



01173 2g

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE  
MEXICO

---

FACULTAD DE INGENIERÍA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

**COMPORTAMIENTO AL IMPACTO  
DE LAS ALEACIONES CADMIO -  
ZINC Y CADMIO - ZINC - COBRE.**

T E S I S

PARA OBTENER EL GRADO DE:

MAESTRO EN INGENIERIA

(MECANICA)

PRESENTA:

ING. SAID ROBLES CASOLCO

ASESOR: DR. GABRIEL TORRES VILLASEÑOR

TESIS CON  
FALLA DE ORIGEN

CIUDAD UNIVERSITARIA

ENERO 1999

270405.



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.

## ***Agradecimientos:***

Al Dr. Gabriel Torres Villaseñor

Al Dr. Maercelo López Parra

Al Dr. Vicente Borra Ramírez

Al Dr. Saúl Santillan Gutiérrez

Al M. en I. Leopoldo González González

Mi especial agradecimiento al **Dr. Gabriel Torres Villaseñor**, quien me a brindado su confianza y respeto. Por su valioso tiempo y por que él es un guía de inagotable virtudes.

A la División de Estudios de Posgrado (**DPFI**), Sección Mecánica.

Al Instituto de Investigaciones en Materiales (**IIM**), por las facilidades de equipo y recursos materiales.

Al Departamento de Materiales Metálicos y Cerámicos del **IIM**.

Sistema Nacional de Investigadores (**SNI**), por su apoyo económico recibido durante la elaboración de este trabajo.

Al Centro de Investigaciones en Materiales Avanzados (**CIMAV**). En especial al Departamento de Corrosión.

A la División de Ciencias Básicas de la Facultad de Ingeniería (**DCB - FI**).

A mis profesores por ser facilitadores de mi formación académica.

A mis amigos, por su incondicional respeto y amistad. Perdón por no nombrar a alguien en especial, pero sería una lista interminable. Para no dejar fuera alguno de ustedes deo abierto este espacio para que al abrir esta Tesis, mi esfuerzo y cada letra sea parte de su inmensa amistad.

## DEDICATORIA:

A mis padres:

*M. en G. Huemberto J. Robles Ubaldo.* Quien me a enseñado la unidad familiar, el hábito del estudio y su ejemplo como un buen padre de familia. Empeñado a que de pasos cortos, pero certeros en la vida.

*Profa. Gloria Casolco Laurel.* Quien con su gran amor y constante guía, me ha llevado a comprender el respeto, la obligación al trabajo, a ser honesto y a luchar por la vida con un gran afán de superación y sencillez. Además por las mortificaciones que te doy, pero que no han sido en vano.

A estas dos grandes personas les dedico con todo mi cariño y amor profundo este trabajo, por que han sido la motivación mas grande para continuar y por la sencilla razón de que los quiero mucho. ¡GRACIAS!, por su apoyo y su confianza.

A mis Hermanos:

*Prof. Eduardo H. Robles Casolco.* Por tu lucha inagotable en la música, y por que eres quién a estado vigilando siempre mis pasos con atención y por tu cariño tan especial que te caracteriza.

*D. J. Alain H. Robles Casolco.* Por que eres mi ángel protector. Por tu alegría que me entusiasma cuando estoy triste y por tu sinceridad.

A:

*Lic. Guadalupe Castillo de Robles.* Por que de tus consejos siempre los llevo a cabo. Y por que a nuestro hogar nos colmas con unidad y alegría con un nuevo miembro. A ti *Diego Nicolás Robles Castillo.*

# CONTENIDO

Lista de Tablas

Lista de Figuras

## Capítulo I

1.1 Introducción	1
1.2 Objetivo	4

## Capítulo II *Desarrollo Teórico*

2.1 Prueba de Impacto Tipo Charpy “V”	5
2.1.1 Equipo	5
2.1.2 Efecto de la Temperatura	7
2.1.3 La Fractura Frágil – Dúctil	8
2.1.4 Definición de la Temperatura de Transición	11
2.2 Fractura Mecánica en Metales	12
2.2.1 Fractura Dúctil'	13
2.2.2 Crecimiento de Poros (Void) y Coalescencia	15
2.2.3 Ductilidad (Crecimiento de grieta)	17
2.2.4 Exfoliación (Cleavaje)	19
2.2.5 Fractura Transgranular	20

## Capítulo III *Técnicas Experimentales de Caracterización*

3.1 Preparación de los Elementos Constituyentes	23
3.2 Composición de la Aleación	23
3.3 Proceso de Fundición, Vaciado y Templado	24
3.4 Laminación	25
3.5 Manufactura de las Probetas	26
3.6 Prueba de Impacto	27
3.7 Prueba de Dureza	28
3.8 Preparación de Muestras Metalográficas	28
3.9 Microscopía electrónica de Barrido (MEB)	29
3.10 Espectrometría de Rayos X	31
3.11 Difracción de Rayos X	32

**Capítulo IV    *Resultados***

4.1 Resultados de la Prueba de Impacto en la Aleación Cd – Zn	33
4.2 Resultados de la Prueba de Impacto en la Aleación Cd - Zn – Cu	35
4.3 Resultados de la Apariencia Visual de la Fractura Cd – Zn	37
4.4 Resultados de la Apariencia Visual de la Fractura Cd - Zn - Cu	41
4.5 Resultados de la Prueba de Dureza en la Aleación Cd – Zn	45
4.6 Resultados de la Prueba de Dureza en la Aleación Cd - Zn – Cu	48
4.7 Resultados de la Microestructura en la aleación Cd – Zn	50
4.8 Resultados de la Microestructura en la aleación Cd - Zn – Cu	54
4.9 Resultados de la Difracción de Rayos X.	59
4.8 Resultados Fractográficos de las aleaciones Cd – Zn y Cd – Zn- Cu	60

**Capítulo V    *Discusión de Resultados***

82

**Capítulo VI    *Conclusiones y Recomendaciones***

85

**Bibliografía**

86

**Anexo**

88

## LISTA DE TABLAS

3.1 Porcentaje en peso de las aleaciones Cd – Zn y Cd- Zn –Cu	25
3.2 Tolerancias Permisibles para la Frabricación de las Probetas del Tipo Charpy “V”	26
4.1 Datos Experimentales del Ensayo de Impacto de las aleaciones Cd – Zn	34
4.2 Datos Experimentales del Ensayo de Impacto de las aleaciones Cd – Zn – Cu	36
4.3 Valores de Mediciones del Cambio de Expansión de la Aleación Cd – Zn	41
4.4 Valores de Mediciones del Cambio de Expansión de la Aleación Cd – Zn – Cu	45
4.5 Datos Experimentales del Ensayo de Dureza del Tipo Rockwell F, de la Aleación Cd – Zn	47
4.6 Datos Experimentales del Ensayo de Dureza del Tipo Rockwell F, de la Aleación Cd – Zn- Cu	49
4.7 Valores Tomados en el MEB, con un difractograma de Rayos X para la aleación Cd – Zn	54
4.8 Valores Tomados en el MEB, con un difractograma de Rayos X para la aleación Cd – Zn – Cu	55
4.9 Numeración de las Fotos, de acuerdo a su Temperatura de Fractura de la Aleación Cd- Zn	61
4.10 Numeración de las Fotos, de acuerdo a su Temperatura de Fractura de la Aleación Cd- Zn – Cu	62

## LISTA DE GRAFICAS Y FIGURAS

### GRAFICAS

2.1 Máquina del Tipo Péndulo	6
2.2 Efecto de la Temperatura Sobre la Tenacidad	8
2.3 El Esfuerzo de Cadencia y el de la Fractura en Función de la Temperatura para un Acero Dulce	11
2.4 Tres Mecanismos de Fractura en Metales	13
2.5 Proceso de la Fractura Dúctil	14
2.6 Micromecanismos de Crecimiento, Nucleación y Coalescencia en Materiales Dúctiles	15
2.7 Formación de la Fractura Superficial Tipo “Copa – Cono” en Tensión Uniaxial	17
2.8 Mecanismo de Ductilidad en el Crecimiento de una Grieta	18
2.9 Crecimiento Dúctil en la Grieta del Borde	18
2.10 Propagación de la Ruptura Dúctil a 45°, Modelo de Zig – Zag	19
3.1 Diagrama de Fase Binario de Cadmio – Zinc	24
3.2 Dimensiones de la Probeta de Impacto del Tipo “V”	26
4.1 Patrón de Difracción de Rayos X, de la Aleación Cd – Zn	59
4.2 Patrón de Difracción de Rayos X, de la Aleación Cd – Zn	60

### FIGURAS

4.1 Energía Absorbida Vs. Temperatura de la Aleación Cd – Zn	34
4.2 Energía Absorbida Vs. Temperatura de la Aleación Cd – Zn – Cu	36
4.3 Dureza Vs. Temperatura de la Aleación Cd – Zn	48
4.4 Dureza Vs. Temperatura de la Aleación Cd – Zn – Cu	49



## LISTA DE FOTOS

1- Fracturas a Diferentes Temperaturas de Ensayo de Cd – Zn a –150, -100, -50°C	6
2- Fracturas a Diferentes Temperaturas de Ensayo de Cd – Zn a 20, 50, 100°C	38
3- Fracturas a Diferentes Temperaturas de Ensayo de Cd – Zn a 150, 200, 250°C	39
4- Fracturas a Diferentes Temperaturas de Ensayo de Cd – Zn - Cu a –150, -100, -50	42
5- Fracturas a Diferentes Temperaturas de Ensayo de Cd – Zn – Cu a 20, 50, 100°C	44
6- Fracturas a Diferentes Temperaturas de Ensayo de Cd – Zn - Cu a 150, 200, 250	45
7- Microestructura de la Aleación Cd – Zn a –150°C	51
8- Microestructura de la Aleación Cd – Zn a –100°C	51
9- Microestructura de la Aleación Cd – Zn a –100°C	51
10- Microestructura de la Aleación Cd – Zn a 20°C	52
11- Microestructura de la Aleación Cd – Zn a 50°C	52
12- Microestructura de la Aleación Cd – Zn a 100°C	52
13- Microestructura de la Aleación Cd – Zn a 150°C	53
14- Microestructura de la Aleación Cd – Zn a 200°C	53
15- Microestructura de la Aleación Cd – Zn a 250°C	53
16- Microestructura de la Aleación Cd – Zn - Cu a -150°C	56
17- Microestructura de la Aleación Cd – Zn - Cu a -100°C	56
18- Microestructura de la Aleación Cd – Zn - Cu a -50°C	56
19- Microestructura de la Aleación Cd – Zn - Cu a 20°C	57
20- Microestructura de la Aleación Cd – Zn - Cu a 50°C	57
21- Microestructura de la Aleación Cd – Zn - Cu a 100°C	57
22- Microestructura de la Aleación Cd – Zn - Cu a 150°C	58

23- Microestructura de la Aleación Cd – Zn - Cu a 200°C	58
24- Microestructura de la Aleación Cd – Zn - Cu a 250°C	58
25- Fractografía de la Aleación Cd – Zn a Temperatura de Ensayo de –150°C. Tomada a 150X	63
26- Fractografía de la Aleación Cd – Zn a Temperatura de Ensayo de –150°C. Tomada a 1000X	63
27- Fractografía de la Aleación Cd – Zn a Temperatura de Ensayo de –100°C. Tomada a 150X	64
28- Fractografía de la Aleación Cd – Zn a Temperatura de Ensayo de –100°C. Tomada a 1000X	64
29- Fractografía de la Aleación Cd – Zn a Temperatura de Ensayo de –50°C. Tomada a 150X	65
30- Fractografía de la Aleación Cd – Zn a Temperatura de Ensayo de –50°C. Tomada a 1000X	65
31- Fractografía de la Aleación Cd – Zn a Temperatura de Ensayo de 20°C. Tomada a 150X	66
32- Fractografía de la Aleación Cd – Zn a Temperatura de Ensayo de 20°C. Tomada a 1000X	66
33- Fractografía de la Aleación Cd – Zn a Temperatura de Ensayo de 50°C. Tomada a 150X	67
34- Fractografía de la Aleación Cd – Zn a Temperatura de Ensayo de 50°C. Tomada a 1000X	67
35- Fractografía de la Aleación Cd – Zn a Temperatura de Ensayo de 100°C. Tomada a 150X	68
36- Fractografía de la Aleación Cd – Zn a Temperatura de Ensayo de 100°C. Tomada a 1000X	68
37- Fractografía de la Aleación Cd – Zn a Temperatura de Ensayo de 150°C. Tomada a 150X	69
38- Fractografía de la Aleación Cd – Zn a Temperatura de Ensayo de 150°C. Tomada a 1000X	69
39- Fractografía de la Aleación Cd – Zn a Temperatura de Ensayo de 200°C. Tomada a 150X	70
40- Fractografía de la Aleación Cd – Zn a Temperatura de Ensayo de 200°C. Tomada a 1000X	70
41- Fractografía de la Aleación Cd – Zn a Temperatura de Ensayo de 250°C. Tomada a 150X	71
42- Fractografía de la Aleación Cd – Zn a Temperatura de Ensayo de 250°C. Tomada a 1000X	71
43- Fractografía de la Aleación Cd – Zn – Cu a Temperatura de Ensayo de - 150°C. Tomada a 150X	72

44- Fractografía de la Aleación Cd – Zn – Cu a Temperatura de Ensayo de - 150°C. Tomada a 1000X	72
45- Fractografía de la Aleación Cd – Zn – Cu a Temperatura de Ensayo de - 100°C. Tomada a 150X	73
46- Fractografía de la Aleación Cd – Zn – Cu a Temperatura de Ensayo de - 100°C. Tomada a 1000X	73
47- Fractografía de la Aleación Cd – Zn – Cu a Temperatura de Ensayo de - 50°C. Tomada a 150X	74
48- Fractografía de la Aleación Cd – Zn – Cu a Temperatura de Ensayo de - 50°C. Tomada a 1000X	74
49- Fractografía de la Aleación Cd – Zn – Cu a Temperatura de Ensayo de 20°C. Tomada a 150X	75
50- Fractografía de la Aleación Cd – Zn – Cu a Temperatura de Ensayo de 20°C. Tomada a 1000X	75
51- Fractografía de la Aleación Cd – Zn – Cu a Temperatura de Ensayo de 50°C. Tomada a 150X	76
52- Fractografía de la Aleación Cd – Zn – Cu a Temperatura de Ensayo de 50°C. Tomada a 1000X	76
53- Fractografía de la Aleación Cd – Zn – Cu a Temperatura de Ensayo de 100°C. Tomada a 150X	77
54- Fractografía de la Aleación Cd – Zn – Cu a Temperatura de Ensayo de 100°C. Tomada a 1000X	77
55- Fractografía de la Aleación Cd – Zn – Cu a Temperatura de Ensayo de 150°C. Tomada a 150X	78
56- Fractografía de la Aleación Cd – Zn – Cu a Temperatura de Ensayo de 150°C. Tomada a 1000X	78
57- Fractografía de la Aleación Cd – Zn – Cu a Temperatura de Ensayo de 200°C. Tomada a 150X	79
58- Fractografía de la Aleación Cd – Zn – Cu a Temperatura de Ensayo de 200°C. Tomada a 1000X	79
59- Fractografía de la Aleación Cd – Zn – Cu a Temperatura de Ensayo de 250°C. Tomada a 150X	80
60- Fractografía de la Aleación Cd – Zn – Cu a Temperatura de Ensayo de 250°C. Tomada a 1000X	80
61- Fractografía de la Aleación Cd – Zn – Cu a Temperatura de Ensayo de 250°C. Tomada a 7000X	81

## CAPITULO I

### 1.1 INTRODUCCION:

Los materiales se seleccionan para diversas aplicaciones y componentes adecuando las propiedades del material a las condiciones funcionales requeridas por el componente. Sin embargo aunque se comprenda el comportamiento de los materiales, frecuentemente ocurren fallas. El origen de estas fallas se encuentran en un diseño inadecuado en una mala selección de materiales, un mal procesamiento, o en la aplicación incorrecta.

En este trabajo se estudio el comportamiento ante el impacto del tipo Charpy "V" al variar la temperatura de dos aleaciones que consisten en aleaciones Cd-17.4%wt Zn (Cadmio – Zinc ), de composición eutéctica y 81.73% wt Cd, 17.23% Zn, 1% Cu (Cadmio – Zinc –Cobre)de composición hipoeutéctica.

Estas dos aleaciones tienen la finalidad de ser parte de nuevos materiales estructurales competitivos en el mercado nacional e internacional y además sus materias primas son abundantes en cuanto a la explotación en el país. Por otra parte cabe mencionar que las aleaciones Cd- Zn y Cd – Zn -Cu tienen una característica relevante dentro de las propiedades mecánicas, este fenómeno es llamado "superplasticidad".

Se llama superplasticidad a la propiedad de un material a deformarse extensivamente sin fracturarse hasta un 800% de su forma original, lo que permite obtener formas extremadamente complejas propias de un plástico, pero con la característica de un metal, es así que estas dos aleaciones fueron desarrolladas en el Instituto de Investigación en Materiales de la Universidad Nacional Autónoma de México.

El siguiente trabajo esta dividido en seis capítulos, que a continuación se describen.

En el capítulo segundo, se presenta un marco teórico de la prueba de impacto y de los mecanismos de fractura, presentes en dicha prueba.

En el capítulo tercero, se describen las técnicas experimentales de caracterización de las aleaciones Cd – Zn y Cd- Zn –Cu.

En el capítulo cuarto, se describen los resultados experimentales de: a) Impacto, b) Inspección Visual, c) Dureza, d) Microestructura , e)Difracción de Rayos X, y f) Fractografía

En el capítulo quinto, se analizan los resultados experimentales y se les da una interpretación.

Finalmente en el capítulo sexto, se proponen conclusiones y recomendaciones

De acuerdo a que el presente trabajo tuvo una serie de ensayos y análisis fue importante realizar un diagrama de flujo, el cual esquematiza mejor una metodología de estudio, por lo tanto se presenta a continuación.

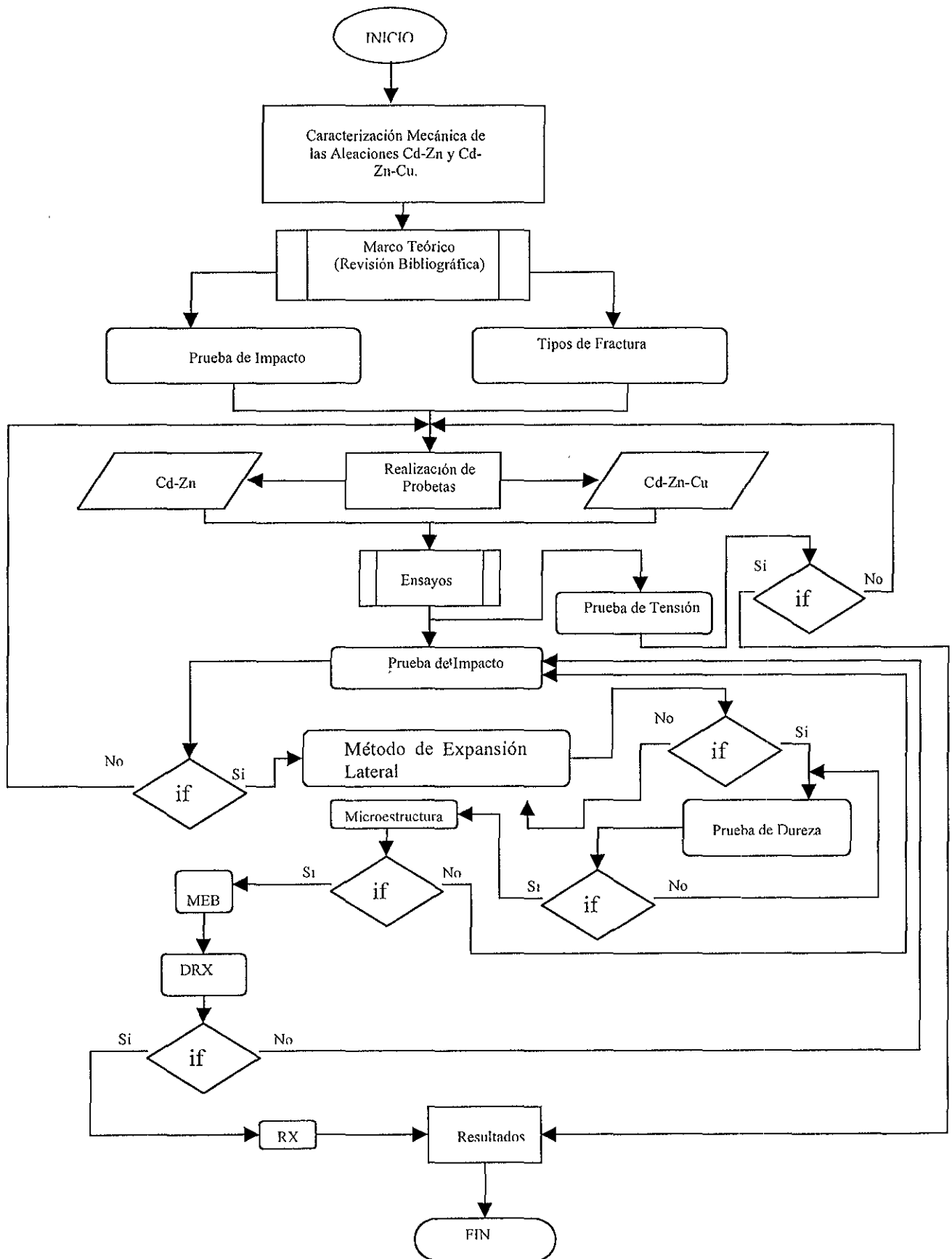


Diagrama de flujo representativo de la caracterización mecánica.

## **1.2 OBJETIVO**

- ☆ Determinar la Variación de la Fragilidad y Ductilidad Relacionada con la Variación de la Temperatura de las Aleaciones Cadmio – Zinc y Cadmio – Zinc –Cobre.
  
- ☆ Elaborar una Metodología de Caracterización Mecánica Basado en la Prueba de Impacto.

## CAPITULO 2

### DESARROLLO TEORICO

#### 2.1 PRUEBA DE IMPACTO TIPO CHARPY "V"

La prueba de impacto es una prueba dinámica en la cual, la probeta seleccionada se rompe de un sólo golpe en una máquina de prueba tipo Charpy "V", diseñada especialmente con un dispositivo que mide los valores de la energía absorbida por la probeta fracturada. Este método sirve para probar el comportamiento del material cuando se encuentra sujeto a una carga aplicada sobre una entalla, que consigue una concentración de esfuerzos asociada con altas o bajas temperaturas para predecir las probabilidades de fractura que la prueba de tensión.

Realizando la prueba bajo las mismas condiciones, se puede verificar la calidad y homogeneidad de los materiales. Cuando se hace a diferentes temperaturas sirve para establecer, mediante la comparación de curvas de energía absorbida o tenacidad contra temperatura, la influencia de los tratamientos térmicos y de los aleantes sobre la tendencia del material a fracturarse de forma frágil.

En ingeniería, esta prueba se utiliza fundamentalmente para seleccionar aceros que sean resistentes a la fractura frágil. La filosofía es elegir un acero que tenga suficiente tenacidad cuando sea expuesto a condiciones severas de servicio, centrándose en la identificación de una temperatura arriba de la cual, no se presente fractura frágil a esfuerzos dentro del intervalo elástico: para determinar la magnitud del esfuerzo que produce la fractura, es necesario hacer pruebas en una máquina de impacto Charpy modificada [2].

##### 2.1.1. EQUIPO

La máquina de prueba generalmente de tipo péndulo, con una capacidad más que suficiente para romper la probeta de un sólo golpe. Su construcción e instalación deben garantizar su estabilidad y rigidez durante la práctica de las pruebas.

La máquina estará equipada con escalas graduadas en energía o medidas angulares, las escalas deberán compensar la fricción del péndulo.

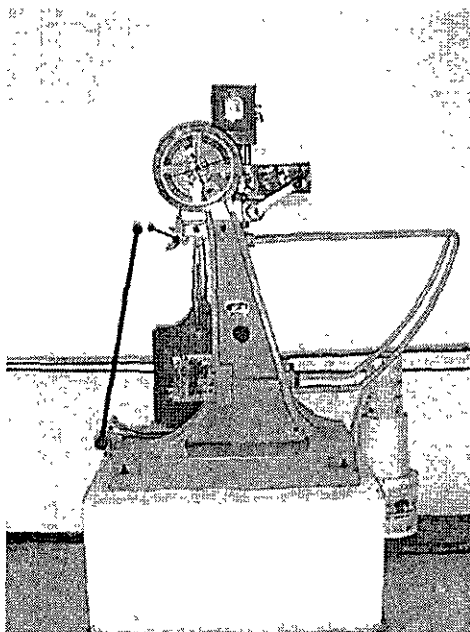


El mecanismo de descarga del péndulo de su posición original operará libremente y permitirá la descarga dentro del impulso inicial. El mismo nivel de donde se descarga el péndulo es usado para ajustar el freno.

Los soportes de la probeta son dos bloques: uno de ellos ajusta la probeta de tal forma que la ranura quede centrada y está localizada en el centro de percusión del péndulo. Los bloques deberán ser de la forma y dimensiones mostrados en la **figura 2.1**. La probeta deberá apoyarse horizontalmente y la interferencia entre el péndulo y la muestra a probar será mínima.

Las máquinas tipo Charpy usadas para probar aceros, generalmente golpean la probeta con una sola energía que va de 298 J a 359 J (30.4 a 36.6 N·m) y con una velocidad lineal en el punto de impacto de 4.88 a 5.80 m/s [31].

Cuando se requiere establecer la tendencia de un material hacia la fractura del tipo frágil, normalmente se rompen muestras a diferentes temperaturas (como mínimo tres para cada una de las temperaturas de prueba seleccionadas) y los resultados son graficados para obtener curvas de energía absorbida promedio; de la apariencia en la fractura se mide usando el porcentaje del área de fractura que es fibrosa (o granular) y la ductilidad como el por ciento de contracción lateral en base de la muesca [31].



*Figura 2.1 Máquina del tipo péndulo*

### 2.1.2 EFECTO DE LA TEMPERATURA

Dieter[1] y Bunshah [2], consideran que a diferentes temperaturas el comportamiento de un gran número de materiales fracturados se encuentra dentro de tres categorías como se muestra en la **figura 2.2** , enunciadas a continuación.

#### Categoría 1.

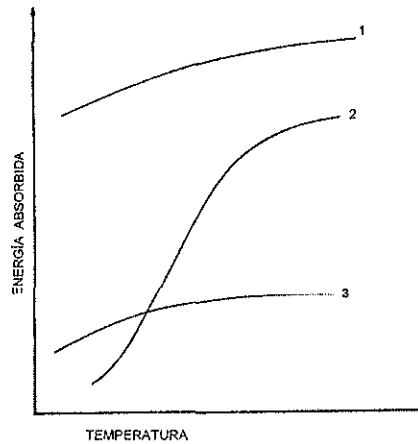
Los metales cúbicos centrados en las caras (CCF) de media y baja resistencia, y la mayoría de los metales hexagonales compactos (HC) tienen alta tenacidad de muesca; por lo que no se fracturan de manera frágil, a menos que se expongan a un medio que debilite sus límites de grano.

#### Categoría 2.

La tenacidad de metales cúbicos centrados en el interior (CCI) de media y baja resistencia del Be y Zn [5], y de los materiales cerámicos dependen fuertemente de la temperatura (a baja temperatura la fractura se da por exfoliación), de tal forma que aparece una transición del comportamiento frágil a dúctil con el aumento de la temperatura. En los metales esta transición se presenta al 10 o 20% de la temperatura de fusión, mientras que en los cerámicos alrededor del 50 a 70%.

#### Categoría 3.

Los materiales de alta resistencia ( $S_o > E/150$ ) tienen baja tenacidad de muesca, de manera que la fractura frágil puede ocurrir a esfuerzos dentro del intervalo elástico a todas las temperaturas y velocidades de deformación, cuando éstos tienen microgrietas. Los aceros de alta resistencia, aleaciones de aluminio y titanio están dentro de esta categoría; a baja temperatura la fractura sucede por exfoliación y a alta temperatura por ruptura de hoyuelos a baja ductilidad.



*Figura 2.2 Efecto de la temperatura sobre la tenacidad (1). 1-Materiales CCC. 2-Materiales CCI, el Be y Zn. 3-Materiales de alta resistencia a la cedencia [1,2].*

### 2.1.3. LA TRANSICIÓN FRÁGIL-DÚCTIL

La transición Frágil a Dúctil que presentan los metales CCI y los materiales cerámicos ha sido explicado en términos de los esfuerzos uniaxiales de cedencia y de fractura [6,7].

En estos materiales el esfuerzo de cedencia aumenta rápidamente al disminuir la temperatura y el de fractura varía poco o nada [6].

Por lo que, el hecho de que a bajas temperaturas se presente el comportamiento frágil, se debe a que el esfuerzo de cedencia es mayor que el de fractura.

A altas temperaturas el esfuerzo necesario para producir cedencia es menor y el material se deforma antes de fracturarse. En la **figura 2.3**, se muestra cómo varían estos esfuerzos uniaxiales con la temperatura en un acero dulce; la región de transición se presenta en el intervalo de temperaturas donde la curva del esfuerzo de cedencia se traslapa con la franja de valores que puede tomar el esfuerzo de fractura.

Armstrong [8] define la temperatura de transición como aquella donde ambos esfuerzos son iguales y utilizando las reacciones de esfuerzo uniaxial - tamaño de grano.

De Hall y Petch [7], dedujo una ecuación que predice bastante bien el efecto del tamaño de grano y de los tratamientos térmicos sobre la temperatura del cambio Frágil-Dúctil de los metales CCI y materiales refractarios.

El cambio de Frágil-Dúctil que muestran algunos materiales HC es similar al observado en los aceros [9, 10, 11], pero los mecanismos que los producen aparentemente son diferentes.

Los pocos estudios realizados sobre la transición que presentan estos materiales no han arrojado bases teóricas confiables que expliquen ésta adecuadamente. Sin embargo, los argumentos de Von Mises [12] describen el porqué de esta transición: él mostró que para que un cristal experimenta un cambio de forma arbitrario, se requieren de cinco sistemas de desplazamiento no equivalentes. Si un cristal no tiene cinco sistemas de este tipo, nunca será dúctil en forma policristalina; aunque puede presentarse una pequeña deformación por maclado o porque exista orientación preferencial.

Los metales CCC, fácilmente satisfacen este requisito y por eso son dúctiles. Los materiales policristalinos de baja simetría y los HC no cumplen con esta condición; por lo que tienen baja ductilidad a temperatura ambiente. Los policristales de Zn y Mg son dúctiles a una temperatura en la que ocurre deslizamiento en planos basales, aumentando el número de sistemas de deslizamiento independientes [12].

La transición Frágil-Dúctil determinada con la prueba de impacto, se observa a temperaturas más altas que la establecida con pruebas de tensión. Esto es así, porque la presencia de la muesca en la muestra de impacto y la velocidad de deformación tan alta ( $10^3 \text{s}^{-1}$ ) con que se fractura ésta aumenta la tenacidad del material a fracturarse de manera frágil. La muesca causa que se forme un estado triaxial de esfuerzos de tensión en el material cercano a su base, lo que ocasiona un aumento aparente en la resistencia de cedencia del material.

Para un esfuerzo dado de tensión uniaxial, el esfuerzo cortante máximo aplicado es un medio del esfuerzo principal ( $\tau_0 = 1/2(\sigma_1)$ ) y para una condición de esfuerzos de tensión triaxial, el esfuerzo cizallante aplicado es menor en una condición triaxial [13] y será más difícil vencer la resistencia a la cedencia del material, la cual se mantiene constante. De tal forma, Cotterell [16] dedujo la relación siguiente:

$$K_y(\sigma_d^{1/2} + K_y) = \beta G \gamma \quad (1)$$

donde:

$d$  = Tamaño de grano.

$\sigma_i$  = esfuerzo libre de fricción entre una dislocación libre y su plano de deslizamiento.

$K_y$  = un parámetro que determina el número de dislocaciones liberadas desde un apilamiento de dislocaciones.

$\gamma$  = la energía superficial efectiva de una grieta que crece, incluye la energía de deformación plástica.

$\beta$  = un término que expresa la razón entre el esfuerzo cizallante y el esfuerzo normal.

$G$  = módulo de cizallamiento.

La ecuación (1) da un criterio para que ocurra la fractura en un material cristalino CCI a un valor de esfuerzo igual al de su punto de cedencia. El material será frágil, cuando el miembro del lado derecho sea menor que el del lado izquierdo [14, 15].

El esfuerzo de fricción aumenta con la velocidad de deformación [14, 15]. Por otro lado, la muesca reduce el valor del término  $\beta$ , ya que como se mencionó anteriormente, ésta disminuye el esfuerzo cizallante aplicado además se incrementa el esfuerzo normal [16]. Así se esclarece porqué el material es más frágil a una temperatura dada (o porqué se presenta la transición frágil dúctil a mayores temperaturas) cuando se realiza el ensayo de impacto: la velocidad de deformación y la muesca afectan los valores de  $\sigma_i$  y  $\beta$ , de tal forma que más fácilmente se satisface la condición para que se dé la fragilidad

$$K_y(\sigma_i d^{1/2} + K_y) > \beta \gamma G. \quad (2)$$

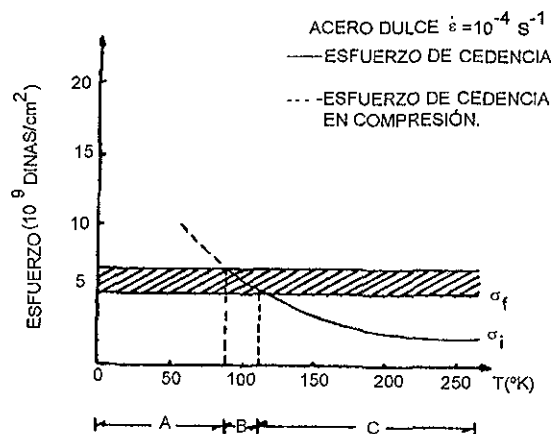


Figura 2.3 El esfuerzo de cedencia y el de fractura en función de la temperatura para un acero dulce. A- Región de fragilidad, B- Región de transición y C- Región de ductilidad.

#### 2.1.4. DEFINICIÓN DE LA TEMPERATURA DE TRANSICIÓN

La energía absorbida por un metal fracturado a una cierta temperatura no es suficiente información para poder determinar su tendencia a fracturarse frágilmente. Es necesario romper varias muestras a diferentes temperaturas, medir la energía absorbida y construir gráficas de energía absorbida contra temperatura para poder establecer la temperatura de cambio frágil – dúctil [1, 3].

Se ha demostrado que la deformación, la resistencia al impacto y la porción de área de fractura producida por esfuerzos de cizallamiento disminuyen con la temperatura cuando se presenta una transformación del comportamiento mecánico dúctil a frágil; por lo tanto, también pueden usarse para averiguar la temperatura del cambio.

Aunque no hay un acuerdo común sobre como deba definirse la temperatura [3] de transición en una curva de energía de impacto contra temperatura, ésta suele especificarse como:

- La temperatura en la que la sección más alta de la curva comienza a descender, o bien,
- Como aquella en donde la sección más baja empieza a subir,

c) Igualmente como la temperatura a la mitad del camino entre las dos secciones; donde la energía de impacto disminuye a la mitad y donde ocurre una mezcla de fracturas con 50% del tipo granular (fibroso).

En los Estados Unidos de Norteamérica se especifica a un valor de energía de impacto mínimo para el acero, usualmente de 15 ft-lb (20.7 Joules) y la temperatura que corresponde es la temperatura de transición, también se han usado otros valores mínimos.

Por razones estadísticas, la mejor definición es el valor a la mitad del camino entre la cima y el fondo de la curva esencial, de hecho indicar la extensión de la dispersión alrededor de este valor medio. Una definición completa puede ser de la forma:  $50 \pm 25^\circ\text{C}$ , indicando que el valor medio para la energía de impacto se encuentra en  $50^\circ\text{C}$  y que la región entre la sección más baja y alta de la curva se extiende  $25^\circ\text{C}$  en cada lado.

En una curva de "porcentaje de ductilidad (%)" contra temperatura (T), la temperatura del cambio se define arbitrariamente para un valor de contracción lateral en la base de la muesca igual a 1% [4].

## 2.2 FRACTURA MECÁNICA EN METALES

En la **figura 2.4**, esquemáticamente se ilustran tres de los mecanismos de fractura más comunes en metales y aleaciones. Material dúctil **figura 2.4 (a)** es normalmente el resultado de la falta de nucleación, crecimiento y unión de cavidades o también llamados poros (Voids) microscópicos que comienzan debido a las inclusiones y segundas partículas de la fase. La fractura de exfoliación (Cleavage) **figura 2.4(b)** involucra la separación a lo largo de los planos cristalográficos, tomando en cuenta la trayectoria de la fractura transgranular. En este caso es notorio definir que este tipo de fractura es característica de la fractura frágil, debido al tipo de grieta que presenta en el rango plástico.

La fractura intergranular **figura 2.4(c)**, su nombre se debe a que ocurre cuando a la frontera del grano la fractura tiene un camino preferencial en el material.

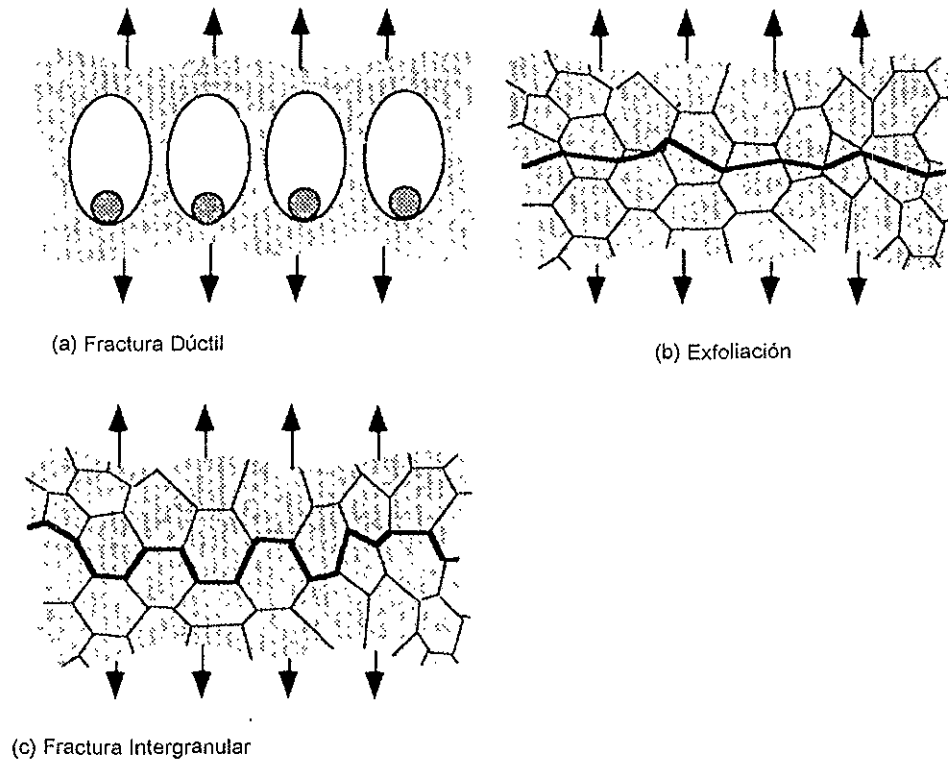


Figura 2.4 Tres micromecanismos de fractura en metales

### 2.2.1 FRACTURA DUCTIL

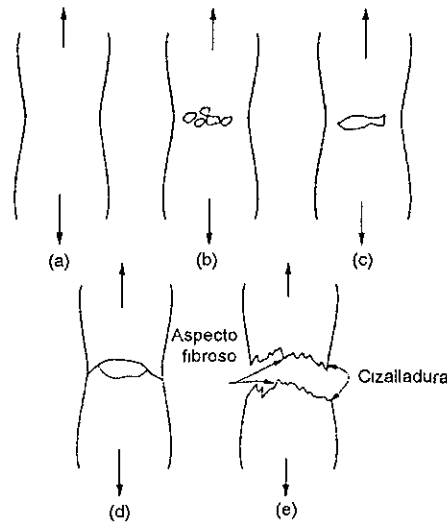
El tipo de fractura dúctil es ilustrado en una prueba de tensión uniaxial característica de un material dúctil, en la cual la fractura es precedida por sólo una cantidad moderada del deformación. El proceso de fractura normalmente ocurre en varias etapas.

En primer lugar al iniciarse el esfuerzo, se forman pequeñas cavidades o microcavidades en el interior de la sección tal como se indica en la **figura 2.5(b)** a continuación; a medida que la deformación aumenta estas microcavidades se hacen mayores, se juntan y coalescen para formar una grieta continua creciendo en una dirección paralela a su eje mayor mediante este proceso de coalescencia para formar una grieta elíptica, la cual tiene su eje mayor perpendicular a la dirección de la fuerza aplicada.

Entonces, la grieta continua creciendo en una dirección paralela a su eje mayor, mediante este proceso de coalescencia de microcavidades **figura 2.5 (c)**.



Finalmente se produce la fractura por rápida propagación de una grieta alrededor de  $45^\circ$  con respecto al eje de tracción, es decir, una fractura que tiene este contorno característico, se denomina fractura tipo copa-cono. En este tipo de fractura, la región interior central de la superficie tiene un aspecto fibroso e irregular, lo cual es indicio de la deformación plástica.



*Fractura 2.5 Proceso de la fractura dúctil a) Microcavidades, b) Coalescencia, c) Copa - Cono.*

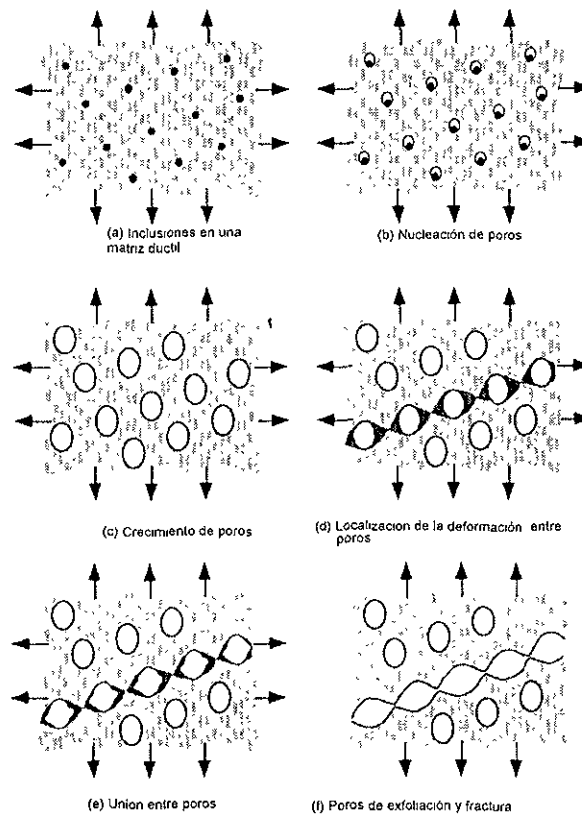
Las fases observadas normalmente en una fractura dúctil son [15-19]:

- 1) La formación de una superficie libre a una inclusión o una segunda fase en la partícula por otra interfase de cohesión en la partícula de ruptura.
- 2) Crecimiento de hoyuelos de la partícula por medio del esfuerzo plástico y la tensión hidrostática.
- 3) Coalescencia en el crecimiento de poros con poros adyacentes.

### 2.2.2. CRECIMIENTO DE POROS (Void) Y COALESCENCIA

En la **figura 2.6** se ilustra el crecimiento y la unión de microcavidades. Si la proporción de volumen inicial de cavidades es bajo ( $<10\%$ ), cada cavidad puede asumirse que crece independientemente.

El crecimiento puede considerarse extenso y las cavidades vecinas actúan recíprocamente.



*Figura 2.6 Mecanismos de crecimiento, nucleación y coalescencia en materiales dúctiles.*

El esfuerzo plástico se concentra a lo largo de una hoja de la cavidad; por lo tanto la inestabilidad se desarrolla localmente. La orientación de la fractura depende notablemente del estado de esfuerzo [11].

Muchos materiales contienen una distribución bimodal o trimodal de partículas intermetálicas relativamente grandes, junto con una dispersión fina de partículas de segunda fase. Como ejemplo, se plantea una aleación de aluminio que contiene partículas dispersoras de un tamaño de micras para el refinamiento de granos. Las cavidades forman de manera más rápida pequeñas partículas que contribuyen en ciertos casos para la formación de inclusiones. La distribución de partículas bimodales son llamadas “Cortantes” en la superficie de la fractura, éstas se describen a continuación.

En la **figura 2.7** se ilustra la formación de la fractura superficial “Copa - Cono” que normalmente se observa en una prueba de tensión uniaxial. El cuello de la probeta produce un estado de tensión triaxial en el centro de la probeta que induce la nucleación de cavidades y el crecimiento de partículas más grandes.

Al aplicar una carga mayor en el ensayo de tensión se observa la coalescencia de las cavidades con una forma elíptica.

El anillo exterior del espécimen contiene relativamente pocas cavidades, por que la tensión hidrostática es mas baja que en el centro. Las elipses tienden a fallar debido a la deformación producida por bandas de  $45^\circ$  desde el eje de tensión. Esta concentración de esfuerzos proporciona plasticidad suficiente a las cavidades de nucleación en numerosas partículas más pequeñas.

En las partículas pequeñas el espacio estrecho produce una inestabilidad que ocurre poco después de que las cavidades formen una fractura del total del espécimen y se obtenga una apariencia de Copa-Cono de la superficie final.

La región central de la superficie de la fractura tiene una apariencia fibrosa a amplificaciones bajas, pero la región exterior es relativamente lisa. Por que la última superficie se orienta a  $45^\circ$  del eje de tensión y hay evidencia (amplificaciones bajas) de la unión de microcavidades por coalescencia.

En general, a este tipo de superficie se le conoce con el nombre de “Fractura Cortante”. Si bien hay una cierta cantidad de superficies cortantes a nivel microscópico, la geometría asimétrica del espécimen en tensión relaciona modos de desplazamientos en I y II en la escala global [11]. Este tipo de fractura cortante es llamado actualmente con el nombre de Fractura de Tensión que se ilustra en la **figura 2.7**.

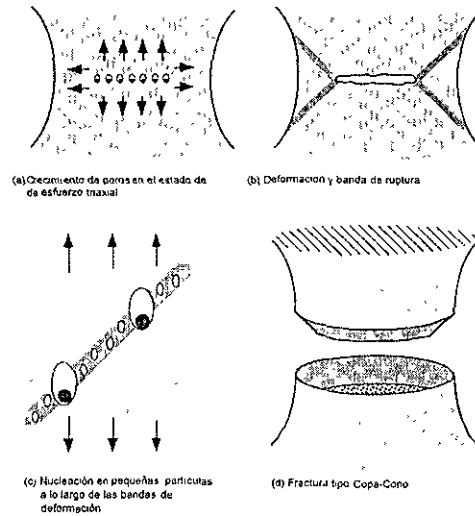


Figura 2.7 Formación de la fractura superficial tipo "Copa-Cono" en tensión uniaxial.

### 2.2.3. DUCTILIDAD (CRECIMIENTO DE GRIETA)

En la **figura 2.8**, esquemáticamente se ilustra el inicio de microcavidades, crecimiento y coalescencia en el inicio de la ruptura pre-existente. Cuando la estructura llega a la ruptura es debido a la carga, esfuerzos locales y tensiones ocasionadas en el inicio de la ruptura produciendo nucleación de cavidades.

La deformación exhibe una singularidad cercana al inicio de la grieta, pero el esfuerzo presenta una cresta alcanzando aproximadamente dos veces la apertura del inicio de la grieta [19]. En la mayoría de los materiales el inicio de la grieta se produce por un esfuerzo triaxial manteniendo una elevación de esfuerzo para la nucleación de cavidades; así el crecimiento y unión de microcavidades normalmente son pasos críticos en el crecimiento de la grieta del tipo dúctil.

La nucleación ocurre típicamente cuando una partícula tiene origen en el inicio de la ruptura (tomando en consideración que las cavidades son remanentes), el arreglo es aproximadamente un espacio absoluto, esta distancia comienza en la punta de la propagación de la grieta; si decrece la propagación de la grieta esta a su vez se embota; la distancia absoluta en la propagación de la grieta, solo decrece si la distancia de la grieta disminuye.

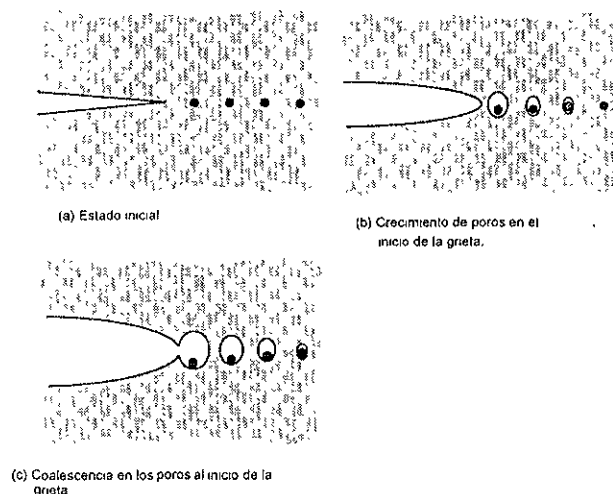


Figura 2.8 Mecanismos de ductilidad en el crecimiento de una grieta.

El crecimiento de la grieta dúctil, es normalmente estable porque produce una curva de resistencia creciente, por lo menos durante las fases tempranas del crecimiento de las grietas. Cuando el borde de la grieta es una lámina, esta crece por microcavidades de coalescencia, la grieta exhibe un efecto túnel, donde crece más rápido en el centro de la lámina, debido a que el esfuerzo triaxial es más alto.

La variación a través del espesor triaxial también produce cortantes en los bordes; donde el crecimiento de la grieta es cercana de la superficie libre que ocurre en un ángulo de  $45^\circ$  del esfuerzo principal máximo, como se muestra a continuación en la **figura 2.9**. El cortante en los bordes es muy similar a los mecanismos del tipo copa y cono característica de una fractura debida a la tensión.

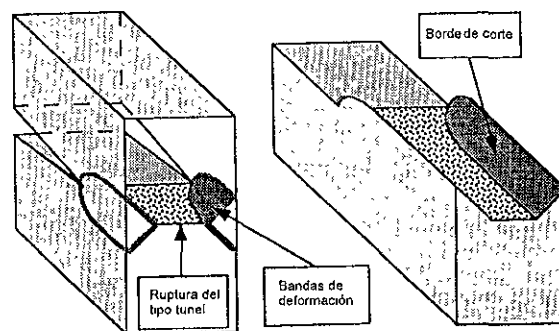
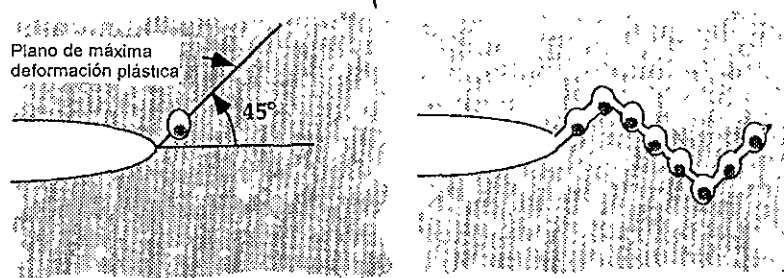


Figura 2.9 Crecimiento dúctil en la grieta del borde. Comúnmente llamado "Cortante de borde" producido por los mecanismos de "Copa - Cono" en tensión uniaxial.

El crecimiento de la grieta en el centro de la lámina produce una deformación por bandas, con una nucleación de cavidades en partículas pequeñas (**figura 2.9**). Esto es llamado cortante de borde que es a causa de la fractura por tensión (modo I), a pesar del hecho que la fractura sigue un camino preferencial no es perpendicular al eje del esfuerzo.

El crecimiento del plano de esfuerzos, es debido a la propagación de la grieta que se encuentra en el centro de la lámina que aparentemente es relativa al plano, pero si la examinación es más cercana, se observan estructuras más complejas. Si la propagación de la grieta esta sujeto a un esfuerzo del Modo I de carga, el esfuerzo plástico máximo ocurre a  $45^\circ$  de la dirección del plano de la grieta, esto se ilustra en la **figura 2.10 (a)**.

En un nivel local este ángulo es la trayectoria preferencial para la formación de cavidades por coalescencia, pero una restricción global requiere que la propagación de la grieta sea remanente en el plano original. Una manera de agrupar estos requisitos de manera que la propagación de la grieta crezca en un modelo de zig-zag, se observa a menudo en materiales dúctiles [20-21].



*Figura 2.10 Propagación de la ruptura dúctil a  $45^\circ$ . Modelo de zig-zag.*

#### 2.2.4. EXFOLIACIÓN (CLEAVAGE)

La fractura por exfoliación puede definirse como la propagación rápida de una grieta a lo largo de un plano cristalográfico particular.

La exfoliación puede ser frágil, pero puede ser precedido por una escala grande de flujo plástico y un crecimiento de grietas dúctiles.

Los planos de exfoliación son preferentes con la densidad del embalaje más bajas, en este caso la exfoliación debe romper más espacios entre planos más grandes. En

materiales con estructura cúbica centrado en el cuerpo (BCC), la fisura ocurre en el plano  $\{100\}$ . El camino que sigue la fractura es transgranular en materiales policristalinos como se muestra en la **figura 2.1(b)**. La orientación nominal de la grieta de la fisura es perpendicular al máximo del esfuerzo principal. La fisura es más probable cuando el flujo plástico se restringe. En metales, cúbico centrado en la cara (FCC) normalmente no son susceptibles a la fractura por fisura por que existen amplios sistemas de deslizamientos para características dúctiles a altas temperaturas. A bajas temperaturas, los metales cúbicos centrados en el cuerpo (BCC) fallan por fisuras por que hay un número limitado de sistemas por deslizamiento.

En los metales con estructuras policristalino hexagonal de empaquetamiento cerrado (HCP) que cuentan solamente con tres sistemas de deslizamiento por grano, también es susceptible a la fractura por fisura.

### 2.2.5 FRACTURA INTERGRANULAR

En la mayoría de los casos, los materiales no fallan a lo largo del límite de grano. Los materiales dúctiles normalmente fallan por la unión de poros formados por inclusiones y segundas partículas de la fase, mientras que un material frágil típicamente falla a consecuencia de la exfoliación transgranular. Bajo estas circunstancias, sin embargo, la propagación de rupturas se forman a lo largo de los límites del grano.

En general, no hay mecanismo alguno para la fractura intergranular. Existe una variedad de situaciones que definen la propagación en el límite de grano que a continuación se definen:

- 1) La precipitación de una fase frágil en el límite de grano.
- 2) Fragilización por hidrógeno y fragilización líquido en el metal.
- 3) Por acción del ambiente en la propagación de la ruptura.
- 4) Corrosión intergranular.

## 5) Cavitación en el límite de grano y propagación de la grieta a altas temperaturas.

Por limitaciones de espacio, se excluyen discusiones extensivas de cada uno de los mecanismos a detalle.

A continuación se describen los mecanismos presentes en la fractura transgranular.

Por ejemplo, las fases frágiles se pueden depositar en la frontera del grano del acero a través de un temple inapropiado. La martensita revenida fragiliza al material, como resultado del temple cercano a 350°C.

La fragilización por temple, ocurre cuando la aleación del acero esta cercana a los 550°C, pero aparentemente implica una segregación por impurezas de fósforo y azufre a los límites de grano de austenita antes mencionados.

En este caso, se formará una capa delgada de impurezas en los átomos no visibles, en un análisis en la superficie de la fractura se pueden identificar dichas impurezas con técnicas de análisis, como es el caso de la microscopía electrónica de barrido (MEB). La segregación de partículas de nitruro de aluminio en la frontera del grano durante la solidificación, es un mecanismo de fragilización en los aceros de colada [22].

El nitruro de aluminio, si se presenta en una cantidad suficiente contribuye a la degradación y debilita la dureza del material resultando un temple por fragilización para aleaciones de fierro; por otro lado el hidrógeno causa severa degradación a la dureza del material en las aleaciones de manera considerable [20-21]. Aunque el mecanismo de fragilización por hidrogeno no se entiende completamente, se considera que el hidrógeno atómico, al parecer esta vinculado con los átomos del metal y reduce los desplazamientos cohesivos en la frontera del grano.

La fase líquida en los metales, se produce cuando el metal esta ligeramente anterior a su temperatura de fusión, la fragilidad en la segunda fase del metal se encuentra en un punto de fusión mas alto. Por ejemplo, el acero se fragiliza cuando se pone en contacto con dos metales fundidos a un punto de fusión más bajo como es el caso del Litio y el Sodio. El mecanismo de fragilización en la etapa líquida se cree que es similar a la fragilización de hidrógeno.

Por otra parte, las condiciones del medio ambiente ayuda a la fractura del material relacionando la fragilización por hidrógeno, ya que juega un papel importante para el proceso de la ruptura del material. Las aleaciones con altos esfuerzos son más



susceptibles al efecto del medio ambiente, ocasionando la presencia de fractura en el material y a su vez al deterioro de la misma incluyendo soluciones de  $H_2O$ -NaCl,  $H_2S$ , amoníaco y gases de hidrógeno. Considerando que la ruptura es dependiente del tiempo y que normalmente sigue a las fronteras del grano.

El proceso químico de transporte de carga y medio ambiente que ayudan a la ruptura es el siguiente:

- 1) El transporte del medio ambiente deteriora la muesca de la ruptura.
- 2) Las reacciones del medio ambiente con la superficie de la muesca, resultando en la disolución localizada y producción de hidrógeno.
- 3) Absorción de hidrógeno en la aleación.
- 4) La difusión del hidrógeno a un sitio de fragilización adelante de la muesca de la ruptura.
- 5) Iteraciones de hidrógeno - metal que llevan a la fragilización y propagación de la ruptura.

## CAPITULO 3

### TÉCNICAS EXPERIMENTALES DE CARACTERIZACIÓN.

#### 3.1 PREPARACIÓN DE LOS ELEMENTOS CONSTITUYENTES.

Las aleaciones fueron preparadas con Cadmio, Zinc y Cobre al 99.99 %. Para que las aleaciones Cd - Zn y Cd - Zn - Cu, tengan la composición deseada es pertinente tener las proporciones en peso correctas, para ello hubo la necesidad de cortar los elementos de forma tal que se pudieran obtener los porcentajes (%) requeridos.

La limpieza de impurezas se realizó cepillando al Cd - Zn con la ayuda de un motor eléctrico al que se le acopló un disco de cuerdas de latón, así por la fricción existente entre el disco y los elementos, las impurezas superficiales son removidas.

Para el caso del Cu, la limpieza consiste en lijar la superficie hasta remover el esmalte que lo cubre.

#### 3.2 COMPOSICIÓN DE LA ALEACIÓN

Una vez terminando el procedimiento de limpieza superficial los elementos fueron cortados de tal manera que se facilite su manejo, para ser pesado en cantidades requeridas en la formación de dos aleaciones basadas en Cadmio. La composición se realiza partiendo de la región eutéctica del diagrama de fases Cadmio - Zinc **figura 3.1**, y del hipoeutéctica en el mismo diagrama de fases con la finalidad de tomar una segunda aleación agregando 1% de Cobre.

Una vez que se tienen los elementos listos en por ciento de peso correctos se pasa al proceso de fundición.

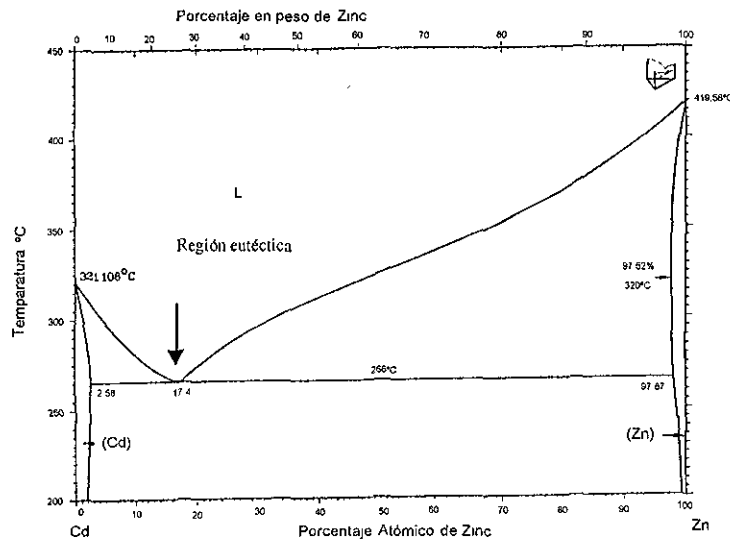


Figura 3.1 Diagrama de fase binario de Cadmio – Zinc.

### 3.3 PROCESO DE FUNDICIÓN, VACIADO Y TEMPLADO

El equipo de fundición, se basa en un crisol en el cual se depositan los componentes a fundir, utilizando una mufla de atmósfera libre.

El proceso de fundición, consiste en introducir al Cadmio a una temperatura de 380 °C (si se introduce primero el zinc, la temperatura debe ser cercana a 500° C, por lo cual a esta temperatura el Cadmio se oxida fácilmente), una vez fundido el Cadmio se adiciona el Zinc, obteniendo la primera aleación Cadmio- Zinc.

En el caso de la aleación Cadmio -Zinc -Cobre, el procedimiento inicial es el mismo incluyendo un tercer paso, el cual consiste en aumentar la temperatura a 480° C y agregar el cobre, esperando un tiempo aproximadamente de 5 Hrs., hasta que el material se disuelva por difusión.

Es importante que una vez disuelta la matriz de Cadmio-Zinc después de que se introdujo, el cobre se agita por lapsos repetitivos de una hora con la finalidad de ayudar a la homogeneización de la aleación con el agregado de cobre. Finalmente el proceso de vaciado consistió en precalentar la lingotera en un intervalo de 5 a 10 minutos a una temperatura de 300° C, con el objetivo principal de que los rechupes se puedan concentrar en la parte superior y puedan ser cortados obteniendo un lingote macizo.

El vaciado de la aleación se realiza por decantación en una lingotera, de manera que se asegure el llenado sin atrapar el aire. Terminado el proceso de vaciado, la solidificación en ambas aleaciones son formadas por templado, como para este proceso la lingotera fue sumergida en un recipiente con agua sin agitación, sin llegar a la inmersión total. Una vez solidificada la aleación, se procede a sacar el lingote y a cortar el rechupe formado durante la solidificación. Habiendo terminado con la preparación de las aleaciones, se tomaron dos pequeñas secciones con la finalidad de comprobar su concentración final arrojando las siguientes porcentajes en peso:

Aleación Cd-Zn	Aleación Cd-Zn-Cu
Cd = 84,45	Cd = 84.72
Zn = 15,34	Zn = 14.65
	Cu = 0.50

*Tabla 3.1 Porcentaje en peso de las aleaciones Cd-Zn y Cd-Zn-Cu. Datos obtenidos del reporte de análisis químico por ICP (CIMA).*

### 3.4 LAMINACION

Una vez comprobado el porcentaje en peso de las aleaciones, se procedió a laminar los lingotes, tomando en cuenta que para ambas aleaciones la microestructura debe ser homogénea y se debe refinar el tamaño de grano, para obtener una estructura superplástica característica fundamental de estas dos aleaciones en estudio.

El proceso de laminación se realizó en una laminadora de 25 HP, dicho proceso se realizó partiendo de un espesor de 20 mm en laminación en caliente a una temperatura de 180 °C (debido a que existe un refinamiento de grano producto de la recrystalización del material por la acción de laminación), hasta llegar a un espesor de 12 mm, dando los últimos pasos de laminación a temperatura ambiente con la finalidad que no exista más crecimiento de grano.

Sin embargo, es importante mencionar que el lingote fue siempre introducido en direcciones perpendiculares a la dirección de laminación para evitar el texturizado de las dos aleaciones

### 3.5 MANUFACTURA DE LAS PROBETAS

Con el espesor final de ambos lingotes de 12 mm se mandaron a maquinar en el taller del IIM, especificando el tipo de probeta "V" (ver figura 3.2). Las cuales se obtuvieron cuarenta y cinco muestras por lingote de cada aleación, cuidando que al maquinar cada probeta la muesca sea perpendicular a la superficie de la probeta, ya que está demostrado que aún variaciones extremadamente pequeñas, pueden dar resultados erróneos, por ello es necesario dar tolerancias en el plano de construcción (tabla 3.2). Finalmente fueron "afinadas" las probetas con lija del # 600 el objetivo de dejar las probetas con un acabado lo más uniforme posible para ser ensayadas.

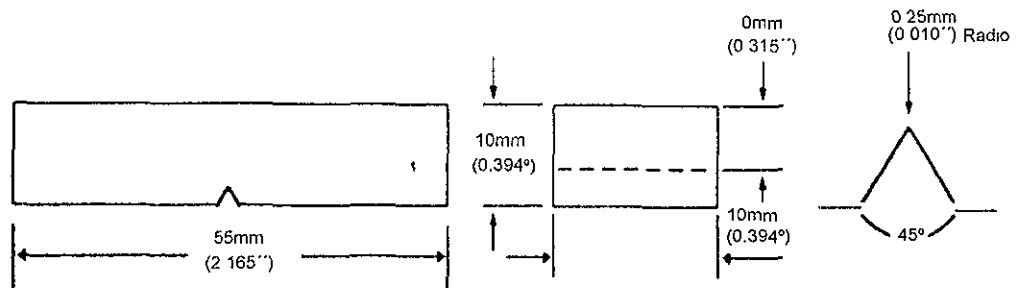


Figura 3.2 Dimensiones de la probeta de impacto del tipo en "V"

TOLERANCIAS PERMISIBLES	
Lados adyacentes	90 deg+10min.
Medidas en sección transversal	±0.025 mm (0.001in.)
Longitud del espécimen	+0,-2.5 mm (0.100in.)
Angulo de la muesca	±1 deg.
Radio de la muesca	±0.025 mm (0.001in.)
Dimensiones de la muesca a la base	8±0.025 mm (0.315±0.001in)
Acabado	63μ(1.6μm)max. En la superficie de la muesca y en la cara opuesta. En las otras dos caras 125 μin.(3.2μm)max.

Tabla 3.2 Tolerancias permisibles para la fabricación de la probetas del tipo Charpy "V". Norma ASTM E 23-93a

### 3.6 PRUEBA DE IMPACTO

Los ensayos de impacto de tipo Charpy "V" se realizaron para ambas aleaciones a nueve temperaturas de ensayo  $-150^{\circ}\text{C}$ ,  $-100^{\circ}\text{C}$ ,  $-50^{\circ}\text{C}$ ,  $20^{\circ}\text{C}$ ,  $50^{\circ}\text{C}$ ,  $100^{\circ}\text{C}$ ,  $150^{\circ}\text{C}$ ,  $200^{\circ}\text{C}$  y  $250^{\circ}\text{C}$  en una máquina de tipo péndulo con las siguientes especificaciones: una energía de impacto máxima de 30.02 kgm (294.5 Joules) y una velocidad en el punto de impacto máxima igual a 5.166 m/s.

Se ensayaron 5 muestras de la misma estructura y aleación a cada una de las temperaturas seleccionadas con la finalidad de obtener un control estadístico de lectura por cada temperatura de ensayo. Se utiliza el mejor valor promedio.

Los primeros ensayos se realizaron a temperaturas criogénicas colocando la probeta en un recipiente térmico con nitrógeno líquido dejando que el material llegue a la temperatura deseada tomando lecturas con un termopar.

Para el caso de temperaturas tiene referencia la temperatura ambiente, se procedió a calentar las muestras con una parrilla eléctrica que alcanza una temperatura máxima de  $500^{\circ}\text{C}$  tomando lecturas con el mismo medidor de temperatura y realizando los ensayos en el intervalo de  $50^{\circ}\text{C}$  hasta llegar a  $250^{\circ}\text{C}$ . Para que las probetas alcanzaran la temperatura deseada se eleva a la temperatura de  $5^{\circ}\text{C}$  más de lo deseado tomando en cuenta la pérdida de calor durante el transporte hacia los soportes y realización del ensayo. Una vez fracturadas todas las muestras de cada subgrupo para cada aleación, se tomaba otro subgrupo y el procedimiento continuaba .

Concluidos los 90 ensayos de impacto se escogió al azar una probeta representativa de cada temperatura, cuidando que la superficie fracturada estuviera libre de polvos de grasa para ser sometidos a estudios con la finalidad de establecer la naturaleza de la fractura. Debido a la longitud final de la probeta ya fracturada, se tuvieron que realizar cortes de 3mm partiendo de la superficie fracturada para ser llevadas al microscopio electrónico de barrido (MEB), no sin antes una previa limpieza de cada pieza, y siempre cuidando que no se produzca ningún cambio en la fractura por manejo de la probeta o golpes externos.

La observación minuciosa de cada probeta ensayada y cortada se efectuó en un microscopio electrónico de barrido, las cuales fueron fotografiadas las regiones mas representativas. Los aumentos utilizados para observar la fractura fueron de 150X y

1000X realizando un análisis químico en las regiones seleccionadas a una amplificación de 150X realizado con un analizador químico por fluorescencia de rayos-X con una resolución de 163 eVs.

Las fractografías y resultados del análisis químico se discuten en el capítulo 4, así como las gráficas obtenidas de energía absorbida contra temperatura.

### **3.7 PRUEBA DE DUREZA**

Terminados los ensayos de impacto se procedió a realizar pruebas de dureza del tipo Rockwell HRF con una esfera de diámetro 1/16 de pulgada con un tiempo de ensayo de 25 seg. y una carga de 60 kgf. El equipo empleado fue un durómetro Mizawa Seiki Sersakusho. Las pruebas de dureza se realizaron por cada probeta en cinco áreas diferentes de la probeta ensayada para poder tener una determinación de la fiabilidad de los ensayos; realizando un promedio total de las cinco mediciones obtenidas reportándose dos gráficas de los valores de dureza para ambas aleaciones y diferentes temperaturas de ensayo.

### **3.8 PREPARACIÓN DE MUESTRAS METALOGRAFICAS**

Como último paso de la caracterización de las dos aleaciones es importante conocer la microestructura a sus diferentes temperaturas de ensayo, para poder comparar esta micrografía con los resultados obtenidos de la fractografía. El procedimiento para obtener las micrografías se describe a continuación.

Se cortaron pequeñas láminas de la misma probeta que se observaron en el MEB de aproximadamente de  $\pm 3.0$  mm y fueron montadas en baquelita que posteriormente fueron pulidas con una secuencia de lijas de # 240 a #1000 con giros de 90 grados para desaparecer las rayas del desbaste anterior. El pulido espejo se realizó con una solución de alúmina de 1 micra a 0.05 micras. El ataque efectuado para revelar la microestructura fue de Nital al 2% para la aleación Cd-Zn y una mezcla  $\text{CrO}_3$  y  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  (50/4) para la aleación Cd-Zn-Cu.

### 3.9 MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO (MEB)

La superficie de una probeta a examinar se barre con una haz de electrones, el haz reflejado de electrones se recoge y se muestra con la misma velocidad de barrido en un tubo de rayos catódicos (una pantalla similar a la de televisión). La imagen que aparece en la pantalla representa las características de la probeta. La superficie de la probeta debe ser eléctricamente conductora, independientemente de que se encuentre pulida o no y atacada. Los aumentos del MEB, corresponden de 10 a 30000 X con gran profundidad de campo[23, 24, 25].

Todas estas señales que nos envía el sólido pueden ser detectadas y amplificadas por medio de dispositivos adecuados a cada paso; la importancia del análisis es que cada uno de los fenómenos provee distinta información acerca del material estudiado. La manera de obtener esta información puede ser por:

a)Electrones retrodispersados.

Son aquellos que se desvían del haz hacia atrás debido a la dispersión elástica por los átomos de la red; por lo tanto, su energía está muy cercana al haz incidente. Estos eventos se llevan a cabo muy cerca de la superficie de incidencia, por que el número de electrones dispersados a un ángulo dado dependerá de la posición del área donde incide el haz (ángulo de incidencia).

Si se barre distintas zonas de la muestra tendremos variaciones en intensidad de electrones retrodispersados a un ángulo dado (ángulo de observación) y el resultado será una fotografía de la topografía superficial de la muestra.

Además la intensidad del haz retrodispersado está determinada principalmente por la probabilidad de que un electrón sea absorbido; entonces podemos esperar que la intensidad del haz retrodispersado aumente cuando se incremente el número atómico de los elementos que forma el sólido. Esto nos permite detectar zonas de diferente composición en el material.

La orientación cristalina influye también en la probabilidad de retrodispersión de un electrón a través de la variación de la sección transversal efectiva, que éste ve en el sólido. Por lo tanto es de esperarse que se puedan ver los granos precipitados y en



general transportar las técnicas metalográficas usuales a la microscopía electrónica. Con los electrones retrodispersados se obtiene un contraste químico muy bueno entre las diferentes fases de que puede estar constituida la muestra.

#### b)Electrones Secundarios.

Son originados en el sólido y emitidos como el resultado de la excitación atómica por el haz primario y se caracterizan por tener un espectro de energías comparativamente bajo, ( $< 50$  eVs) en relación al haz inicial.

Pueden ser recolectados colocando una placa a potencial positivo a un lado de la muestra de manera que los electrones retrodispersados no se desvien mucho. En realidad no todos los electrones secundarios son emitidos por el sólido, sino que existe también electrones de baja energía originados por colisiones inelásticas, aunque no existe manera de distinguir los unos de los otros; por lo que todos los electrones de baja energía son clasificados como secundarios.

La emisión de electrones secundarios depende tanto de la densidad, como topografía del sólido y un poco de la cristalografía; por lo que podemos formar con ellos imágenes parecidas a los electrones retrodispersados.

Con los electrones secundarios se obtienen imágenes con una gran contraste topográfico.

De los fenómenos mencionados anteriormente se puede inferir que tenemos dos maneras posibles de formar una imagen.

- a) Una consiste en enfocar el haz sobre una área muy reducida de la muestra y
- b) Barrer la superficie de la misma, moviendo el haz y detectando en cada zona una intensidad promedio esto es lo que se llama microscopía electrónica de barrido.

La otra consiste en iluminar un área relativamente grande de la muestra con un haz fijo y adaptar un sistema electro-óptico para la amplificación de la imagen esto es lo que se conoce como microscopía electrónica convencional.

La principal ventaja del MEB, respecto a otras microscopías en su enorme profundidad de campo, lo cual nos permite en primer lugar enfocar una muestra en distintos planos a la vez, pudiendo así realizar mediciones de profundidad y altura; por otro lado la muestra no requiere de una preparación previa para su observación por lo cual la

superficie de la misma puede o no ser plana, lo que constituye un factor importante para realizar fractografías o estudios específicos de las superficies rugosas en general.

Dentro del MEB existen funciones capaces de cuantificar la cantidad de un elemento químico dentro del material, la técnica se conoce como el nombre genérico de espectroscopía de rayos  $\text{-X}$ .

### 3.10 ESPECTOMETRIA DE RAYOS-X

La espectrometría de rayos X se define como un método de análisis cualitativo y cuantitativo de elementos químicos basados en la relación existente entre la energía de emisión de un fotón de Rayos-X proveniente de una desexcitación electrónica, que se grafica en el eje X y el número de eventos del mismo tipo que ocurren por unidad de tiempo que se representa en el eje Y.

Como en toda irradiación electromagnética, los rayos X están formados por unidades indivisibles llamadas fotones, los cuales tienen bien definida su energía (0.1 - 100 KeV) la generación de estos fotones puede ser derivada por las transiciones electrónicas dentro del átomo.

Por medio de la desexcitación electrónica de cada elemento químico contenido en una muestra, se puede identificar el elemento a partir de su longitud de onda característica.

Es decir, cada elemento de la tabla periódica posee energía particular, que es consecuencia de su nivel de energía atómica (capas electrónicas). También a partir de las intensidades se pueden inferir las concentraciones másicas de estos elementos mediante métodos ya estandarizados [26, 27].

Las ventajas son:

- a) La técnica intuye la composición química del material de manera rápida sin importar el carácter cristalino o amorfo de la muestra y detecta elementos ligeros en donde el número atómico ( $Z$ ) es inferior a 6.
- b) Puede ser utilizada para complementar métodos de dirección de rayos  $\text{-X}$ .
- c) La preparación de las muestras no requiere de un cuidado específico para su análisis, siempre y cuando su tamaño no sea mayor a  $3 \text{ cm}^2$ .

### 3.11 DIFRACCIÓN DE RAYOS X.

Muchos de los conocimientos actuales de la disposición atómica y molecular de los sólidos resultan de la investigación mediante difracción de rayos X. La difracción de rayos X por el método de polvos se puede aplicar también al estudio de materiales que no necesariamente están en forma de polvos sueltos, sino que forman polvos consolidados o bien, muestras densas.

Se usa generalmente el método simple de huellas digitales en el cual se efectúa un análisis cualitativo. El objetivo es determinar las fases cristalinas que están presentes en una muestra sin que los patrones de difracción se midan con mucha precisión. También se pueden medir los patrones de difracción de manera precisa para obtener información sobre las fases presentes del material y determinar el tamaño de la partícula.

Las variables en un patrón de difracción obtenida por el método de polvos son la posición de los picos, es decir el espacio interplanar ( $d$ ), el cual se puede medir con mucha precisión si es necesario y la intensidad relativa.

Con la finalidad de confirmar las fases presentes, se realizaron análisis de difracción de rayos X por método de polvos. El equipo utilizado es un Difractómetro Siemens D500 Con 30 kV. Y 20 mA; la velocidad de barrido es de  $2^\circ 2\Theta/\text{min}$  con una radiación  $\text{CuK}\alpha$ . La información obtenida se procesó en un software DIFRACT-AT V3.2.

La preparación de las muestras se realiza puliendo la superficie a espejo con la precaución de evitar que las caras de la muestra sean paralelas para evitar interferencias en las señales colectadas.

## CAPITULO 4

### RESULTADOS

#### 4.1 RESULTADOS DE LA PRUEBA DE IMPACTO EN LA ALEACION CD – ZN

En la **tabla 4.1** se presentan los datos obtenidos del ensayo de impacto del tipo Charpy “V” para la aleación Cadmio – Zinc. Una vez obtenidos los datos se procedió a elaborar una gráfica con la finalidad de poder visualizar los cambios efectuados en la aleación en función de la temperatura (**figura 4.1**).

De acuerdo a la **figura 4.1** se presentan un incremento gradual de la energía de impacto, partiendo de una fragilidad mínima debido a las condiciones del ensayo.

Esto es, la aleación alcanzó un nivel máximo de ductilidad a una temperatura de 150°C. Una vez que se llega a este nivel máximo la aleación sufre una caída importante en cuando a la energía absorbida, esto muestra que el material es más frágil, hasta llegar a una temperatura el cual no sobrepase de su punto de fusión.

Como podemos observar en la **tabla 4.1** los valores mínimos de energía absorbida coinciden en cuanto se refiere al punto crítico de menor fragilidad, desde la temperatura menor que es de -150 °C hasta la temperatura de 250°C, lo cual se traduce obteniendo límites de fragilidad iguales.

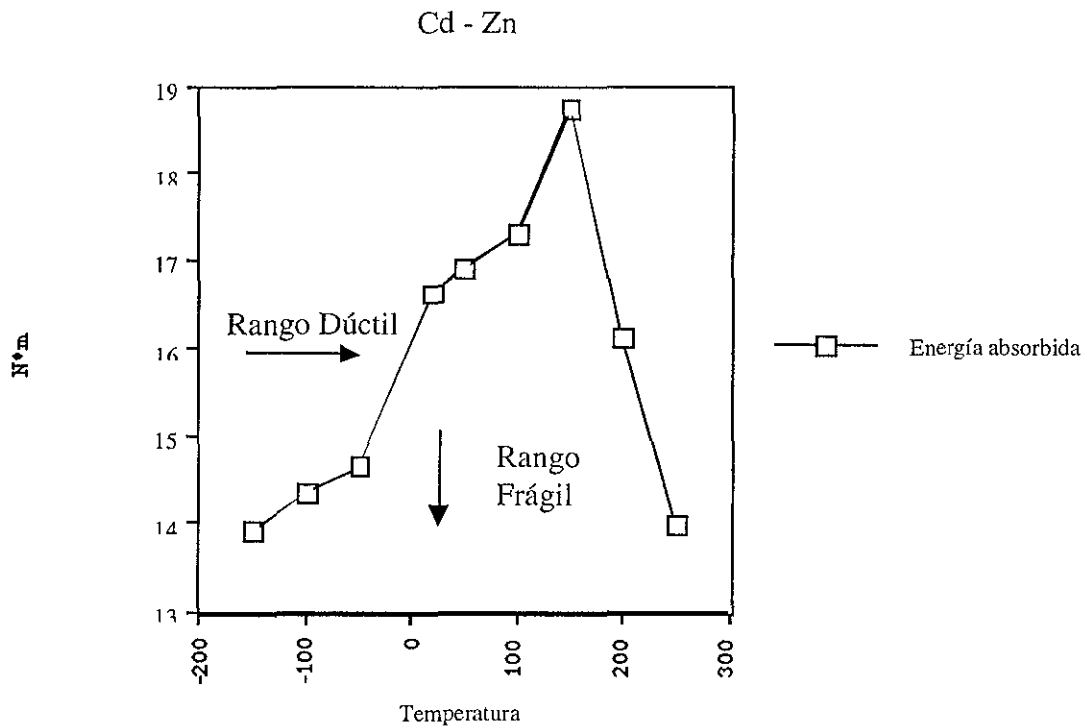
Es importante aclarar que se habla de fragilidad de la aleación en rangos muy pequeños, debido a que la diferencia entre el límite mínimo contra el valor máximo es de 4.76 N·m, lo cual es una cantidad en donde el material se le considera dúctil en su totalidad.

El comportamiento en general no presenta la transición de dúctil – frágil, como es el caso de los aceros. En los aceros a altas temperaturas la energía de impacto es relativamente grande, lo cual está relacionado con un modo de fractura dúctil. A medida que la temperatura disminuye, la energía de impacto disminuye rápidamente en un intervalo estrecho de temperaturas, por debajo de la cual la energía tiene un valor constante pero pequeño; esto es, el modo de fractura frágil [28].

La aleación Cd – Zn, no se presenta ninguna de estas características antes mencionadas, si no que el material presenta mejores propiedades mecánicas en el rango de 100° C a 180° C, donde su comportamiento es dúctil.

CADMIO -ZINC	
Temperatura (°C)	Energía Absorbida (N·m)
-150	13.93
-100	14.34
-50	14.63
20	16.63
50	16.91
100	17.31
150	18.75
200	16.12
250	13.99

Tabla 4.1 Datos experimentales del ensayo de Impacto del tipo Charpy "V", de la aleación Cd - Zn.



Gráfica 4.1 Energía Absorbida Vs. Temperatura de la aleación Cd - Zn.

## 4.2 RESULTADOS DE LA PRUEBA DE IMPACTO EN LA ALEACION CD- ZN - CU

En la **tabla 4.2**, se presentan los valores del ensayo de impacto de la aleación Cd - Zn - Cu, obtenidos del promedio de la ruptura de cinco muestras. Las cuales se comparan: a una gráfica representativa mostrada a continuación (**figura 4.2**).

Si partimos de la temperatura de  $-150^{\circ}\text{C}$  progresivamente hasta la temperatura de  $250^{\circ}\text{C}$ , se pueden apreciar cambios bruscos respecto a la energía de impacto que absorbe la aleación. En base a esta característica se define una diferencia de fragilidad comparando las dos temperaturas extremas ( $-150$  a  $250^{\circ}\text{C}$ ), para este caso la fragilidad presenta una diferencia de  $0.86\text{ N}\cdot\text{m}$ , obteniendo a altas temperatura el valor más alto de fragilidad, lo cual es un hecho razonable ya que el material a esta temperatura esta próximo a su punto de fusión.

Una vez vistos los valores mínimos de energía absorbida, se procede a examinar con detalle cada punto de la **gráfica 4.2** de acuerdo a su morfología.

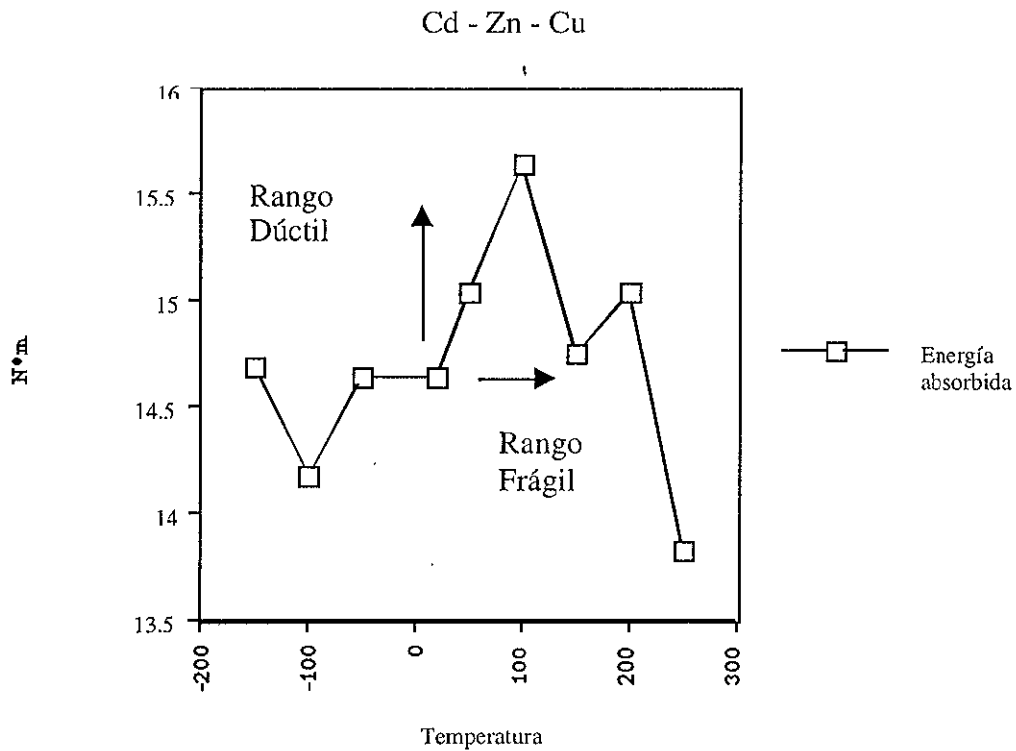
A la temperatura de  $-100^{\circ}\text{C}$ , se presenta una caída importante en cuando a la ductilidad de la aleación, el valor que se esperaba en cuanto a energía de impacto debió ser entre un parámetro de  $14.68\text{ N}\cdot\text{m}$  a  $14.63\text{N}\cdot\text{m}$ , y decayó proporcionalmente la energía absorbida mostrando una meseta. Esta meseta se cumple para las temperaturas de  $-50^{\circ}\text{C}$  y temperatura ambiente.

Lo que nos da evidencia que a temperaturas criogénicas, la ductilidad no sufre cambios importantes si tomamos en cuenta que al hacer una media entre los valores de  $-150^{\circ}\text{C}$ ,  $-100^{\circ}\text{C}$ ,  $-50^{\circ}\text{C}$  y temperatura ambiente tenemos como resultado un valor de  $14.52\text{ N}\cdot\text{m}$ . Este valor predice el hecho de que no hay cambio importante, el material en general en este rango de temperatura mantiene sus propiedades mecánicas estables.

Por otra parte si tomamos el rango de temperatura de  $20^{\circ}\text{C}$ , hasta los  $250^{\circ}\text{C}$  se distingue un aumento progresivo máximo hasta llegar a la temperatura  $100^{\circ}\text{C}$  que a medida que la temperatura se va incrementando este punto máximo disminuye ( $14.74\text{N}\cdot\text{m}$ ), incrementando la energía absorbida en el siguiente ensayo a una temperatura de  $150^{\circ}\text{C}$  que finalmente éste decae a su punto mínimo.

Cadmio – Zinc – Cobre	
Temperatura (°C)	Energía Absorbida (N·m)
-150	14.68
-100	14.17
-50	14.63
20	14.63
50	15.03
100	15.63
150	14.74
200	15.03
250	13.82

Tabla 4.1 Datos experimentales del ensayo de Impacto del tipo Charpy "V", de la aleación Cd – Zn – Cu.



Gráfica 4.2 Energía Absorbida Vs. Temperatura de la aleación Cd – Zn – Cu.

## 4.2 RESULTADOS DE LA INSPECCION VISUAL DE LA FRACTURA EN LA ALEACIÓN CD – ZN

El método de expansión lateral, nos indica sin ningún equipo sofisticado los cambios en cuanto al ensayo de impacto para poder predecir de una forma más rápida y sencilla el comportamiento del material.

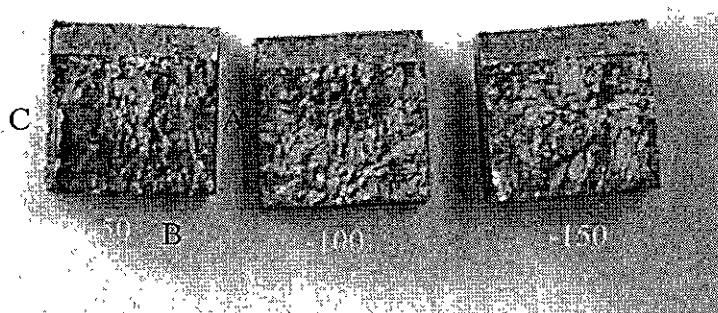
De tal forma en las **fotografías 1, 2, 3, 4, 5 y 6**, se usan para un análisis por medio de fotografías digitales, con un acercamiento de 20 cm de distancia a las probetas ensayadas para poder identificar la naturaleza de la ruptura, el cambio de área debido a la energía de impacto y la propagación de la ruptura. Es importante mencionar que estas probetas tendrán en el presente trabajo una importancia relevante, debido a que se utilizarán para identificar los mecanismos de fractura presentes de acuerdo a su temperatura de ensayo.

La **tabla 4.3** presenta los cambios de longitud lateral que sufren cada probeta para la aleación Cd – Zn, de tal forma procedemos a distinguir en cada probeta los cambios notables, con la ayuda de un lente de joyero con magnificación de 15X marca PEAK.

- A) En la probeta de  $-150^{\circ}\text{C}$ , si se observa de forma lateral, se identifica un escalonamiento en la propagación de la ruptura llegando a su punto mínimo hasta topar con la muesca. La superficie presenta planos; consecuencia del escalonamiento, también son notorios las regiones de exfoliación en la región máxima del escalonamiento. No presentando expansión lateral importante (**foto 1**).
- B) En la probeta ensayada a  $-100^{\circ}\text{C}$ , la superficie presenta un rasgo particular en cuanto a la propagación de la fractura, debido a que en la parte media se muestra una grieta continua de exfoliación semejante a una rodada de neumático, que tiene su término en la muesca; la región lateral izquierda y derecha de la grieta principal se definen más por su elevaciones y planos exfoliados. En cuanto a su vista lateral de la probeta presenta sus región mínima a partir del inicio de la ruptura finalizando con una altura máxima hasta llegar a la muesca, los cambios laterales son mínimos (**foto 1**).
- C) Probeta ensayada a  $-50^{\circ}\text{C}$ , en esta probeta se observan principios de cortante por borde, por lo que podemos definir ductilidad en el material con estas características; por consecuencia se tiene una fractura de microcavidades por coalescencia. La



apariencia es granular con pequeñas elevaciones similares a un sistema montañoso siempre en dirección de la muesca, a esta temperatura no existe ninguna variación en ambos extremos de la probeta. Finalmente en cuanto a la sección lateral el mayor grosor en cuanto a volumen se encuentra en la región C (ver foto 1), debido al cortante por borde.

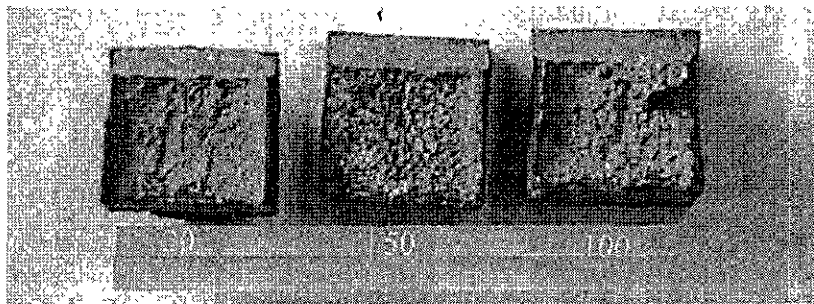


**Foto 1**

*Fracturas a diferentes temperaturas de ensayo de derecha a izquierda se tiene respectivamente:  $-150^{\circ}\text{C}$ ,  $-100^{\circ}\text{C}$  y  $-50^{\circ}\text{C}$ .*

- A) Probeta ensayada a la temperatura de  $20^{\circ}\text{C}$ , la apariencia superficial es del tipo fibroso, no presentando de relieves. La superficie tiene una altura relativamente homogénea.
- En la textura de la probeta se observa un inicio de porosidades dispersas al inicio de la fractura, pero entre más se acerca a la muesca las porosidades aumentan.
- No se debe perder de vista que en la región A, el efecto del cortante de borde es mayor que en el caso anterior, pero también es notoria la ausencia en el extremo lateral izquierdo debido a este mecanismo de cortante en el borde (foto 2).
- B) Probeta ensayada a temperatura de  $50^{\circ}\text{C}$ , el corte de borde se presenta en la región A con mayor proporción que en las regiones C y D, en la sección B el corte es inverso es decir, hay un pequeño hundimiento en la parte media de la probeta, en los extremos se observan remanentes de esfuerzo, en la región C, el cortante de borde se direcciona hacia el centro con escalonamientos; la dirección de la grieta se prolonga hacia el punto central de la muesca donde desemboca la propagación, en este punto no hay borde (sección D), por lo tanto la concentración de esfuerzos llega a su punto final. El aspecto superficial de la muestra es ligeramente granular fibrosa, con la mayor concentración de poros dirigidos hacia la región lateral B (foto 2).

C) Probeta ensayada a una temperatura de 100°C, el cambio lateral en la región A, es notable, debido que en esta área el corte de borde cercano a la muesca dobla al material dirigido hacia el centro, por tanto la ductilidad es mayor. La región B, presenta un borde poroso y grueso, con dirección a la muesca, en cuanto al borde que presenta C, es de la misma altura que en A, solamente que su geometría es similar a la de un abanico, la deformación en esta región presenta planos exfoliados en la pared de esta zona, las porosidades surgen conforme se observa hacia el centro de la probeta. Con respecto al área comprendida en D, es notorio identificar como en la probeta anterior, el efecto se repite, por lo tanto la propagación de la fractura se desliza desde la región B, hasta D, solamente que en este caso no llega a su punto final exactamente en el centro, su dirección llega hasta al borde de A. El aspecto general de la muestra es del tipo poroso, presentando mayor plasticidad, por otra parte se observa una exfoliación entre poros formando una cavidad importante en el centro de la fractura, en la fotografía se presenta como una sombra (ver foto 2).



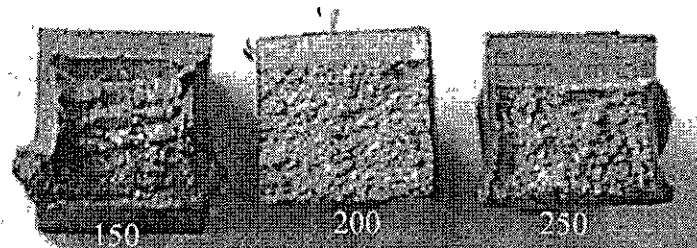
**Foto 2**

*Fracturas a diferentes temperaturas de ensayo de derecha a izquierda se tiene respectivamente: 100°C, 50°C y 20°C.*

A) Probeta ensayada a 150°C, a esta temperatura con los antecedentes de los ensayos anteriores, se muestra la mayor ductilidad debido a la deformación plástica que presenta, también es visible en su apariencia. El efecto que se observa debido al cambio de expansión lateral en A y C, así como en la región B de la forma inversa. La apariencia total de la fractura presenta una deformación similar al ensayo de tracción debido a que el material tiene su ductilidad máxima a esta temperatura, las regiones porosas son casi nulas, de tal forma el mecanismo de la deformación es por plaquetas alargadas orientados hacia el centro formando un cuello en donde la deformación es máxima y llega a su punto de ruptura, la mayor concentración parte

de las regiones B y D. En las paredes de estas plaquetas se predice una fractura intergranular sin coalescencia de microporosidades (**ver foto 3**).

- B) Probeta fracturada a 200°C, la deformación plástica es nula (**ver foto 3**), en general su apariencia no presenta ninguna variación, su estructura es granular con una densidad en cuanto a porosidades son fáciles de detectar. El escalonamiento de planos en la fractura en una vista lateral, comienza desde donde se origina la fractura hasta la muesca. La expansión a esta temperatura también es nula, ya que en sus dimensiones se observa que no hay ningún cambio (**ver tabla 4.3**).
- C) Probeta ensayada a 250°C, el cambio de área a esta temperatura presenta una pequeña variación en cuanto a los bordes de corte, en las regiones A y C, por lo que respecta a B la región lateral es fibrosa y con una reducción de área desde esta región hacia el área D. Las contracciones laterales producen en la geometría de la probeta una arco de circunferencia visible en la **fotografía 3**. Finalmente su apariencia total es del tipo granular con porosidades.



**Foto 3**

*Fracturas a diferentes temperaturas de ensayo de derecha a izquierda se tiene respectivamente: 250°C, 200°C y 150°C.*

Cadmio – Zinc				
Temperatura	A(mm)	B(mm)	C(mm)	D(mm)
-150	8,2	9,7	8,2	9,8
-100	8,2	10,0	8,2	9,9
-50	8,3	9,9	8,3	9,9
20	8,2	9,8	8,1	9,3
50	8,0	9,8	7,8	9,1
100	8,1	10,0	8,5	8,7
150	9,3	11,5	9,8	9,3
200	8,2	10,0	8,1	9,9
250	6,8	11,3	7,5	8,7

*Tabla 4.3 Valores de mediciones del cambio de expansión. A: Es la longitud lateral derecha de la probeta, B : Es la base de la probeta, C: Longitud lateral izquierda y D: Muesca de la probeta (ver ejemplo en la foto 1).*

#### 4. 4 RESULTADOS DE LA INSPECCION VISUAL DE LA FRACTURA EN LA ALEACION CD – ZN - CU

En la **tabla 4.4** para apreciar el cambio lateral en cada uno de las probetas ensayadas a diferentes temperaturas, a su vez estaremos identificando el tipo de apariencia superficial de las probetas fracturadas en las **fotografías 4, 5 y 6**.

Si se realiza un arreglo de las probetas del orden ascendente de acuerdo a su temperatura se distingue un cambio de coloración en las probetas que es el siguiente.

A) Desde la temperatura de  $-150^{\circ}\text{C}$  hasta  $-50^{\circ}\text{C}$  se observa un color oscuro, esto es debido al cambio de la temperatura por haber sumergido estas muestras en nitrógeno líquido.

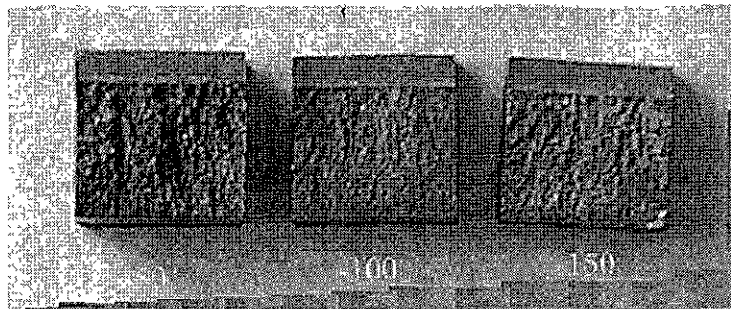
En la probeta a temperatura ambiente el color es propio de esta aleación.

Pero al aumentar la temperatura su coloración se torna más clara, hasta llegar a la temperatura de  $250^{\circ}\text{C}$  en donde el color de la fractura es semejante al de la plata.

B) Probeta ensayada a  $-150^{\circ}\text{C}$ , se distingue una región plana en cuanto a la superficie total de la probeta, no existen cambios importantes, cabe señalar que si observamos el vértice entre el segmento de A y B se observa un defecto que se refleja en color blanco. Esto es un ligero golpe por transporte que no es propiamente del ensayo.

Por otra parte la trayectoria de la fractura se observa en planos paralelos en dirección de la muesca (**ver foto 4**).

- C) Probeta ensayada a  $-100^{\circ}\text{C}$ , Observando la probeta de forma lateral se identifica un cambio ligero semejante a un escalonamiento comenzando desde la sección B, debido a la ruptura del material llegando a su culminación al llegar a la muesca. La apariencia de la fractura es del tipo frágil, la cual no presenta ninguna formación granular. El tipo de fractura es por exfoliación (**ver foto 4**).
- D) Probeta ensayada a  $-50^{\circ}\text{C}$ , a esta temperatura la fractura comienza aparecer la formación granular en su morfología, presentándose agrupaciones paralelas, la mayor de las agrupaciones granulares se encuentra al centro de la fractura. El área que consiste entre la región de las esquinas de A, B y B, C cuenta con pequeñas áreas de exfoliación. La ruptura de la probeta tiene una región sin elevaciones importante a simple vista da la apariencia de ser una región plana, no presentando escalonamiento aparente en su vista lateral (**ver foto 4**).



**Foto 4**

*Fracturas a diferentes temperaturas de ensayo de derecha a izquierda se tiene respectivamente:  $-150^{\circ}\text{C}$ ,  $-100^{\circ}\text{C}$  y  $-50^{\circ}\text{C}$ .*

- A) Probeta ensayada a la temperatura de  $20^{\circ}\text{C}$ , en esta muestra presenta cortante de borde en las regiones laterales de A, C. El tipo de fractura es granular en su totalidad con porosidades, es decir, su apariencia es fibrosa. Aparentemente se distingue ductilidad a esta temperatura. La dirección de la propagación de la ruptura forma regiones granulares con crestas dirigidas hacia la muesca.

El cambio de área a esta temperatura no presenta ninguna variación si observamos en la **tabla 4.4** desde la temperatura de  $-150$  hasta la temperatura de ensayo ambiente se

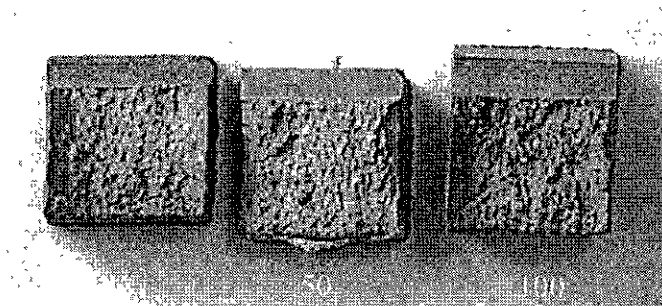
mantiene constante podríamos decir que los cambios en décimas de centímetro son errores de calibración y/o toma de lectura (**ver foto 5**).

- B) Probeta ensayada a 50°C, en la región B de esta probeta se observa una hendidura con un deslizamiento de material importante, además presenta una formación ondulada, en esta área ondulada se observa una fisura entre esta región, el cual no es común. Aparentemente el cizallamiento inicial tuvo una discontinuidad ya que la propagación de la fractura después se mantiene constante sin ningún defecto secundario. Pero en las paredes de A, C tiene una concavidad que parte de una región mínima de la región B llegando hasta la muesca su altura máxima, afirmando con esto el brinco del cizallamiento el tipo de fractura es granular sin ninguna dirección preferencial. El cambio de área corresponde a los extremos de B y D, formando esquinas semi puntiagudas con elevación (**ver figura 5**).
- C) Probeta ensayada a 100°C, la apariencia visual de la fractura es totalmente granular fibrosa con una profundidad en el extremo de la región en C, en la cual se observa con más detalle la trayectoria preferencial ligeramente del tipo de propagación semejante al de zig-zag, como se menciona el capítulo 2.2.3. En las regiones laterales de la probeta presenta cortantes de borde con una diferencia especial a los casos anteriores, es decir, que en el abanico formado en esta región tiene una contracción mas severa hacia el interior de la muestra, por otra parte las paredes de estas mismas regiones son del tipo granular en casi su totalidad, llegando a ser finalmente cercana a la región de la muesca planas. El cambio de área no es relevante (**ver foto 5**).
- D) Probeta ensayada a 150°C, el aspecto aparente de la morfología de la probeta es del tipo dúctil, debido a que es evidente la presencia de microporosidades la deformación plástica es mayor en la parte media de la probeta, por otra parte la elevación de la fractura es mayor que en los casos anteriores.

La formación de la fractura es del tipo granular porosa, en cuanto a los bordes de corte no están presentes en los lados A, C, como es típico en este caso se presenta en la región D con pequeñas aberturas dejando el acceso libre a la propagación de la fractura, si se observa.

En la **foto 6**, se puede notar una unión entre poros debido a la propagación de la fractura que esta localizada cercana a la región en A, la cual se cruza de extremo a

extremo sin restricción alguna del material. En cuanto al cambio de área este tiene una ligera disminución en las paredes laterales de A y C, lo cual es evidente debido a la contracción hacia el interior de la probeta (**ver foto 5**).



**Foto 5**

*Fracturas a diferentes temperaturas de ensayo de derecha a izquierda se tiene respectivamente: 100°C, 50°C y 20°C.*

- A) Probeta ensayada a 200°C, el tipo de apariencia en cuanto al tipo de fractura es del tipo granular muy fino, razón por la cual se puede decir que el material tiene una baja en cuanto a su ductilidad se refiere (**ver foto 6**). En este caso no hay presencia aparente de microporosidades, también no existe rasgo de alguna orientación preferencial o algún indicio de otro mecanismo importante en cuanto a la fractura, lo que si es visible es un creater ubicado en la región cercana a la muesca y la región C, por lo que se puede predecir que en esta zona se desprendió una porción importante en el otro extremo de la probeta por fragilización, nuevamente el cambio de área no es notable (**ver tabla 4.4**).
- B) Probeta ensayada a 250°C, la apariencia de la fractura observada a simple vista se podría decir, que es una región plana y como se menciona al inicio de esta sección, su apariencia es muy brillante característica muy particular a esta temperatura de ensayo.

Es importante mencionar que en la región de C, se observa de la **foto 6**, una imperfección muy grande esto es a que a esta temperatura de ensayo el material se empieza a fundir. Debido a que en esta área se colocó la probeta para ser calentada, el tiempo de calentamiento fue mayor y tuvo esta imperfección, la cual ayuda a la propagación de la fractura. En cuanto a los cambios de áreas no presenta ningún cambio severo.

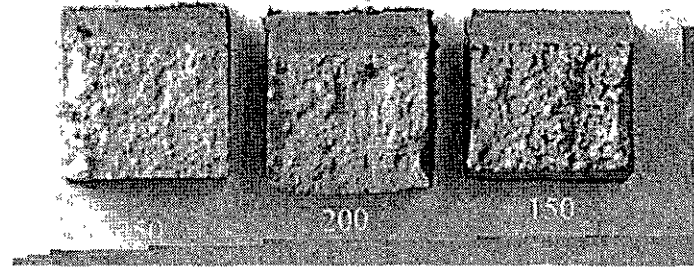


Foto 6

Fracturas a diferentes temperaturas de ensayo de derecha a izquierda se tiene respectivamente: 150°C, 200°C y 250°C.

Cadmio – Zinc – Cobre				
Temperatura	A(mm)	B(mm)	C(mm)	D(mm)
-150	8,0	9,7	8,0	9,7
-100	8,0	9,63	8,0	9,6
-50	8,1	9,9	8,1	9,9
20	7,9	9,8	8,1	9,6
50	8,6	10,1	8,8	9,5
100	8,2	9,7	8,1	9,1
150	7,8	9,9	7,8	9,5
200	8,4	9,6	8,3	9,28
250	8,1	9,6	8,1	9,6

Tabla 4.4 Valores de mediciones del cambio de expansión. A: Es la longitud lateral derecha de la probeta, B: Es la base de la probeta, C: Longitud lateral izquierda y D: Muesca de la probeta (ver ejemplo en la foto 1).

#### 4.5 RESULTADOS DE LA MEDICION DE DUREZA EN LA ALEACION CD - ZN

En este ensayo se tuvo que determinar el tiempo requerido para estandarizar la prueba; debido a que las dos aleaciones aquí presentadas en este trabajo son muy dúctiles, por lo que una vez que se iniciaba el ensayo la carátula de medición del durómetro, no cesaba de registrar datos, por lo que se procedió a determinar como medida promedio un



tiempo de 25 segundos, y realizar al menos cinco ensayos en diferentes regiones cercanas a la fractura para asegurar la confiabilidad de la prueba [31].

Si se observan los datos de la **tabla 4.5**, el valor promedio de la dureza en la aleación es de 32,38 HRF, dados los resultados se define la **gráfica 4.4** a continuación.

Si analizamos la gráfica a partir de la temperatura de ensayo de  $-150^{\circ}\text{C}$ , se observa el valor máximo de dureza que es de 45 HRF, esta lectura es consecuencia de la baja temperatura, ya que el material estuvo sumergido en nitrógeno líquido el cual aumento su dureza.

Siguiendo con el análisis de la **gráfica 4.4**, el efecto de la dureza no fue el esperado, debido a que el valor promedio siguiente tenia que ser del orden descendente al ir disminuyendo su temperatura, lo cual no fue así.

A la temperatura de  $-100^{\circ}\text{C}$  el cambio de dureza tiene una caída la cual no se esperada que contradice los resultados de la prueba de impacto. Debido a este particular característica que presenta el material a esta temperatura, se planteo una prueba adicional, con la finalidad de poder definir este efecto a dicha temperatura, definiendo un posible valor de ductilidad en el material a consecuencia de su baja dureza.

En este sentido se procedió a realizar pruebas de tensión a esta temperatura, para verificar esta característica o al menos poder saber con mas detalle el comportamiento. La prueba de tensión realizada para esta prueba fue un poco complicada debido a que al enfriar al material las mordazas se congelaban y por lo tanto había un deslizamiento entre el material y las mordazas. Por esta razón se tuvieron que mandar a maquinar mordazas especiales para este tipo de temperatura. Una vez hecho las modificaciones y el ensayo de tensión los resultados obtenidos fueron los siguientes:

- a) La deformación máxima a esta temperatura es del 150%, lo cual no era lo esperado, ya que el material con esta misma dureza llega a deformarse hasta un 400%.
- b) El material a esta temperatura no presenta buenas condiciones de deformación dúctil.
- c) La dureza es característica del material a esta temperatura de ensayo.

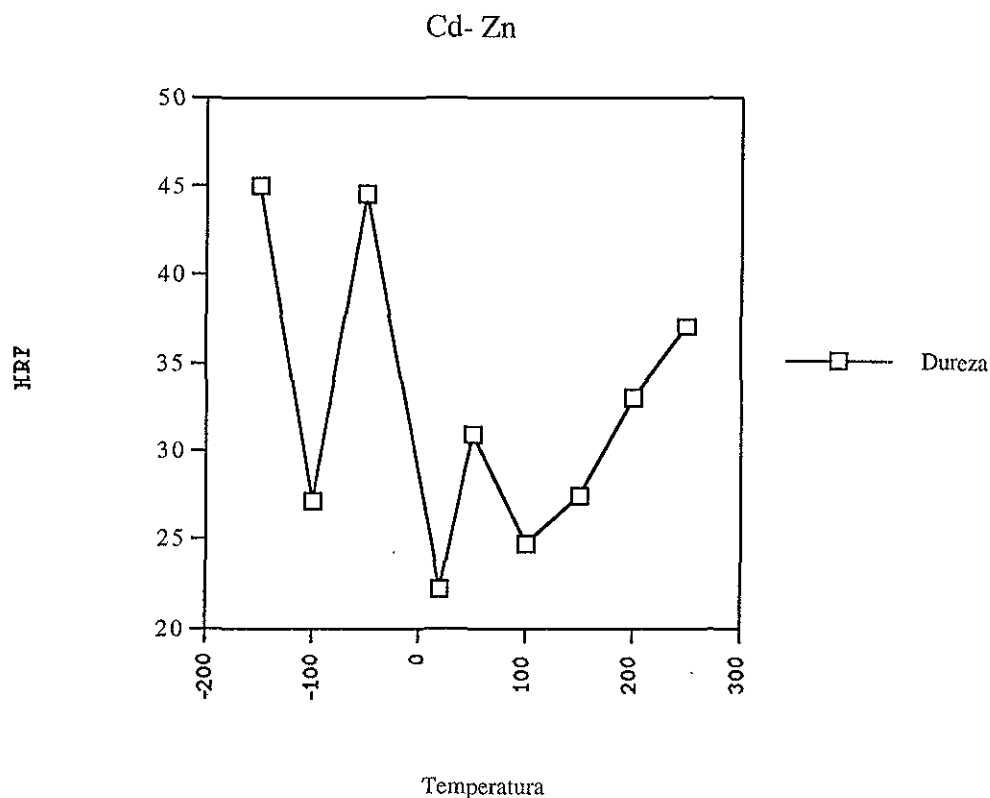
En la temperatura de  $-50^{\circ}\text{C}$ , de la **tabla 4.6** la dureza es aproximadamente igual a las lecturas a una temperatura de  $-150^{\circ}\text{C}$ , siguiendo el orden ascendente de temperaturas.

Si observamos la **gráfica 4.4** se distingue un cambio notable a temperatura ambiente, la cual nos dice que al disminuir la temperatura de enfriamiento el material mantiene una dureza estable, que es cercana a la dureza del promedio.

En este orden de ideas, se deduce que es el valor estándar del material, es decir, es el valor óptimo de resistencia a la deformación plástica. Continuando con la interpretación de la **gráfica 4.3** a la temperatura de ensayo de 50°C se presenta una elevación de la dureza cercana al valor promedio, debido al incremento de temperatura y al tipo de microestructura, el cual se discutirá este cambio en la sección 4.6. Sin embargo la caída de dureza a la temperatura de 100°C, es la esperada debido a que el comportamiento del material al variar la temperatura va en orden ascendente hasta que llega a un límite donde alcanza un límite debido al comportamiento microestructural del material.

<b>Cadmio – Zinc</b>	
Temperatura	Dureza (HRF)
-150	45.00
-100	27.20
-50	44.00
20	22.16
50	30.87
100	24.75
150	27.50
200	33.00
250	37.00

*Tabla 4.5 Datos experimentales del ensayo de Dureza del tipo Rockwell F, de la aleación Cd – Zn.*



Gráfica 4.3 Dureza Vs. Temperatura de la aleación Cd - Zn.

#### 4.6 RESULTADOS DE LA MEDICION DE DUREZA EN LA ALEACION CD - ZN - CU

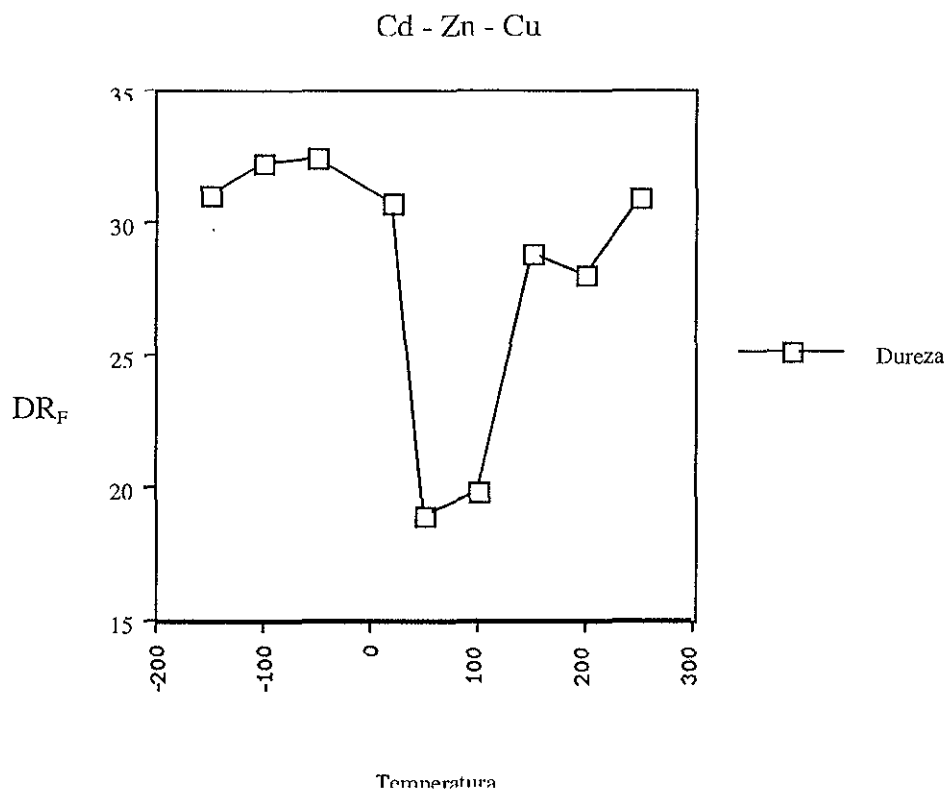
El comportamiento de la aleación Cd - Zn - Cu, es similar al que ocurre en los aceros debido a que al aumentar o disminuir la temperatura su dureza aumenta.

Esto se debe principalmente al efecto de la temperatura que influye en la microestructura.

Si observamos los datos de la **tabla 4.6** y analizamos su representación en la **gráfica 4.4** se observa con más detalle la trayectoria característica de esta aleación, debido a que al adicionar al cobre en esta segunda aleación, se segrega a la matriz de Cadmio, por lo tanto se tienen valores de dureza más estables, de tal forma que podemos definir el valor promedio de los nueve datos obtenidos de las mediciones que es de 28.03HRF, siendo el valor óptimo de resistencia a la deformación para un material de uso estructural, éste fenómeno es similar a las aleaciones base Zn -Al. [31]

Cadmio – Zinc – Cobre	
Temperatura	Dureza (HRF)
-150	31.00
-100	32.16
50	32.33
20	30.62
50	18.87
100	19.75
150	28.75
200	28.00
250	30.83

Tabla 4.6 Datos experimentales del ensayo de Dureza del tipo Rockwell F, de la aleación Cd – Zn – Cu.



Gráfica 4.4 Dureza Vs. Temperatura de ensayo medidas a temperatura ambiente de la aleación Cd – Zn – Cu.

#### 4.7 RESULTADOS DE LA MICROESTRUCTURA DE LA ALEACION CD – ZN

De la **fotografía 7**, presenta la microestructura de la aleación Cd –Zn a una temperatura de  $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$ , en ella, se observa una orientación preferencial de los granos que componen la matriz bifásica  $\alpha + \beta$  propia de la aleación; es importante recordar que la estructura del Cadmio y del Zinc son del tipo hexagonal compacta.

Por otra parte la orientación preferencial, es también observada en las **fotografías 8 y 9**, la cual, se debe al texturizado de la aleación por efecto de la laminación llevada a cabo en ella. El efecto que ejerce la temperatura sobre la composición microestructural se hace presente en la elongación de los granos lo que se observa en la microestructura de las fotografías antes mencionadas.

Mientras que en la **fotografía 10**, en la cual, representa la microestructura a temperatura ambiente, no se observa la forma elongada en los granos, estos no presentan una orientación preferencial.

Por otra parte, la serie comprendida de microfotografías de la **11 a la 15**, el efecto de la temperatura es notorio en el aumento del tamaño del grano, en las cuales es posible aun observar el efecto nuevamente del texturizado con granos equiaxiales orientados al azar. Este crecimiento de los granos hasta un tamaño más largo se realiza a expensas de los granos vecinos, por que estos tienen un menor tamaño, los cuales tienden a reducir la energía superficial de la microestructura. Es decir, que los límites de grano de la aleación a baja temperatura, son sitios preferenciales para el crecimiento del grano a temperaturas elevadas y a consecuencia de los granos de menor tamaño que se encuentran a su alrededor. La microestructura perlítica nodular es característica de la aleación, se ve afectada debido a la deformación sufrida por el material durante las pruebas mecánicas, observándose por ello menor cantidad la fase perlítica.

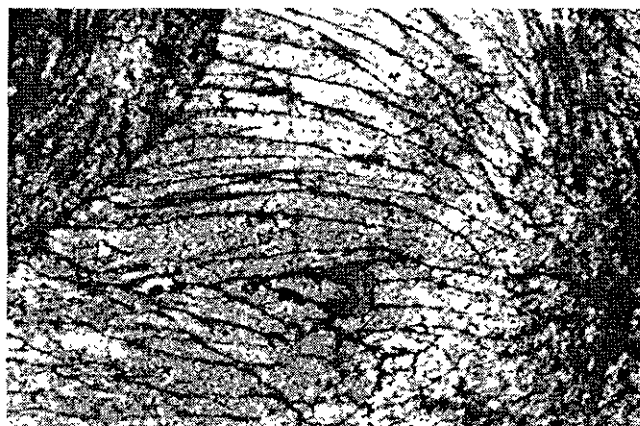


Foto 7

Microestructura de la aleación Cd – Zn (ensayada a  $-150^{\circ}\text{C}$ ).

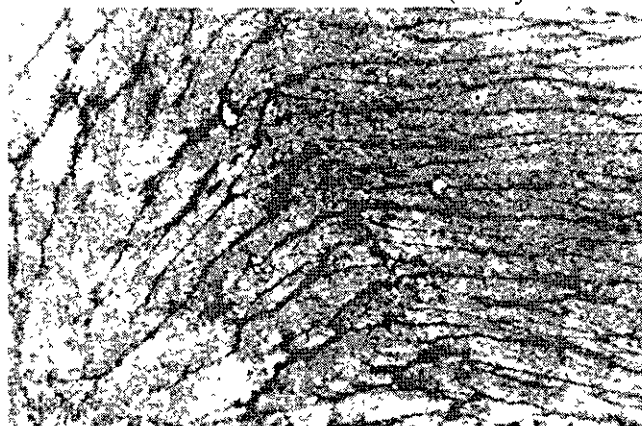


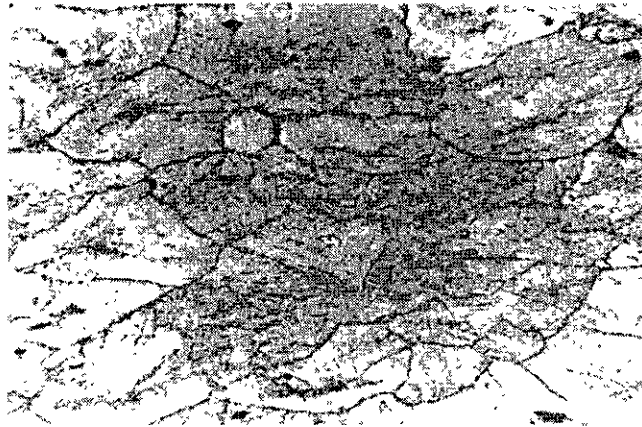
Foto 8

Microestructura de la aleación Cd – Zn (ensayada a  $-100^{\circ}\text{C}$ ).



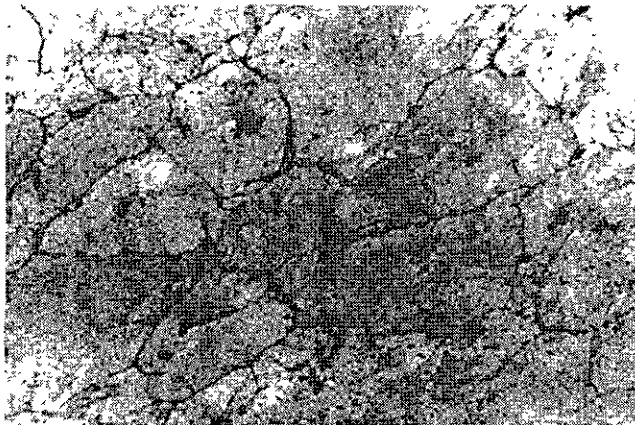
Foto 9

Microestructura de la aleación Cd – Zn (ensayada a  $-50^{\circ}\text{C}$ ).



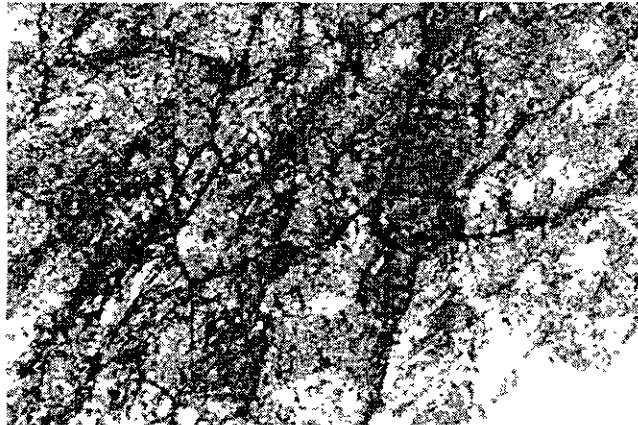
**Foto 10**

Microestructura de la aleación Cd – Zn (ensayada a 20°C)



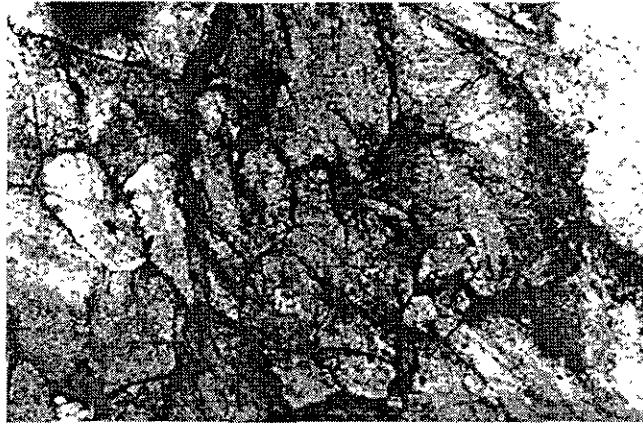
**Foto 11**

Microestructura de la aleación Cd – Zn (ensayada a 50°C).



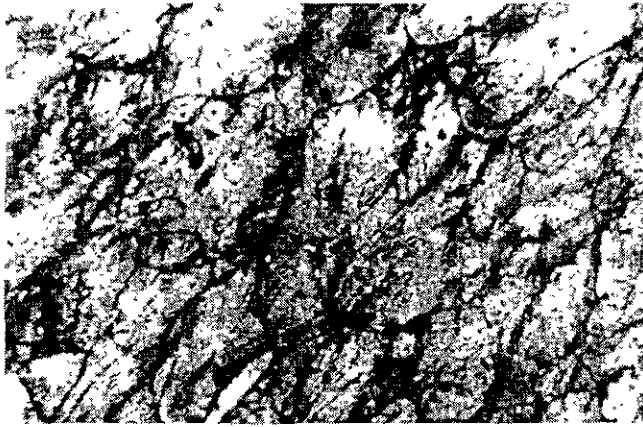
**Foto 12**

Microestructura de la aleación Cd – Zn (ensayada a 100°C).



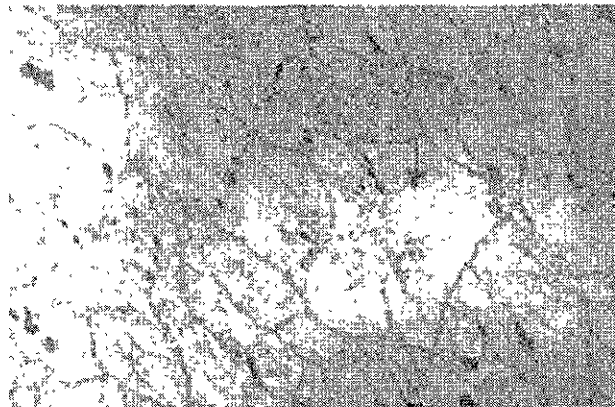
**Foto 13**

Microestructura de la aleación Cd – Zn (ensayada a 150°C).



**Foto 14**

Microestructura de la aleación Cd – Zn (ensayada a 200°C).



**Foto 15**

Microestructura de la aleación Cd – Zn (ensayada a 250°C).



<b>CADMIO - ZINC</b>					
Temperatura de Ensayo	Clave	Cd (Wt%)	Zn (Wt%)	O (Wt%)	C (Wt%)
-150°C	CAD18	51.79	31.99	14.92	1.30
-100°C	CAD16	41.49	31.74	34.95	1.82
-50°C	CAD14	56.21	26.11	16.37	1.30
20°C	CAD2	52.75	30.42	15.14	1.69
50°C	CAD4	53.83	28.64	15.53	2.00
100°C	CAD6	55.53	26.10	16.84	1.53
150°C	CAD8	62.79	28.77	6.64	1.79
200°C	CAD10	47.95	30.00	20.55	1.50
250°C	CAD12	49.82	31.75	16.94	1.49

*Tabla 4.7 Valores Tomados en el MEB con un Difractograma de Rayos X*

#### **4.8 RESULTADOS DE LA MICROESTRUCTURA DE LA ALEACION CD - ZN -CU**

La microestructuras observadas en las fotomicrografías que corresponden a la serie del número 16 hasta la 24, no existe una ruptura del eutéctico, por lo cual es notorio una estructura del tipo eutéctico divorciado, esto se observa en forma de perlitas en todas las microestructuras en diferentes proporciones. El cobre, sin embargo, se observa como una fase la cual esta embebida dentro de la matriz de fases  $\alpha + \beta$ . Esta nueva fase se presenta debido a la poca difusión que de él se encuentra tanto en Cadmio como en el Zinc, basado en los diagramas de fase Cd - Cu y Zn - Cu. Esto significa que la solubilidad del Cobre en Cadmio y Zinc es mínima, lo que da como resultado una nueva fase rica en Cobre. En la primera serie de microfotografías (16, 17, 18), se observa cierta orientación en los granos debido al laminado de la aleación. La disminución en temperatura origina mayor presencia del Cobre segregado. Para las microfotografías a temperatura ambiente (20°C) los límites de grano se observa una coloración más clara y la fase rica en Cobre es menor.

En las microfotografías comprendidas de 20, 21, 22, 23 y 24, se observa mayor subilidad del Cobre en la matriz  $\alpha + \beta$ , los límites de grano se hacen más visibles y es posible además, observar de forma más clara y precisa la fase del eutéctico divorciado, esta característica se debe al efecto que ejerce la temperatura. El aumento en el tamaño de los granos es consecuencia de la alta temperatura, ya explicado anteriormente.

<b>CADMIO – ZINC – COBRE</b>							
Temp. de ensayo	Clave	Cu (Wt%)	Cd (Wt%)	Si (Wt%)	Zn (Wt%)	O (Wt%)	C (Wt%)
-150°C	Cu7	0.66	41.41	0	40.10	17.27	0.56
-100°C	Cu5	0.39	41.60	0	40.62	16.60	0.80
-50°C	Cu1	1.01	40.44	0.49	40.37	16.03	1.65
20°C	Cu9	0.80	45.38	0	34.82	17.89	1.11
50°C	Cu3	0.82	62.31	0	33.40	2.91	0.56
100°C	Cu13	0.20	57.44	0	34.74	7.22	0.40
150°C	Cu17	0	53.86	0	36.29	9.25	0.60
200°C	Cu11	0.33	59.95	0	38.52	0.98	0.22
250°C	Cu15	0	12.51	0	85.93	5.47	1.21

Tabla 4.8 Valores Tomados en el MEB con un Difractograma de Rayos X

NOTA: La variación en cuanto al orden de la clave, es debido a que los datos obtenidos en el MEB, no tuvieron ninguna secuencia de acuerdo a la temperatura de ensayo.



Foto 16

Microestructura de la aleación Cd - Zn - Cu (ensayada a  $-150^{\circ}$  C).



Foto 17

Microestructura de la aleación Cd - Zn - Cu (ensayada a  $-100^{\circ}$  C).

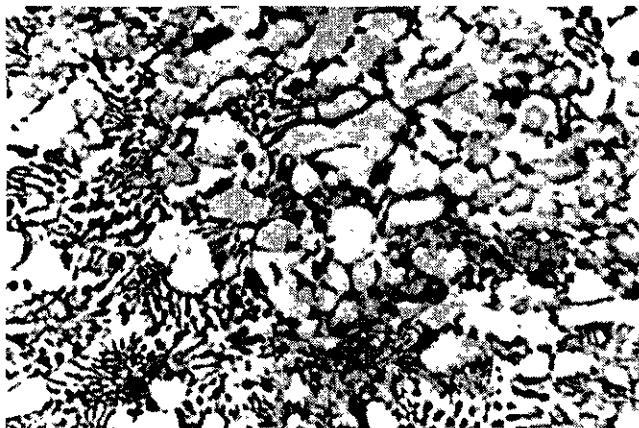


Foto 18

Microestructura de la aleación Cd - Zn - Cu (ensayada a  $-50^{\circ}$  C).

FALTA PAGINA

No.

**57**

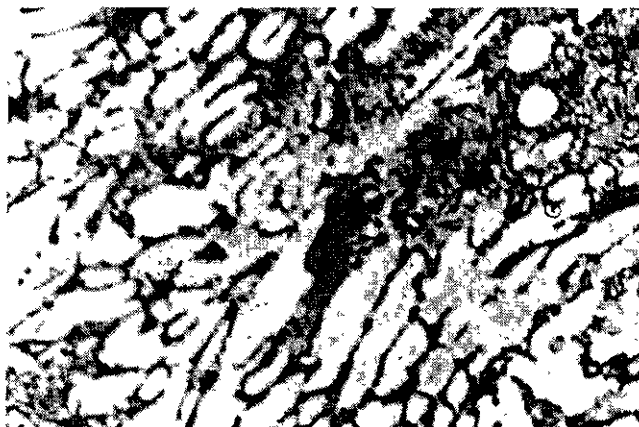


Foto 22

Microestructura de la aleación Cd – Zn – Cu (ensayada a 150° C).

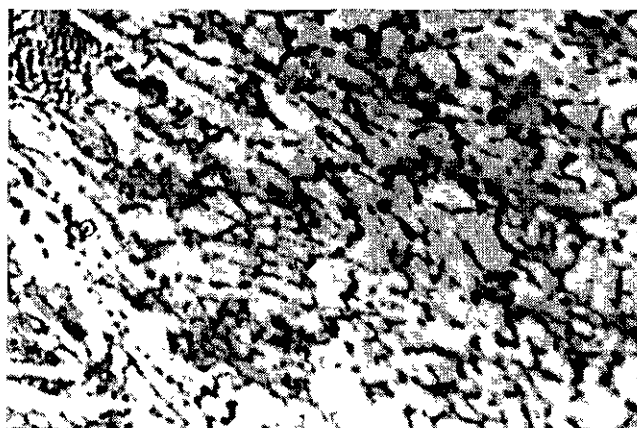


Foto 23

Microestructura de la aleación Cd – Zn – Cu (ensayada a 200° C).

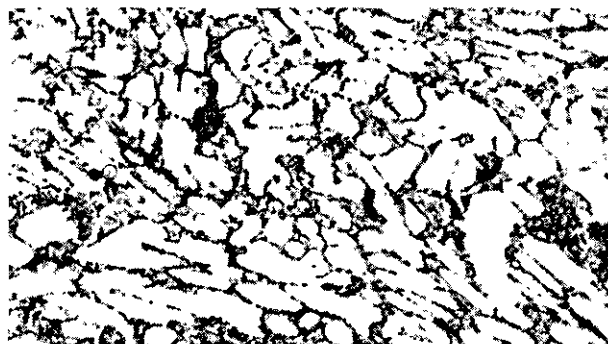


Foto 24

Microestructura de la aleación Cd – Zn – Cu (ensayada a 250° C).

#### 4.9 RESULTADOS DE DIFRACCION DE RAYOS X

En las **figuras 4.1 y 4.2**, se observan los patrones de difracción para ambas aleaciones Cd – Zn, y Cd – Zn – Cu, en los cuales, nos verifican las fases presentes, permitiendo corroborar que las fases corresponden precisamente a las del estado de equilibrio de la composición eutéctica e hipereutéctica. La comparación de patrones de difracción de Rayos X, muestran que las fases son las mismas, pero con composición distinta, por lo que existen diferencias en la intensidad de los picos.

Finalmente de ambos patrones, se identificaron las fases  $\alpha, \beta, \gamma$  no presentando cambio en la orientación de los picos para las dos aleaciones, de tal manera los picos más representativos son las fases  $\alpha$  (Cadmio),  $\beta$  (Zinc) y  $\gamma$  (Cobre). Las muestras que fueron analizadas se tomaron de las mismas muestras ensayadas ante impacto a temperatura ambiente. Es importante hacer mención, que no se hicieron mas pruebas a las demás probetas ensayadas, en sus diferentes temperaturas, debido a que el estudio de transformaciones de fases no era el objetivo de este trabajo.

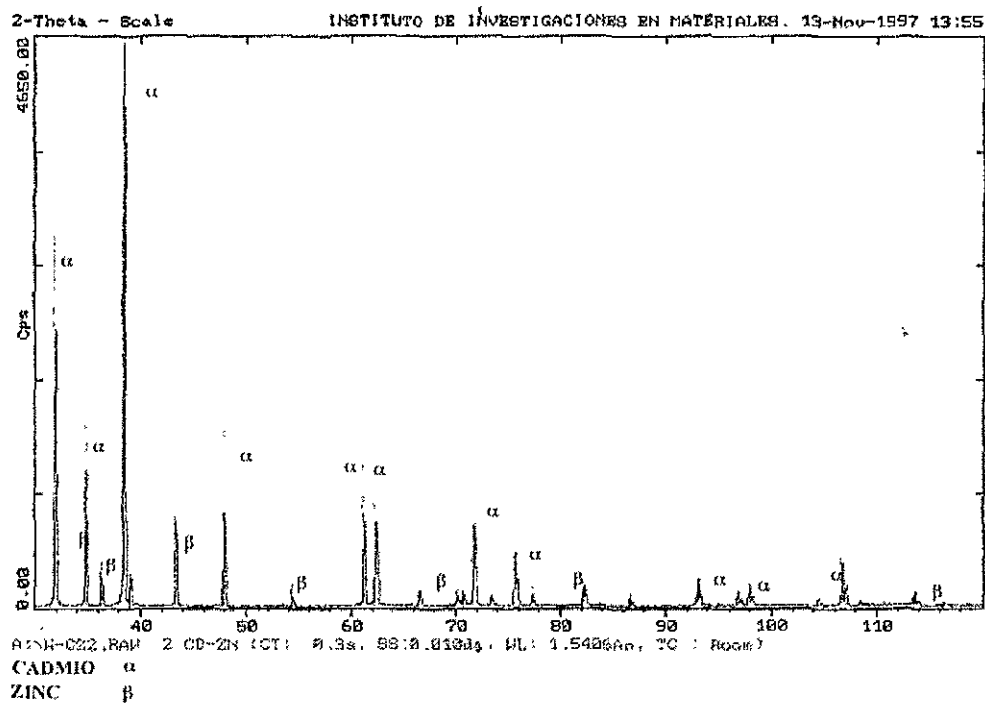


Figura 4.1 Patrón de difracción de Rayos X, de la aleación Cd – Zn.

FALTA PAGINA

No. **60**

<b>Cadmio – Zinc</b>		
No. de Foto	Temperatura	Mecanismo de Fractura Predominante.
25	-150°C	Fragilización por Exfoliación
26	-150°C	Exfoliación
27	-100°C	Fragilización por Exfoliación
28	-100°C	Exfoliación
29	-50°C	Separación Intergranular
30	-50°C	Exfoliación de Microcavidades
31	Ambiente	Exfoliación
32	Ambiente	Coalescencia de Microcavidades
33	50°C	Coalescencia
34	50°C	Coalescencia de microcavidades
35	100°C	Cuasi - Exfoliación
36	100°C	Intergranular
37	150°C	Intergranular
38	150°C	Fragilización por Exfoliación
39	200°C	Cavidades Intergranulares
40	200°C	Intergranular
41	250°C	Transgranular
42	250°C	Intergranular

*Tabla 4. 9 Numeración de las fotos, de acuerdo a su temperatura y fractura*



<b>Cadmio – Zinc - Cobre</b>		
No. de Foto	Temperatura	Mecanismo de Fractura Predominante.
43	-150°C	Fibroso Transgranular
44	-150°C	Microporosidades por Coalescencia
45	-100°C	Transgranular
46	-100°C	Transgranular por Coalescencia
47	-50°C	Transgranular
48	-50°C	Microporosidades por Coalescencia
49	Ambiente	Fragilización por Exfoliación
50	Ambiente	Microporosidades
51	50°C	Transgranular
52	50°C	Microporosidades por Coalescencia
53	100°C	Microporosidades por Coalescencia
54	100°C	Deformación de Porosidades
55	150°C	Microporosidades por Coalescencia
56	150°C	Microporosidades por Coalescencia
57	200°C	Transgranular Fibroso
58	200°C	Microporosidades por Coalescencia
59	250°C	Coalescencia con Aspecto Fibroso
60	250°C	Microporosidades por Coalescencia
61	250°C	Inclusiones

*Tabla 4. 10 Numeración de las fotos, de acuerdo a su temperatura y fractura*

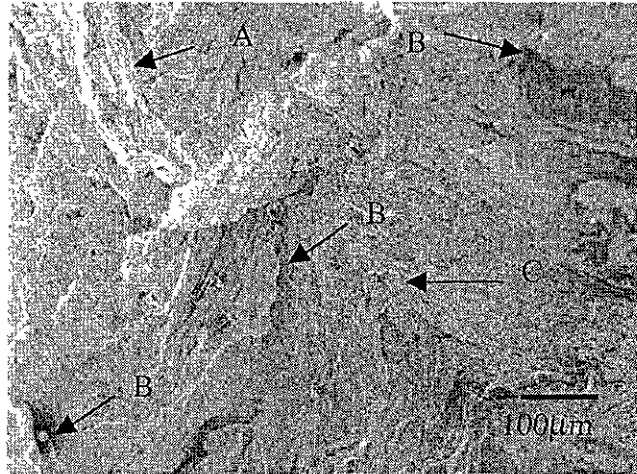


Foto 25

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc a temperatura de ensayo de  $-150^{\circ}\text{C}$ , tomada a 150X. Tipo de fractura: A- Indicios de fragilización por exfoliación producto de una ruptura rápida entre los granos. B- Fracturas de propagación por coalescencia de microcavidades, en B' del extremo inferior izquierdo es visible una partícula rica en Cadmio fragmentando los granos para formar una microcavidad. C- Propagación de la grieta en dos diferentes planos por alargamiento intergranular.

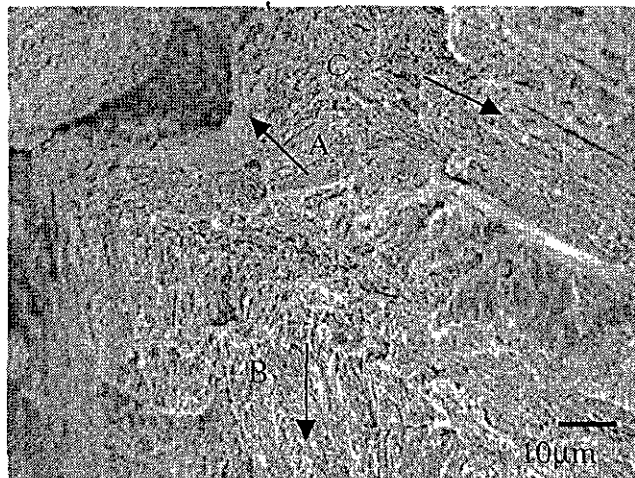
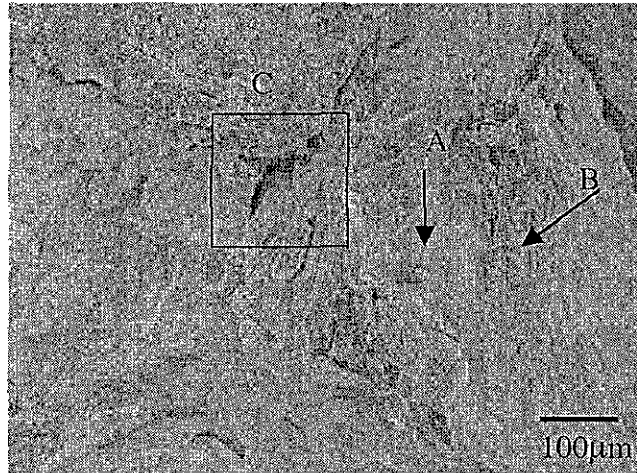
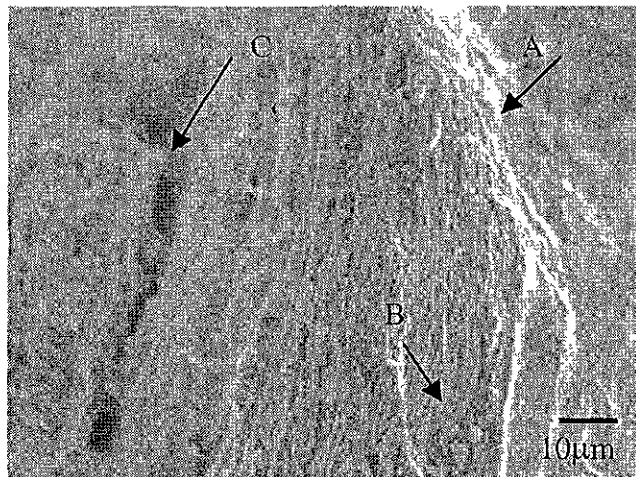


Foto 26

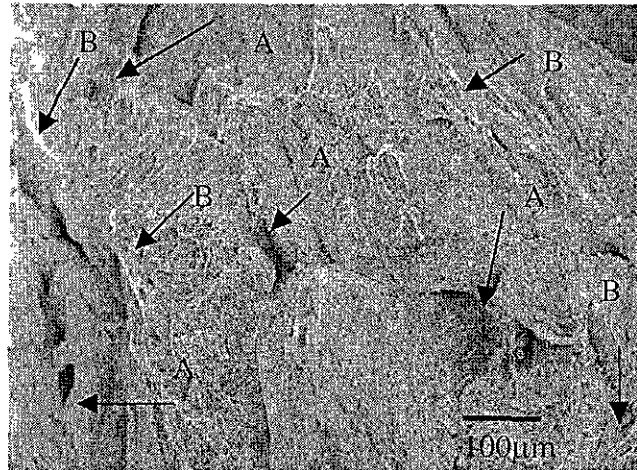
Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc a temperatura de ensayo de  $-150^{\circ}\text{C}$ , tomada a 1000X. A- Presenta planos entre los granos formando cavidades consecuencia de una separación intergranular. B- Planos efecto de la torsión entre poros exfoliados, siguiendo la propagación preferencial de la ruptura de impacto. C- Alargamiento de poros exfoliados de microcavidades.

**Foto 27**

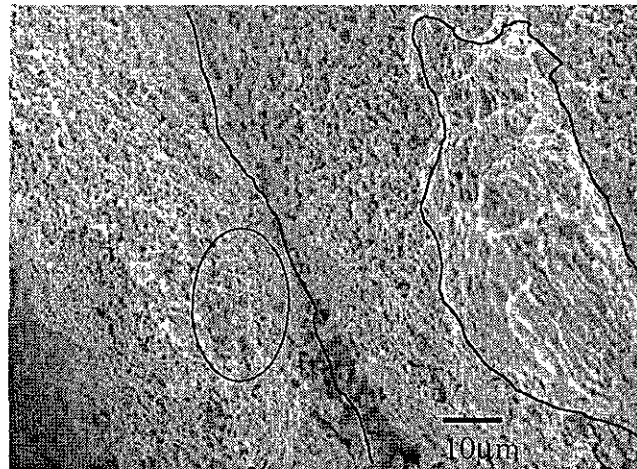
Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc a temperatura de ensayo de  $-100^{\circ}\text{C}$ , tomada a 150X. Tipo de fractura: A- Inclusión rica en Cadmio. B- Fragilización por exfoliación con orientación preferencial. C- Separación intergranular.

**Foto 28**

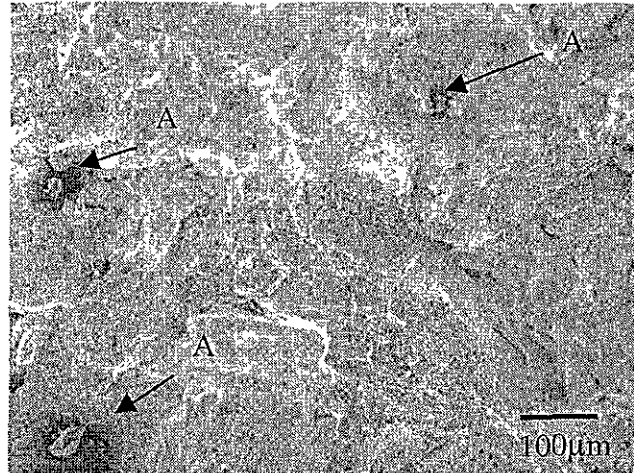
Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc a temperatura de ensayo de  $-100^{\circ}\text{C}$ , tomada a 1000X. Tipo de fractura: A- Se muestran planos similares de exfoliación. B- Zona en la cual presente concentración de inclusiones ricas en Cadmio orientando la propagación de la fractura. C- Propagación de la grieta debido a la exfoliación en la frontera del grano y a la velocidad de deformación alta.

**Foto 29**

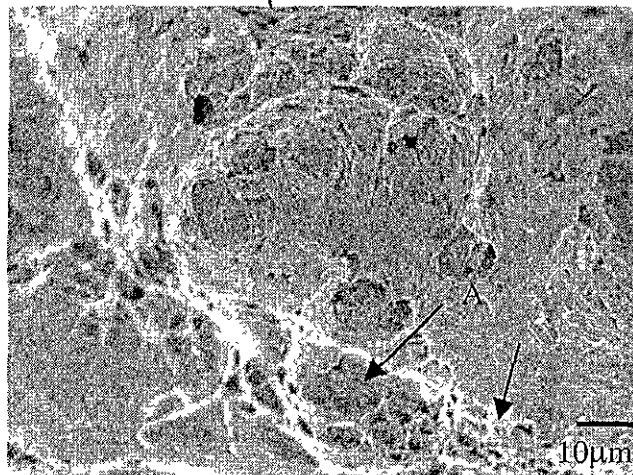
Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc a temperatura de ensayo de  $-50^{\circ}\text{C}$ , tomada a 150X. Tipo de fractura: En general en la fractura se identifica la formación definida de la separación intergraular a lo largo de granos equidimensionales. A- Fracturas por coalescencia de microcavidades, es notorio observar el diferente tamaño de microcavidades. B- Fractura por exfoliación notándose la dirección de la propagación de la grieta.

**Foto 30**

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc a temperatura de  $-50$ , tomada a 1000X. Tipo de fractura: Diferentes tipos de poros formados durante la exfoliación en las microcavidades. En la región A, se presentan poros cónicos equiaxiales, notándose en la región elíptica presencia de inclusiones dentro de los poros, ricos en Cadmio. Es importante describir la separación entre los granos y la diferencia de mecanismos presentes. En la región B se observan los diferentes tipos de planos por cuasi - exfoliación con presencia de microcavidades en esta región presenta mayor fragilidad en comparación a la región A.

**Foto 31**

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc a temperatura de ensayo ambiente, tomada a 150X. Tipo de fractura: A- La fractura ocurre por la ruptura de hoyuelos en presencia de una inclusión en diferentes tamaños. La región media de la fractografía se observa fractura del tipo de transgranular por exfoliación con separaciones irregulares, en la frontera del grano se distinguen típicos rasgos de la presencia de la exfoliación

**Foto 32**

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc a temperatura de ensayo ambiente, tomada a 1000X. Tipo de fractura: A- Intercomponente por coalescencia de microcavidades. La variedad de hoyuelos son del tipo transgranular por coalescencia, distinguiéndose finos poros en medio de cada hoyuelo. En este caso es visible la evidencia secundaria de la propagación de la ruptura.

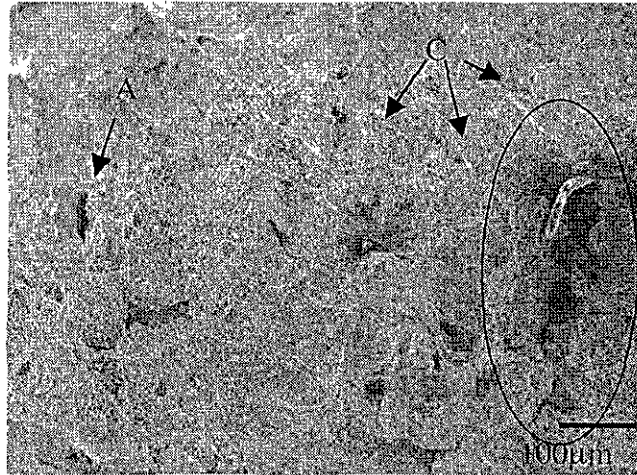


Foto 33

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc a temperatura de ensayo de 50°C, tomada a 150X. Tipo de fractura: En la región elíptica se observa una separación (banda) importante debido a la propagación de poros por coalescencia en la frontera del grano, en el caso de la región en A se distingue el mismo mecanismo en menor escala. B- Se distingue fractura del tipo cuasi- exfoliación. C- Presenta patrones semejantes a un río característica de la exfoliación

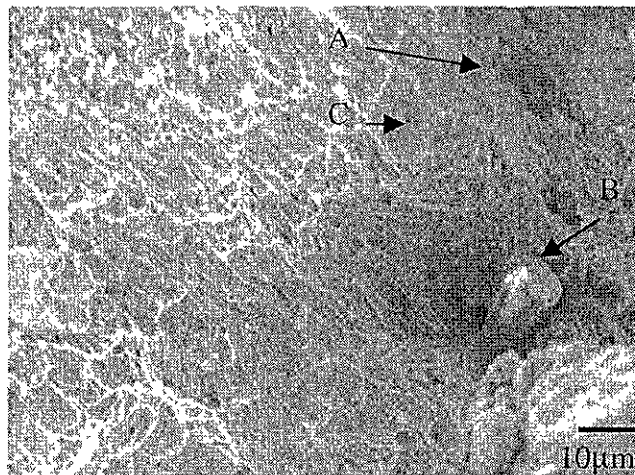


Foto 34

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc a temperatura de ensayo de 50°C, tomada a 1000X. Tipo de fractura: Alargamiento de los poros orientados a la inclusión rica en Cadmio. Los poros se deben a la formación de microcavidades por coalescencia. A - Fractura intergranular resultado de la cavitación en la frontera del grano. B - Inclusión globular alargada y empaquetada. C- El tipo de poro es característica de una fractura dúctil.



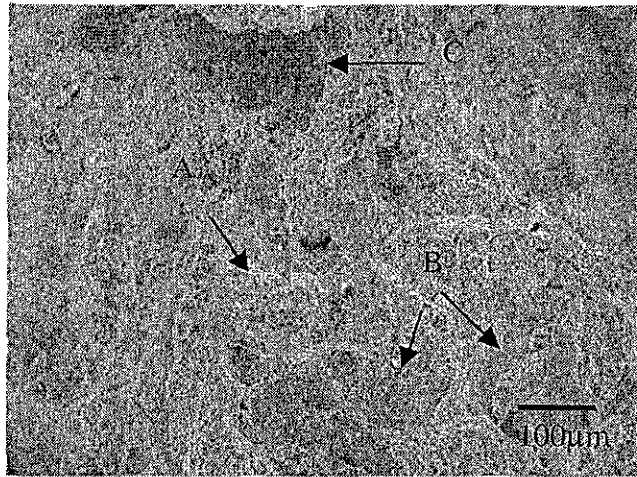


Foto 35

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc a temperatura de ensayo de 100°C, tomada a 150X. Tipo de fractura: La apariencia en general contiene varias facetas de cuasi - exfoliación, como es el caso de A. Sin embargo la región B presenta alargamiento de poros con distintas profundidades; este tipo de regiones son similares a enjambres de poros equiaxicos. C- En esta región es evidente observar la diferencia de planos a consecuencia de la ruptura intergranular.

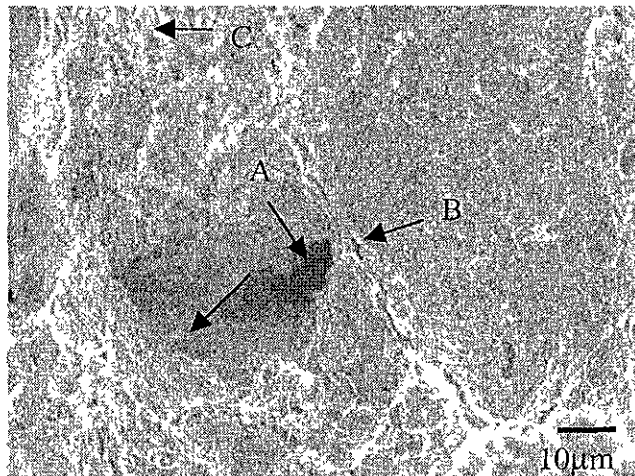
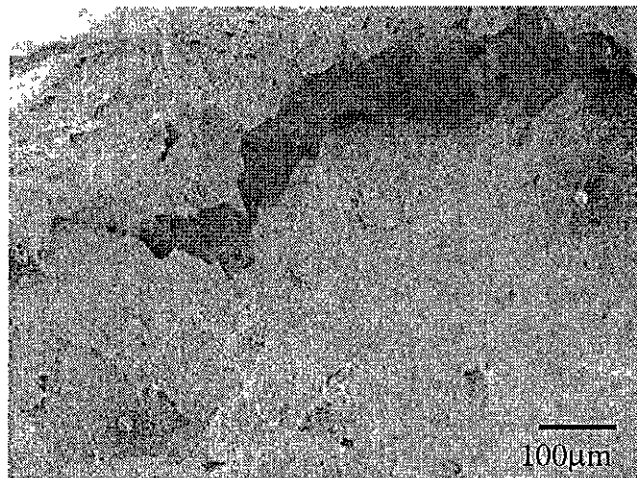
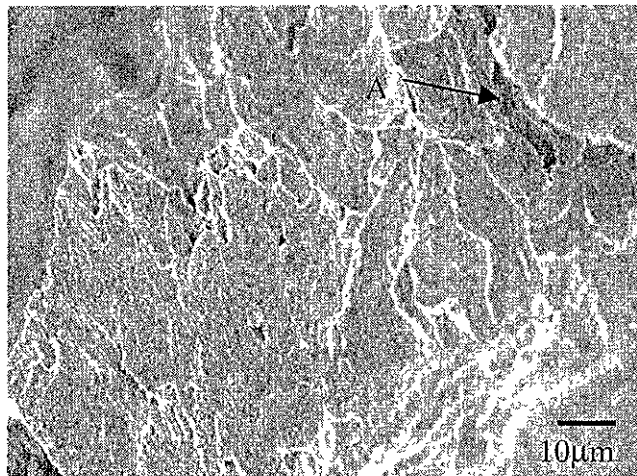


Foto 36

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc a temperatura de ensayo de 100°C, tomada a 1000X. Tipo de fractura: A- Intercomponente simple, en ambas regiones notando diferentes profundidades en diferentes orientaciones B- Presenta límite entre componentes. El tipo de fractura en su mayor parte es intergranular, C- Fractura transgranular producida por un ancho de banda de poros

**Foto 37**

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc a temperatura de ensayo de 150°C, tomada a 150X. Tipo de fractura: Muestra representativa de una separación intergranular formando una gran cavidad por cavitación.

**Foto 38**

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc a temperatura de ensayo de 150°C, tomada a 150X. Tipo de fractura: Fragilización por exfoliación, es notorio observar la dirección y los planos presentes debido a la ruptura transgranular. Dicha dirección de la propagación de las grietas corren semejantes a ramificaciones semejantes a los ríos. A - Intercomponente simple, producto de la cavitación en la frontera del grano.



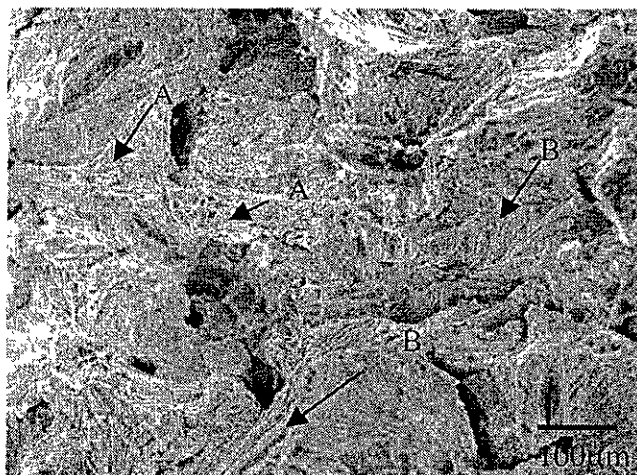


Foto 39

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc a temperatura de ensayo de 200 °C, tomada a 150X. Tipo de fractura: En el área total se presenta una distribución de cavidades intergranulares, la morfología de la apariencia es del tipo de coalescencia. A- Presenta microporosidades aisladas; resultado de microcavidades por coalescencia, con una ligera separación de granos. B- Exfoliación transgranular.

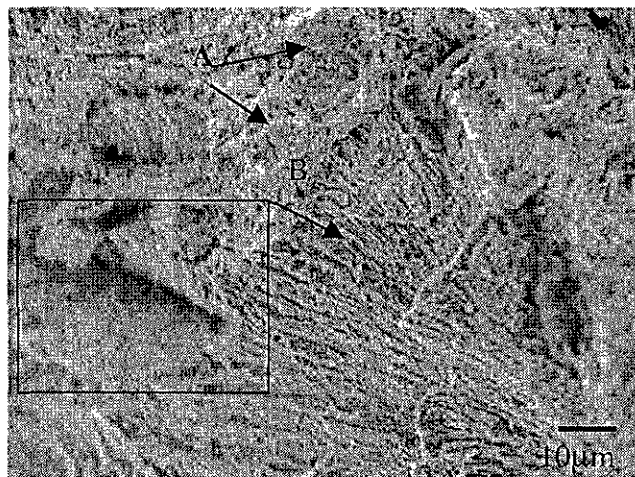


Foto 40

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc a temperatura de ensayo de 200°C, tomada a 150X. Tipo de fractura: Intergranular presentando la cara de los granos, así como en su totalidad se expanden los hoyuelos en toda la fractografía. En la región rectangular se observa en las paredes de la cavidad efectos secundarios de la ruptura formando porosidades por el desgajamiento. A- Moderados tamaños de porosidades, con un numero similar de inclusiones . B- Presenta inicio de la propagación de la ruptura alargando las microporosidades

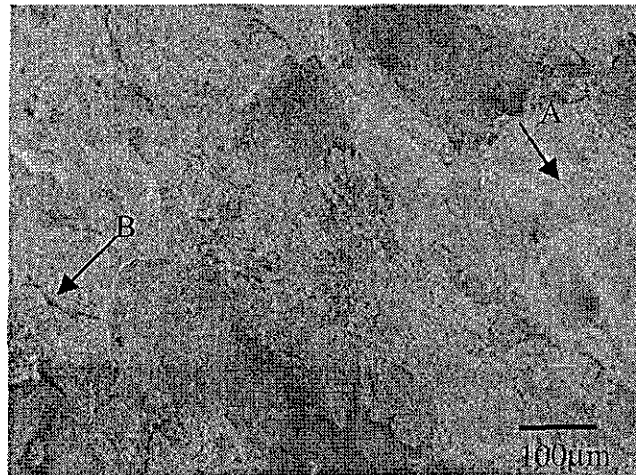


Foto 41

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc a temperatura de ensayo de 250°C, tomada a 150X. Tipo de fractura: Transgranular combinado con exfoliación, con mínima ductilidad. Las porosidades no son visibles, en este caso se presentan regiones con cavidades de mayor tamaño, la ruptura es debido a la fragilidad de la aleación, por otra parte existen regiones planas en el grano con mayor profundidad debido al tipo de desgarre. A- Exfoliación por coalescencia. B- Inicio de una fractura Intergranular.

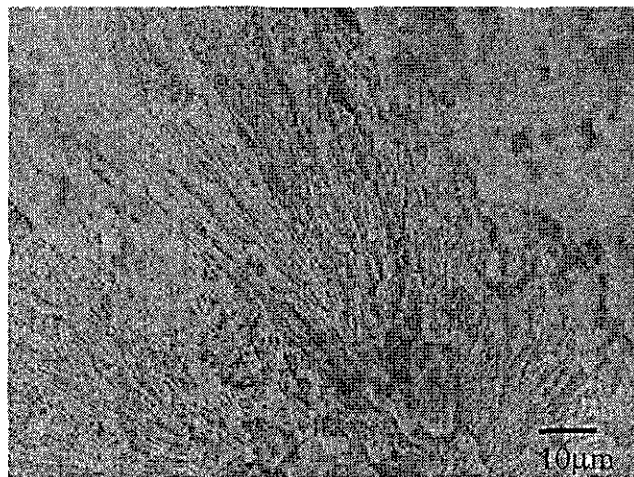


Foto 42

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc a temperatura de ensayo de 250 °C, tomada a 1000X. Tipo de fractura: Ruptura intergranular, la formación de los poros son lineales y alargados por coalescencia. Se observa de tal forma el inicio de la propagación de la ruptura, siguiendo una geometría radial.



Foto 43

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc - Cobre a temperatura de ensayo de  $-150^{\circ}\text{C}$ , tomada a 150X. Tipo de fractura: El aspecto fibroso transgranular es por deslizamiento por corte. De tal forma, el cambio en la superficie es característica de la temperatura de ensayo A - Fractura intergranular.

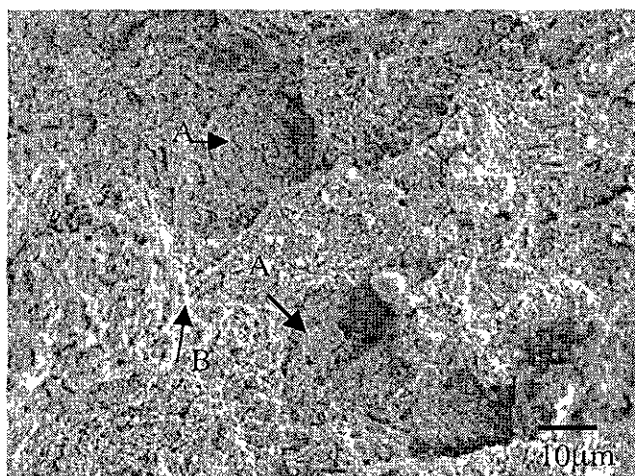


Foto 44

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc - Cobre a temperatura de ensayo de  $-150^{\circ}\text{C}$ , tomada a 1000X. Tipo de fractura: La superficie muestra hoyuelos resultado de microporosidades por coalescencia. A- En esta región los hoyuelos tienen en sus paredes una variedad de pequeñas porosidades, evidencia de la propagación secundaria de la ruptura. B- Áreas de cuasiexfoliación.

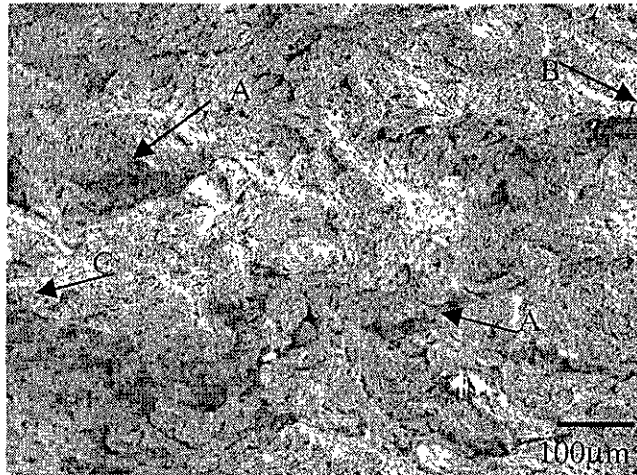


Foto 45

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc - Cobre a temperatura de ensayo de  $-100^{\circ}\text{C}$ , tomada a 150X. Tipo de fractura: A- Fractura transgranular. B- Presenta una pronunciada propagación de ruptura intergranular, mostrando cavitación en las paredes siguiendo una trayectoria pronunciada desde el extremo superior derecho (B), hasta el extremo inferior izquierdo (C). En general es una característica de orientación y dirección de la fractura llamados largueros (stringers[M.H. p.98 ]).

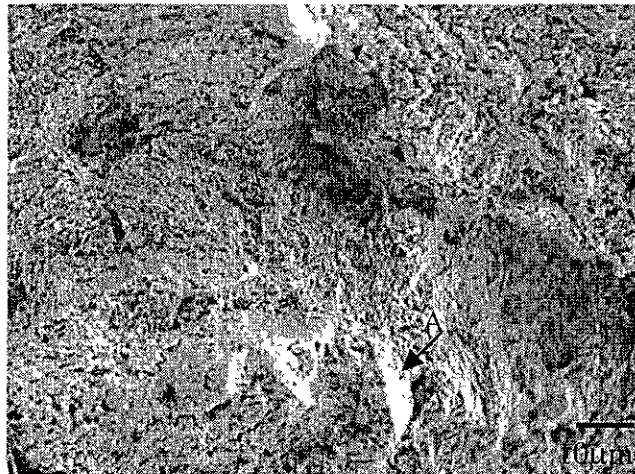


Foto 46

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc - Cobre a temperatura de ensayo de  $-100^{\circ}\text{C}$ , tomada a 1000X. Tipo de fractura: En general se presenta la ruptura transgranular por coalescencia de microcavidades siguiendo una dirección preferencial. A- La superficie en esta área está definida principalmente por una región plana, por la ruptura del grano transversal, cercana a hoyuelos con cavitaciones próximas.

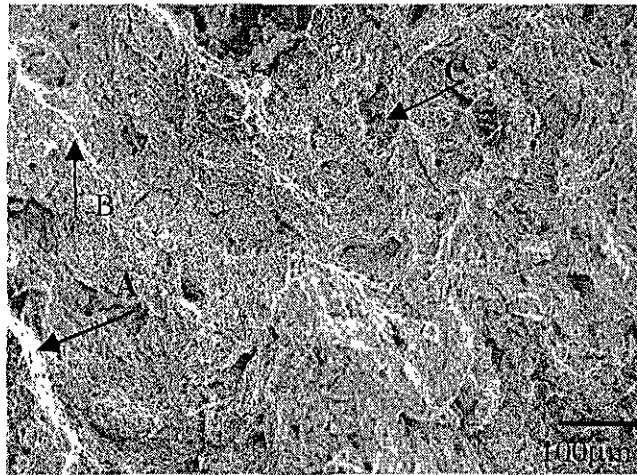


Foto 47

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc - Cobre a temperatura de ensayo de  $-50^{\circ}\text{C}$ , tomada a 150X. Tipo de fractura: Transgranular A- Transcomponente por corte. B- Coalescencia de microcavidades. B- Fragilización por exfoliación . C- Separación Intergranular

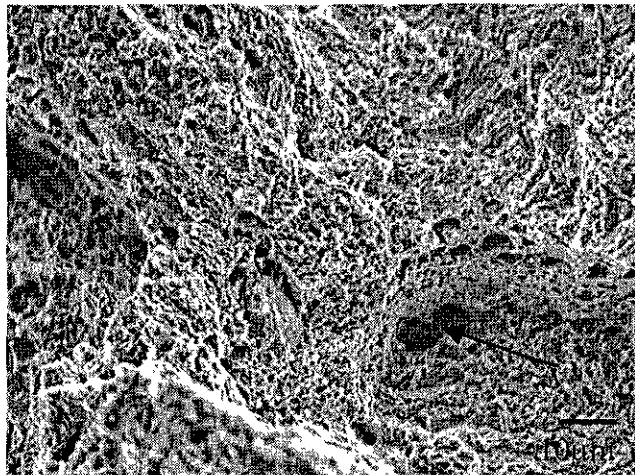
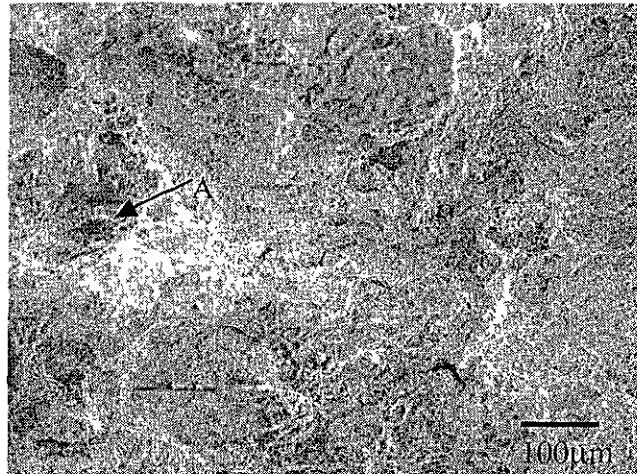
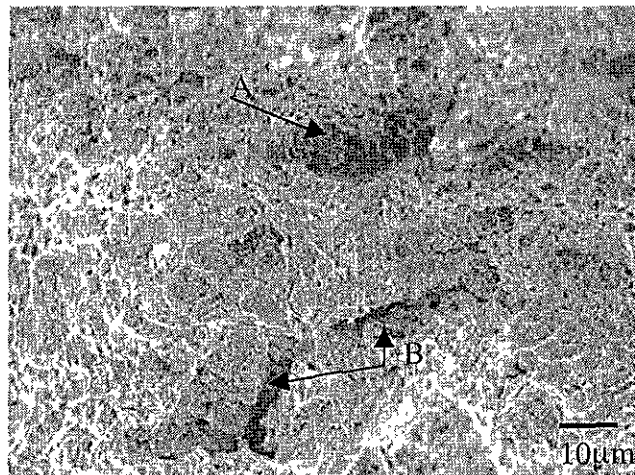


Foto 48

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc - Cobre a temperatura de ensayo de  $-50^{\circ}\text{C}$ , tomada a 1000X. Tipo de fractura: Microporosidades por coalescencia, se presenta una red con variación de tamaños de porosidades, la homogeneidad es un factor de suma importancia en esta área específica.. A- La larga cavidad es debido a la separación localizada en la frontera del grano.

**Foto 49**

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc - Cobre a temperatura de 20°C, tomada a 150X. Tipo de fractura: Los mecanismos presentes muestran una aparente fragilización en las crestas entre los grano, en su gran mayoría presenta facces evidentes de porosidades , con una intensidad menor de cuasi-exfoliación. A- Presenta una cavidad por ruptura transgranular.

**Foto 50**

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc - Cu a temperatura de 20°C, tomada a 1000X. Tipo de fractura: La superficie completa presenta poros cónicos equiaxicos, el tipo de ruptura es por cortante dúctil. A- La cavidad en el centro es el resultado de una separación localizada en un límite de grano, alrededor se observan finas porosidades. B- Separación intergranular.



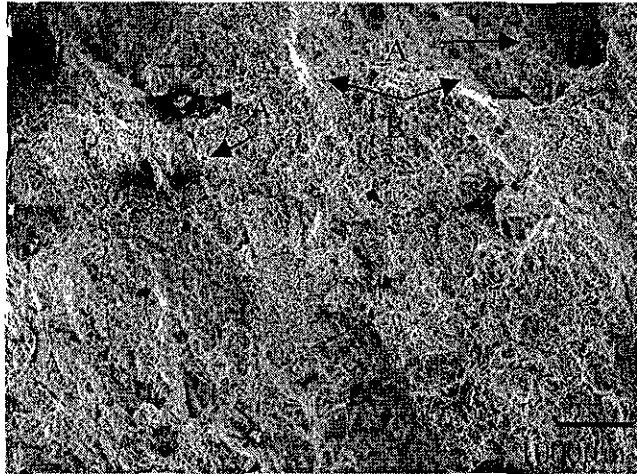


Foto 51

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc - Cobre a temperatura de ensayo de 50°C, tomada a 150X. Tipo de fractura: La región total es producto de una ruptura por transgranular por coalescencia de microcavidades. A- Cavidades por cavitación, por separación intergranular. B- En esta región presenta principios de exfoliación por coalescencia, con pequeños cortes transversales debido a los deslizamientos entre fronteras de granos.

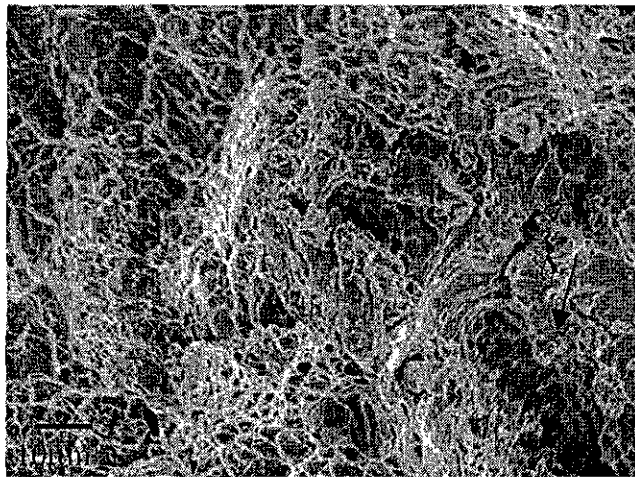


Foto 52

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc - Cobre a temperatura de ensayo de 50°C, tomada a 1000X. Tipo de fractura: Microporosidades por coalescencia, en la red formada se detalla una variedad de direcciones. Es notorio observar las paredes de las cavidades en donde se muestran porosidades en ambos lados debidos a la ruptura intergranular. A- Representa una deformación entre poros, debido al esfuerzo plástico.

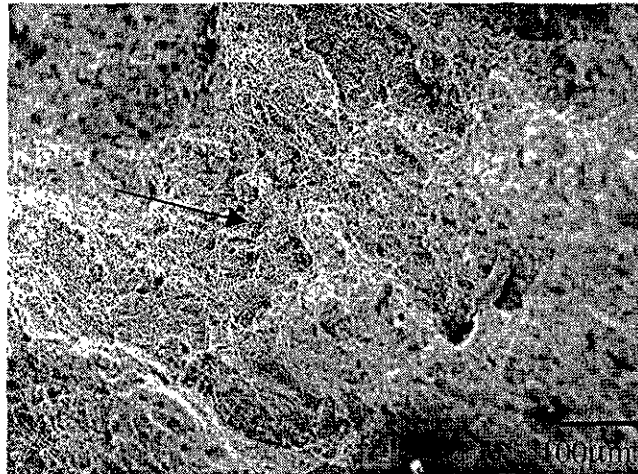


Foto 53

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc - Cobre a temperatura de ensayo de 100°C, tomada a 150X. Tipo de fractura: Microporosidades por coalescencia, con tres elevaciones en planos, consecuencia asociada con una cuasi - exfoliación en la región más alta tomando en cuenta que las microporosidades prevalecen a excepción de las cavidades que no presentan evidencia de fractura intergranular.

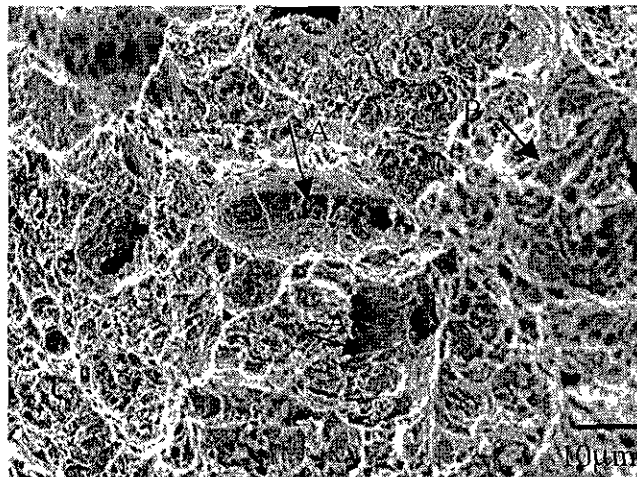
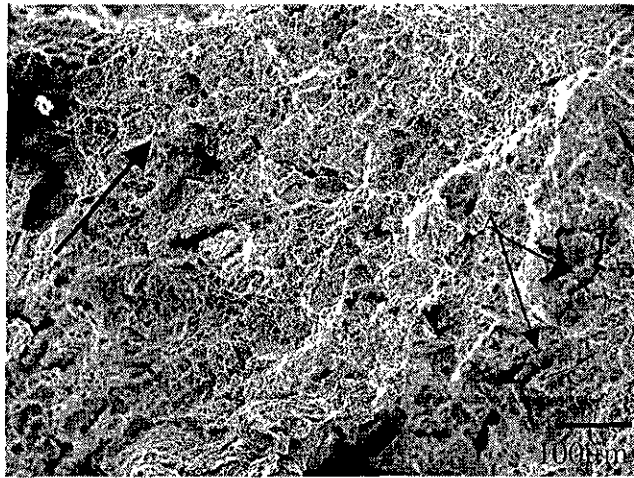


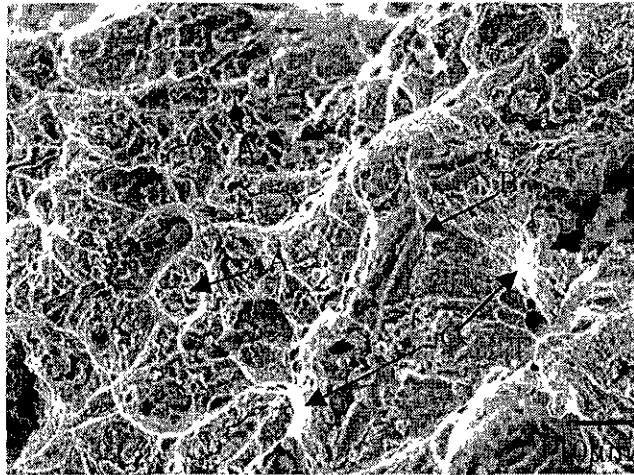
Foto 54

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc - Cobre a temperatura de ensayo de 100°C, tomada a 1000X. Tipo de fractura: Ruptura por hoyuelos, clásica formación de ductilidad. A- Toma a la vecindad del origen de la fractura, mostrando una desigualdad en la formación de un arreglo de hoyuelos, formando una dispersión con grandes vacíos. B- Presenta alargamiento de porosidades, producto de una deformación entre poros.



**Foto 55**

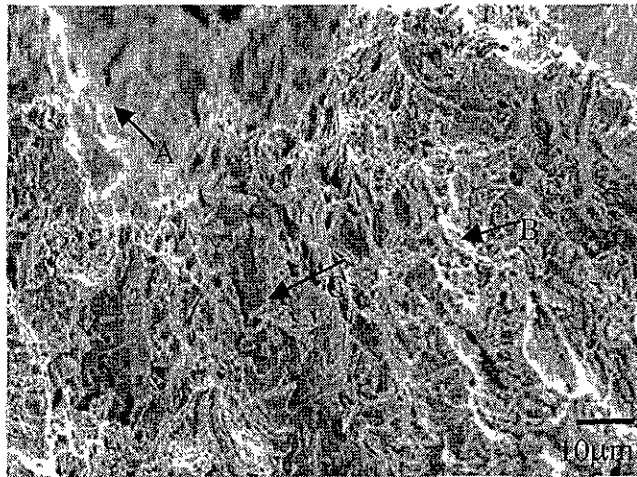
Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc - Cobre a temperatura de ensayo de 150°C, tomada a 150X. Tipo de fractura: Transición de fracturas del tipo cavidades intergranulares a microcavidades por coalescencia, en dirección de la flecha. La ductilidad en esta fractografía. Es de importancia mencionar que la mayor parte de los hoyuelos son del tipo de corte por deslizamiento siguiendo la dirección del efecto cizallante. A- Muestra la formación de cavidades intergranulares.

**Foto 56**

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc - Cobre a temperatura de ensayo de 150°C, tomada a 1000X. Tipo de fractura: Microcavidades por coalescencia. A- Se observan hoyuelos moderados que contienen pequeñas inclusiones, la mayoría de las cuales están dentro de una red de hoyuelos, en la pared de los hoyuelos contienen muchas porosidades extremadamente finas. B- Representa una deformación formando una unión entre hoyuelos. C- Transcomponente por corte.

**Foto 57**

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc - Cobre a temperatura de ensayo de 200°C, tomada a 150X. Tipo de fractura: La apariencia muestra un aspecto transgranular fibroso homogéneo sin ninguna orientación preferencial. Describiendo cortes transgranulares en los bordes.

**Foto 58**

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc - Cobre a temperatura de ensayo de 200°C, tomada a 1000X. Tipo de fractura: A- Transcomponente por corte. B- Intercomponente por coalescencia de microcavidades. C- Unión entre microcavidades alargados, siguiendo una trayectoria con dirección a la propagación de la ruptura.

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

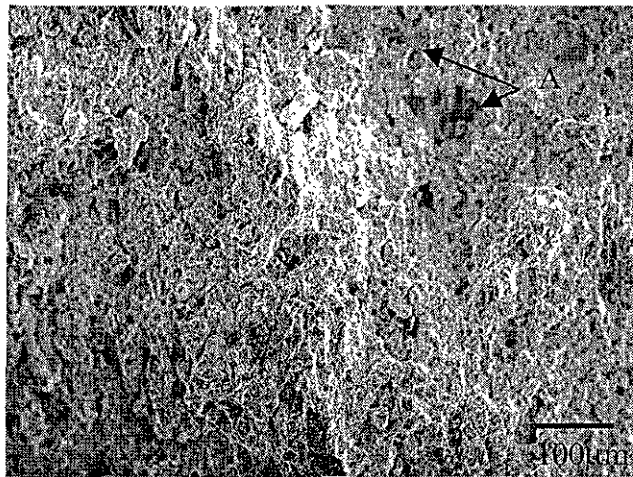


Foto 59

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc - Cobre a temperatura de ensayo de 250°C, tomada a 150X. Tipo de fractura: Microporosidades por coalescencia con aspecto fibroso con pequeñas cavidades intergranulares. A- Describe el apiñamiento de inclusiones globulares intergranulares.

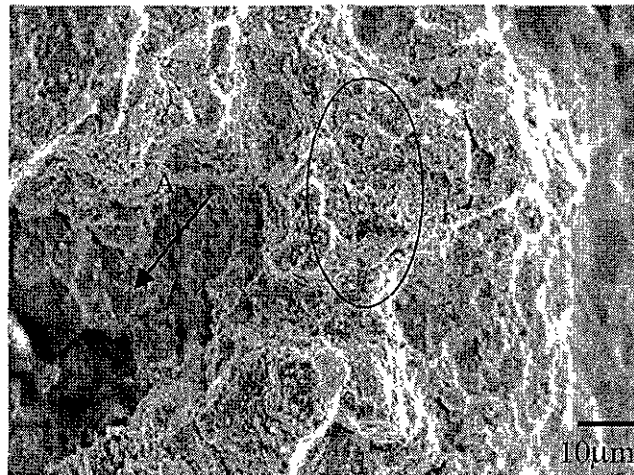
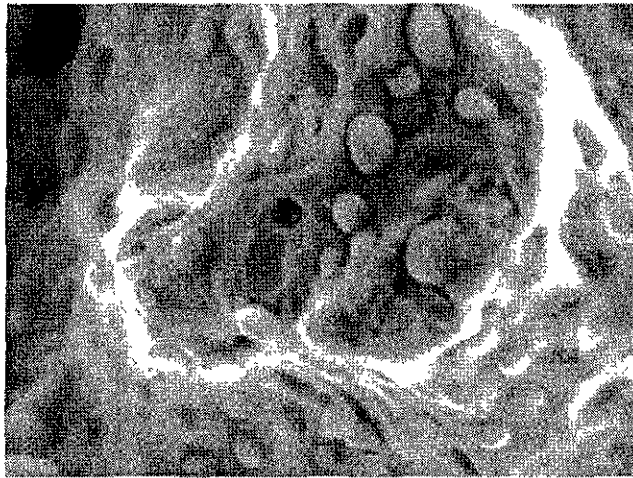


Foto 60

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc - Cobre a temperatura de ensayo de 250°C, tomada a 1000X. Tipo de fractura: En la región elíptica se observa la presencia de una dispersión de inclusiones globulares en la región central de los hoyuelos que inicia en la interface entre la matriz y las inclusiones. A- Fractura intergranular por coalescencia de microcavidades. La formación de porosidades disminuye debido a que la ductilidad en el material a esta temperatura decrece.

**Foto 61**

Fractografía de la aleación Cadmio - Zinc - Cobre a temperatura de ensayo de 250°C, tomada a 7000X. Tipo de fractura: Por coalescencia de porosidades. A esta alta magnificación se nota la presencia de apiñamiento de inclusiones esféricas dentro de una nucleación de una microporosidad. Las inclusiones son ricas en Cobre.

## CAPITULO 5

### ANALISIS Y DISCUSION DE RESULTADOS

De acuerdo a los resultados de la prueba de impacto de la sección 4.1, al comparar ambos resultados para las dos aleaciones se puede distinguir que el agregado de cobre, en la segunda aleación, modifica el comportamiento al impacto al variar la temperatura. Es decir, la aleación tiene inestabilidades importantes a  $-100^{\circ}\text{C}$  y  $150^{\circ}\text{C}$ , lo cual no es común en otros materiales, tomando como referencia aleaciones de Zinc –Aluminio Cobre en diferentes composiciones.

De la misma manera si se observan los valores de las tablas 4.1 y 4.2, muestran que en la aleación Cd-Zn, el valor máximo de energía absorbida es de 18.75 a una temperatura de  $150^{\circ}\text{C}$ , esto nos proporciona una idea muy importante de la mayor ductilidad en el material y su confiabilidad.

De acuerdo con los estudios de J. Llanes [32] el comportamiento superplástico en pruebas de tensión para aleaciones de Cadmio –Zinc los resultados a la temperatura  $180^{\circ}\text{C}$  la aleación tienen mejor deformación superplástica, relacionando esto con los resultados obtenidos en la prueba de impacto, se tiene que para la aleación Cd-Zn concuerda con el valor máximo de ductilidad a esta temperatura.

En el caso de la segunda aleación con el agregado de cobre, se recorre dicha temperatura  $50^{\circ}\text{C}$  menos, para presentar su valor máximo de ductilidad, así como el valor de energía absorbida, teniendo una diferencia de  $3.02\text{N}\cdot\text{m}$ , el cual es un valor notable.

Esta diferencia se aprecia en los resultados de la inspección visual de la sección 4.3.

En la primera aleación las variaciones de dimensión en los costados laterales son consecuencia de que el material tiene una notable ductilidad a partir de la temperatura ambiente, hasta llegar a la última temperatura de ensayo que es a  $250^{\circ}\text{C}$ , donde se presenta mayor deformación en la probeta. Por otra parte en la aleación Cd-Zn-Cu, no presenta este cambio de aspecto visual, ya que el contenido de este tercer agregado y a pesar que es en una pequeña cantidad (1%), le da mejor resistencia al impacto y mejor comportamiento de estabilidad.

Es importante mencionar que en todas las fractografías de ambas aleaciones, se señalaron los mecanismos con mayor densidad, es por ello que siempre se observan como máximo más de tres mecanismos presentes por fractografía.

Del estudio de dureza de las secciones 4.5 y 4.6 se distinguen cambio debido a que en la primera aleación no presenta una estabilidad definida.

En este caso se observa la presencia de la microestructura de la aleación Cd – Zn, ya que es un caso muy particular y este fenómeno es ocasionado por el trabajo mecánico de deformación por laminación.

Esto se distingue en las fotografías 7, 8, y 9 ya que a temperaturas menores de la ambiente se observa un alargamiento en la microestructura como resultado de este fenómeno. Por esto no hay buenas propiedades mecánicas y de endurecimiento, por otra parte a temperatura ambiente el comportamiento es mas estable y relacionandose con lo esperado en la prueba de impacto.

Para la aleación Cd-Zn-Cu, los resultados de los ensayos de dureza, fueron con la prueba de impacto.

La dureza se estabiliza dándole al material una mejor resistencia, por lo cual en este estudio se confirma menor ductilidad pero con mayor dureza por consiguiente el comportamiento ante el impacto. Nuevamente se observa en las fotografías de la 16 a la 24 claramente que no existe cambios en la microestructura del material al variar la temperatura para esta aleación.

Del estudio fractográfico de la aleación Cd-Zn, fotografías 25 a la 42, el mecanismo predominante de fractura es por exfoliación a temperaturas menores al ambiente, esto es que el material es frágil, al aumentar la temperatura hasta 100°C las zonas de exfoliación son menos notorias. El mecanismo presente a esta temperatura es por coalescencia de microcavidades.

A la temperatura de 100°C y hasta llegar a 250°C, aparece un tercer mecanismo en el cual la fractura es por desgajamiento entre los granos, es decir, el tipo de fractura es intergranular y en algunos casos transgranular (a través de los granos), generalizando los tres mecanismos presentes: exfoliación, coalescencia y fractura transgranular.

Se puede observar que la aleación tiene mecanismos bien definidos al aumentar la temperatura, pero nunca estos son repetitivos en temperaturas distintas. Esto nos lleva a pensar que conociendo a fondo la fractografía del material se puede garantizar que la

aleación resistirá grandes cantidades de esfuerzo sin que halla deformación o que sufra alguna ruptura drástica.

Si analizamos la fractografía de la segunda aleación con el agregado de Cobre (fotografías de la 43 a la 61). Los mecanismos de fractura predominante son: transgranular y de coalescencia. Como se mencionó en la sección 4.4. el aspecto superficial de la fractura es de tipo granular si se compara con las fractografías a una magnificación de 150X.

En todas las fracturas se observa dicho aspecto granular fibroso, en esta aleación podemos identificar que en su totalidad la aleación tiene una característica particular en cuanto a los mecanismos de fractura, esto es que el material en su totalidad tiende a ser menos dúctil en menor cantidad que la aleación base a consecuencia del agregado de Cobre en el que siempre existen regiones con microcavidades por coalescencia en todas sus temperaturas de análisis. Por otra parte es importante resaltar que a la temperatura de 150°C la fractografía presenta una gran cantidad de porosidades en su estructura, lo cual nos indica que el material a esta temperatura presenta una buena ductilidad, lo cual concuerda con el estudio de H. Aguilar [33]. Por lo cual nos indica que a esta temperatura tiene el material excelentes propiedades superplásticas características de la aleación.

**CAPITULO 6****CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES****CONCLUSIONES**

- ★ Las aleaciones presentadas en este trabajo presentaron un comportamiento ante el impacto al variar la temperatura, que muestra ductilidad predominante a temperaturas superiores a la ambiente, por otra parte a temperaturas criogénicas en ambas aleaciones se comportan como materiales frágiles.
- ★ El estudio de la inspección visual determina los mecanismos de la propagación de la fractura en las aleaciones Cd – Zn y Cd - Zn – Cu [1 - 28 - 29].
- ★ La interpretación de la microestructura presente en ambas aleaciones arroja resultados claros acerca del comportamiento mecánicos, ya sea tensión, impacto y dureza; debido a que este estudio microestructural predice las características al variar la temperatura en dichas aleaciones.
- ★ La fractografía de las aleaciones Cadmio –Zinc y Cadmio-Zinc –Cobre, identifican los micromecanismos de fractura, por lo cual engloba la relación de las variables de microestructura, dureza y energía absorbida de las aleaciones relacionadas a esas variables de temperatura conociendo las clases y subclases de fracturas presentes identificando tanto su ductilidad y fragilidad.
- ★ Los mecanismos predominantes de fractura para la aleación Cd –Zn fueron por exfoliación y e intergranular, en cuanto a la aleación Cd – Zn – Cu, presenta coalescencia y fractura transgranular mecanismos en ambas aleaciones del tipo dúctil, estas fractografías fueron identificadas en comparación del Atlas de fractografía del Metals Handbook [34].
- ★ En la aleación Cd-Zn-Cu, presenta mejores condiciones ante impacto, microestructura y de dureza en comparación a la aleación Cd - Zn, ya que el comportamiento en dichos estudios mejoran los resultados. En la aleación con agregado de cobre disminuye su ductilidad en cuanto a la aleación del Cd- Zn en un 1.28%.



- ★ En general se puede concluir que dichas aleaciones pueden ser utilizadas como materiales estructurales con una confiabilidad de uso al 100% sin que estas tengan problemas de ruptura por algún esfuerzo ocasionado súbitamente. Esto es corroborado a los estudios realizados en ambas aleaciones por Llanes [32] y Aguilar[33], respectivamente en conformado superplástico.

## RECOMENDACIONES

1. El porcentaje en peso de las aleaciones debe de tener un control estricto, para obtener aleaciones eutécticas e hipoeutécticas al 100%.
2. Obtener probetas para la prueba de impacto del tipo Charpy “V”, en distintas direcciones de maquinado, con la finalidad de estudiar dicho comportamiento.
3. Realizar ensayos de impacto en rangos de al menos cada 10°C, con el objetivo de analizar una posible temperatura de transición de frágil a dúctil.
4. Analizar el cambio de apariencia visual, de al menos dos casos para cada probeta de ambos extremos, para identificar con mas detalle los mecanismos presentes en la ruptura del material.
5. Realizar un estudio en cuanto a la difracción de rayos X y microanálisis , al variar la temperatura de ambas aleaciones, para establecer las fases presentes y como se involucran en el ensayo de impacto.

## BIBLIOGRAFIA

- [1] Dieter G. E. Mechanical Metallurgy. Mc Graw-Hill, second edition, 1976, p. 490-527.
- [2] Bunshah, Framroze R. Techniques of Metals Research. New York, Interscience Publishers, 1968, p. 103-121.
- [3] Späth W. Impact Testing of Materials. Thames-Hudson, London, 1962. Sa, 1978, p. 166-168.
- [4] Hayden H. W. , Moffatt W. G. & Wulff J. Propiedades Mecánicas. Limusa, 1978, p. 1943-1949.
- [5] Fegredo D. M. Metallurgica Transactions, Vol.3, july 1972, p. 1943-1949.
- [6] Cottrell A. H. Transaction TMS-AIME, Vol. 212, 1958, p. 192.
- [7] Petch N. J. Phil. Mag. Vol.3, p. 1089; Fracture. Wiley and Thechnology Press, N.Y., 1959, p.54.
- [8] Armstrong R. W. Metallurgical Transactions, Vol. 1, may 1970, p. 1169-1176.
- [9] Greenwood G.W. and Quarrell A. G. Inst. Metals, Vol. 82, 1953-1954, p. 551.
- [10] Chapman J. A. And Wilson D. V. Inst. Metals, Vol. 91, 1962-63, p. 39.
- [11] Bunce J. E. and Evans R. E. The Metallurgy of Beryllium. Chapman and Hall, London, 1963.
- [12] Idem. 1, p. 192.
- [13] Idem. 1, p. 39.
- [14] Honeycombe R. W. K. The plastic Deformation of Metals. Edward Arnold Second Edition, 1984, p. 446-447.
- [15] Knott, J. F., "Micromechanisms of Fracture and the Fracture Toughness of Engineering Alloys." Fracture 1977, Vol. 1, ICF4, Waterloo Canada, June 1977, 1977, pp. 61-91.
- [16] Knott, J. F., "Effects of Microstructure and Stress-State on Ductile Fracture in Metallic Alloy." In: Advances in Fracture Research, Proceeding of the Seventh International Conference on Fracture (ICF7), K, Salama, et, al., Eds., Pergamon Press, Oxford, UK,1989, pp. 125-138.
- [17] Wilsforf, H.G.F., "The Ductile Fracture of Metals: a Microstructural Viewpoint."
- [18] Garrison, W.M. Jr. and Moody, N.R., "Ductile Fracture." Journal of the Physics and Chemistry of Solids, Vol. 48, 1987, pp. 1035-1074.
- [19] Knott, J. F., "Micromechanisms of Fibrous Crack Extension in Engineering Alloys." Metal Science, Vol. 14, 1980, pp. 327-336.
- [20] Thomason, P.F., Ductile Fracture of Metals, Pergamon Press, Oxford, UK, 1990.
- [21] Heerens, J. and Read, D.T., "Fracture Behavior of a Pressure Vessel Steel in the Ductile-to-Brittle Transition Region." NISTIR 88-3099, National Institute for Standars and Technology, Boulder, CO, December, 1988.
- [22] Krauss, G., "Principles of Heat Treatment of Steel." American Society for Metals, Metals Park, OH, 1980,
- [23] Hearle (J.W.S.), Sparrow (J.T.) and Cross (P.M.). The use of the Scanning Electron Microscope. Pergamon Press LTD, Great Britain, 1973, p. 1-22.
- [24] Heinrich (Kurt F.J.). Electron Beam X-Ray Microanalysis. Van Nostrand Reinhold Company. USA 1981, p.467-514.
- [25] Williams (D.V.). Practical Analytical Electron Microscopy in Materials Science. Phillips Electronics Instruments, Inc.,1978.

- [26] Bertin (E.P.). Principles and practice of X-Ray Spectrometric Analysis. Plenum Press, New York. 1975.
- [27] Pouchou (J.L.), Pichoir (F.). Un Nouveau modèle de calcul pour la microanalyse quantitative par spectrometrie de Rayons X. La Recherche Aerospatiale, 1984, N°3, p. 167-92.
- [28] T. L. Anderson; "Fracture Mechanics, Fundamentals and Applications." CRC Press. 1991, pp. 301-345.
- [29] William D. Callister, Jr; "Ciencia e Ingeniería de los Materiales." Ed. Reverté, S. A. Barcelona 1995, pp.194-214.
- [30] Richard W. Hertzberg; "Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials." Second Edition, Jhon Wiley & Sons, 1983. Pp. 353-415.
- [31] Aragon Ledezma J; "Comportamiento ante el Impacto de Aleaciones Zn - Al - Cu". Tesis de Maestría IPN 1989.
- [32] J. Llanes Briceño. "Conformado Superplastico de la aleación Cd-Zn". Tesis de Licenciatura UNAM 1998.
- [33] H. Aguilar Vigueras. "Caracterización de Conformado de una Nueva Aleación Superplástica Cd-Zn-Cu". Tesis de Licenciatura UNAM, 1998.
- [34] Metals Handbook Ninth Edition Volume 12 Fractography. Ed. American Society for Metals (A. S. M.)

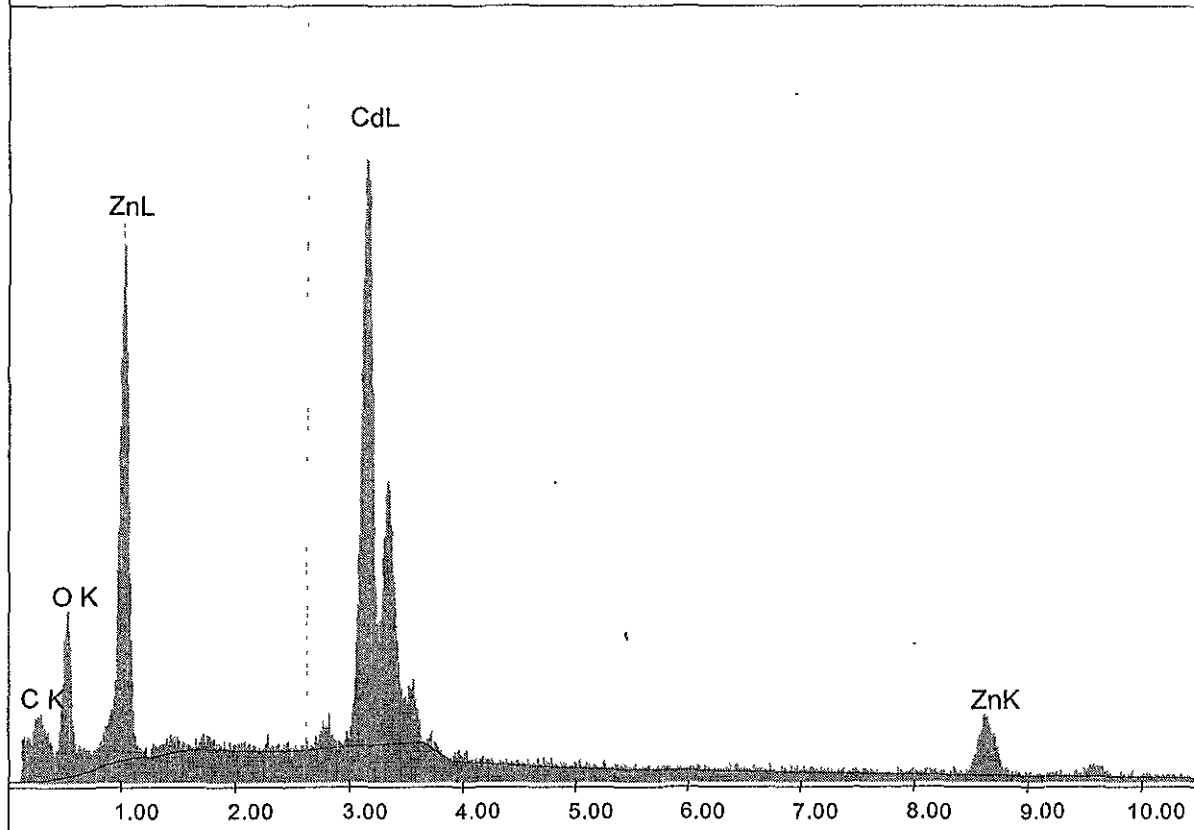
# **ANEXO**

D:\DX4\USR98\MAURICIO\SAID\CAD18.spc

Label:CAD18, 150x, 15kv, ss10, cps1100, 40uA

kV:15.0    Tilt:0.0    Take-off:35.0    Det Type:SUTW    Res:136    Tc:40

FS : 2045    Lsec : 100    23-Jun-98    16:37:10



**EDAX ZAF Quantification (Standardless)**

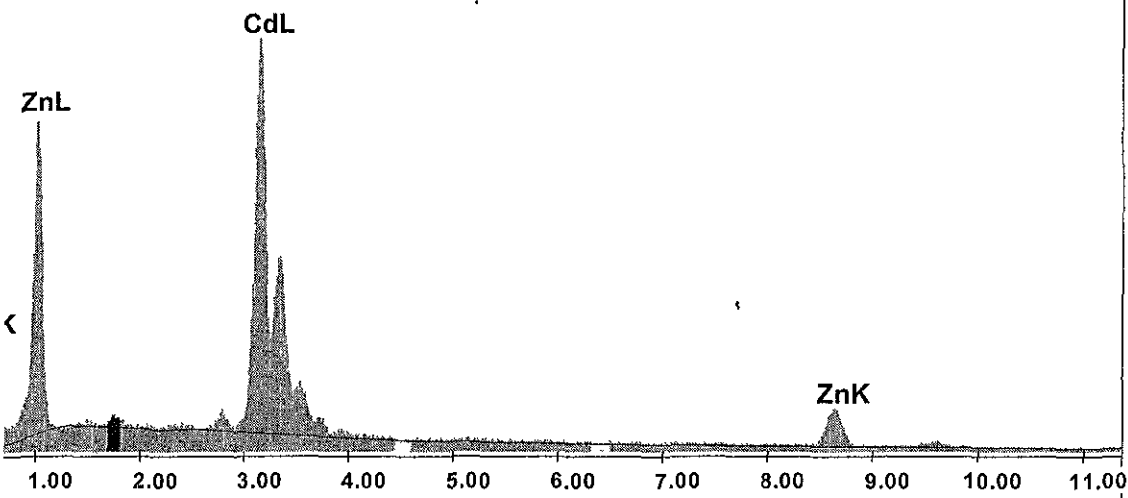
**Element Normalized**

Element	Wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
C K	1.30	5.45	0.0043	1.2449	0.2664	1.0001
O K	14.92	46.84	0.0361	1.2201	0.1983	1.0004
ZnL	31.99	24.57	0.1542	1.0037	0.4800	1.0005
CdL	51.79	23.14	0.4627	0.9030	0.9894	1.0000
Total	100.00	100.00				

D:\DX4\USR98\MAURICIO\SAID\CAD2.spc

I:CAD2, 11 SPZ, 1500CPS,150X, 50uA,

5.0 Tilt:0.0 Take-off:35.0 Det Type:SUTW Res:136 Tc:40  
5397 Lsec : 140 19-Jun-98 11:24:47



MAX ZAF Quantification (Standardless)  
Element Normalized

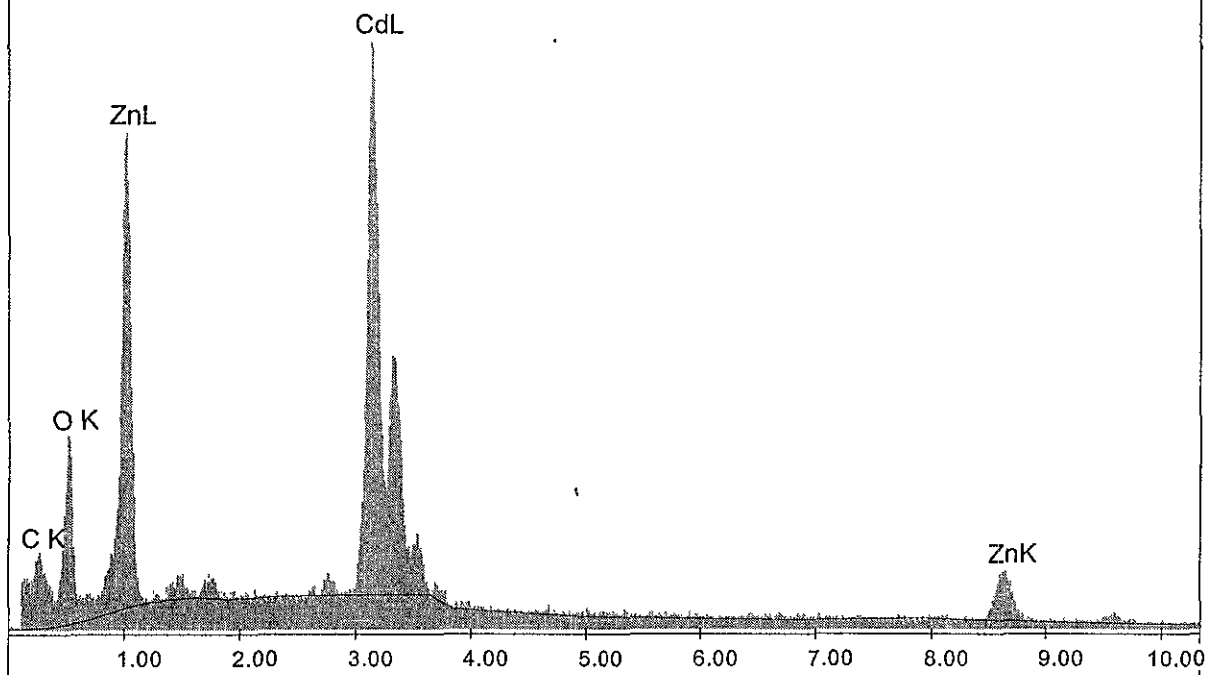
Element	Wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
C K	1.69	6.96	0.0057	1.2439	0.2730	1.0001
O K	15.14	46.81	0.0363	1.2191	0.1964	1.0004
ZnL	30.42	23.02	0.1450	1.0029	0.4749	1.0005
CdL	52.75	23.21	0.4718	0.9023	0.9913	1.0000
Total	100.00	100.00				

D:\DX4\USR98\MAURICIO\SAID\CAD12.spc

Label:CAD12, 150x, 15kv, ss9, cps1100, 50uA

kV:15.0 Tilt:0.0 Take-off:35.0 Det Type:SUTW Res:136 Tc:40

FS : 2192 Lsec : 100 23-Jun-98 13:51:47



**EDAX ZAF Quantification (Standardless)  
Element Normalized**

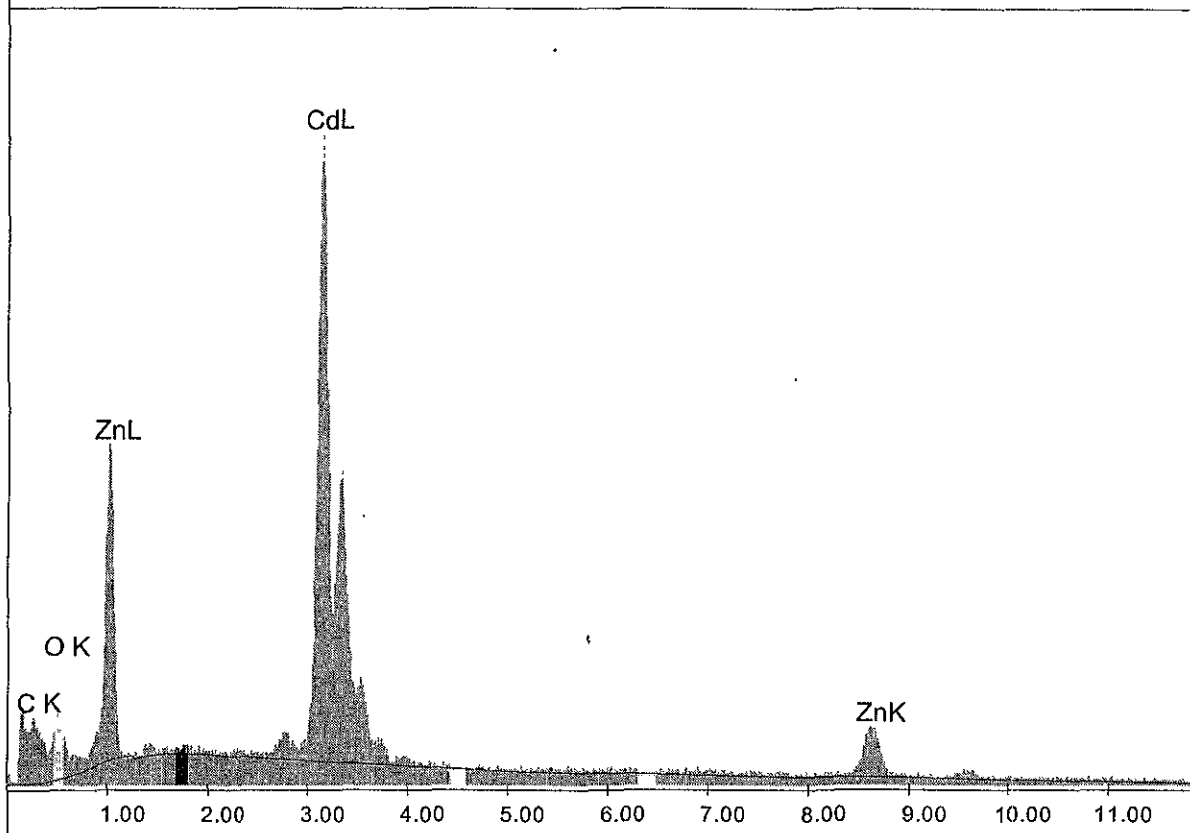
Element	Wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
C K	1.49	5.89	0.0049	1.2356	0.2674	1.0001
O K	16.94	50.13	0.0418	1.2110	0.2038	1.0004
ZnL	31.75	23.00	0.1533	0.9963	0.4843	1.0005
CdL	49.82	20.99	0.4426	0.8960	0.9915	1.0000
Total	100.00	100.00				

D:\DX4\USR98\MAURICIO\SAID\CAD9.spc

Label:CAD9, 11 SPZ, 1500CPS,150X, 50uA,

kV:15.0 Tilt:0.0 Take-off:35.0 Det Type:SUTW Res:136 Tc:40

FS : 2881 Lsec : 100 19-Jun-98 12:29:00



**EDAX ZAF Quantification (Standardless)  
Element Normalized**

Element	Wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
C K	1.33	5.97	0.0050	1.2611	0.3004	1.0001
O K	13.31	44.82	0.0298	1.2359	0.1808	1.0003
ZnL	24.12	19.87	0.1085	1.0165	0.4424	1.0006
CdL	61.23	29.34	0.5574	0.9154	0.9945	1.0000
Total	100.00	100.00				

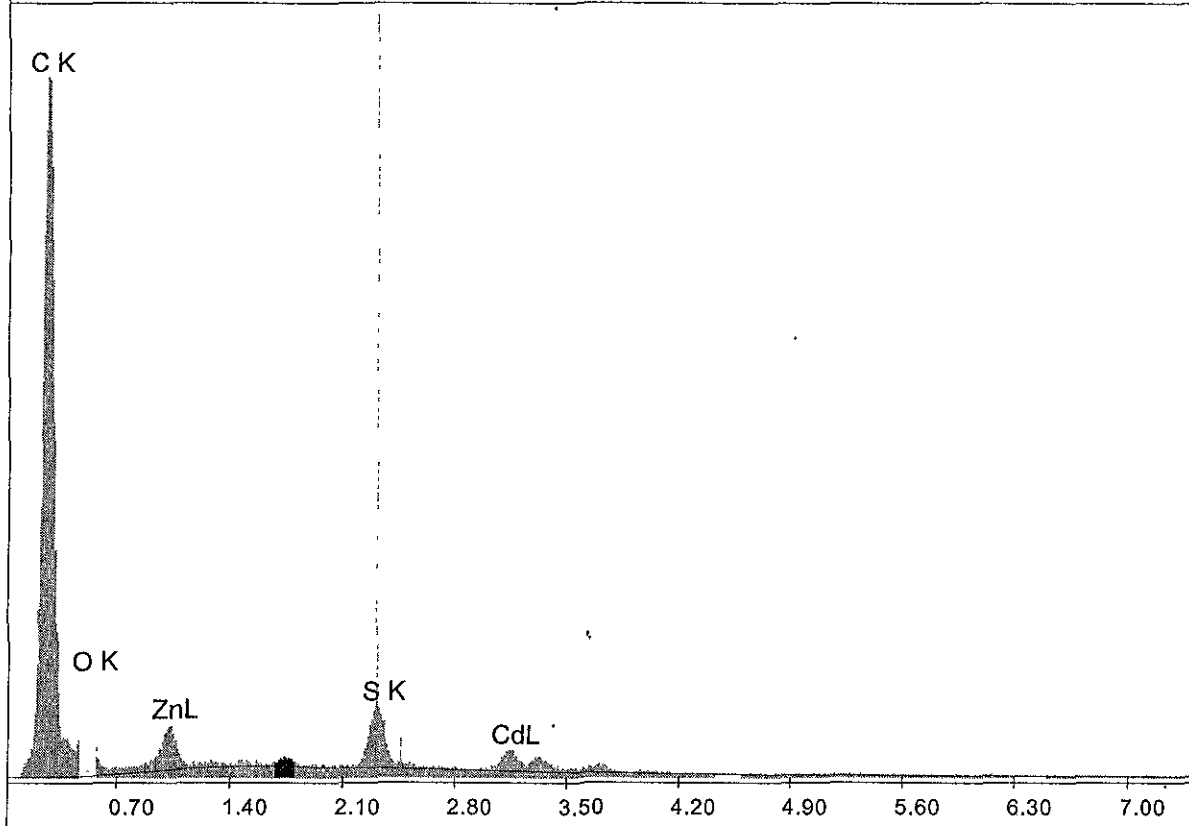


Untitled:3

Label: CAD4811 SPZ, 1500CPS, 150X, 50uA, *Ballcock.*

KV:15.0 Tilt:0.0 Take-off:35.0 Det Type:SUTW Res:136 Tc:40

FS : 6809 Lsec : 100 19-Jun-98 11:43:36



**EDAX ZAF Quantification (Standardless)  
Element Normalized**

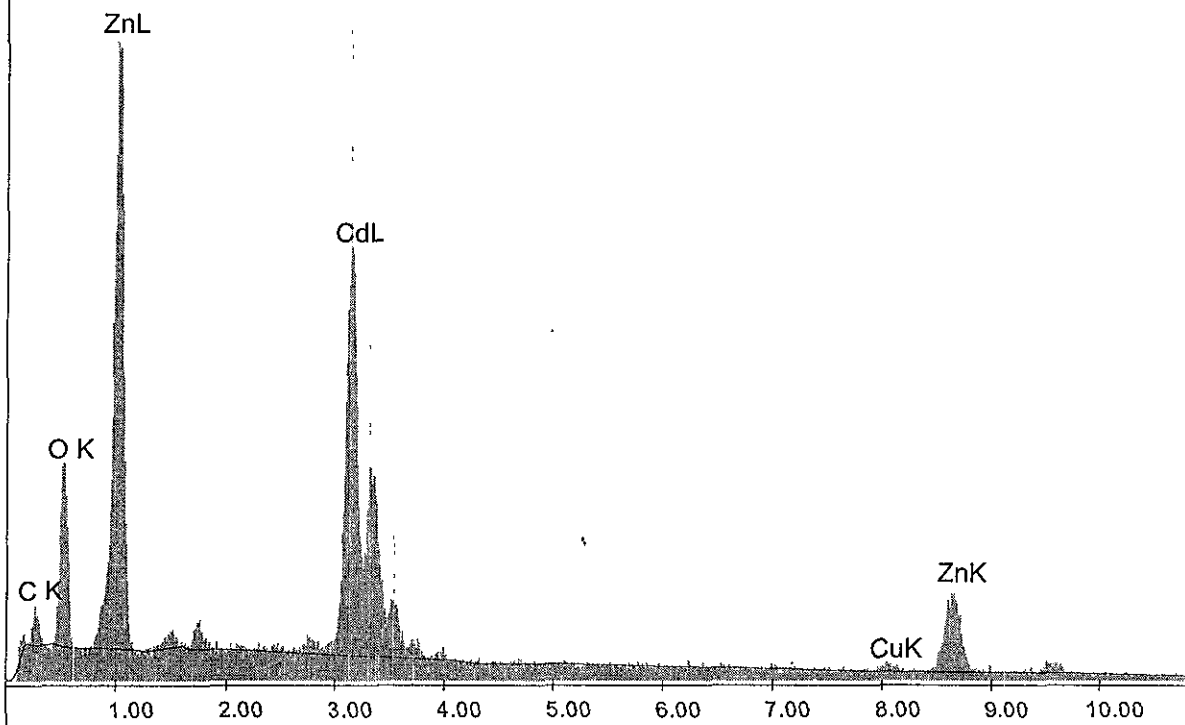
Element	Wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
C K	43.57	59.64	0.1444	1.0460	0.3167	1.0003
O K	32.48	33.37	0.0863	1.0262	0.2588	1.0002
ZnL	9.42	2.37	0.0517	0.8459	0.6476	1.0004
S K	6.79	3.48	0.0612	0.9639	0.9304	1.0037
CdL	7.73	1.13	0.0614	0.7523	1.0563	1.0000
Total	100.00	100.00				

D:\DX4\USR98\MAURICIO\SAID\CU7.spc

Label:cu7, temp. -150 150x, 15kv, ss9, cps1200, 40uA , SEI

KV:15.0 Tilt:0.0 Take-off:35.0 Det Type:SUTW Res:136 Tc:40

FS : 2356 Lsec : 100 24-Jun-98 14:04:02



**EDAX ZAF Quantification (Standardless)  
Element Normalized**

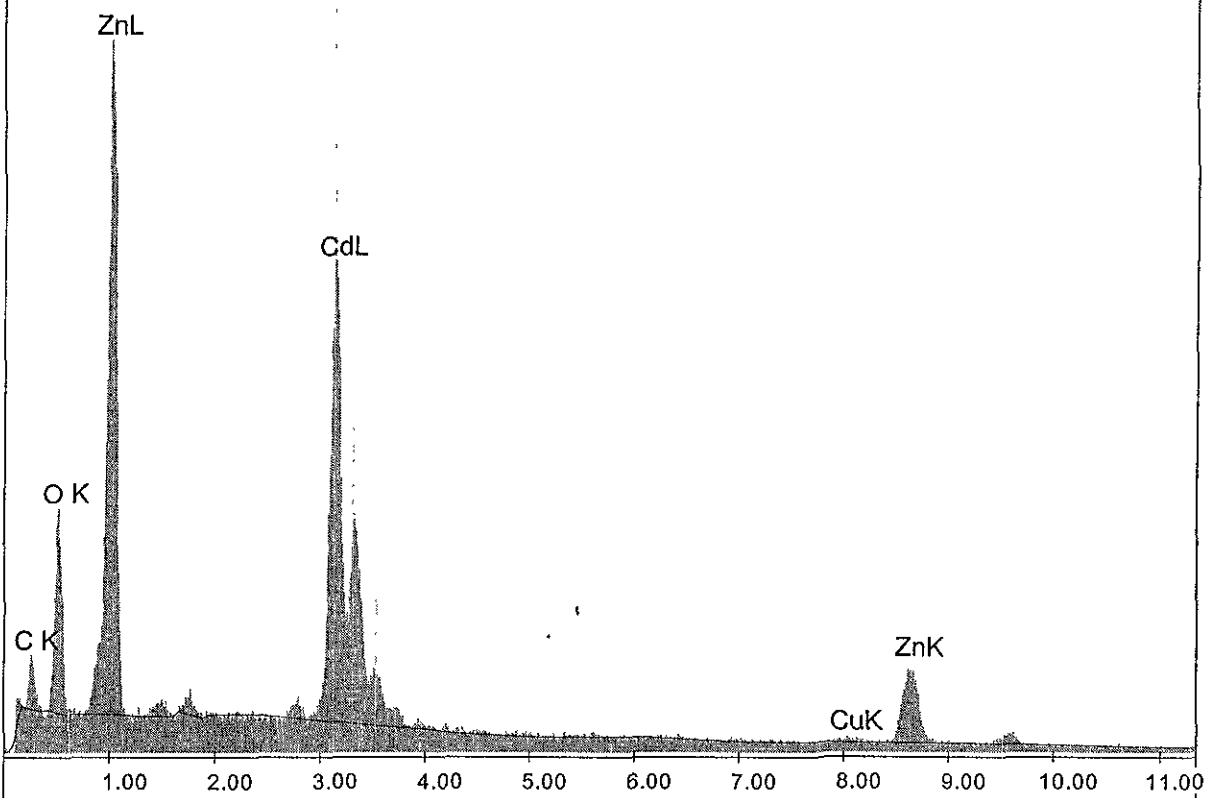
Element	Wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
C K	0.56	2.20	0.0016	1.2288	0.2359	1.0002
O K	17.27	50.95	0.0465	1.2044	0.2233	1.0005
ZnL	40.10	28.96	0.2070	0.9910	0.5209	1.0004
CdL	41.41	17.39	0.3627	0.8907	0.9833	1.0000
CuK	0.66	0.49	0.0065	0.9976	0.9868	1.0000
Total	100.00	100.00				

D:\DX4\USR98\MAURICIO\SAID\CU5.spc

Label:cu5, temp. -100 150x, 15kv, ss9, cps1400, 40uA , SEI

kV:15.0 Tilt:0.0 Take-off:35.0 Det Type:SUTW Res:136 Tc:40

FS : 2771 Lsec : 100 24-Jun-98 13:51:38



**EDAX ZAF Quantification (Standardless)  
Element Normalized**

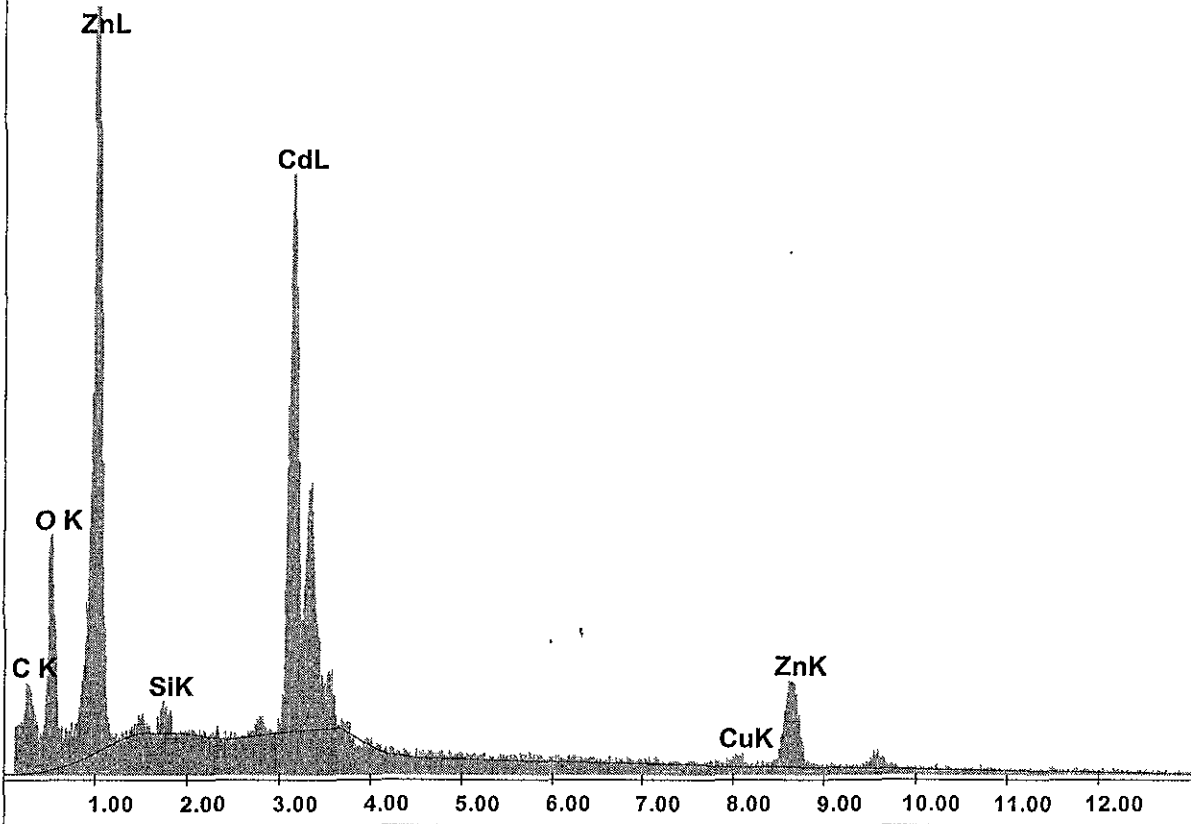
Element	Wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
C K	0.80	3.16	0.0023	1.2302	0.2352	1.0002
O K	16.60	49.37	0.0444	1.2058	0.2218	1.0005
ZnL	40.62	29.57	0.2113	0.9921	0.5240	1.0004
CdL	41.60	17.61	0.3646	0.8918	0.9828	1.0000
CuK	0.39	0.29	0.0038	0.9990	0.9866	1.0000
Total	100.00	100.00				

D:\DX4\USR98\MAURICIO\SAID\CU1.spc

Label:cu1, temp. -50 150x, 15kv, ss9, cps1200, 42uA , SEI

kV:15.0 Tilt:0.0 Take-off:35.0 Det Type:SUTW Res:136 Tc:40

FS : 1986 Lsec : 100 24-Jun-98 13:13:15



**EDAX ZAF Quantification (Standardless)  
Element Normalized**

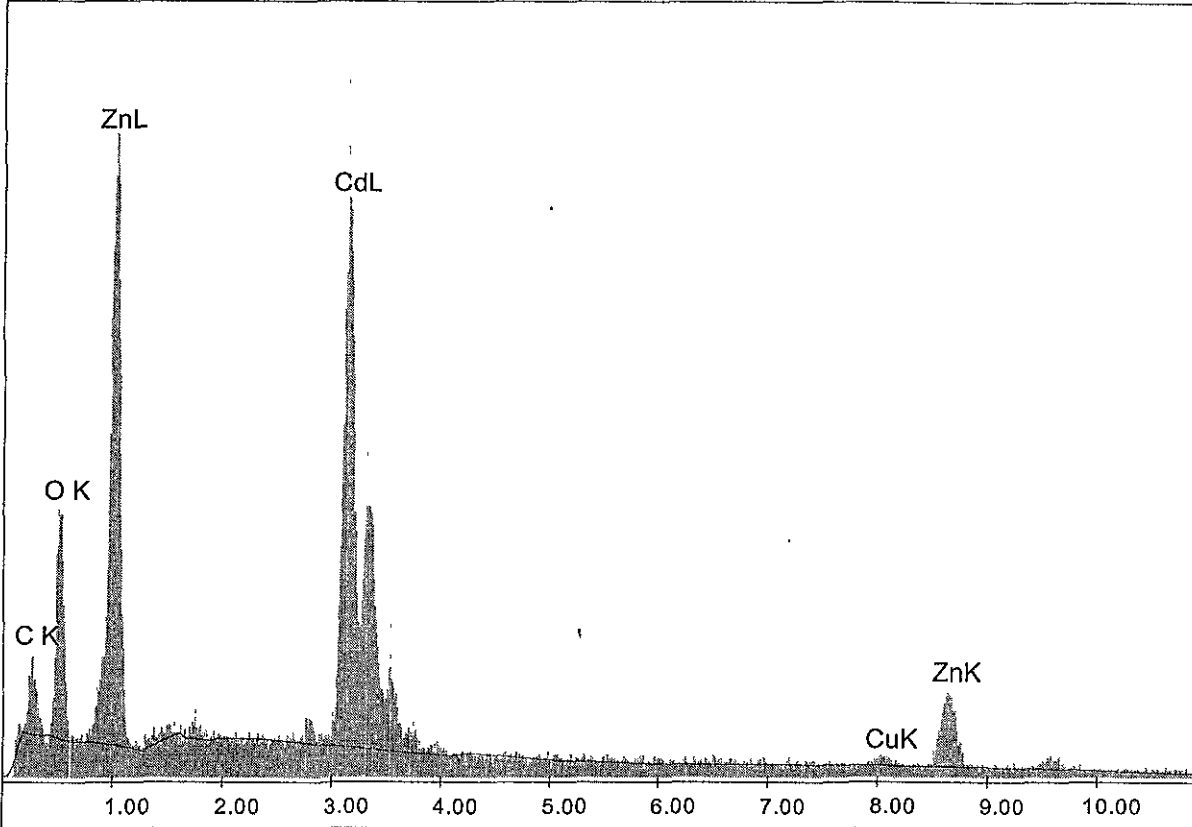
Element	Wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
C K	1.65	6.38	0.0047	1.2268	0.2323	1.0002
O K	16.03	46.61	0.0430	1.2024	0.2228	1.0005
ZnL	40.37	28.73	0.2102	0.9894	0.5261	1.0004
SiK	0.49	0.81	0.0032	1.1722	0.5645	1.0032
CdL	40.44	16.74	0.3533	0.8892	0.9826	1.0000
CuK	1.01	0.74	0.0100	0.9955	0.9871	1.0000
Total	100.00	100.00				

D:\DX4\USR98\MAURICIO\SAID\CU9.spc

Label:cu9, temp. Amb 150x, 15kv, ss9, cps1200, 40uA , SEI

kV:15.0 Tilt:0.0 Take-off:35.0 Det Type:SUTW Res:136 Tc:40

FS : 1320 Lsec : 100 24-Jun-98 14:12:05



**EDAX ZAF Quantification (Standardless)**  
**Element Normalized**

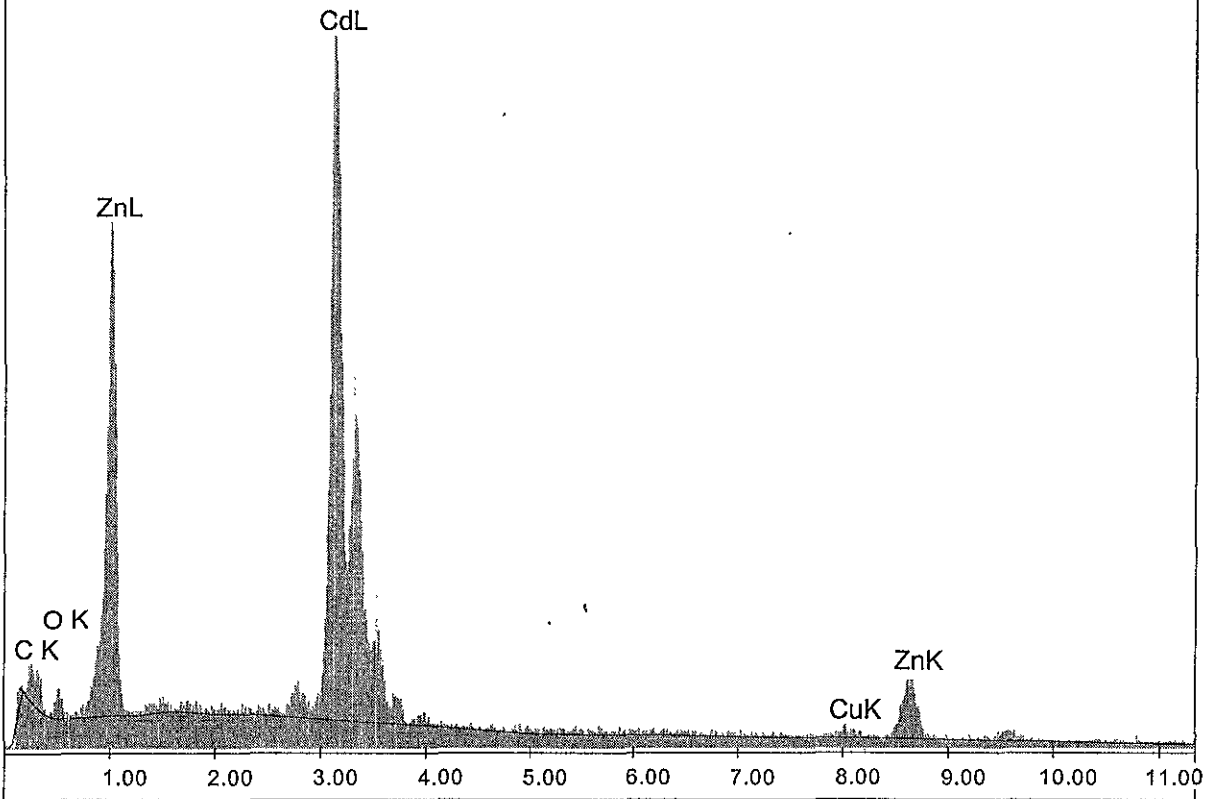
Element	Wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
C K	1.11	4.27	0.0035	1.2292	0.2532	1.0002
O K	17.89	51.77	0.0462	1.2048	0.2144	1.0005
ZnL	34.82	24.67	0.1718	0.9913	0.4974	1.0005
CdL	45.38	18.70	0.3998	0.8911	0.9887	1.0000
CuK	0.80	0.59	0.0079	0.9988	0.9856	1.0000
Total	100.00	100.00				

D:\DX4\USR98\MAURICIO\SAID\CU3.spc

Label:cu3, temp. 50 150x, 15kv, ss9, cps1200, 42uA , SEI

kV:15.0 Tilt:0.0 Take-off:35.0 Det Type:SUTW Res:136 Tc:40

FS : 2293 Lsec : 100 24-Jun-98 13:35:01



**EDAX ZAF Quantification (Standardless)  
Element Normalized**

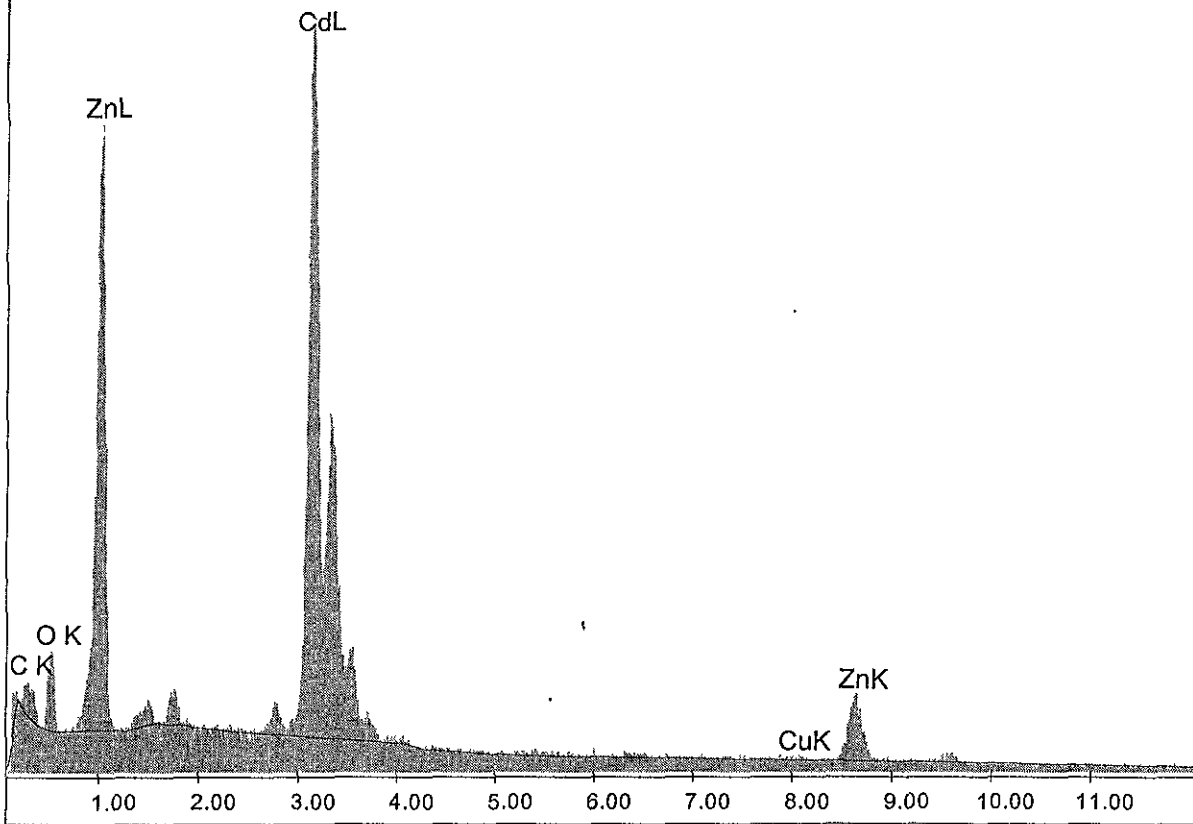
Element	Wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
C K	0.56	3.56	0.0019	1.3031	0.2572	1.0001
O K	2.91	13.91	0.0064	1.2768	0.1716	1.0004
ZnL	33.40	39.11	0.1591	1.0497	0.4535	1.0006
CdL	62.31	42.43	0.5758	0.9465	0.9764	1.0000
CuK	0.82	0.99	0.0086	1.0717	0.9780	1.0000
Total	100.00	100.00				

D:\DX4\USR98\MAURICIO\SAID\CU13.spc

Label:cu13, temp. 250 150x, 15kv, ss9, cps1800, 40uA , SEI

kV:15.0 Tilt:0.0 Take-off:35.0 Det Type:SUTW Res:136 Tc:40

FS : 2912 Lsec : 100 24-Jun-98 17:05:22



**EDAX ZAF Quantification (Standardless)  
Element Normalized**

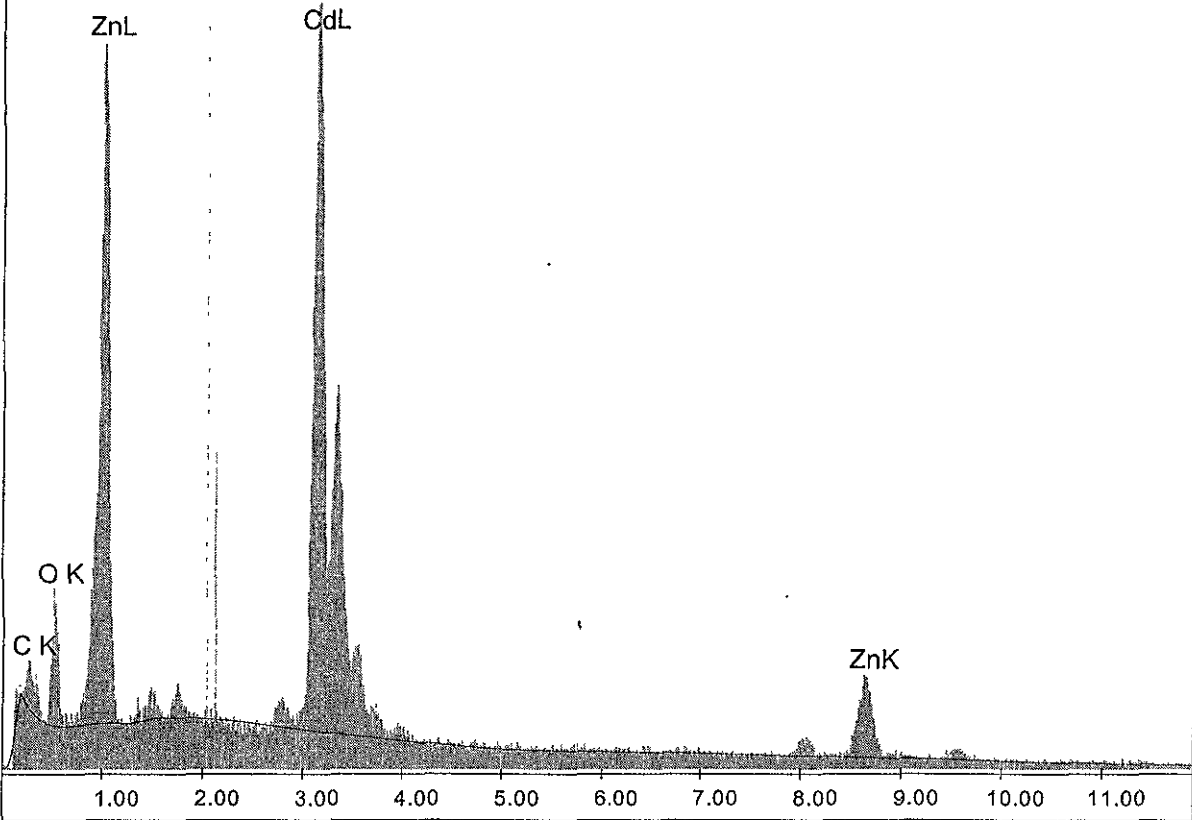
Element	Wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
C K	0.40	2.17	0.0013	1.2815	0.2546	1.0001
O K	7.22	29.50	0.0166	1.2557	0.1825	1.0004
ZnL	34.74	34.73	0.1688	1.0327	0.4703	1.0006
CdL	57.44	33.40	0.5234	0.9304	0.9793	1.0000
CuK	0.20	0.20	0.0021	1.0505	0.9801	1.0000
Total	100.00	100.00				

D:\DX4\USR98\MAURICIO\SAID\CU17.spc

Label:cu17, temp. 150 150x, 15kv, ss9, cps1800, 40uA , SEI

kV:15.0 Tilt:0.0 Take-off:35.0 Det Type:SUTW Res:136 Tc:40

FS : 1721 Lsec : 100 24-Jun-98 17:22:56



**EDAX ZAF Quantification (Standardless)  
Element Normalized**

Element	Wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
C K	0.60	3.00	0.0019	1.2691	0.2501	1.0001
O K	9.25	34.78	0.0219	1.2436	0.1900	1.0004
ZnL	36.29	33.39	0.1797	1.0228	0.4838	1.0005
CdL	53.86	28.82	0.4862	0.9211	0.9802	1.0000
Total	100.00	100.00				

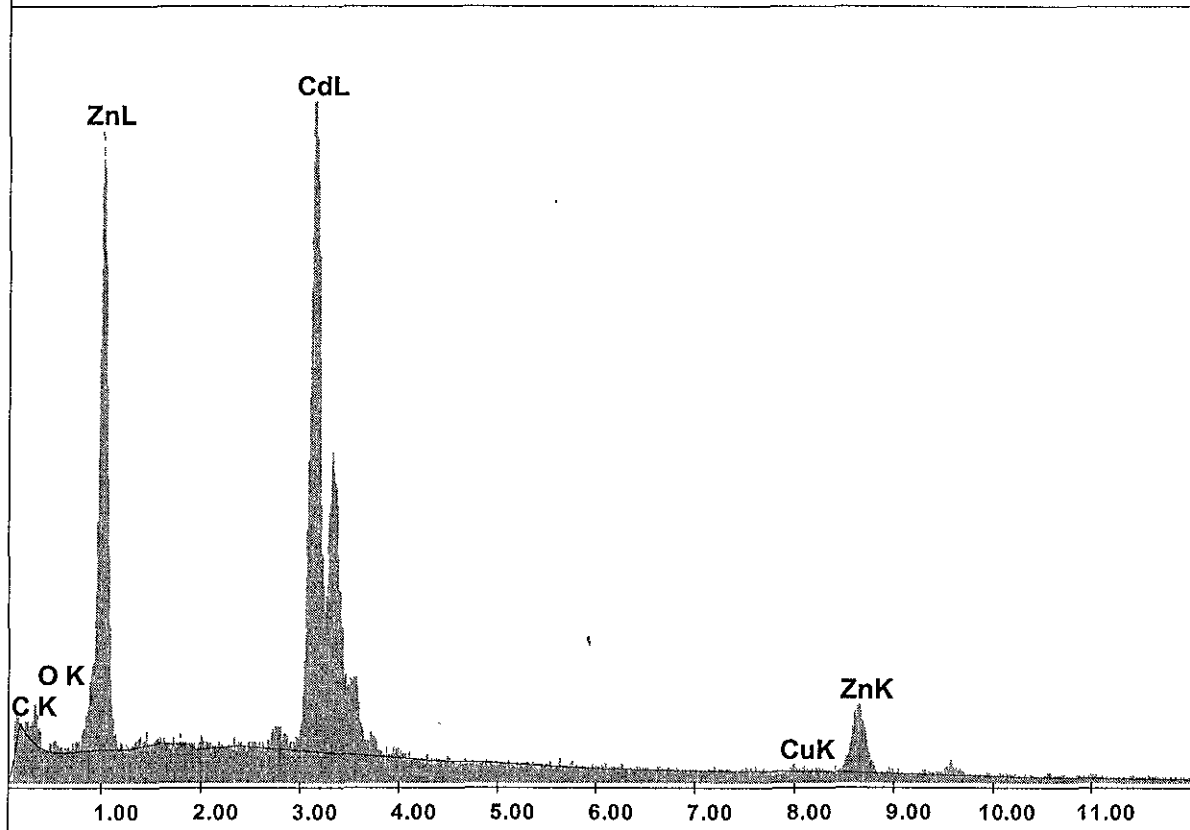


D:\DX4\USR98\MAURICIO\SAID\CU11.spc

Label:cu11, temp. 200 150x, 15kv, ss9, cps1200, 40uA , SEI

kV:15.0 Tilt:0.0 Take-off:35.0 Det Type:SUTW Res:136 Tc:40

FS : 1893 Lsec : 100 24-Jun-98 16:55:23



**EDAX ZAF Quantification (Standardless)  
Element Normalized**

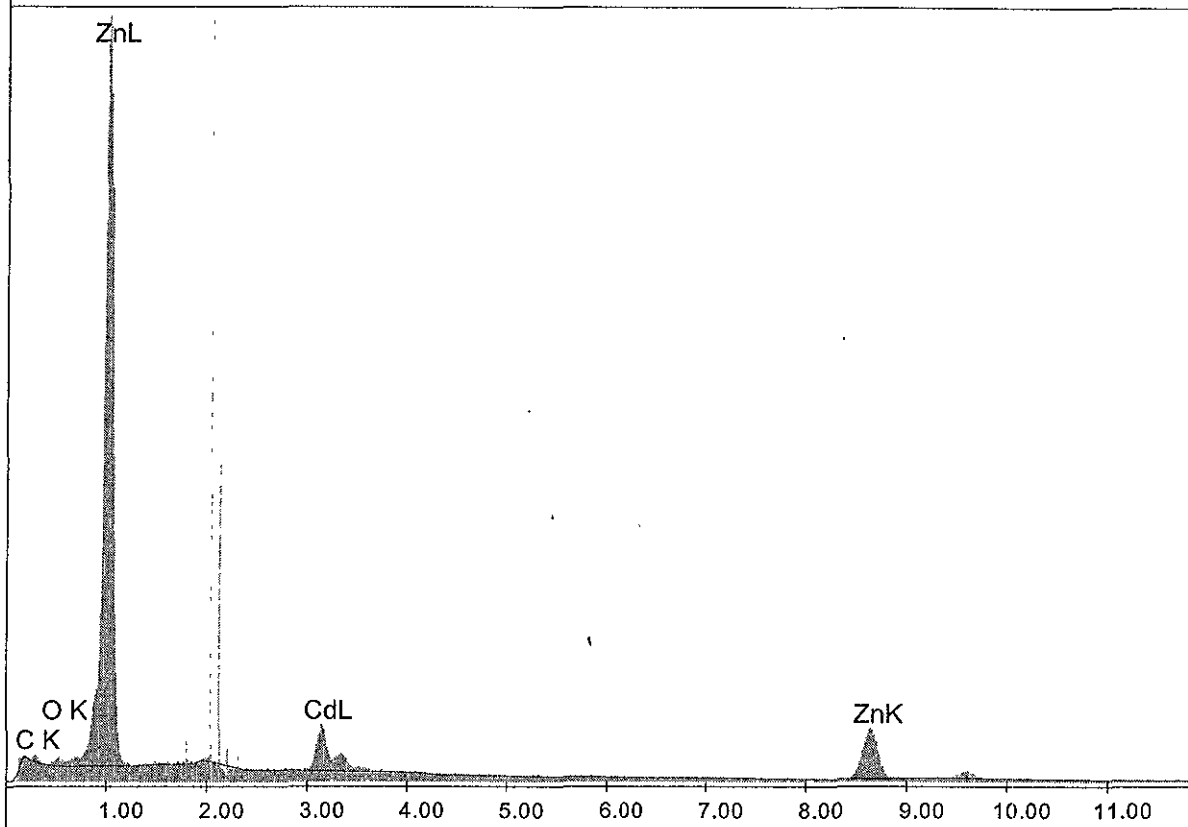
Element	Wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
C K	0.22	1.49	0.0007	1.3088	0.2409	1.0001
O K	0.98	5.10	0.0022	1.2822	0.1737	1.0005
ZnL	38.52	48.80	0.1915	1.0542	0.4715	1.0006
CdL	59.95	44.17	0.5531	0.9506	0.9705	1.0000
CuK	0.33	0.44	0.0035	1.0763	0.9785	1.0000
Total	100.00	100.00				

D:\DX4\USR98\MAURICIO\SAID\CU15.spc

Label:cu15, temp. 250 particulas de zinc 150x, 15kv, ss9, cps1800, 40uA , SEI

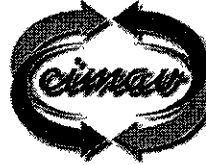
kV:15.0 Tilt:0.0 Take-off:35.0 Det Type:SUTW Res:136 Tc:40

FS : 11638 Lsec : 100 24-Jun-98 17:11:01



**EDAX ZAF Quantification (Standardless)  
Element Normalized**

Element	Wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
C K	0.22	1.21	0.0004	1.2489	0.1484	1.0002
O K	1.34	5.47	0.0047	1.2240	0.2884	1.0017
ZnL	85.93	86.04	0.7134	1.0069	0.8244	1.0001
CdL	12.51	7.28	0.1057	0.9049	0.9337	1.0000
Total	100.00	100.00				



## Centro de Investigación en Materiales Avanzados, S.C.

Complejo Industrial Chihuahua  
León Tolstoi 166, C.P. 31109  
Chihuahua, Chih. México  
Tel. (14) 39-11-11  
Tel y Fax. 39-11-12  
e-mail: silvia@yakko.cimav.edu.mx

Representación en México D.F.  
Pestalozzi 837 A  
Col. del Valle C.P. 03100  
México, D.F.  
Tel. (5) 682-3484  
Tel y Fax. 682 3214

### REPORTE DE ANALISIS QUIMICO POR ICP

Nº DE REPORTE: 39 Fecha: 8 de Julio de 1998

#### DATOS DEL REMITENTE

NOMBRE DEL SOLICITANTE: M. en C. Mauricio Almeraya

a.- Nº DE PROYECTO

DM/COR/P5001-3P

DEPARTAMENTO.:

Corrosión

b.- NOMBRE DE LA COMPAÑIA:

DIRECCION:

TELEFONO:

DESCRIPCION DE LA MUESTRA:

Dos aleaciones cadmio-zinc.

Nº DE MUESTRA	Ca %	Cd %	Cu %	Si %	Zn %					
103.- Cadmio-Zinc	0.0122	84.45	0.0400	0.1252	15.34					
104.- Cadmio -Zinc-Cobre	0.0097	84.726	0.5022	0.1121	14.65					

ANALIZO

  
Q. SILVIA V. MIRANDA

REVISO

  
DR. MIGUEL A. NERI F.