probetas sin tratar térmicamente y aquellas tratadas a 350°C. Se puede apreciar que en la primera hora de tratamiento no existe un cambio apreciable en la estructura del material, esto es, la estructura esta constituida por la fase α y por la fase eutéctica ($\alpha+\eta$), sin embargo para tiempos de tratamiento de 1 hora y mayores la microestructura sufre cambios importantes ya que la cantidad de mezcla eutéctica es mucho menor y que el resto de la microestructura es mucho más homogéneo, posiblemente una mezcla muy fina de laminas de las fases α y η que no es posible definir completamente por medio del microscopio óptico. Dicha microestructura por ser más homogénea puede proporcionar una mayor dureza y resistencia mecánica.



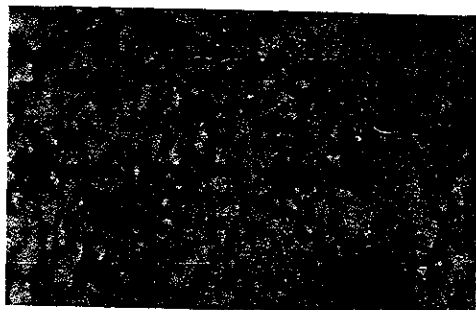
a) sin tratamiento



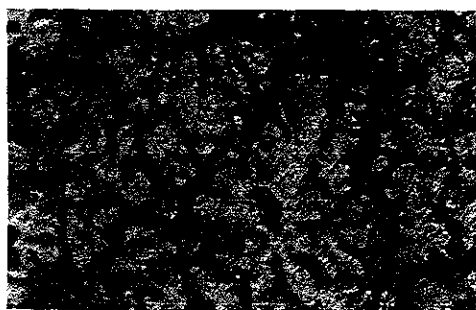
b) tratada a 0.5 h.



c) tratada a 1 h.



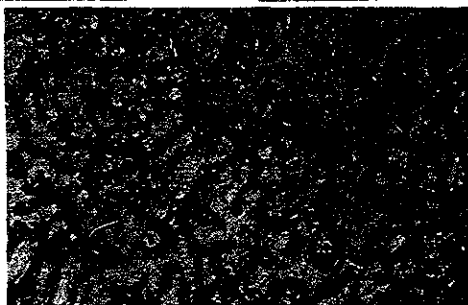
e) tratada a 2h.



f) tratada a 3h.

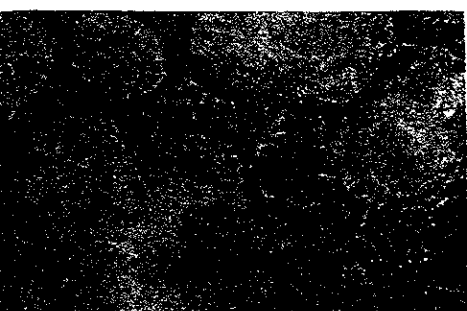


g) tratada a 4h.

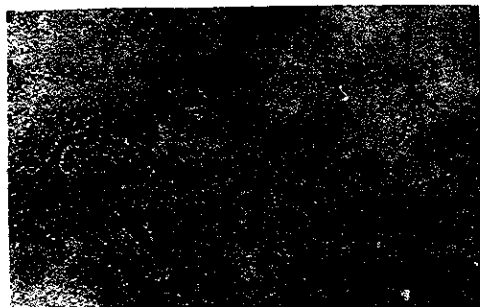


h) tratada a 5h.

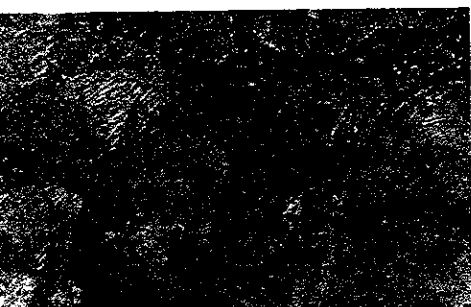
Figura 4.1 Micrografía de la aleación Zn-22Al-2Cu(% en peso) tratada a 200°C a 100X



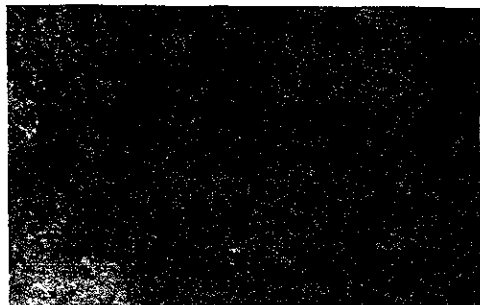
a) sin tratamiento



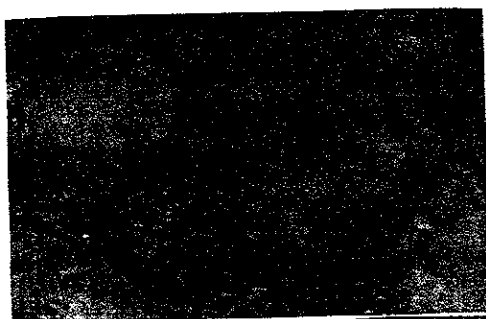
b) tratada a 0.5 h.



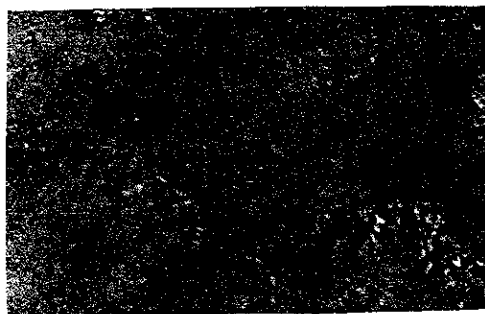
c) tratada a 1 h.



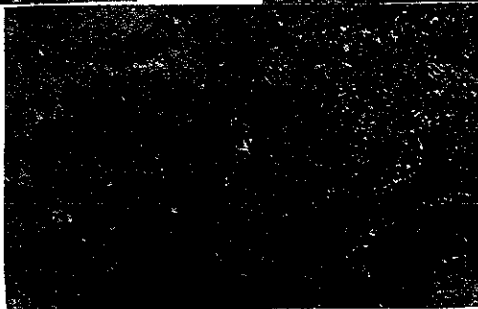
e) tratada a 2h.



f) tratada a 3h.

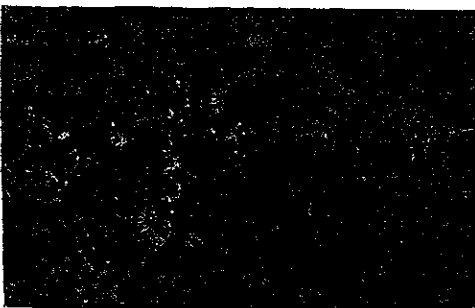


g) tratada a 4h.

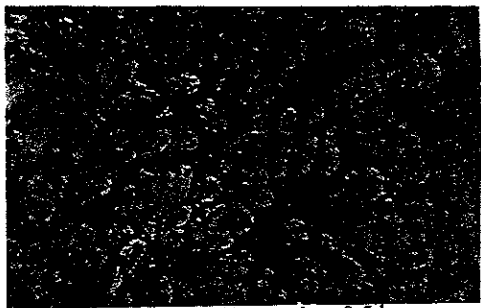


h) tratada a 5h.

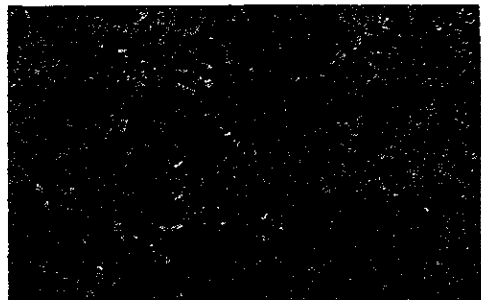
Figura 4.2 Micrografía de la aleación Zn-22Al-2Cu(% en peso) tratada a 200°C a 400X



a) sin tratamiento



b) tratada a 0.5 h.



c) tratada a 1 h.



e) tratada a 2h.



f) tratada a 3h.



g) tratada a 4h.



h) tratada a 5h.

Figura 4.3 Micrografía de la aleación Zn-22Al-2Cu(% en peso) tratada a 350°C a 100X



a) sin tratamiento



b) tratada a 0.5 h.



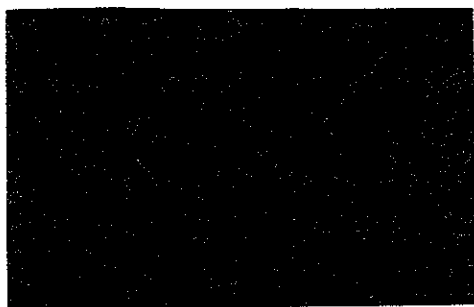
c) tratada a 1 h.



e) tratada a 2h.



f) tratada a 3h.



g) tratada a 4h.



h) tratada a 5h.

Figura 4.4 Micrografía de la aleación Zn-22Al-2Cu(% en peso) tratada a 350°C a 400X

4.2. Medidas de dureza.

Las medidas de dureza obtenidas en las probetas tratadas térmicamente a 200°C se muestran en la tabla 4.1 y los valores correspondientes a las probetas tratadas a 350°C se muestra en la tabla 4.2. Con los valores promedio de los valores obtenidos se trazaron las gráficas que se pueden ver en las figuras 4.5 y 4.6.

Tabla 4.1 Resultado de las pruebas de dureza a las probetas tratadas a 200°C

Tiempo de Tratamiento (hora)	Medidas de dureza					Promedio
	1	2	3	4	5	
sin tratamiento	35	38	37	40	36	37.2
0.5	66	63	57	57	55.5	59.7
1	65.5	72	60	69.5	70.5	67.5
2	68	69	65	71	67	68
3	57	57	58.5	60	60	58.5
4	55	55.5	57	57.5	56	56.2
5	61	55	61	58.5	58	58.7

Tabla 4.2 Resultado de las pruebas de dureza a las probetas tratadas a 350°C

Tiempo de Tratamiento (hora)	Medidas de dureza					Promedio
	1	2	3	4	5	
sin tratamiento	35	38	37	40	36	37.2
0.5	75	70	75	71	71.5	72.4
1	60	52	50	56.5	54	54.5
2	48	47	48	50	52	49
3	53	56.5	61	55	54	55.9
4	45	65	66	57.5	56	57.9
5	69.5	69	62	58	59	63.2

Lecturas de dureza promedio a 200°C

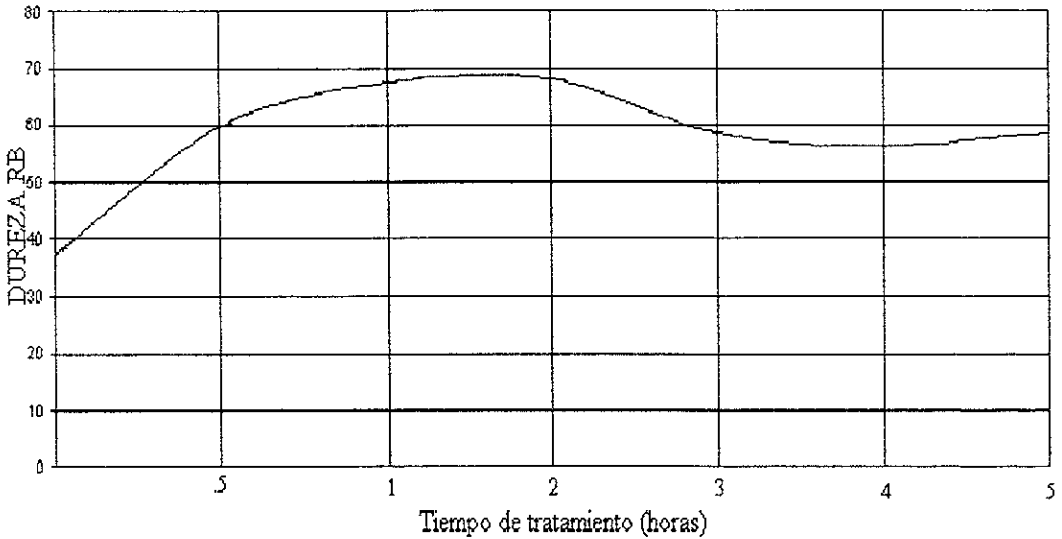


Figura 4.5 Comportamiento del Zinalco a 200°C

Lecturas de dureza promedio a 350°C

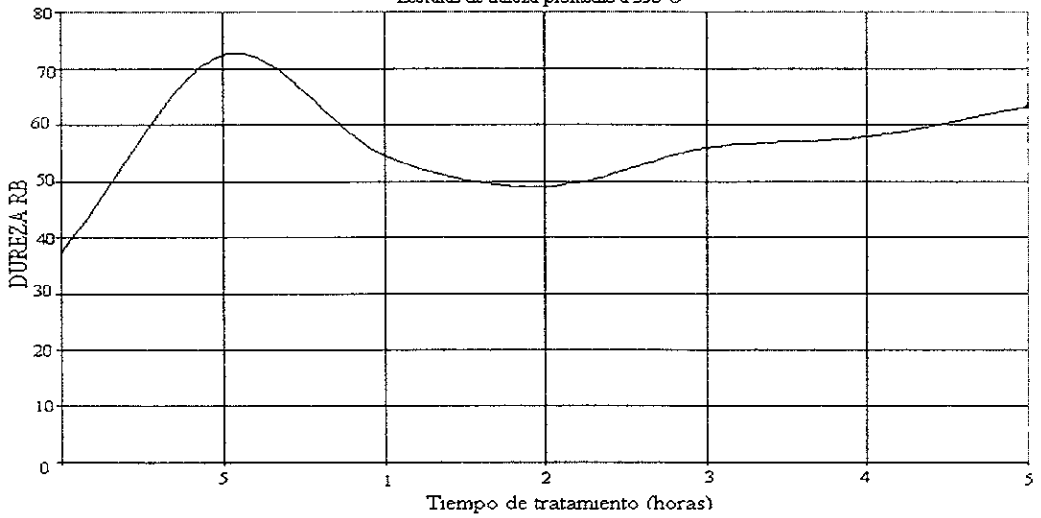


Figura 4.6 comportamiento del Zinalco a 350°C

A partir de lo mostrado en la figura 4.5 se puede establecer que la dureza en las probetas tratadas a 200°C aumento en las primeras 2 horas de tratamiento alcanzado un valor máximo 68RB a las tres horas de tratamiento se reduce a 58.5 RB y prácticamente se mantiene constante a tiempos de tratamientos mayores. En lo que se refiere a las probetas tratadas a 350°C la figura 4.6 deja ver que la dureza alcanza un valor máximo en la primera media hora de tratamiento alcanzando un valor de 72.5 RB, posteriormente disminuye a 49 RB a las 2 horas de tratamiento y aumenta nuevamente a 63.5 RB a un tiempo de tratamiento de 5 horas.

4.3 Prueba de tensión

Al ser aplicada la prueba de tensión en cada una de las probetas las cargas máximas que se muestran en la tabla 4.3.

Tabla 4.3 Resultados directos del tensiometro

PROBETA	TEMPERATURA	TIEMPO	LECTURA DEL TENSÍOMETRO
1	SIN TRATAMIENTO		700 Kg.
2	200°C	2 HORAS	1000 Kg.
3	350°C	30 MINUTOS	1300 Kg.

Así la resistencia maxima de cada una de ellas se puede evaluar por medio de la siguiente ecuación.

$$\bar{\sigma}_{max} = \frac{P_{max}}{A_o} = \frac{4P}{\pi d^2}$$

Donde:

$\bar{\sigma}_{max}$ = resistencia máxima a la tensión

P_{max} = carga máxima

A_o = área inicial

Obteniendo los resultados siguientes para cada una de ellas:

Para la probeta no tratada térmicamente:

$$\bar{V}_{\text{max}} = \frac{4(700\text{Kg})}{\pi(.63\text{cm})^2} = 2245.57 \text{ Kg/cm}^2$$

Para probeta tratada a 200°C a 2hrs:

$$\bar{V}_{\text{max}} = \frac{4(1000\text{Kg})}{\pi(.62\text{cm})^2} = 3312.27 \text{ Kg/cm}^2$$

Para la probeta tratada a 350°C a 30 minutos

$$\bar{V}_{\text{max}} = \frac{4(1300\text{Kg})}{\pi(.62\text{cm})^2} = 4305.96 \text{ Kg/cm}^2$$

Se puede apreciar que la probeta tratada a 350°C con un tiempo de 0.5 hora muestra la mayor resistencia, mientras que la probeta tratada a 200°C durante 2 horas muestra una resistencia menor y que la probeta sin tratamiento térmico muestra la resistencia mecánica más pequeña.

Por último se puede notar que en ninguna de las tres probetas hubo formación de cuello ó estricción por lo que se puede establecer que la ductilidad del material es bastante limitada.

4.4 Difracción de rayos X

El análisis se llevó a cabo en la Facultad de Estudios Superiores Cuautitlan Campo 1, empleando para ello un difractómetro marca Siemens, modelo D5000. Los difractogramas obtenidos se muestran en las figuras 4.7, 4.8, 4.9, 4.10, 4.11, 4.12 y 4.13.

Luego apoyándose con la ley de Bragg que establece lo siguiente:

$$n\lambda = 2d \sin \theta$$

donde:

λ = longitud de onda del rayo X empleado

d = distancia interplanar

n = orden de difracción

θ = ángulo de difracción

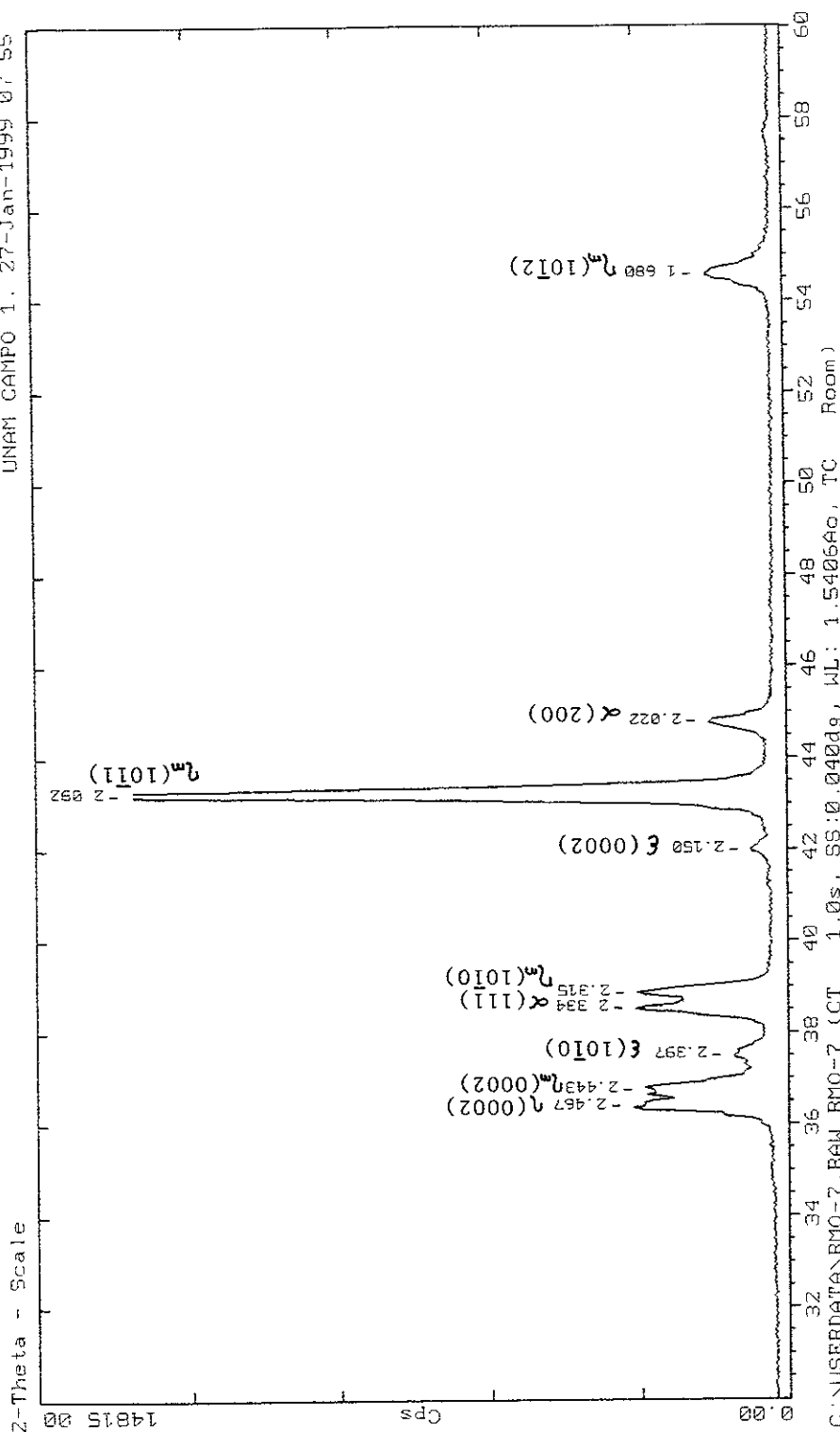


Figura 4.7. Difractograma de una barra de aleación Zn-22Al-2Cu (% en peso) de 12.7 mm de diametro obtenida mediante colada en molde de arena, sin tratamiento termico

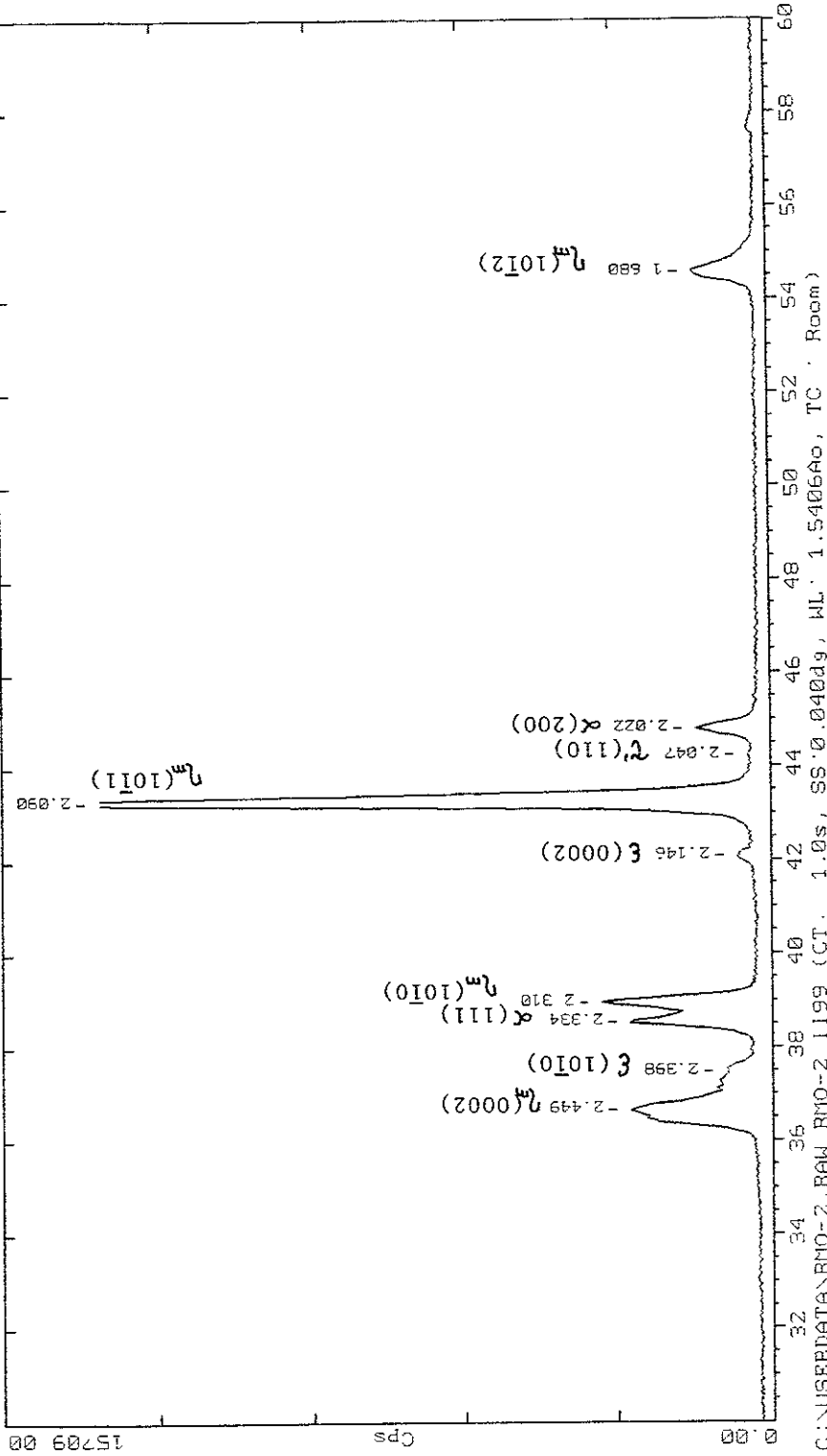


Figura 4.8. Difractograma de una barra de aleación Zn-22Al-2Cu (% en peso) de 12.7 mm de diametro obtenida mediante co-lada en molde de arena, tratada termicamente a 200°C durante 0.5 horas.

C:\USERDATA\RMO-2.RAW RMO-2 1199 (CT. 1.0s, SS:0.0404g, WL: 1.5406Ao, TC: Room)

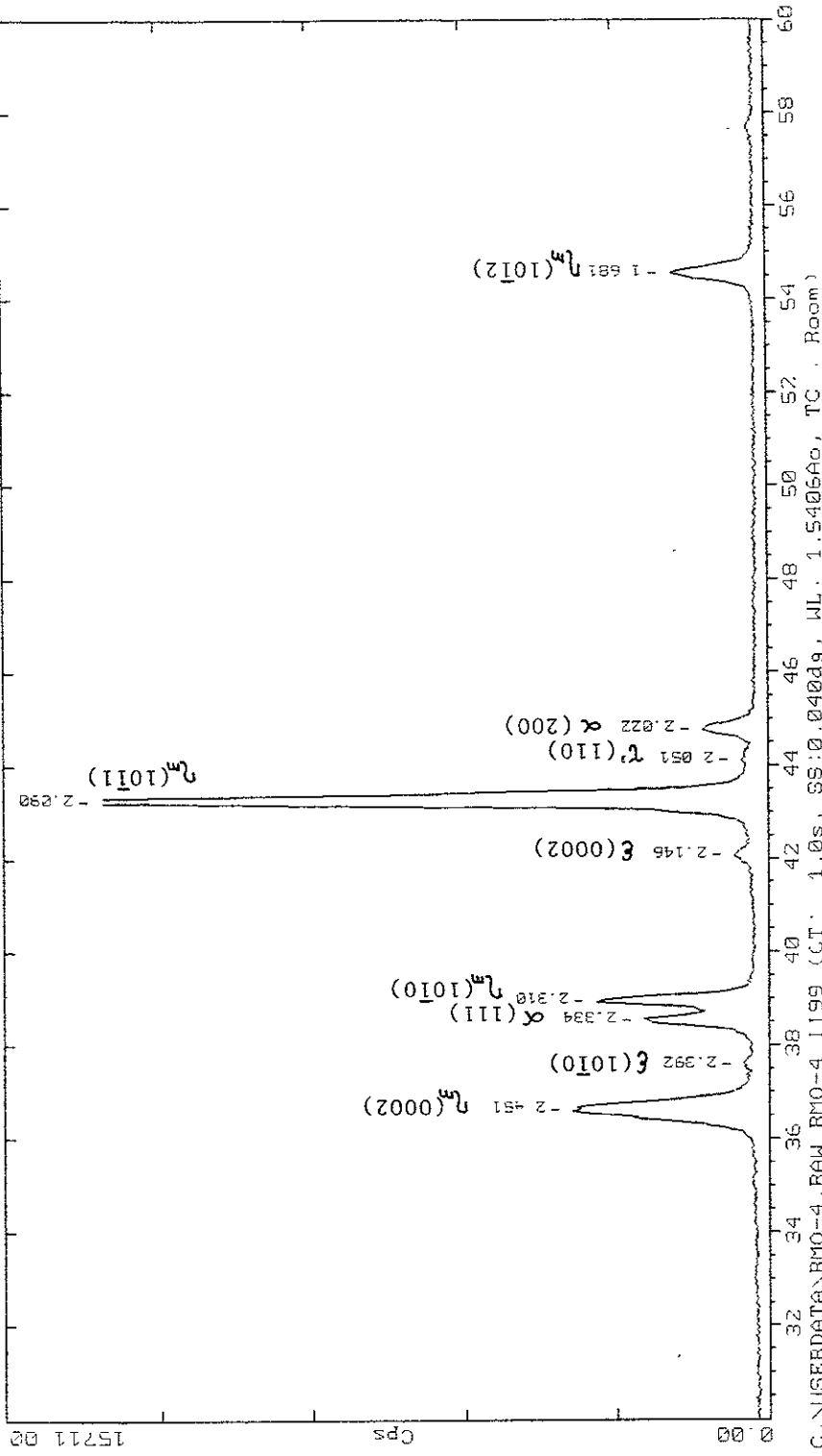


Figura 4.9 Difractograma de una barra de aleación Zn-22Al-2Cu (% en peso) de 12.7 mm de diametro obtenida mediante colada en molde de arena, tratada termicamente a 200°C durante 2 horas.

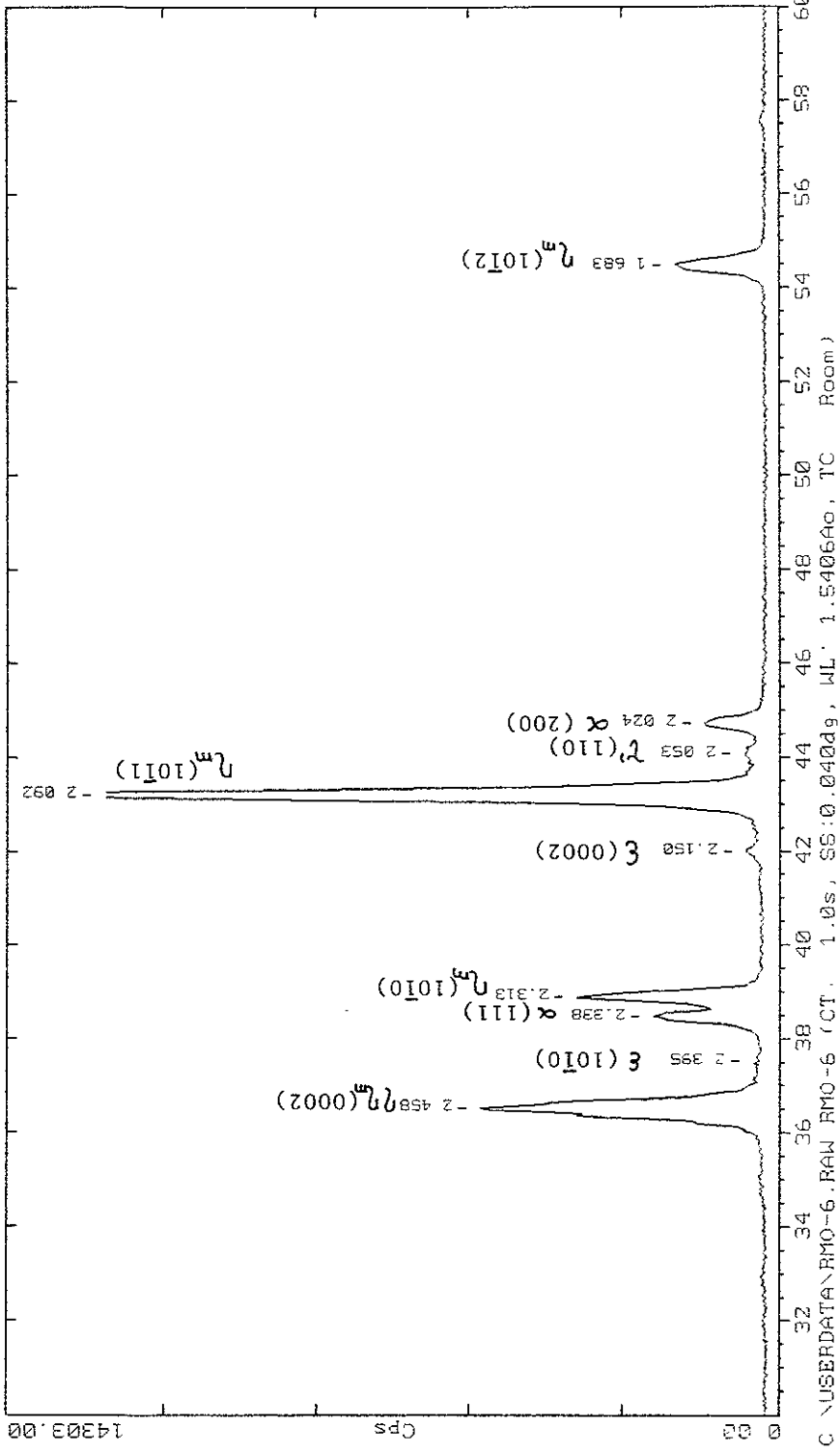


Figura 4.10 Difractograma de una barra de aleación Zn-22Al-2Cu (% en peso) de 12.7 mm de diametro obtenida mediante co-lada en molde de arena, tratada termicamente a 200°C durante 5 horas.

C:\USERDATA\RMO-6.RAW RMO-6 (CT. 1.0s, SS:0.040dg, WL: 1.5406Ao, TC Room)

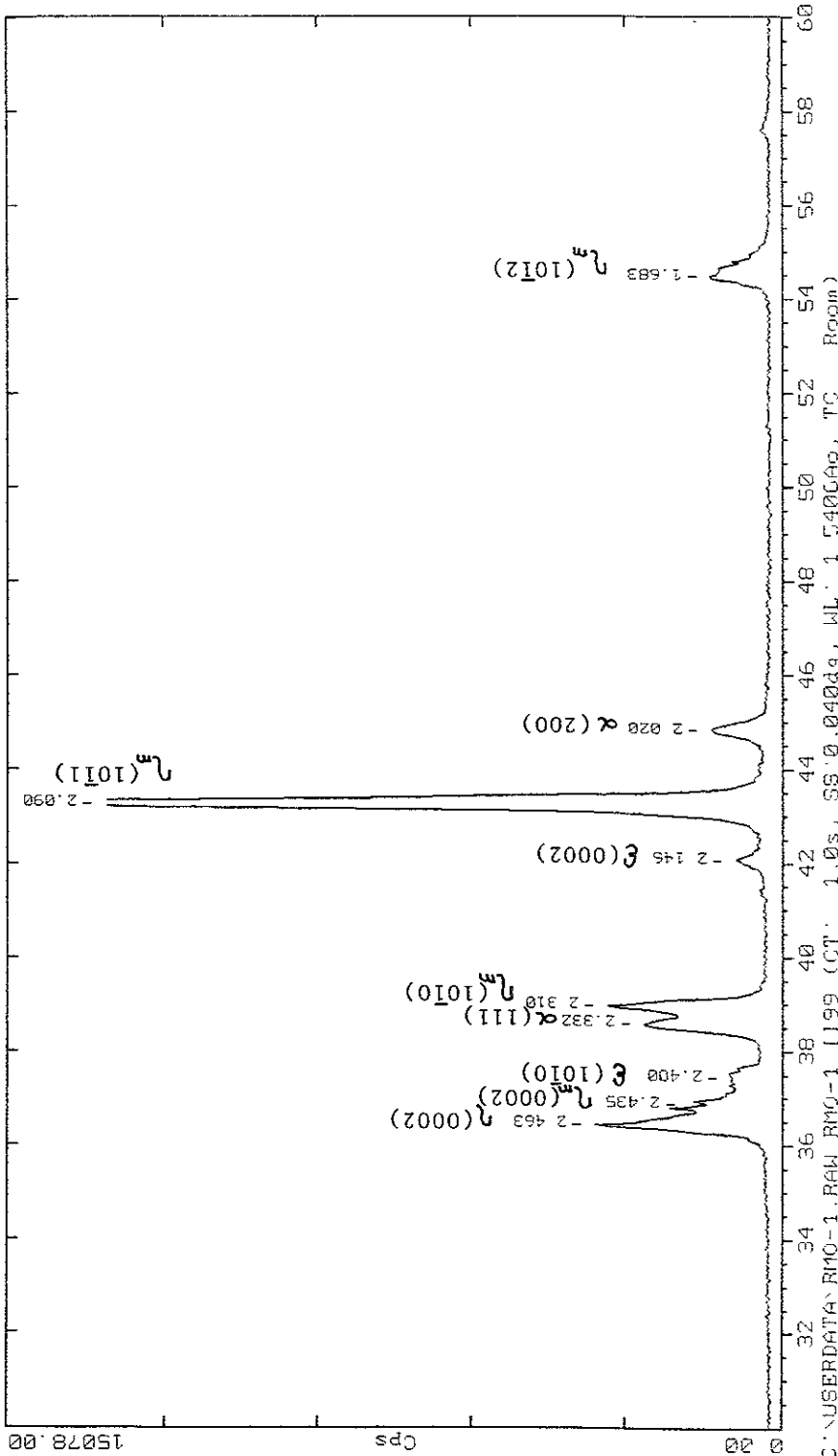
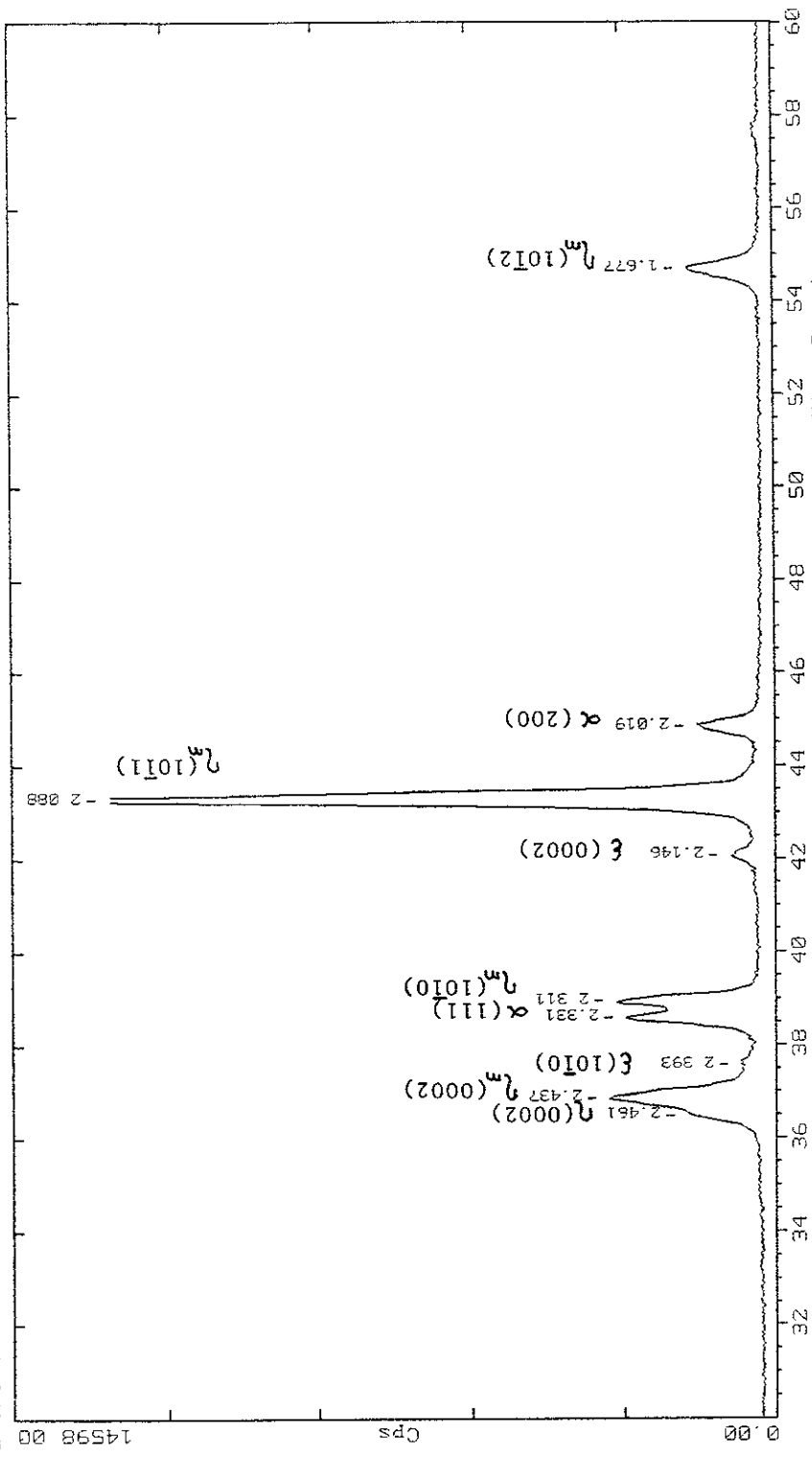


Figura 4.11 Difractograma de una barra de aleación Zn-22Al-2Cu (% en peso) de 12.7 mm de diametro obtenida mediante colada en molde de arena, tratada termicamente a 350°C durante 0.5 horas.

C:\USERDATA\RM0-1.RAW RM0-1 1199 (CT: 1.0s, SS:0.0400g, WL: 1.54060, TC Room)

2-Theta - Scale



C:\USERDATA\RMO-3.RAW RMO-3 I199 (CT: 1.0s, SS:0.040dg, WL: 1.5406Ao, TC: Room)

Figura 4.12 Difractograma de una barra de aleación Zn-22Al-2Cu (% en peso) de 12.7 mm de diametro obtenida mediante co-lada en molde de arena, tratada termicamente a 350°C durante 2 horas.

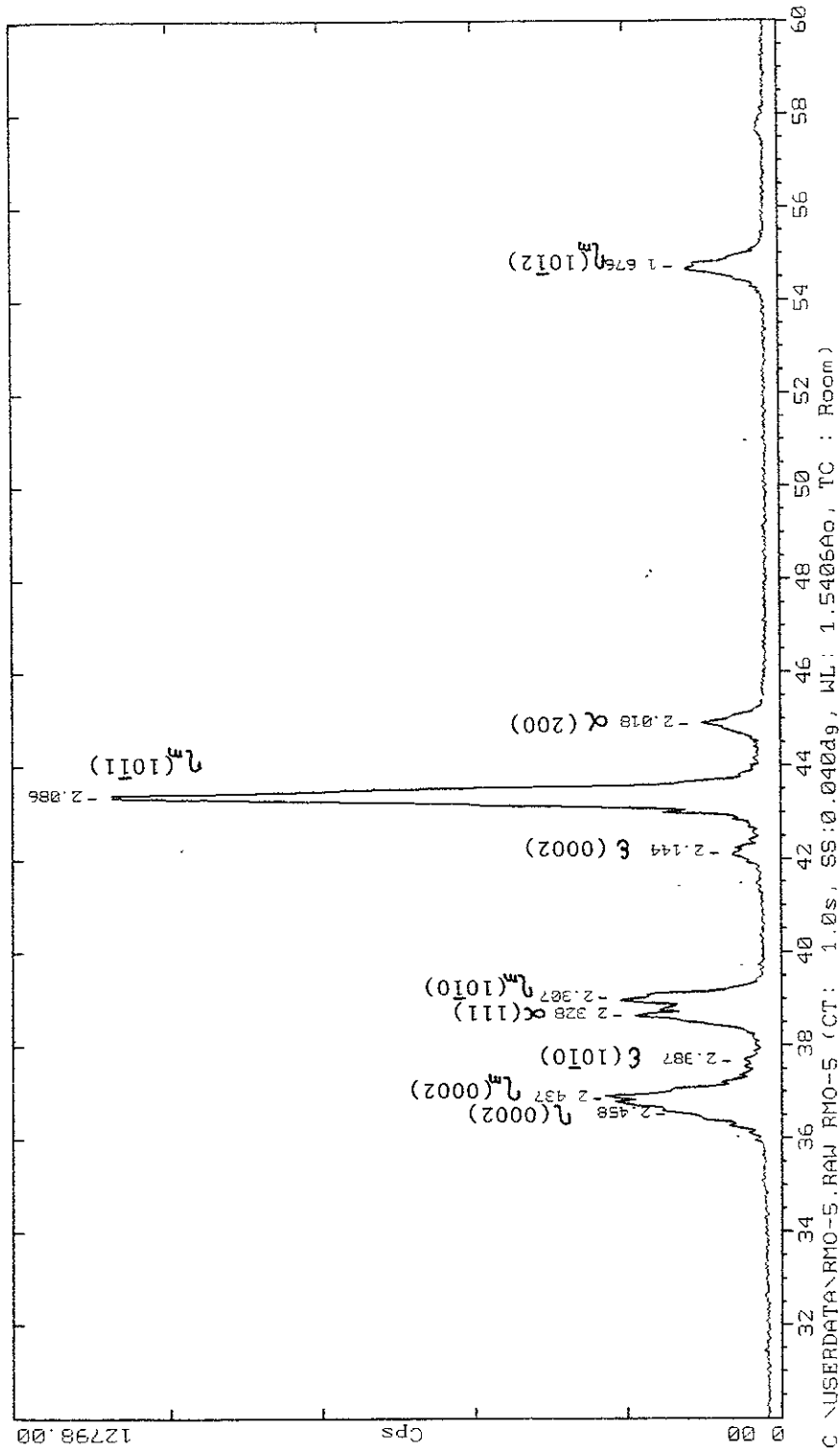


Figura 4.13 Difractograma de una barra de aleación Zn-22Al-2Cu (% en peso) de 12.7 mm de diametro obtenida mediante colada en molde de arena, tratada termicamente a 350°C durante 5 horas.

C:\USERDATA\RMO-5.RAW RMO-5 (CT: 1.0s, SS:0.0400g, WL: 1.5406Ao, TC : Room)

Y con ayuda de la bibliografía consultada se construyeron las tablas 4.5, 4.6, 4.7, 4.8, 4.9, 4.10 y 4.11.

Tabla 4.5 plano de difracción para la muestra sin tratamiento.

Pico de difracción	Angulo 2θ (grados)	Distancia interplanar de Å	Plano de difracción	Fase	Estructura	Intensidad de difracción %
1	36.394	2.467	(0002)	η	HCP	20.94
2	36.756	2.443	(0002)	η_m	HCP	19.34
3	37.495	2.397	(10 $\bar{1}$ 0)	ε	HCP	7.32
4	38.537	2.334	(111)	α	FCC	20.52
5	38.866	2.315	(10 $\bar{1}$ 0)	η_m	HCP	20.29
6	41.981	2.15	(0002)	ε	HCP	4.74
7	43.208	2.092	(10 $\bar{1}$ 1)	η_m	HCP	100
8	44.791	2.022	(200)	α	FCC	10.37
9	54.579	1.68	(10 $\bar{1}$ 2)	η_m	HCP	10.24

Tabla 4.6 Planos de difracción para la muestra tratada a 200°C durante .5 horas

Pico de difracción	Angulo 2θ (grados)	Distancia interplanar de Å	Plano de difracción	Fase	Estructura	Intensidad de difracción %
1	36.669	2.449	(0002)	η_m	HCP	18.12
2	37.474	2.398	(10 $\bar{1}$ 0)	ε	HCP	5.84
3	38.538	2.334	(111)	α	FCC	18.11
4	38.954	2.31	(10 $\bar{1}$ 0)	η_m	HCP	21.85
5	42.074	2.146	(0002)	ε	HCP	4.18
6	43.262	2.09	(10 $\bar{1}$ 1)	η_m	HCP	100
7	44.22	2.047	(110)	τ'	BCC	2.8
8	44.795	2.022	(200)	α	FCC	9.35
9	54.641	1.68	(10 $\bar{1}$ 2)	η_m	HCP	9.39

Tabla 4.7 Planos de difracción para la muestra tratada a 200°C durante 2 horas

Pico de difracción	Angulo 2θ (grados)	Distancia interplanar de Å	Plano de difracción	Fase η_m	Estructura	Intensidad de difracción %
1	36.629	2.451	(0002)	η_m	HCP	25.63
2	37.577	2.392	(10 $\bar{1}$ 0)	ε	HCP	3.12
3	38.534	2.334	(111)	α	FCC	16.3
4	38.953	2.31	(10 $\bar{1}$ 0)	η_m	HCP	22.44
5	42.072	2.146	(0002)	ε	HCP	4.37
6	43.258	2.09	(10 $\bar{1}$ 1)	η_m	HCP	100
7	44.113	2.051	(110)	τ'	BCC	3.34
8	44.778	2.022	(200)	α	FCC	8.48
9	54.547	1.681	(10 $\bar{1}$ 2)	η_m	HCP	12.25

Tabla 4.8 Planos de difracción para la muestra tratada a 200°C durante 5 horas

Pico de difracción	Angulo 2θ (grados)	Distancia interplanar de Å	Plano de difracción	Fase	Estructura	Intensidad de difracción %
1	36.528	2.458	(0002)	$\eta_m \eta$	HCP	38.39
2	37.52	2.395	(10 $\bar{1}$ 0)	ϵ	HCP	3.17
3	38.475	2.338	(111)	α	FCC	15.91
4	38.901	2.313	(10 $\bar{1}$ 0)	η_m	HCP	25.81
5	41.997	2.15	(0002)	ϵ	HCP	4.16
6	43.207	2.092	(10 $\bar{1}$ 1)	η_m	HCP	100
7	44.079	2.053	(110)	τ'	BCC	4.33
8	44.731	2.024	(200)	α	FCC	9.35
9	54.466	1.683	(10 $\bar{1}$ 2)	η_m	HCP	13.06

Tabla 4.9 Planos de difracción para la muestra tratada a 350°C durante .5 horas

Pico de difracción	Angulo 2θ (grados)	Distancia interplanar de Å	Plano de difracción	Fase	Estructura	Intensidad de difracción %
1	36.444	2.463	(0002)	η	HCP	23.84
2	36.88	2.435	(0002)	η_m	HCP	11.86
3	37.444	2.4	(10 $\bar{1}$ 0)	ϵ	HCP	6.45
4	38.583	2.332	(111)	α	FCC	17.53
5	38.964	2.13	(10 $\bar{1}$ 0)	η_m	HCP	22.24
6	42.064	2.196	(0002)	ϵ	HCP	5.82
7	43.258	2.09	(10 $\bar{1}$ 1)	η_m	HCP	100
8	44.828	2.02	(200)	α	FCC	8.92
9	54.482	1.683	(10 $\bar{1}$ 2)	η_m	HCP	8.94

Tabla 4.10 Planos de difracción para la muestra tratada a 350°C durante 2 horas

Pico de difracción	Angulo 2θ (grados)	Distancia interplanar de Å	Plano de difracción	Fase	Estructura	Intensidad de difracción %
1	36.48	2.461	(0002)	η	HCP	11.52
2	36.859	2.437	(0002)	η_m	HCP	21.79
3	37.558	2.393	(10 $\bar{1}$ 0)	ϵ	HCP	4.41
4	38.591	2.331	(111)	α	FCC	19.48
5	38.94	2.311	(10 $\bar{1}$ 0)	η_m	HCP	20.76
6	42.064	2.146	(0002)	ϵ	HCP	5.66
7	43.288	2.088	(10 $\bar{1}$ 1)	η_m	HCP	100
8	44.846	2.019	(200)	α	FCC	10.15
9	54.698	1.677	(10 $\bar{1}$ 2)	η_m	HCP	11.05

Tabla 4.11 Planos de difracción para la muestra tratada a 350°C durante 5 horas

Pico de difracción	Angulo 2θ (grados)	Distancia interplanar de Å	Plano de difracción	Fase	Estructura	Intensidad de difracción %
1	36.52	2.458	(0002)	η	HCP	13.24
2	36.856	2.437	(0002)	η_m	HCP	21.53
3	37.65	2.387	(10 $\bar{1}$ 0)	ϵ	HCP	4.65
4	38.638	2.328	(111)	α	FCC	18.88
5	39.007	2.307	(10 $\bar{1}$ 0)	η_m	HCP	20.75
6	42.113	2.144	(0002)	ϵ	HCP	6.17
7	43.332	2.086	(10 $\bar{1}$ 1)	η_m	HCP	100
8	44.882	2.018	(200)	α	FCC	10.16
9	54.705	1.676	(10 $\bar{1}$ 2)	η_m	HCP	11.68

A partir de la información obtenida se puede establecer que en la aleación Zn-22Al-2Cu% en peso (Zinalco) tal y como se obtiene de fundición se encuentran presentes la fase α que es rica en aluminio, la fase η rica en zinc la fase metaestable η_m que también es rica en zinc y también se encuentra presente el compuesto intermetálico CuZn₄ los parámetros de red de dichas fases se presentan en la tabla 4.12.

Tabla 4.12 Parámetro de red

Fase	Estructura	Parámetro de red	
		Å	c
η	HCP	2.66	4.934
η_m	HCP	2.673	4.886
α	FCC	4.042	—
ϵ	HCP	2.771	4.292

Nótese que en la fase η_m la distancia reticular C es más pequeña (aproximadamente 1 t) lo que implica que los planos basales estén más cercas entre sí dando como resultado es una fase más dura y resistente.

Durante el tratamiento térmico a 200°C se puede apreciar que durante la primera media hora de tratamiento, la fase η desaparece y al mismo tiempo disminuye la cantidad excedente del compuesto intermedio ϵ ($2\theta = 37.474^\circ$ y $2\theta = 92.074^\circ$) y aparece la fase τ' ($2\theta = 44.220^\circ$) que es rica en cobre con una estructura BCC y un parámetro de red $a = 2.895\text{Å}$.

Por otro lado la fase α sufre un pequeño decremento en la intensidad del pico abreviado.

A las dos horas de tratamiento aumento la cantidad excedente de la fase η_m ; pero su parámetro de red c aumento a 4.901 \AA , lo cual conduce a lo de que trato de alcanzar la estabilidad. Al mismo tiempo disminuye la presencia de las fases ϵ y α , y aumenta la presencia τ' . Por último a las 5 horas de tratamiento la presencia de la fase η_m continua en aumento mientras que su parámetro de red c alcanza un valor de 4.916 \AA , el cual esta muy cerca del valor de equilibrio, mientras la fase ϵ permanece su cambio, la fase α disminuye una pequeña cantidad y la fase τ' continua incrementando su presencia dentro de la aleación bajo estudio. En lo que se refiere al tratamiento realizado a 350°C se pudo apreciar que en todos los tiempos de tratamientos aparecen en forma simultanea las fases η ($a = 2.67 \text{ \AA}$ y $c = 4.9213 \text{ \AA}$) y η_m ($a=2.67 \text{ \AA}$, $c=4.8726 \text{ \AA}$) sin embargo, la primera ve disminuida su presencia conforme aumenta el tiempo de tratamiento y η_m incrementa su presencia (en función de la altura del pico de difracción); al mismo tiempo, se detecta la presencia de la fase α , que es rica en aluminio y que muestra el plano (111) a un ángulo de difracción $2\theta = 38.55^\circ$ y el plano (200) a un ángulo $2\theta = 44.85^\circ$, por último se detectó la presencia del compuesto intermetalico CuZn_4 , el cual también estuvo presente en todos los tiempos de tratamiento, sin embargo disminuye en pico su presencia al aumentar el tiempo de tratamiento, esto es, se transforma en otras fases.

CAPITULO 5

CONCLUSIONES

Después del trabajo experimental realizado (microscopia óptica, medidas de durezas, prueba de tensión y difracción de rayos X) se puede establecer las conclusiones siguientes:

1. - En el material tal y como se obtiene de fundición están presentes las fases α , η , η_m y ϵ siendo estas dos últimas fases metaestable.
2. - Durante el tratamiento térmico a 200°C a la media hora del tratamiento aparece la fase metaestable τ' la cual mantiene su presencia hasta las 5 horas; dicha fase es producto posiblemente de la transformación de las fases $\epsilon+\alpha$.
3. - Durante el tratamiento térmico a 350°C en todos los tiempos de tratamiento coexisten las fases α , η , η_m y ϵ , sin embargo se puede apreciar que la cantidad existente de la fase η disminuye al aumentar el tiempo de tratamiento y al mismo tiempo la fase mediante η_m incrementa su presencia.
4. - En el material tratado a 200°C se encontró que su dureza y resistencia mecánica (al estar relacionada con aquella) es máxima a las 2 horas de tratamiento.
- 5.- En el material tratado a 350°C se encontró que su dureza y resistencia mecánica es máxima a la media hora de tratamiento.
6. - Se puede establecer que tanto la dureza como resistencia mecánica fases mayores en el material tratado a 350°C, la primera resulto ser 5% mayor y la resistencia mecánica 24% más grande en relación con el material tratado a 200°C.
- 7.- En ambas temperaturas de tratamiento se obtuvo un incremento sustancial tanto de dureza como de resistencia mecánica en comparación con el material no tratado térmicamente.

En forma general se puede establecer que la aleación comercial Zinalco (Zn- 22Al-2Cu% en peso) es fácil de fundir es económico y que mediante el tratamiento térmico adecuado se pueden lograr propiedades mecánicas que la hacen apropiada para diferentes aplicaciones.

BIBLIOGRFIA

1. - Zinalco. (Once años de investigación sobre esta aleación)
Trabajos de investigación realizados sobre el Zinalco en el periodo 1979-90.
Gabriel Torres Villaseñor.
Instituto De Investigación En Materiales, UNAM.

2. - Revista Latinoamericana de metalurgia y materiales, vol 5, 1985

3. - Influencia de la duración del "Tratamiento a solución" sobre las propiedades mecánicas de Zn-22%Al.
Moisés Mendoza L. Gabriel Torres V. Cuitláhuac Osorio C.
VII Congreso De la Academia Nacional De Ingeniería, Oaxaca, México, 1981.

4. - La ciencia e ingeniería de los materiales
Donald R. Askeland
Iberoamérica

5. -Fundamentos de ciencia de materiales
A. G. Guy
McGraw – Hill

6. - Materiales de ingeniería y sus aplicaciones
Richard A. Flinn Paul K. Trojan
McGraw – Hill

7. - Ciencia de materiales para ingeniería
Carl A. Keyser
Noriega editores

**ESTA TESIS NO DEBE
SALIR DE LA BIBLIOTECA**

8. -Tecnología de Materiales

Lawrence h. Van Vlanck

Alfaomega

9. - Microestructura y Propiedades Mecánicas Del Zinalco

Gabriel Torres Villaseñor

Ciencia (1988) Vol 39. Paginas 103-111