



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO  
FACULTAD DE CIENCIAS

"PROPIEDADES MECANICAS DE ALEACIONES  
SUPERPLASTICAS DEL SISTEMA Cd-Zn."

T E S I S  
QUE PARA OBTENER EL GRADO DE  
MAESTRO EN FISICA DE MATERIALES  
P R E S E N T A  
JOSE EMILIO MORENO RAMOS

México, D. F.

Agosto 1988

TESIS CON  
FALLA DE ORIGEN



Universidad Nacional  
Autónoma de México



## **UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso**

### **DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

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

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

# INDICE

	Pág.
SIMBOLOGIA	1
I.- INTRODUCCION	1
II.- PRUEBAS MECANICAS; SUPERPLASTICIDAD	
2.1.- Pruebas mecánicas	3
2.2.- Superplasticidad	6
2.2.1.- Efectos de la temperatura	12
2.2.2.- Efectos del tamaño de grano	13
III.- METODO EXPERIMENTAL	
3.1.- Preparación de las aleaciones	16
3.2.- Laminado de las muestras	17
3.3.- Preparación de las probetas	18
3.4.- Descripción de las pruebas realizadas y del equipo utilizado	18
3.4.1.- Determinación de las densidades de cada una de las muestras	18
3.4.2.- Pruebas de Análisis Térmico Diferencial	20
3.4.3.- Pruebas de tensión	20
3.4.4.- Medidas de dureza	20
3.4.5.- Imágenes obtenidas por microscopía electrónica de barrido	21
3.4.6.- Pruebas de tensión realizadas en el M.E.B.	21
IV.- RESULTADOS EXPERIMENTALES	
4.1.- Densidades de las muestras	22
4.2.- Análisis Térmico Diferencial. (A.T.D.)	22
4.3.- Pruebas de tensión	32
4.3.1.- Oscilaciones observadas en la curvas carga vs elongación	43
4.4.- Dureza de las muestras	51
4.5.- Análisis de las imágenes obtenidas por microscopía electrónica de barrido	52
4.6.- Pruebas de deformación realizadas en el M.E.B.	58
V.- DISCUSIÓN DE LOS RESULTADOS	64
VI.- CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	69
VII.- BIBLIOGRAFIA	73

## SIMBOLOGIA.

EN ESTE TRABAJO SE UTILIZAN LOS SIGUIENTES SIMBOLOS.

$\sigma_m$	Esfuerzo máximo de fluencia.
$\epsilon_m$	Deformación máxima.
$\dot{\epsilon}$	Rapidez de deformación.
$V_c$	Rapidez de cabezal de la máquina de tracción.
$n$	Indice de sensibilidad a la rapidez de deformación.
Cd-17,4Zn	Cd-17,4% en peso de Zn.
Cd-15,7Zn-1,7Cu	Cd-15,7% en peso de Zn, 1,7% en peso de Cu.
Cd-14,4Zn-3Cu	Cd-14,4% en peso de Zn, 3% en peso de Cu.
Cd-25Zinalco	Cd-19,5% en peso de Zn, 5% en peso de Al, 0,5% en peso de Cu.

## I.- INTRODUCCION.

El estudio de las propiedades mecánicas de una aleación es de gran importancia, ya que las aplicaciones dependerán en gran medida de dichas propiedades. Es el estudio sistemático de las propiedades mecánicas de los materiales el que ha llevado al desarrollo de las aleaciones superplásticas, sobre todo en los últimos diez años cuando han empezado a producirse a nivel comercial.

Sus aplicaciones son de suma relevancia sobre todo en la fabricación de piezas muy complicadas <sup>(1)</sup>, ya que su conformado mecánico puede hacerse empleando métodos y técnicas utilizadas normalmente en materiales poliméricos. Es de preverse entonces que causará una revolución en la industria metal-mecánica en la próxima década.

En vista de este potencial de aplicación, en el departamento de Materiales metálicos y cerámicos del Instituto de Investigaciones en Materiales de la Universidad Nacional Autónoma de México, se ha dedicado al estudio de estas aleaciones desde hace algunos años. En esta área, se han obtenido excelentes resultados; tal es el caso de la aleación a base de Cd-Zn y la de Zn-Al-Cu (Zinalco) la cual ha encontrado actualmente numerosas aplicaciones. Entre las razones principales por las que se eligen estas aleaciones para su estudio, es que sus elementos constituyentes se producen en México lo que las hace relativamente

económicas comparadas con otras.

En este trabajo se pretende, mediante pruebas: de tensión; de dureza; de dilatometría y de análisis de imágenes por microscopía electrónica de barrido lograr los siguientes objetivos:

1.- Observar como afectan las adiciones de Cu y "Zinalco" las propiedades mecánicas y la microestructura de una aleación superplástica de Cd-17,4Zn.

2.- Medir por diferentes métodos el índice de sensibilidad a la rapidez de deformación ( $\dot{\epsilon}$ ) de la aleación superplástica Cd-17,4Zn.

3.- Determinar mediante pruebas de deformación "in situ" en el Microscopio Electrónico de Barrido, el mecanismo de deformación superplástica en la aleación de Cd-17,4Zn.

4.- Observar y comparar las microestructuras de las aleaciones de Cd-17,4Zn; Cd-15,7Zn-1,7Cu; Cd-14,4Zn-3Cu; antes y después de ser deformadas.

## II.- PROPIEDADES MECANICAS, SUPERPLASTICIDAD.

### 2.1.- PRUEBAS MECANICAS:

La selección de un metal para una aplicación específica depende principalmente de sus propiedades mecánicas, tales como: resistencia; dureza; ductilidad, y la medida de estas propiedades se hace generalmente mediante el uso de pruebas patrón: de tensión; dureza; impacto; fluidez; fatiga; etc.

Mediante las pruebas de tensión o compresión se puede determinar la capacidad de un material para soportar una carga estática. En las pruebas de tensión la muestra se estira a rapidez del cabezal constante, registrándose gráficamente la carga necesaria para producir una determinada elongación. De dicha gráfica podemos obtener la deformación en función del esfuerzo ingenieril aplicado.

El esfuerzo ingenieril ( $\sigma$ ) se define como el cociente de la carga aplicada (P) al área inicial ( $A_0$ ), es decir,  $\sigma = P/A_0$ . De igual forma, la deformación ingenieril ( $\epsilon$ ) se define como el cociente del cambio de longitud de la muestra ( $\Delta l$ ) a su longitud inicial ( $l_0$ ). esto es,  $\epsilon = \frac{l - l_0}{l_0} = \Delta l / l_0$ .

Al inicio de una prueba de tensión el material se deforma elásticamente, es decir, al quitarle la carga éste es capaz de recuperar su longitud inicial. Después de esta etapa viene una región en la cual el material no recupera su longitud inicial al retirar la carga; se dice entonces, que el material ha sufrido una

deformación plástica o que estamos en la región plástica.

La región elástica, se caracteriza por una relación lineal entre esfuerzo y deformación, conocida como Ley de Hooke, ésta es  $\sigma = E\epsilon$ , donde E es una constante denominada Módulo de Young.

Durante la deformación elástica hay un pequeño cambio en el volumen de la muestra, sin embargo en la región plástica el volumen se mantiene constante, es decir  $A_0 l_0 = A_1 l_1 = \text{constante}$ .

Para deformaciones plásticas grandes la reducción en el área es considerable y la deformación ingenieril y el esfuerzo ingenieril ya no representan exactamente la deformación de la muestra, por ello se define el esfuerzo real y la deformación real.

El esfuerzo real se define como el cociente entre la carga aplicada (P) y la sección transversal instantánea ( $A_1$ ), esto es  $\sigma = P/A_1$ . De igual forma la deformación real se define como el cociente entre un incremento diferencial de longitud y la longitud instantánea de la muestra, es decir:  $\epsilon - \epsilon_0 = \epsilon = \int_{l_0}^{l_1} dl/l = \ln l_1/l_0$ .

En la mayoría de los metales cuando se someten a pruebas de tensión se produce una reducción localizada en el área de la sección transversal que se conoce como cuello.

La formación de este cuello, en la probeta introduce una distribución compleja de tensiones triaxiales en esa región. Por lo tanto la tensión real media en el cuello, determinada al dividir la carga de tracción axial por el área mínima de la sección transversal en el cuello de la probeta, es más alta que en



el resto de la probeta. Esta formación de cuello puede originar la ruptura en dicha región y la misma se puede dar por deslizamiento de uno o de varios planos cristalográficos o por efecto del maclaje entre otros, etc.

En el caso de deslizamiento de un plano, una vez que comienza la deformación en una región particular del material, el deslizamiento puede continuar sobre los sistemas o bandas de deslizamiento sin aumento apreciable en su resistencia. La concentración del esfuerzo en esta región ayuda al proceso de deslizamiento a través de dichas bandas. Finalmente, se producen más deformaciones en las bandas de deslizamiento, y el área de la sección transversal de las mismas se vuelve más pequeña ocasionando la ruptura. Por otro lado, cuando se produce la deformación sobre varios sistemas de deslizamientos cristalográficos en ensayos de tensión, generalmente al principio del ensayo cierta parte de la longitud del material se deforma a una rapidez ligeramente mayor que el resto. El área de la sección transversal se vuelve un poco más pequeña que en el resto de la probeta, con su correspondiente aumento en el esfuerzo cortante. Si la rapidez a la que se endurecen los planos de deslizamiento con el aumento en la deformación es pequeña, entonces en esta región reducida ocurrirá un deslizamiento continuo con mayor facilidad que en el resto de la probeta ocasionando la ruptura.

Sin embargo, en algunos materiales metálicos sometidos a pruebas de tensión no se da la formación de cuello. Si esto sucede y además el porcentaje de deformación es mayor del 100% sin

llegar a la fractura, en pruebas de tensión, entonces a estos materiales se les denomina superplásticos.

## 2.2.-SUPERPLASTICIDAD.

Según K. A. Padmanabhan et al (4), la superplasticidad es el proceso de deformación plástica que en materiales metálicos produce deformación de varios cientos por ciento, sin la formación de cuello. En dichos materiales se encuentra una alta ductilidad durante las pruebas de tensión y compresión.

Otra característica importante de los materiales superplásticos es la excepcional estabilidad durante su deformación en tensión uniaxial. Esto conduce a elongaciones extremadamente grandes, (mucho mayores de 100%) sin llegar a la fractura mientras que para materiales normales, valores equivalentes son usualmente menores del 50% . Tal comportamiento inusual es de gran interés ya que el fenómeno tiene importantes implicaciones industriales para el trabajo en caliente (4).

En 1920 Rosenhain, Haughton y Bingham (4) fueron los primeros en observar la superplasticidad mientras experimentaban con una aleación eutéctica ternaria de Zinc, Aluminio y Cobre; en donde obtuvieron elongaciones del orden del 60%.

Posteriormente en 1934 Pearson realizó estudios con aleaciones eutécticas de Sn-Pb y Bi-Sn (5). Deformaciones del 650%

fueron registradas para cargas constantes y de 1950% para esfuerzos constantes. Para mantener el esfuerzo constante reducían la carga a intervalos regulares para compensar la disminución de la sección transversal.

Este sensacional resultado fue largamente ignorado tanto por los científicos como por los ingenieros cerca de 30 años pero volvió a tomar interés por las publicaciones hechas sobre el tema en una revista rusa, y también con los trabajos de Backofen y sus colaboradores en la U.S.A. (4). Desde entonces ha habido un gran interés tanto científico como comercial en el fenómeno, produciéndose así una amplia variedad de aleaciones superplásticas.

Dos resultados importantes han surgido de las investigaciones efectuadas referente a la superplasticidad (4):

1.- A diferencia de los materiales convencionales que muestran endurecimiento por deformación (desarrollando cuello) las propiedades mecánicas de los materiales superplásticos tienen una excepcional sensibilidad al esfuerzo máximo de fluencia y a la rapidez de deformación.

2.- La superplasticidad surge en condiciones bien definidas, tales como:

1.- Una microestructura característica que es estable durante las pruebas de tensión.

2.- Deben darse unas condiciones ambientales especiales durante la deformación.

Los materiales que están dentro del primer grupo se dice que exhiben "superplasticidad estructural"  $\omega$ , (algunas veces referida como superplasticidad isotérmica o de "microgranos") y aquellos que caen dentro del segundo grupo se dice que exhiben "superplasticidad ambiental". La superplasticidad estructural es la más importante comercialmente y ha recibido mucho más atención que la superplasticidad ambiental.

Esta forma de superplasticidad estructural surge en materiales deformados aproximadamente arriba de la mitad del punto de fusión (en Kelvin), que tienen un tamaño de grano fino, (menor de diez micrómetros), equiaxiales y que son estables durante la deformación. Esta microestructura estable se ha obtenido por deformación en caliente de aleaciones eutécticas o de composición eutectoide, que contienen aproximadamente iguales proporciones de ambas fases con aproximadamente el mismo tamaño de grano final $\omega$ . Algunas transformaciones de fase también producen la microestructura correcta, tal es el caso de algunas aleaciones cuando se temple desde arriba de la temperatura eutectoide.

El esfuerzo máximo de fluencia de materiales superplásticos es una función sensible de la rapidez de deformación, temperatura y tamaño de grano, y su comportamiento es completamente diferente al de los materiales convencionales o normales.

En materiales superplásticos el esfuerzo máximo de fluencia es particularmente sensible a la rapidez de deformación y hay una relación sigmoideal característica entre el esfuerzo máximo ( $\sigma_m$ ) y la rapidez de deformación ( $\dot{\epsilon}$ ), tal como se muestra en la Figura 1.

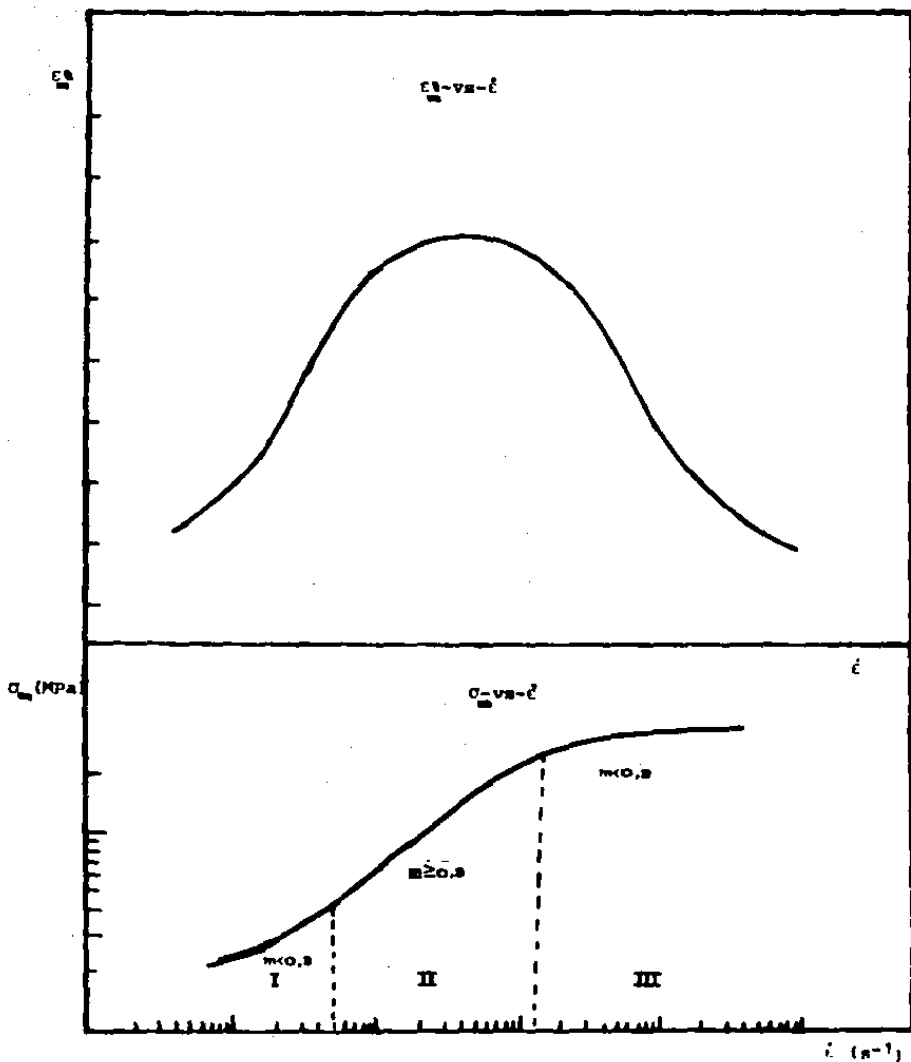


FIG. 1 ESQUEMA QUE ILUSTRAS COMO VARIA EL PORCENTAJE DE DEFORMACION Y EL ESFUERZO MAXIMO DE FLUENCIA CON LA RAPIDEZ DE DEFORMACION PARA UNA MUESTRA SUPERPLASTICA.

Investigaciones relevantes en el intervalo plástico han sido hechas para generar ecuaciones empíricas, semi-empíricas o teorías que relacionen el esfuerzo, la deformación, la rapidez de deformación la temperatura y el tamaño de grano. Estas ecuaciones son conocidas como ecuaciones mecánicas de estado ó relaciones constitutivas (4).

En su forma original estas ecuaciones fueron consideradas como una función instantánea de la deformación ( $\epsilon$ ), la rapidez de deformación ( $\dot{\epsilon}$ ) y la temperatura (T). Esto es:  $\sigma_T = f(\epsilon, \dot{\epsilon}, T)$  y para una temperatura constante se tiene que  $\sigma = f(\epsilon, \dot{\epsilon})$ .

La primera de las dos formas generales explícita se presenta como (4):  $\sigma_T = k\epsilon^N \dot{\epsilon}^m$  donde k es una constante al igual que n y m, en donde n es el endurecimiento por deformación y m es el índice de sensibilidad a la rapidez de deformación.

La segunda es:  $\sigma_T - \sigma_y = K_1 \epsilon^N \dot{\epsilon}^m$  donde  $\sigma_y$  es el esfuerzo de cedencia y  $K_1$  es otra constante. En ambas ecuaciones, n y m son dependientes del material, de los parámetros de deformación (rapidez y temperatura de deformación) y del tamaño de grano.

Para deformaciones a temperaturas por debajo de  $0,4 T_f$  (donde  $T_f$  es la temperatura absoluta de fusión) los efectos de endurecimiento por deformación son dominantes entonces m es aproximadamente igual a cero y n usualmente está entre 0,1 y 0,3 lo que origina que la ecuación  $\sigma_T = k\epsilon^N \dot{\epsilon}^m$  se reduzca a  $\sigma_T = k\epsilon^N$ .

Para deformaciones superplásticas n es muy pequeño o cero. Frecuentemente  $\sigma_y$  puede ser despreciado y m esta comprendido entre 0,3 y 0,9. (4,6). La ecuación empírica  $\sigma = k\dot{\epsilon}^m$  describe entonces

la relación entre el esfuerzo y la rapidez de deformación, donde  $k$  es una constante del material que depende: de la temperatura de la muestra; de la microestructura; y de los defectos de estructura de la muestra,  $n$  es el índice de sensibilidad a la rapidez de deformación de la muestra y es la pendiente de la gráfica  $\log \sigma$  vs  $\log \dot{\epsilon}$ . Este parámetro  $n$ , describe la capacidad del material a no formar un cuello y ha sido usado como un criterio para medir el grado de superplasticidad del material.

Por conveniencia la gráfica  $\log \sigma$  vs  $\log \dot{\epsilon}$  de la Figura 1 se divide en tres secciones. A las regiones I y III les corresponden valores del índice de sensibilidad a la rapidez de deformación menores que 0,3; es decir  $n < 0,3$  para valores bajos y altos de rapidez de deformación. En la región II el valor de  $n$  es mayor o igual a 0,3 y corresponde a la región superplástica, en donde ocurren altos porcentajes de deformación. El índice de sensibilidad  $n$ , es mayor para aleaciones superplásticas que para aleaciones convencionales, y el esfuerzo máximo es menor para aleaciones superplásticas.

Frecuentemente se incluyen en la expresión de  $\sigma = k\dot{\epsilon}^n$  los efectos de la temperatura y el tamaño de grano, quedando la forma general como:  $\dot{\epsilon}_T = (k\sigma_T^{1/n})/L^a \exp(-a/kT)$ , donde  $L$  es el tamaño de grano promedio,  $a$  es una constante que usualmente está en el intervalo de 2 a 3,  $Q$  es la energía de activación,  $K$  es la constante de Boltzman y  $T$  es la temperatura absoluta de deformación. Así como  $n$  y  $a$ ,  $k$  y  $Q$  son también dependientes de los parámetros de la prueba y del material.

### 2.2.1.- EFECTOS DE LA TEMPERATURA.

La superplasticidad es un fenómeno de alta temperatura que ocurre en general solamente a temperaturas superiores a la mitad del punto de fusión (en kelvin) (4,7). La influencia de la temperatura sobre el esfuerzo máximo de fluencia y la rapidez de deformación esta bien discutida para varios materiales. Los siguientes cambios ocurren cuando se incrementa la temperatura de deformación:

1.- El valor del esfuerzo máximo de fluencia disminuye y el efecto se hace menor para altos valores de rapidez de deformación ( $\dot{\epsilon}$ ). Este efecto es mayor en aleaciones superplásticas que en aleaciones convencionales o de grano grueso.

2.- El valor máximo del índice de sensibilidad a la rapidez de deformación ( $m$ ) se incrementa y es desplazado hacia valores altos de rapidez de deformación.

3.- Las transiciones entre las regiones I/II y las regiones II/III son desplazadas a valores altos de rapidez de deformación.

4.- En los valores extremos de rapidez de deformación ( $\dot{\epsilon}$ ); es decir, en las regiones I y III el valor del índice de sensibilidad a la rapidez de deformación ( $m$ ), es menos sensible a la variación de la temperatura que en la región superplástica II.



5.- En muchos materiales no se reporta la curva sigmoidal para todas las temperaturas, probablemente por los limitados valores de  $\dot{\epsilon}$  usados.

### 2.2.2.-EFECTOS DEL TAMAÑO DE GRANO.

El comportamiento superplástico es observado para tamaños de grano cuyo diámetro es menor o igual a diez micrómetros (d.e.p.).

El cambio en la gráfica  $\log \sigma$  vs  $\log \dot{\epsilon}$  debido al decrecimiento en el tamaño de grano es similar al efecto que causa la temperatura en la deformación; es decir, si decrece el tamaño de grano se tiene que:

1.- Decrece el esfuerzo máximo de fluencia para todos los valores de rapidez de deformación ( $\dot{\epsilon}$ ) excepto en la región III, y este efecto es más marcado a bajos valores de  $\dot{\epsilon}$ .

2.- La transición entre las regiones II y III se desplaza hacia valores altos de rapidez de deformación ( $\dot{\epsilon}$ ).

3.- El valor máximo del índice de sensibilidad a la rapidez de deformación ( $m$ ), se incrementa y se mueve hacia valores altos de  $\dot{\epsilon}$ .

La influencia del tamaño de grano sobre el esfuerzo máximo de fluencia y la rapidez de deformación puede ser descrita como  $\sigma \propto d^b$  y  $\dot{\epsilon} \propto 1/L^a$ . Los valores de  $a$  y  $b$  están relacionados con defectos estructurales del material, y podría por ello esperarse que sean

dependientes de la temperatura e historia térmica del material.

Hay considerables controversias sobre los mecanismos de deformación superplástica, y muchas teorías tratan de explicar este fenómeno en términos de uno o varios mecanismos de deformación. Se ha implicado en la literatura que algunos de los mecanismos propuestos se aplican a una variedad muy amplia de materiales y que hay por ello una teoría única de superplasticidad. Sin embargo, la evidencia experimental indica que varios procesos ocurren durante la deformación superplástica que incluyen: deslizamiento de la frontera de grano; movimiento de dislocaciones; procesos de difusión y en muy pocos casos especiales hay evidencias de recristalización (4). La importancia de cada proceso varía, probablemente porque la superplasticidad se da en muchos casos en materiales que contienen dos fases con similares o diferentes propiedades físicas y mecánicas.

Algunas veces la superplasticidad puede darse a bajas temperaturas, como es el caso de las aleaciones eutectoides. Consecuentemente, no hay razón para asumir que haya un único mecanismo de deformación superplástica. Es más probable que haya intervalos de condiciones donde predominan diferentes mecanismos y que se produzcan combinaciones particulares de propiedades mecánicas y cambios microestructurales.

Es difícil decidir cual mecanismo de deformación es más relevante, por las siguientes razones:

- 1.- Aunque muchos materiales superplásticos han sido

estudiados, en muy pocos se ha intentado hacer un delineamiento de la importancia relativa de un modo de deformación.

2.- La predicción de propiedades mecánicas es una indicación (poco confiable) de la relevancia de un mecanismo de deformación para un material particular.

3.- Es difícil decidir como combinar los posibles procesos dentro de una teoría completa de deformación.

### III METODO EXPERIMENTAL

#### 3.1.- PREPARACION DE LAS ALEACIONES:

En este trabajo se prepararon cuatro aleaciones diferentes cuyos componentes principales fueron el Cd y el Zn. La primera aleación se preparó solamente a base de Cd y Zn. Posteriormente se prepararon tres aleaciones con éstos mismos elementos pero a dos se les añadió Cu y a la otra se le agregó Al. El aluminio agregado a esta última aleación estaba contenido en trozos de "Zinalco", que se usó como aleación maestra. Las composiciones aproximadamente esperadas para cada una de las aleaciones son las presentadas en la siguiente tabla:

Tabla 1.

Composiciones aproximadas de las aleaciones.

	Cd	Zn	Cu	Al	# de la Muestra.
% en peso	82,6	17,4	0	0	1
% en peso	82,6	15,7	1,7	0	2
% en peso	82,6	14,4	3	0	3
% en peso	75	19,5	0,5	5	4

┌────────── ZIN ALCO. ─────────┐

Lo anterior se llevó a cabo fundiendo las cantidades precisas en un crisol dentro de un horno de atmósfera libre bajo el siguiente procedimiento:

- 1.- Se funde el Cd a una temperatura aproximada de 550 °C.

2.- En los casos en que la aleación lleva Cu se le añade este para disolverse por difusión y si lleva Al se le añade en trozos de Zinalco.

3.- A continuación se le agrega el Zn y una vez que funde la aleación, se agita varias veces con una varilla para homogenizar la composición.

4.- Por último se procede a vaciar la composición en una lingotera de Cu y se deja enfriar a temperatura ambiente.

5.- Posteriormente las muestras 1,2,3 fueron homogenizadas a una temperatura de 180°C y la muestra 4 a una temperatura de 280 °C por un tiempo de 26 horas. Esta homogenización se hace con el fin de evitar la propagación de grietas durante el laminado por la presencia de dendritas.

### 3.2.- LAMINADO DE LAS MUESTRAS.

Las muestras 1,2,3 fueron laminadas a temperatura ambiente y la 4 a una temperatura cercana a los 175 °C, la cual se midió con una termocupla en el momento de pasarla por los rodillos. Por cada medida de la temperatura se dieron tres pasos de laminación con una reducción de 0,25 centímetros por cada paso y con una rapidez de 4,57 metros por segundo. La laminadora utilizada fue una Hille del Instituto de Ingeniería de la U.N.A.M.

### 3.3.- PREPARACION DE LAS PROBETAS.

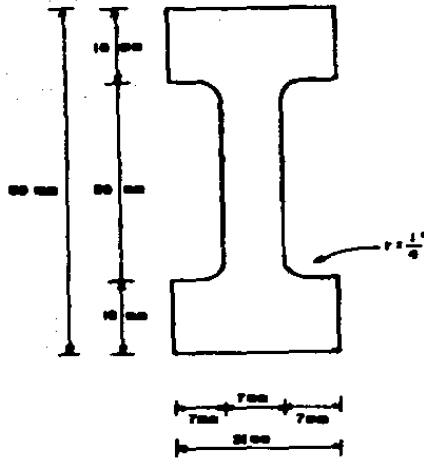
Una vez laminadas las muestras se prepararon las probetas, en el taller del Instituto de Investigaciones en Materiales de la U.N.A.M., para los ensayos de tracción con las dimensiones que se muestran en la Figura 2.

### 3.4.- DESCRIPCION DE LAS PRUEBAS REALIZADAS Y DEL EQUIPO UTILIZADO.

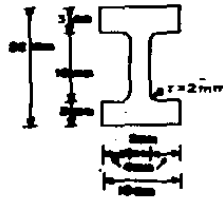
Una vez preparadas las muestras se les hicieron las siguientes pruebas:

#### 3.4.1.- DETERMINACION DE LAS DENSIDADES DE CADA UNA DE LAS MUESTRAS.

Para determinar las densidades de cada una de las aleaciones se recortaron pequeños trozos midiéndoles la masa de cada uno con una balanza modelo Bosch S200 que tiene una incertidumbre de  $\pm 0,0001$  g. El volumen se determinó con la ayuda de un picnómetro de  $10 \text{ cm}^3$  haciendo cinco medidas para cada muestra para obtener un valor promedio.



**FIG. 2 MODELO DE PROBETA PARA LAS PRUEBAS DE TENSION.**



**FIG. 3 MODELO DE PROBETA PARA LAS PRUEBAS DE TENSION REALIZADAS DENTRO DEL M.E.B.**

### **3.4.2.- PRUEBAS DE ANALISIS TERMICO DIFERENCIAL. (A.T.D.)**

Para las pruebas de calorimetria (A.T.D.) se utilizó un calorimetro de barrido diferencial Dupont 910, con un barrido de temperatura que va desde  $-100^{\circ}\text{C}$  hasta  $600^{\circ}\text{C}$ .

### **3.4.3.- PRUEBAS DE TENSION**

Las pruebas de tensión se realizaron en una máquina Universal Instron Modelo 1125 con una capacidad de 10 000 Kg y con valores de rapidez del cabezal que van desde 0,05 mm/min. hasta 500 mm/min. Las probetas para la realización de dichas pruebas fueron pulidas con lija # 320 y posteriormente con lija # 600.

### **3.4.4.- MEDIDAS DE DUREZA.**

Para las medidas de dureza, las muestras fueron pulidas con lija #320 y posteriormente con lija #600. El durómetro utilizado para hacer estas medidas fue un modelo Misawa Seiki Seisakusho. La escala de dureza utilizada fue la Rockwell F, haciendo uso de una carga de 60 Kg y un penetrador de acero esférico de 1/16" de diámetro.



### 3.4.5.- IMÁGENES OBTENIDAS POR MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO.

Las observaciones de microscopía se llevaron a cabo en un microscopio electrónico de barrido (M.E.B.) modelo Jeol T20, el cual permite ampliaciones desde 35X hasta 35 000X, con un poder de resolución de 100 Å. Las muestras fueron cortadas a un diámetro aproximado de 0,4 cm y pulidas con alúmina de 0,05 micrómetros. Luego se les hizo una limpieza con un metalizador por bombardeo iónico. Posteriormente se les atacó con ácido nítrico al 3% diluido en etanol, y se les hizo nuevamente una limpieza iónica para revelar mejor su microestructura. Una vez preparada la muestra ésta se montó en un pequeño cilindro de bronce y se fijó con pintura de plata para facilitar una buena conducción electrónica. Las muestras fueron observadas y fotografiadas antes y después de la deformación.

### 3.4.6.- PRUEBAS DE TENSIÓN REALIZADAS EN EL M.E.B.

Para las pruebas de tensión realizadas dentro del microscopio electrónico de barrido, se diseñaron probetas pequeñas con las dimensiones que se muestran en la Figura 3. Dichas probetas fueron pulidas y atacadas químicamente tal como se especificó en la sección anterior para poder ver su microestructura mientras eran deformadas. Para ser deformadas las muestras, se colocaron en una platina de deformación, en la cual se puede regular la rapidez del cabezal entre 0,1mm/min. y 0,05mm/min. Dichas muestras fueron estiradas hasta la ruptura.

#### IV.- RESULTADOS EXPERIMENTALES.

##### 4.1.- DENSIDADES DE LAS MUESTRAS.

Los valores calculados de las densidades de cada una de las muestras son los presentados en la siguiente tabla:

Tabla 2.

Densidades de cada una de las aleaciones.

Muestra	Cd-17,4Zn	Cd-15,72n-1,7Cu	Cd-14,42n-3Cu	Cd-25Zincalco.
Dens. g/cm <sup>3</sup> .	7,31±0,20	7,73±0,15	7,85±0,14	7,25±0,33

De estos resultados se puede observar como era de esperarse que las aleaciones con Cu aumentaron su densidad en relación a la que no tiene Cu, ya que la densidad del Cu es superior a la del Cd y a la del Zn. La aleación que contiene Zincalco tiene un valor inferior, esto se debe al contenido de Al que tiene el Zincalco.

##### 4.2.- ANALISIS TERMICO DIFERENCIAL (A.T.D.)

De las gráficas mostradas en las Figuras 4, 5, 6, y 7 obtenidas en las pruebas de calorimetría (A.T.D.) se puede decir lo siguiente: 1) La muestra de Cd-17,4Zn de la Figura 4 presenta solamente una temperatura de transformación, cuyo máximo esta entre 265 y 277 °C, que corresponde al intervalo de la temperatura

de transformación eutéctica para esta aleación  $\omega$ . Es decir, este pico muestra la transformación de las fases hexagonales compactas  $\alpha + \beta$  a la fase líquida tal como se observa en el diagrama de fases de Cd-Zn mostrado en la Figura 8.

2.- Para el caso de la muestra de Cd-15,7Zn-1,7Cu, de la Figura 5 se observan principalmente transformaciones a las temperaturas de 277 y 500 °C. La primera debe corresponder a la transformación  $\alpha + \beta + S_1 \rightarrow S_1 + L$ , ya que dicha temperatura es cercana de la temperatura eutéctica, según el diagrama de fases Cd-Zn, mostrado en la Figura 8. La segunda debe corresponder a la temperatura de fusión de la fase  $S_1$ , probablemente rica en Cu ya que, según los diagramas de fases de Cd-Cu (Fig. 9.) y de Zn-Cu (Fig.10), el porcentaje de solubilidad del Cu es bajo tanto en el Cd como en el Zn.

3.- La muestra de Cd-14,4Zn-3Cu presenta tres transformaciones a las temperaturas de 270 , 295 y 540 °C. tal como se muestra en el diagrama de la Figura 6. Como en el caso anterior, según este diagrama partimos de las fases  $\alpha + \beta + S_1^1$  y la primera transformación a 270 °C esta muy cerca de la transformación eutéctica del Cd-Zn (Fig.8) lo que indica que a esta temperatura funden las fases  $\alpha + \beta$ . Para este caso, se observa que muy cerca de la primera transformación aparece otra transformación que induce a pensar que probablemente parte de la fase  $\beta$  no se transformó totalmente. Es decir, después de la primera transformación quedan las fases  $\beta + L + S_1^1$  y a 295 °C el remanente de la fase  $\beta$  funde (la cual debe ser rica en Zn) quedando solamente las fases  $L + S_1^1$ .

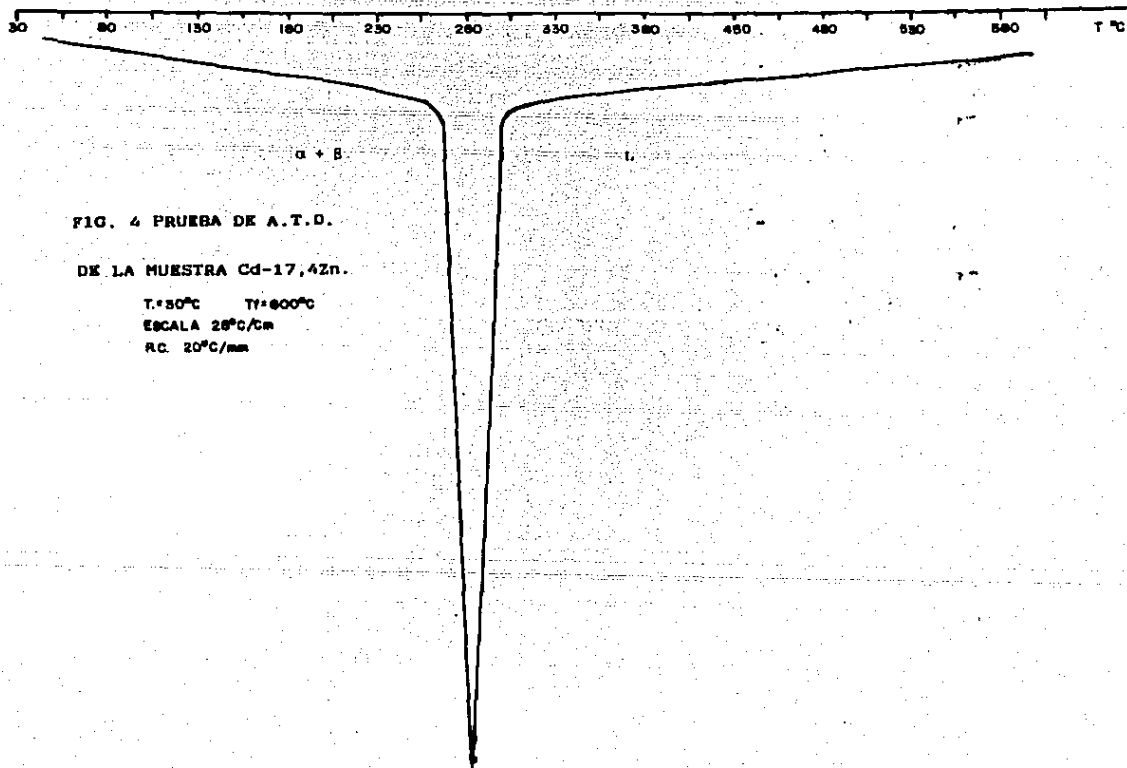


FIG. 4 PRUEBA DE A.T.D.

DE LA MUESTRA Cd-17,4Zn.

$T_i = 50^{\circ}\text{C}$      $T_f = 600^{\circ}\text{C}$

ESCALA  $20^{\circ}\text{C}/\text{cm}$

RC.  $20^{\circ}\text{C}/\text{mm}$

30 60 150 180 250 280 380 480 530 680 T°C

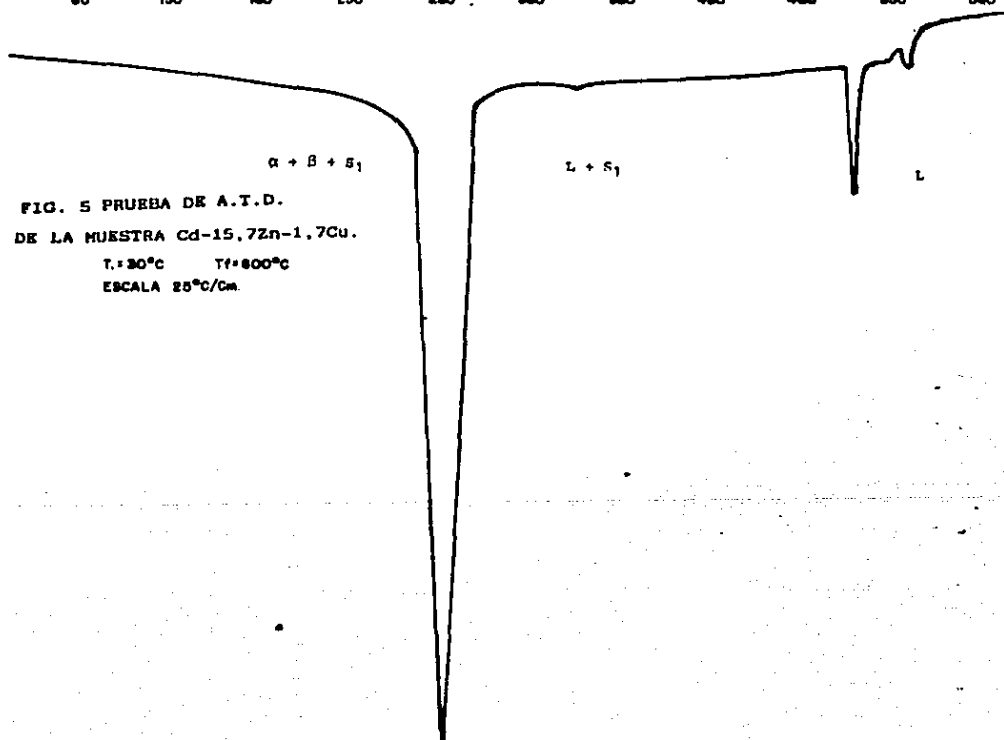


FIG. 5 PRUEBA DE A.T.D.  
DE LA MUESTRA Cd-15,7Zn-1,7Cu.  
T: 30°C T<sub>f</sub>: 800°C  
ESCALA 25°C/Cm.

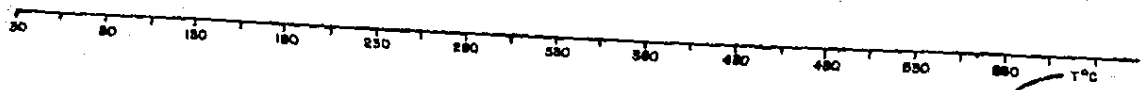
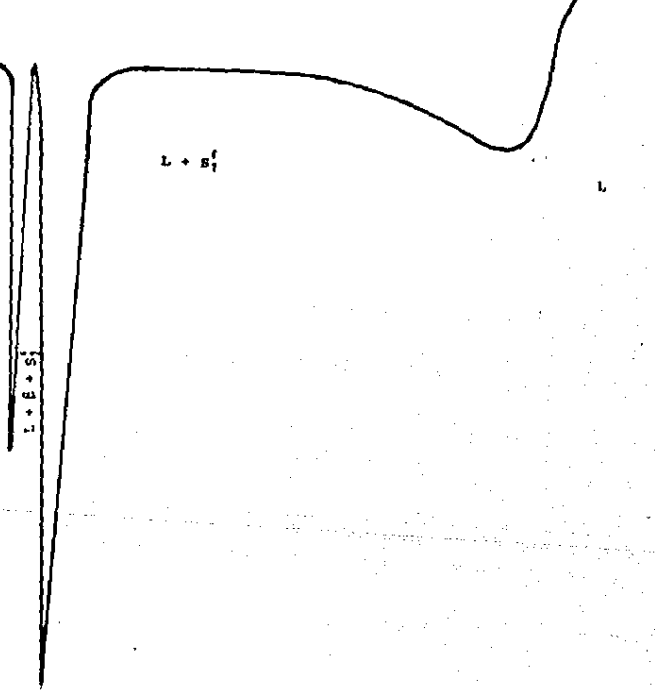


FIG. 6 PRUEBA DE A.T.D.  $\alpha + \beta + s_1^f$   
DE LA MUESTRA Cd-14,4Zn-3Cu.  
T: 30°C T: 600°C  
ESCALA 25°C/cm  
R.C. 20°C/mm.



30 80 130 180 230 280 330 380 430 480 530 580 T °C

FIG. 7 PRUEBA DE A.T.D.  $\alpha + \beta + S_1^*$   
DE LA MUESTRA Cd-25ZnAlco.<sup>1</sup>  
T: 20°C T<sub>f</sub>: 800°C  
ESCALA 25°C/cm  
R.C. 20°C/mm

L + S<sub>1</sub><sup>\*</sup>

L

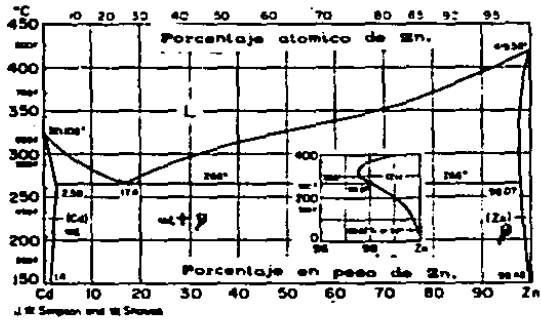


FIG. 8 DIAGRAMA DE FASES DEL Cd-Zn.

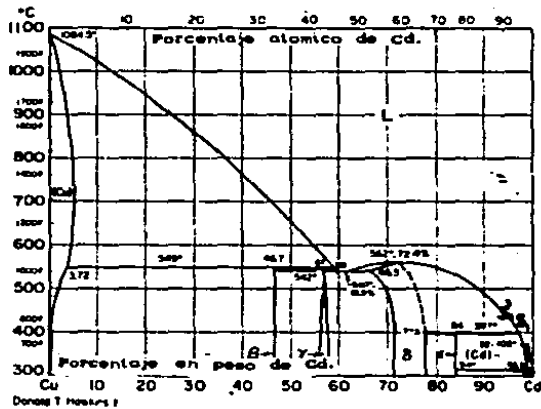


FIG. 9 DIAGRAMA DE FASES Cd-Cu.



Cu-Zn

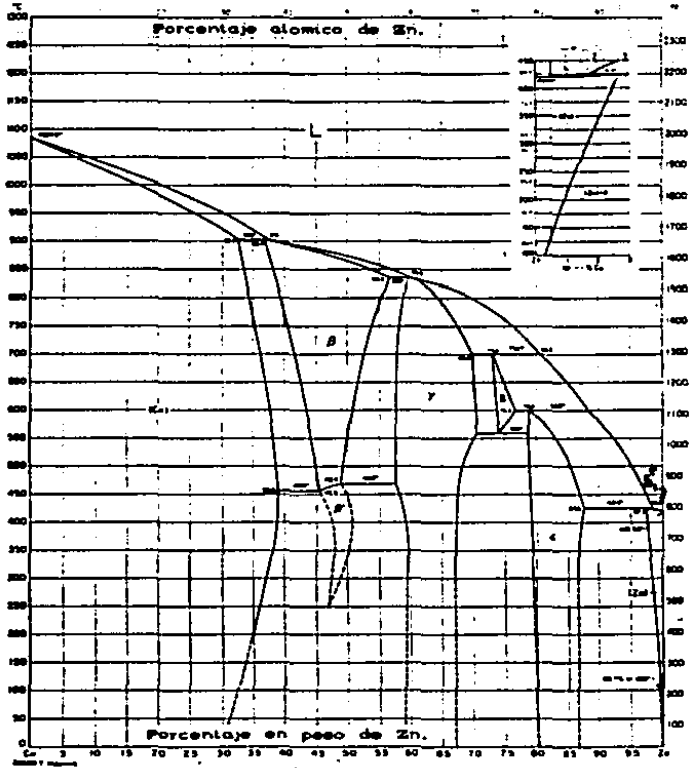


FIG. 10 DIAGRAMA DE FASES DEL Cu-Zn.

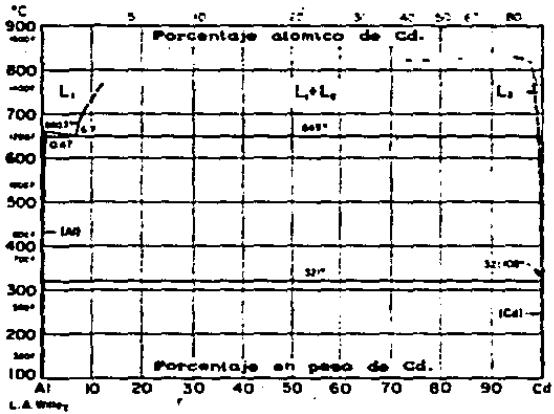


FIG. 11 DIAGRAMA DE FASES DEL Al-Cd.

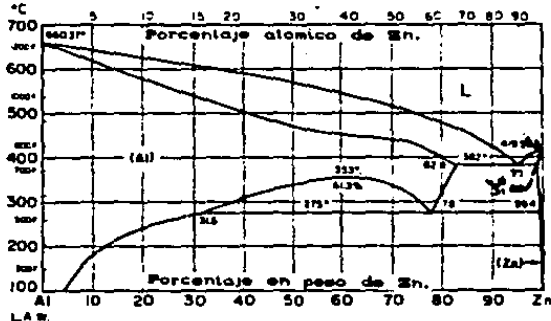


FIG. 12 DIAGRAMA DE FASES DEL Al-Zn.

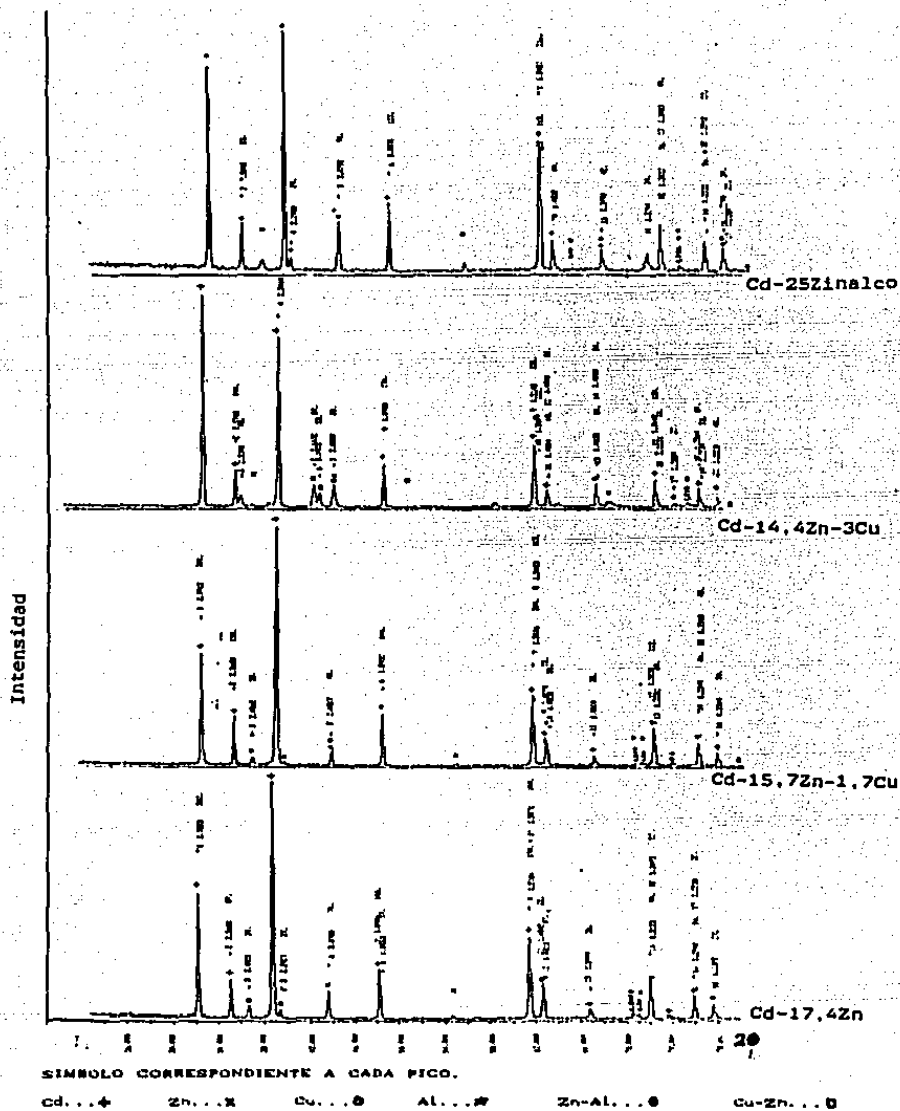


FIG. 13 DIFRACTOGRAMAS OBTENIDOS POR RAYOS X DE CADA UNA DE LAS MUESTRAS ESTUDIADAS.

Finalmente, a 540 °C se da la última transformación que corresponde a la fase  $S_1^{\prime}$  (probablemente rica en Cu) ya que como se dijo anteriormente la solubilidad del Cu es baja tanto en el Zn como en el Cd.

4.- La muestra de Cd-25ZnAlco presenta dos transformaciones principales; la primera a 285 °C y la segunda a 562 °C. Según la gráfica obtenida mostrada en la Figura 7, se partió de las fases  $\alpha+\beta+S_1^{\prime}$ , y la primera transformación se debe a las fases  $\alpha+\beta$ . Quizás, estas fases fueron formadas al igual que en los casos anteriores de Cd-Zn, ya que una parte del Zn pudo haberse combinado con el Cd para dar una fase cercana a la composición eutéctica. Es probable que esto suceda ya que el Al y el Cd (según el diagrama de fases Al-Cd mostrado en la Figura 11) tienen una solubilidad casi nula. El Zn restante se debe combinar con el Al (con el cual tiene alta solubilidad según el diagrama de fases de la Figura 12) y con el Cu para formar la fase  $S_1^{\prime}$ , la cual funde posteriormente a 562 °C. Para complementar estos resultados se presentan en la Figura 13 los difractogramas obtenidos por Rayos X de cada una de las muestras estudiadas, en los que aparecen los picos correspondientes a la fase rica en Cu.

#### 4.3.- PRUEBAS DE TENSION.

Los resultados de las pruebas de tensión son los mostrados en la Tabla 3 y gráficamente en las Figuras 14a, 15a, 16a, 17a, 14b, 15b, 16b y 17b, en donde se ha graficado el porcentaje de deformación ( $\epsilon_m$ ) y el esfuerzo máximo de fluencia ( $\sigma_m$ ) contra la rapidez de deformación ( $\dot{\epsilon}$ ).

Tabla 3  
**RESULTADOS DE LAS PRUEBAS DE TENSION.**

<u>Muestra.</u>	$\sigma_m$ (MPa)	$\epsilon_m$ (%)	$V_c$ (mm/min.)	$\dot{\epsilon}$ (s <sup>-1</sup> )
Cd-17,4Zn	39±4	393±7	0,05	3,9x10 <sup>-5</sup>
	47±2	397±4	0,1	7,8x10 <sup>-5</sup>
	91±2	256±10	1	7,8x10 <sup>-4</sup>
	172±3	86±6	10	7,8x10 <sup>-3</sup>
	190±9	12±3	100	7,8x10 <sup>-2</sup>
Cd-15,7Zn-1,7Cu	53±6	43±4	0,1	8,1x10 <sup>-5</sup>
	122±4	23±4	1	8,0x10 <sup>-4</sup>
	129±6	18±2	10	8,2x10 <sup>-3</sup>
Cd-14,4Zn-3Cu	82±2	40±3	0,1	8,1x10 <sup>-5</sup>
	114±3	27±4	1	8,2x10 <sup>-4</sup>
	115±4	16±2	10	8,3x10 <sup>-3</sup>
Cd-25ZnAlco	80±5	50±3	0,1	8,2x10 <sup>-5</sup>
	113±3	30±4	1	8,1x10 <sup>-4</sup>
	138±4	17±3	10	8,1x10 <sup>-3</sup>

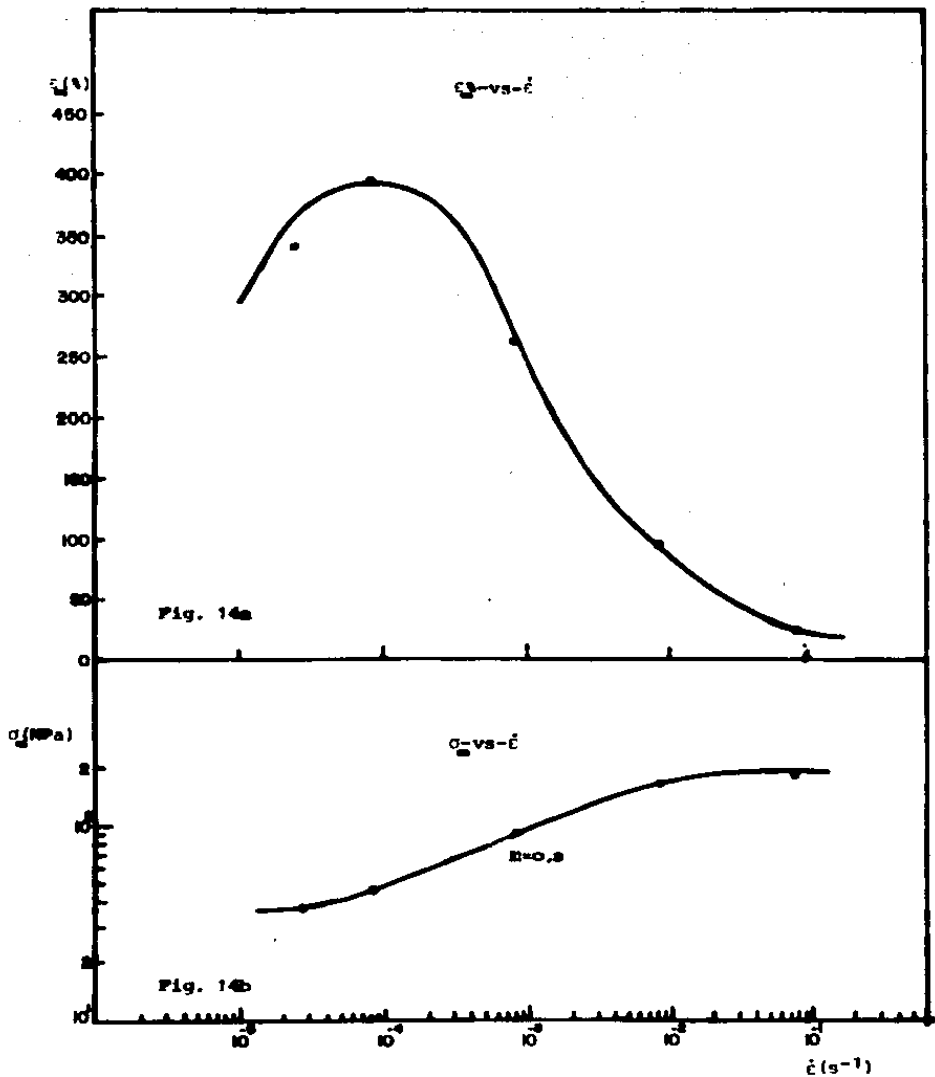


FIG. 14 PORCENTAJE DE DEFORMACION ( $\epsilon$ ) Y ESFUERZO MAXIMO DE FLUENCIA ( $\sigma_m$ ) -vs- RAPIDEZ DE DEFORMACION ( $\dot{\epsilon}$ ) PARA LA MUESTRA Cd-17,4Zn.

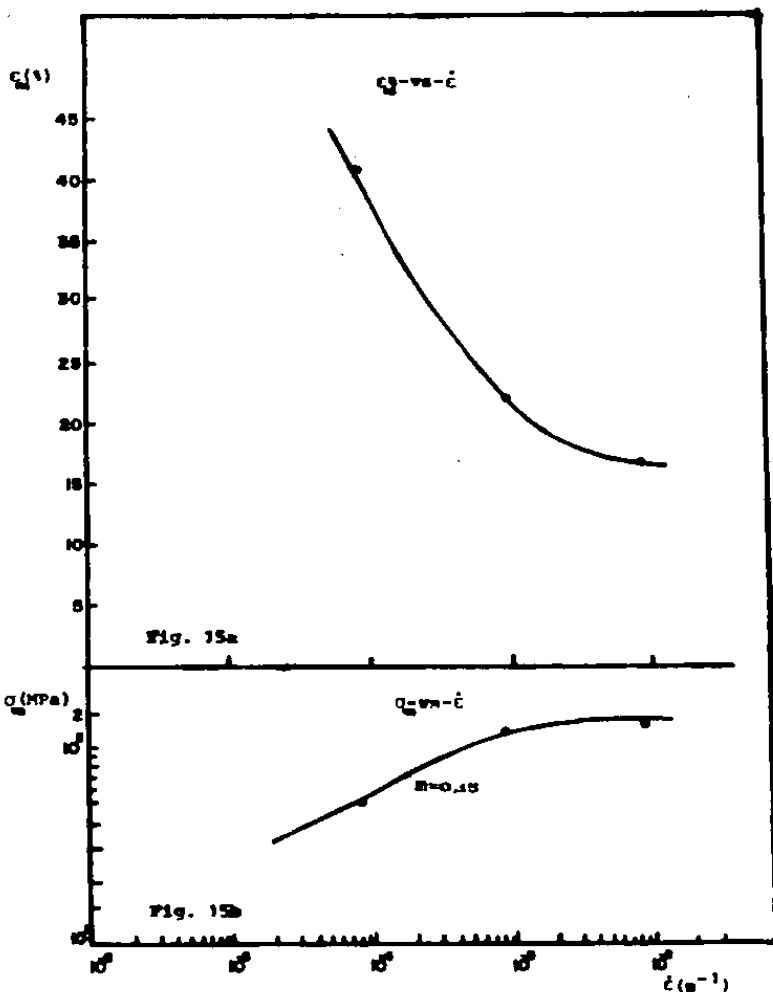


FIG. 15 PORCENTAJE DE DEFORMACION ( $\epsilon$ ) Y ESFUERZO MAXIMO DE FLUENCIA ( $\sigma_m$ ) -vs- RAPIDEZ DE DEFORMACION ( $\dot{\epsilon}$ ) PARA LA MUESTRA Cd-15,7Zn-1,7Cu.

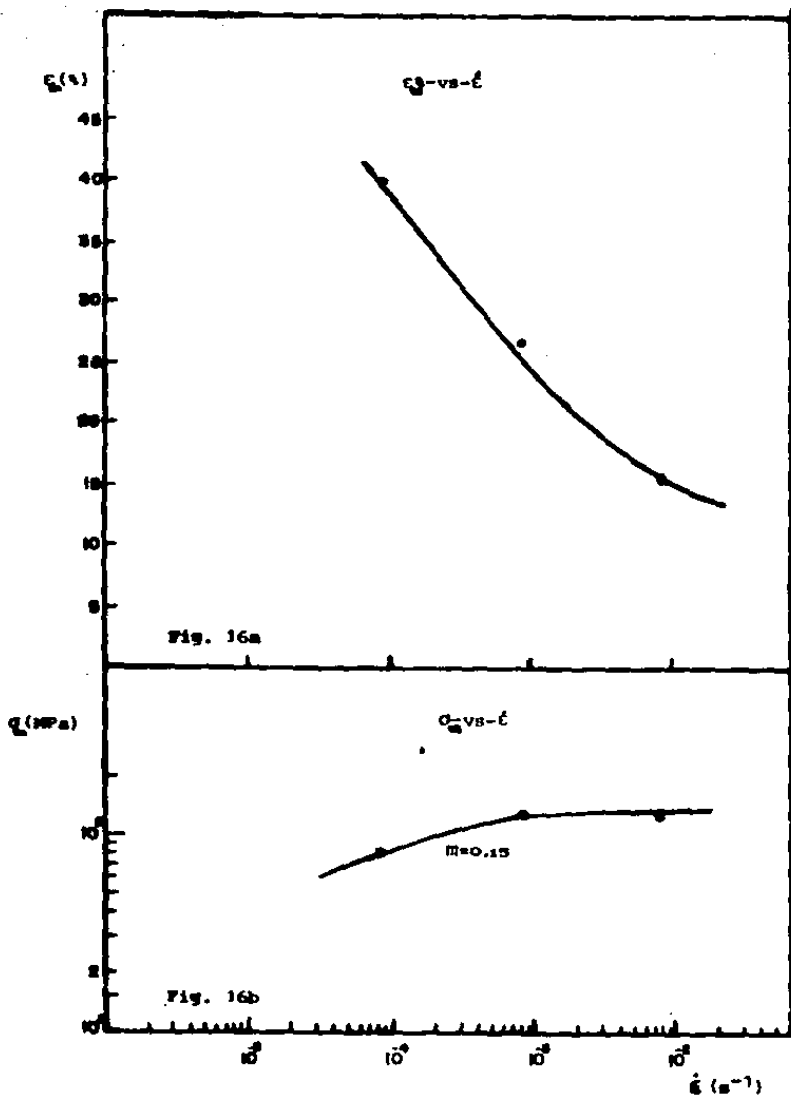


FIG. 16 PORCENTAJE DE DEFORMACION ( $\epsilon$ ) Y ESFUERZO MAXIMO DE FLUENCIA ( $\sigma_m$ ) -vs- RAPIDEZ DE DEFORMACION ( $\dot{\epsilon}$ ) PARA LA MUESTRA Cd-14,4Zn-3Cu. 36



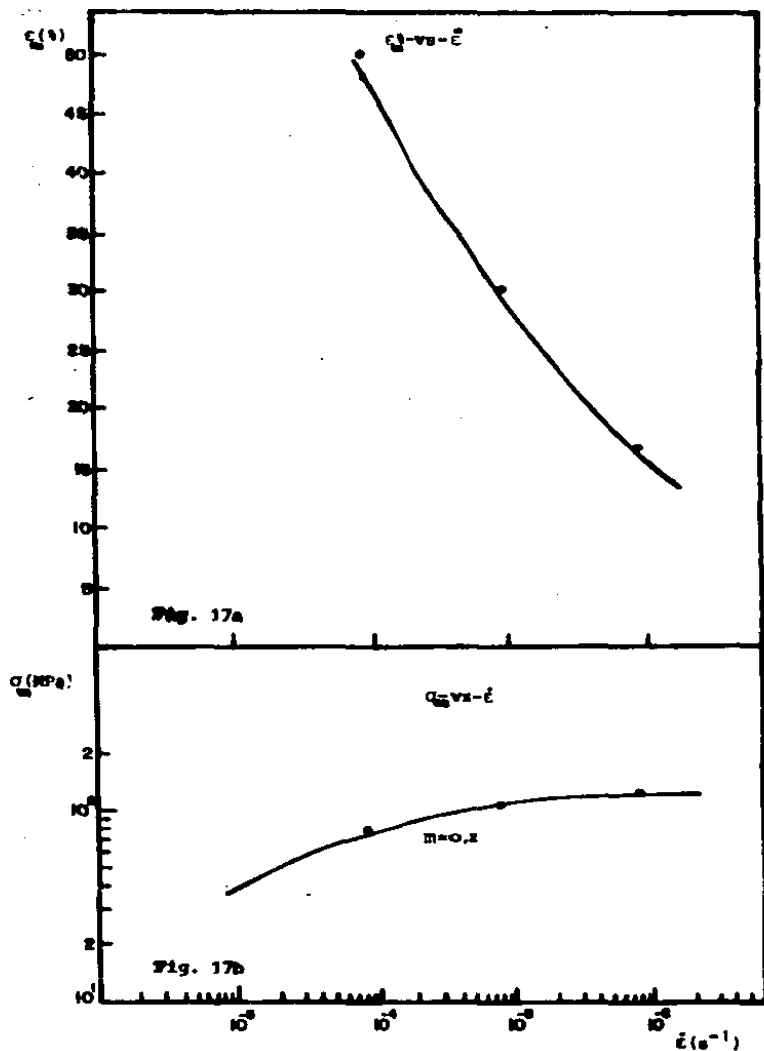


FIG. 17 PORCENTAJE DE DEFORMACION ( $\epsilon$ ) Y ESFUERZO MAXIMO DE FLUENCIA ( $\sigma_m$ ) -vs- RAPIDEZ DE DEFORMACION ( $\dot{\epsilon}$ ) PARA LA MUESTRA Cd-25ZnInco. 37

De estos resultados se puede ver fácilmente que la muestra con mayor porcentaje de deformación es la de Cd-17,4Zn la cual tiene un porcentaje de deformación máximo de 393%; valor que está muy por encima del que presentan las aleaciones metálicas convencionales deformadas a temperatura ambiente.

Se puede notar también que la muestra de Cd-25ZnAlco presenta un porcentaje de deformación ligeramente mayor que las de Cd-15,7Zn-1,7Cu y Cd-14,4Zn-3Cu para los valores de rapidez de  $10^{-3} \text{s}^{-1}$  y  $10^{-4} \text{s}^{-1}$ , teniendo un máximo de 50% de deformación para  $\dot{\epsilon} = 10^{-5} \text{s}^{-1}$ , mientras que las otras tienen como máximo 43 y 40% de deformación respectivamente.

De las gráficas 14a, 15a, 16a y 17a, que presentan el porcentaje de deformación máxima ( $\epsilon_m$ ) vs la rapidez de deformación ( $\dot{\epsilon}$ ), se observa que el porcentaje de deformación aumenta a medida que disminuye la rapidez de deformación ( $\dot{\epsilon}$ ), y para la muestra de Cd-17,4Zn este comportamiento es en forma de campana, ya que para valores de rapidez más bajos que  $8 \times 10^{-5} \text{s}^{-1}$  y mayores que  $10^{-3} \text{s}^{-1}$  el porcentaje de deformación empieza a disminuir; este comportamiento es característico de las aleaciones superplásticas.

En las gráficas 14b, 15b, 16b y 17b (que representan la relación entre el esfuerzo máximo de fluencia ( $\sigma_m$ ) y la rapidez de deformación ( $\dot{\epsilon}$ ) se puede apreciar que para cada aleación el esfuerzo máximo aumenta con la rapidez de deformación. Para la muestra de Cd-17,4Zn esta gráfica tiene forma sigmoidal la cual es propia de aleaciones superplásticas. En dicha gráfica se pueden apreciar las tres regiones (mostradas en la Figura 1) y la de máxima pendiente es la correspondiente a la segunda región que

coincide con la que presenta mayores porcentajes de deformación.

Se observa que para valores de rapidez de deformación bajos las aleaciones que presentan el menor y mayor esfuerzo son las de Cd-17,4Zn con 47 MPa. y la de Cd-14,4Zn-3Cu con 82 MPa. respectivamente, mientras que para valores altos de rapidez de deformación sucede todo lo contrario, pues la muestra que posee el menor esfuerzo es la de Cd-14,4Zn-3Cu y la que posee el mayor esfuerzo es la de Cd-17,4Zn; es decir los incrementos que sufre el esfuerzo, a medida que se varía la rapidez de deformación son mayores en la muestra de Cd-17,4Zn.

En la Tabla 4 se presentan los valores del índice de sensibilidad a la rapidez de deformación ( $m$ ) obtenidos a partir de las pendientes de los gráficos  $\text{Log } \sigma$  vs  $\text{Log } \dot{\epsilon}$ , medidas en la región II o sea la de mayor porcentaje de deformación.

Tabla 4.

Valor del índice de sensibilidad a la rapidez de deformación ( $m$ ) para las diferentes muestras:

<u>Muestra</u>	<u>Valor de <math>m</math></u>
Cd-17,4Zn	0,31±0,03
Cd-15,7Zn-1,7Cu	0,2±0,05
Cd-14,4Zn-3Cu	0,15±0,06
Cd-25Zinalco	0,2±0,04

De los valores del índice de sensibilidad a la rapidez de deformación ( $m$ ) se aprecia que la muestra de Cd-17,4Zn, tiene un valor que esta dentro del intervalo de aleaciones superplásticas y

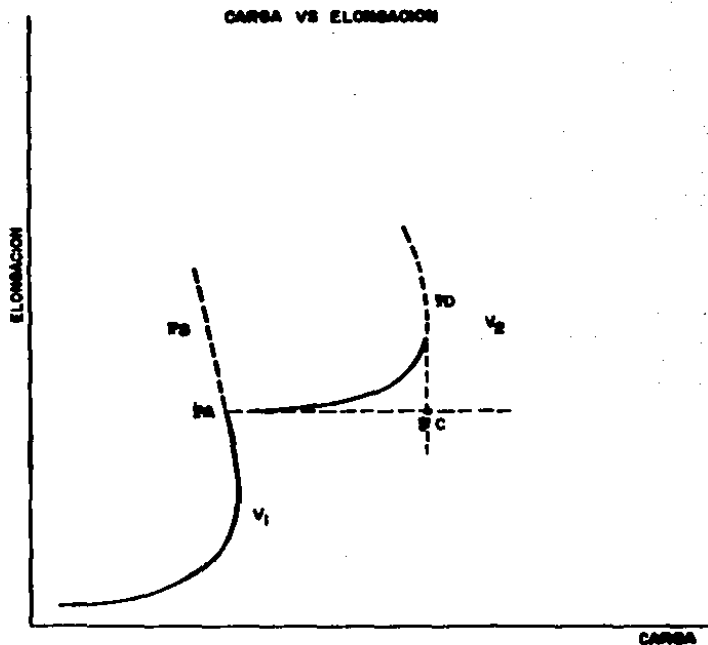
las que le siguen en orden son las de Cd-25Zn y Cd-15.7Zn-1.7Cu, pero sus valores del índice de sensibilidad ( $n$ ) no están dentro del intervalo superplástico (4.0).

El valor de  $n$  para la muestra superplástica de Cd-17.4Zn, fue verificado por un método adicional. Este método consiste en deformar una muestra a una rapidez del cabezal  $V_1$  y después de un cierto porcentaje de deformación variar la rapidez a  $V_2$ , quedando la gráfica tal como se muestra en el esquema de la Figura 18 (a).

Hay varios métodos para determinar el valor de  $n$  a partir de esta gráfica, los dos métodos utilizados en este trabajo fueron los siguientes:

#### METODO 1

El índice de sensibilidad a la rapidez de deformación ( $n$ ) se puede determinar mediante la ecuación: 
$$n = \frac{\log P_D / P_B}{\log V_2 / V_1}$$
 donde  $P_D$  es la carga máxima a la rapidez  $V_2$  y  $P_B$  es el valor que se obtiene al extrapolar la curva de  $V_1$  hasta la misma deformación obtenida para el valor de  $P_D$  en  $V_2$ , como se muestra en la Figura 18. Los valores obtenidos por este método son los mostrados en la Tabla 5.



**FIG. 18 REPRESENTACION ESQUEMATICA DE LA CURVA CARGA-vs-ELONGACION VARIANDO LA VELOCIDAD DEL CABEZAL ( $v_c$ ).**

Tabla 5

Valores del índice de sensibilidad a la rapidez de deformación  
para la muestra de Cd-17.4Zn

Probeta #1

V. del Cabezal (mm/min.)	Carga Máxima (kg)	Valor de m
$V_1 = 0.1$	$P_B = 61$	$0.29 \pm 0.01$
$V_2 = 1.0$	$P_D = 120$	

Probeta #2

$V_1 = 0.1$	$P_B = 60$	$0.31 \pm 0.01$
$V_2 = 1$	$P_D = 122$	

METODO 2

El índice de sensibilidad a la rapidez de deformación (m) se puede calcular de la manera siguiente:  $m = \frac{\log P_c / P_A}{\log V_2 / V_1}$ , donde  $P_c$  es el valor de la carga obtenida al extrapolar la curva de  $V_2$  hasta el lugar en que se hizo el cambio de rapidez de  $V_1$  a  $V_2$ . Los valores obtenidos para este caso se muestran en la Tabla 6.

Tabla 6

Valores del índice de sensibilidad a la rapidez de deformación  
para la muestra de Cd-17.4Zn

Probeta #3

V del cabezal (mm/min).	Carga (kg)	Valor de m
$V_1 = 0.1$	$P_A = 64$	$0.29 \pm 0.01$
$V_2 = 1$	$P_c = 122$	

Probeta # 4

$$V_1 = 0.1$$

$$P_A = 59$$

$$0.30 \pm 0.01$$

$$V_2 = 1$$

$$P_c = 117$$

Si se comparan los valores del índice de sensibilidad ( $\mu$ ) obtenidos por los diferentes métodos se observa que estos valores coinciden, teniendo un valor aproximado de 0.3, para la muestra de Cd-17,4Zn, el cual está dentro del intervalo correspondiente a aleaciones superplásticas.

**4.3.1.- OSCILACIONES OBSERVADAS EN LAS CURVAS  
CARGA VS ELONGACION.**

En las gráficas mostradas en la Figura 19a, se muestran dos de las curvas carga vs elongación obtenidas en las pruebas de tensión correspondientes a la muestra de Cd-17,4Zn, que se realizaron en la máquina Universal Instron. En las mismas se puede apreciar que en la región plástica se presentan pequeñas ondulaciones.

En la Tabla 7 se muestran los valores del periodo, la amplitud máxima y el correspondiente porcentaje de deformación para diferentes valores de rapidez de deformación. Además se agregan algunos de los valores correspondientes a las muestras con Cu y con Zinalco, las cuales también presentan este tipo de ondulaciones (Ver Fig. 19b).

Carga-vs-Elongación.

1  
 $V_g = 5 \text{ mm/min}$   
 $V_c = 0,1 \text{ mm/min}$   
 $\dot{\epsilon} = 7,8 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$   
Periodo = 36s

2  
 $V_g = 5 \text{ mm/min}$   
 $V_c = 0,05 \text{ mm/min}$   
 $\dot{\epsilon} = 3,9 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$   
Periodo = 72s

20 kg

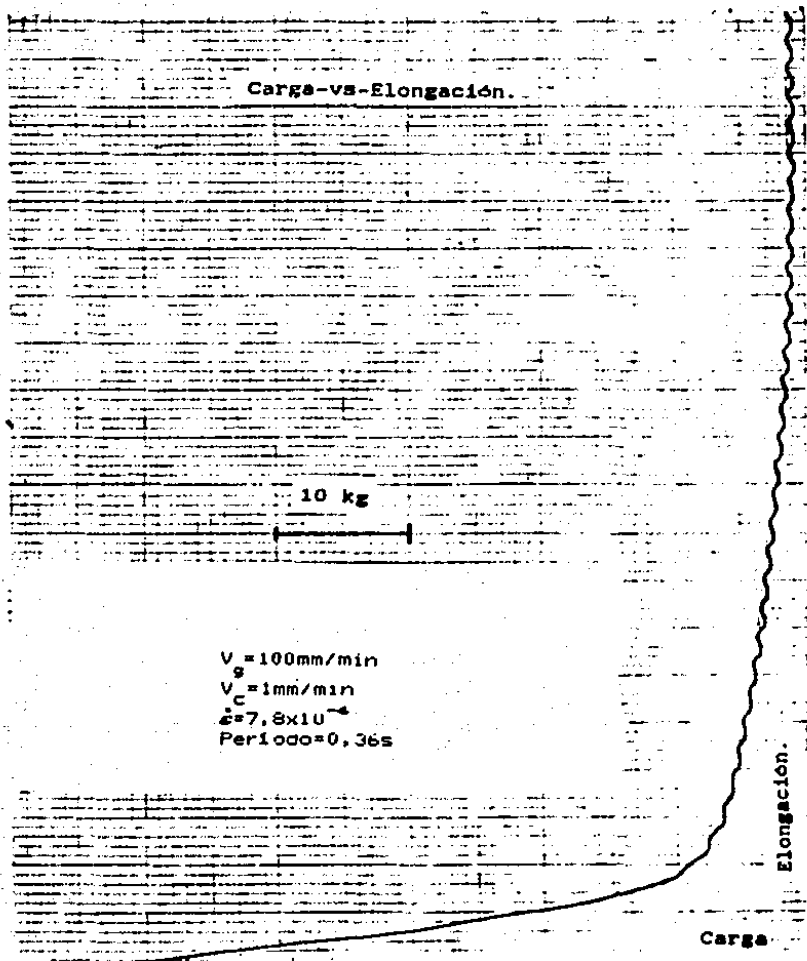
Carga

Elongación.

FIG. 19a

ONDULACIONES QUE SE PRESENTAN EN LAS GRAFICAS CARGA-VS-ELONGACION CORRESPONDIENTES A LAS PRUEBAS DE TENSION DE LA MUESTRA Cd-17,4Zn.





**FIG. 19b** ONDULACIONES QUE SE PRESENTAN EN LAS GRAFICAS CARGA-vs-ELONGACION CORRESPONDIENTES A LAS PRUEBAS DE TENSION DE LA MUESTRA Cd<sup>42</sup>Zinc.

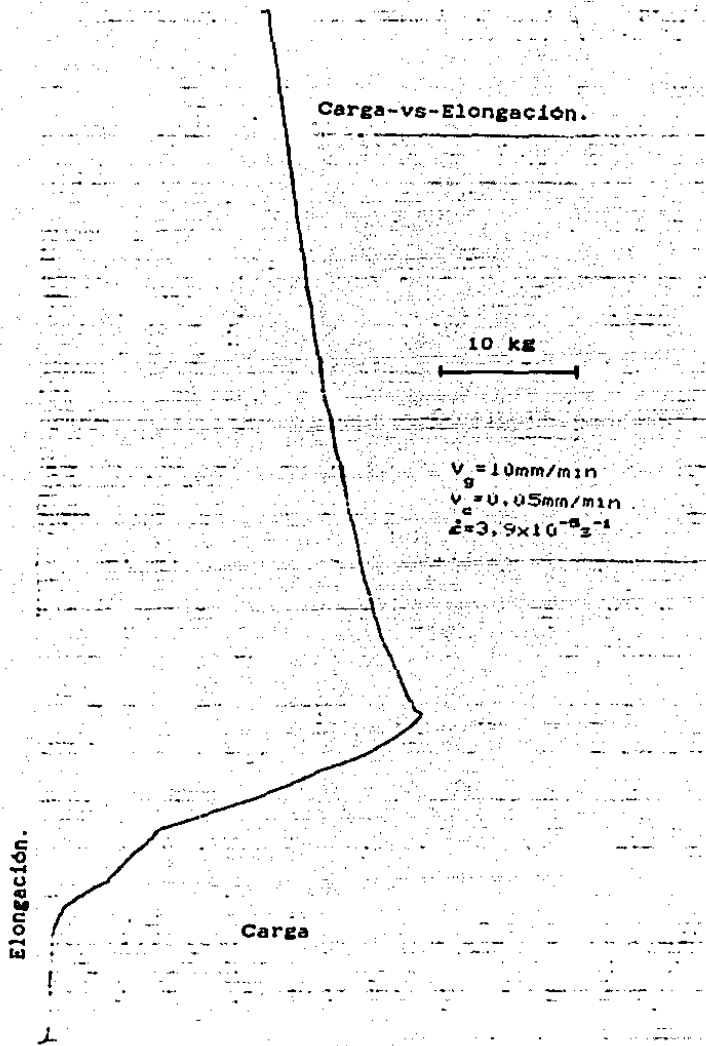


FIG. 19c GRAFICA CORRESPONDIENTE A LA PRUEBA DE TENSION DE LA MUESTRA DE ALUMINIO.

Tabla 7

Periodo, Amplitud Máxima y % de deformación de las oscilaciones observadas en las pruebas de tensión.

Muestra Cd-17,4Zn

$V_c = 10$  mm/min.       $\dot{\epsilon} = 7,8 \times 10^{-3}$  s<sup>-1</sup>

<u>Amplitud (MPa)</u>	<u>Periodo (s)</u>	<u>% de deformación.</u>
~ 0	3,7	40

Muestra Cd17,4-Zn

$V_c = 1$  mm/min.

$\dot{\epsilon} = 7,8 \times 10^{-4}$  s<sup>-1</sup>

<u>Amplitud (MPa)</u>	<u>Periodo (s)</u>	<u>% de deformación.</u>
2,4	36	28
1,7	36	56
1,6	37	111
1,6	36	183
1,5	37	200
0,5	36	240
~ 0	36	256

$V_c = 0,1$  mm/min.       $\dot{\epsilon} = 7,8 \times 10^{-5}$  s<sup>-1</sup>

<u>Amplitud (MPa)</u>	<u>Periodo (s)</u>	<u>% de deformación</u>
0,63	37	46
0,47	36	97

$$V_c = 0,1 \text{ mm/min.} \quad \dot{\epsilon} = 7,8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$$

<u>Amplitud (MPa)</u>	<u>Periodo (s)</u>	<u>% de deformación</u>
0,35	36	124
0,31	36	194
0,16	36	205
0,16	36	220
~ 0	36	350

$$V_c = 0,05 \text{ mm/min.} \quad \dot{\epsilon} = 2,9 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$$

<u>Amplitud (MPa)</u>	<u>Periodo (s)</u>	<u>% de deformación</u>
0,64	72	17
0,64	72	36
0,48	72	55
0,32	72	61
0,29	72	65
0,24	72	70
0,24	72	91
0,16	72	120
~ 0	72	200

**Muestra Cd-15,7Zn-1,7Cu**

$$V_c = 0,1 \text{ mm/min.} \quad \dot{\epsilon} = 8,1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$$

<u>Amplitud (MPa)</u>	<u>Periodo (s)</u>	<u>% de deformación.</u>
1,28	3,6	10,2
0,64	3,6	15
0,4	3,6	17

Muestra Cd-14,4Zn-3Cu

$$V_C = 0,1 \text{ mm/min.} \quad \dot{\epsilon} = 8,3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$$

<u>Amplitud (MPa)</u>	<u>Periodo (s)</u>	<u>% de deformación.</u>
2,24	3,6	9,5
1,12	3,6	30
0,5	3,6	35

Muestra Cd-25ZnAlco

$$V_C = 1 \text{ mm/min} \quad \dot{\epsilon} = 8,1 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$$

<u>Amplitud (MPa)</u>	<u>Periodo (s)</u>	<u>% de deformación.</u>
0,8	0,36	10
0,8	0,36	19
0,8	0,36	25
0,8	0,36	35

$$V_C = 0,1 \text{ mm/min.} \quad \dot{\epsilon} = 8,2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$$

<u>Amplitud (MPa)</u>	<u>Periodo (s)</u>	<u>% de deformación.</u>
0,8	3,6	6
0,8	3,6	18
0,8	3,6	30

De éstos resultados se puede observar que el periodo de las ondas se hace mayor cuando disminuye la rapidez de deformación ( $\dot{\epsilon}$ ), pero éste es constante en toda la prueba para una rapidez de deformación fija.

La amplitud de la onda decrece cuando disminuye la rapidez de deformación ( $\dot{\epsilon}$ ) y también a medida que el porcentaje de deformación aumenta. Sin embargo para la muestra de Cd-25Zn (Fig. 19b) la amplitud no varía con el porcentaje de deformación.

También se puede observar que para la aleación de Cd-17,4Zn el periodo permanece constante para los valores de rapidez de  $7.8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  y  $7.8 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$  y varía para los otros valores de rapidez ya sean mayores o menores a éstos. Los valores de rapidez para los cuales se mantiene constante este periodo, coinciden con los valores de rapidez donde la muestra presenta mayor porcentaje de deformación, o sea en la región II de la curva  $\sigma$  vs  $\dot{\epsilon}$ .

Con el objeto de saber si el efecto oscilatorio tenía relación con la máquina y no con un efecto del material se realizó una prueba con una probeta de aluminio.

En la Figura 19c se muestra la gráfica correspondiente a la prueba de tensión y se encuentra que para este material no existe este tipo de oscilaciones. A pesar de esto es recomendable hacer otras pruebas adicionales para confirmar si este efecto oscilatorio se debe a la máquina o al material, ya que la gran periodicidad de las oscilaciones nos hace sospechar que sea un efecto de la máquina y no del material. No será hasta cuando se realicen estas pruebas cuando se dará una decisión final sobre estos resultados.

#### 4.4.- DUREZA DE LAS MUESTRAS.

Las medidas de dureza se tomaron ocho veces antes y después de las pruebas de tensión de cada una de las muestras, y los valores promedios se presentan en la Tabla 8.

Tabla 8  
Valores de la Dureza Rockwel F para cada muestra.

<u>Muestra</u>	<u>Dureza Rockwel F (00kg)</u>	<u>Dureza Rockwel F (00kg)</u>
	<u>antes de la deformación.</u>	<u>después de la deformación.</u>
Cd-17,4Zn	0,3±3	0,8±2
Cd-15,7Zn-1,7Cu	10±2	15±2
Cd-14,4Zn-3Cu	25±2	29±3
Cd-25ZnZnAlco	42±3	38±3

Se observa que la dureza de la muestra de Cd-17,4Zn fué la más baja y tiene una disminución no significativa cuando la muestra se deforma. Cabe señalar que a pesar de tener esta aleación una dureza muy baja, se utilizó la escala Rockwel F por no contar con una escala inferior. Se aprecia que el valor de la dureza tiene un pequeño incremento con el contenido de Cu; estos aumentos se deben a la formación de las fases  $S_1$  ó  $S_2$  probablemente ricas en Cu.

La muestra de Cd-ZnAlco presentó el valor máximo de dureza lo que quizás se deba también a la formación de la fase  $S_1$  probablemente rica en Zn y Cu. La misma presentó también una pequeña disminución en la dureza después de la deformación; sin embargo las muestras con 1,7 y 3 % en peso de Cu la dureza tiene

un pequeño aumento después de deformadas, es decir se endurecen con la deformación, aunque este aumento no es muy significativo.

#### 4.5.- ANALISIS DE LAS IMAGENES OBTENIDAS POR MICROSCOPIA ELECTRONICA DE BARRIDO.

Las microfotografías de la estructura de cada una de las muestras estudiadas fueron tomadas con ayuda de un Microscopio Electrónico de Barrido (M.E.B.) antes y después de la deformación. Dichas microfotografías se muestran en las Figuras que van de la 20 a la 23.

La microfotografía de la Figura 20 muestra la estructura de la muestra Cd-17,4Zn antes de la deformación y se puede apreciar una estructura perlítica nodular, propia de algunas aleaciones eutécticas. Al ser deformada (ver microfotografía de la Figura 21) se aprecia que emergen unos granos muy finos rodeados de perlita nodular en ciertas regiones.

La microfotografía de la Figura 22 muestra la estructura de la muestra Cd-15,7Zn-1,7Cu, antes de ser deformada en la cual se nota la presencia de otra fase probablemente rica en Cu. Dicha fase está embebida en una matriz  $\alpha+\beta$  la cual debe estar compuesta de Cd y Zn. Después de la deformación (tal como se observa en la microfotografía de la Figura 23) se sigue observando la estructura perlítica nodular y las fronteras de grano se hacen más visibles.



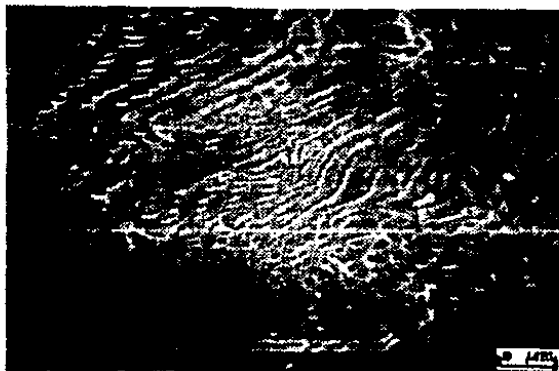


Fig. 20. Estructura de la muestra Cd-17,4Zn antes de ser deformada. Se puede observar una estructura de perlita nodular.

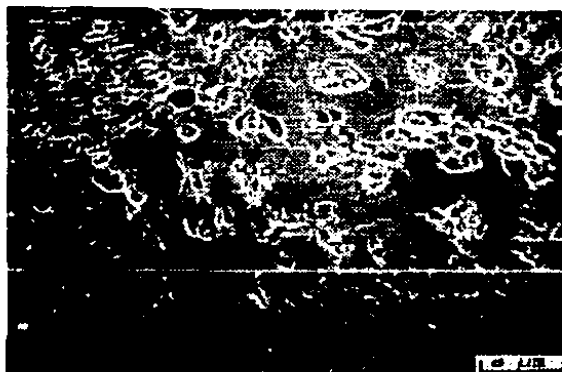


Fig. 21 Microestructura de la muestra Cd-17,4Zn después de ser deformada. Se observa un poco de estructura perlítica nodular y aparecen pequeños granos en la superficie.

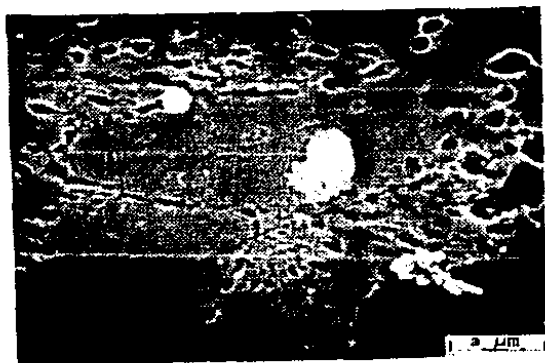


Fig. 22. Estructura de la muestra Cd-15.7Zn-1.7Cu antes de la deformación. Se observa una matriz de estructura perlítica nodular en la que se embebe otra fase probablemente rica en Cu.

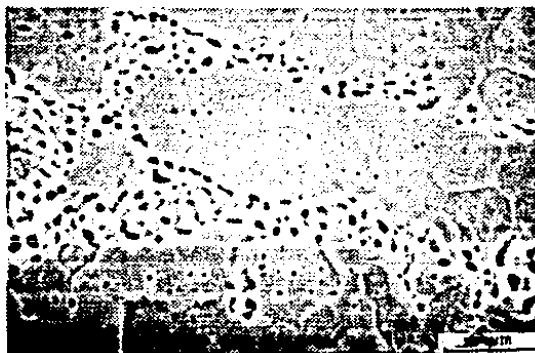


Fig. 23. Estructura de la muestra Cd-15.7Zn-1.7Cu, después de la deformación. Las fronteras de grano se hacen más visibles.

La estructura de la muestra de Cd-14,4Zn-3Cu, antes de la deformación se observa en la microfotografía de la Figura 24 apreciándose una matriz rica en Cd y Zn (fases  $\alpha+\beta$ ) en la cual se embebe, al igual que en el caso anterior, una fase  $S_1^i$  probablemente rica en Cu.

Se puede observar que la presencia de esta fase ha aumentado en comparación con la muestra que sólo tiene 1,7% en peso de Cu. Esto se debe a la poca difusión del Cu en el Zn y en el Cd, ya que según los diagramas de fases de Cd-Cu y de Zn-Cu (mostrados en las Figuras 9 y 10) la solubilidad del Cu es baja tanto en el Zn como en el Cd. Al ser deformada la muestra de Cd-14,4Zn-3Cu (mostrada en la microfotografía de la Figura 25) se observa que al igual que en las otras muestras los granos se hacen más visibles después de la deformación.

Por último, en la microfotografía de la Figura 26 se aprecia la estructura de la muestra Cd-25ZnAlco antes de ser deformada; en donde se observa una matriz que puede ser de Cd y Zn en la cual se embebe otra fase  $S_1^i$  probablemente rica en Al y en Cu, ya que según el diagrama de fases Al-Cd (Fig.11) la solubilidad de estos elementos es casi nula. Después de la deformación (ver microfotografía de la Figura 27) se aprecia que las fronteras de grano se hacen más visibles.



Fig. 24. Estructura de la muestra Cd-14,4Zn-3Cu antes de la deformación. Se aprecia un poco de estructura perlítica nodular y la presencia de otra fase probablemente rica en Cu.



Fig. 25. Estructura de la muestra Cd-14,4Zn-3Cu, después de ser deformada. Las fronteras de grano también se hacen más visibles.

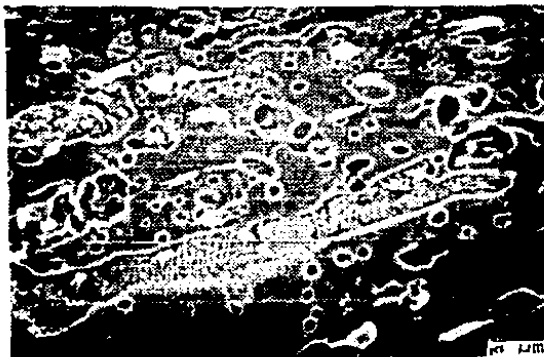


Fig.-26 Estructura de la muestra Cd-25Zn antes de ser deformada. Se observa una matriz de fase  $\alpha+\beta$  en la que se embebe otra fase probablemente rica en Al, Zn y Cu.



Fig. 27. Estructura de la muestra Cd-25% Zn después de ser deformada. Al igual que para las otras muestras las fronteras de granos se hacen más visibles.

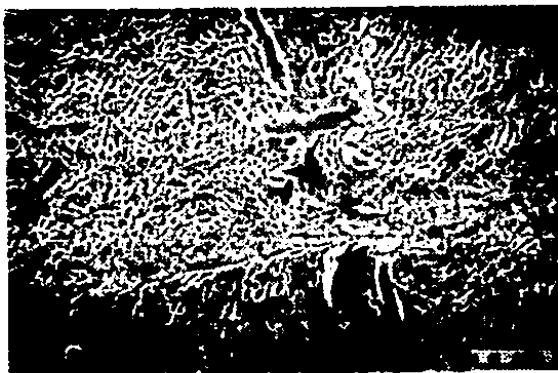
#### 4.6.- PRUEBAS DE TENSION REALIZADAS EN EL MICROSCOPIO ELECTRONICO DE BARRIDO.

Las experiencias de deformación de la muestra Cd-17,4Zn llevadas a cabo en el Microscopio Electrónico de Barrido, con rapidez del cabezal de 0,05mm/min, arrojaron los resultados siguientes: Como se manifestó anteriormente en este trabajo, es difícil decidir cual mecanismo de deformación es el que gobierna la deformación superplástica para una determinada muestra. Sin embargo, se puede ver de la secuencia de microfotografías de las Figuras 28,29 y 30, que el mecanismo de deformación más relevante en este caso es el de deslizamiento de granos y se aprecia también que hay emergimiento de granos a la superficie. Dichos granos emergen a la superficie por las fisuras intergranulares que se forman en la muestra a medida que la deformación aumenta (tal como se aprecia en las microfotografías de las Figuras 28e y 29). Estas fisuras aparecen por lo general en las fronteras de grano o subgranos a causa del deslizamiento de los granos como se aprecia en la Figura 31 del modelo propuesto por R.C.Gifkins (11). Dado el tamaño de las fisuras, cada una de ellas se rellena posteriormente con varios granos que emergen a la superficie provenientes de las capas inferiores más próximas lo que coincide con el modelo propuesto por G.Torres et al (12).

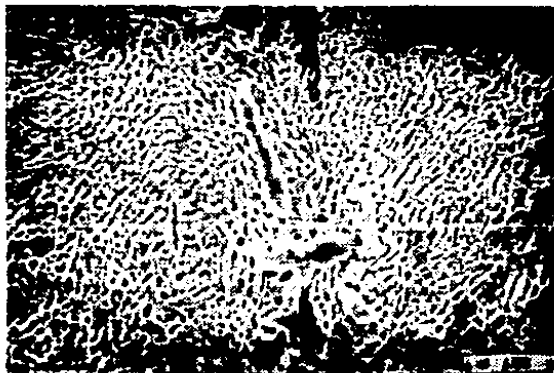
Se puede notar que al principio de la experiencia (ver microfotografía de la Figura 28a) se tiene una estructura perlítica nodular y es difícil apreciar el contorno de los granos y subgranos: pero a medida que la deformación aumenta el contorno

entre estos granos se aprecia mejor, teniendo al final las fronteras de grano bien visibles rodeados de perlita nodular tal como se observa en las microfotografías de las Figuras 29, 30a y 30b.

**MICROFOTOGRAFIAS DE LAS PRUEBAS DE DEFORMACION DE LA MUESTRA  
Cd-17,4Zn REALIZADAS EN EL M.E.B.**

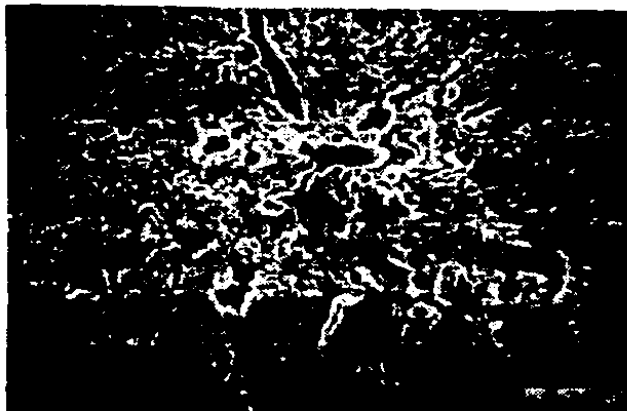


28a

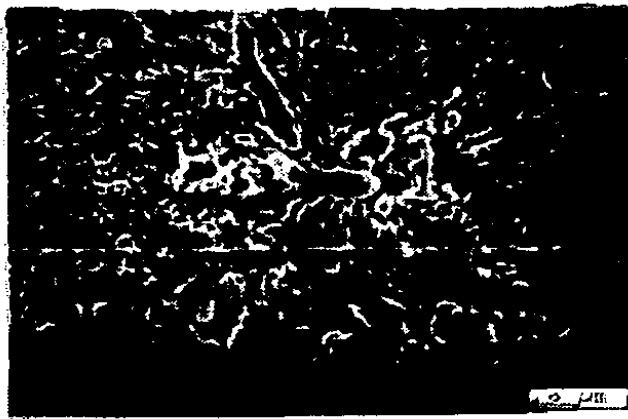


28b



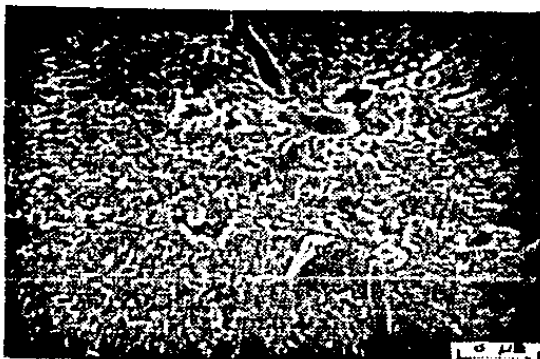


28c.



28d

61



28a

Fig. 28 La secuencia de microfotografías 28a, 28b, 28c, 28d y 28e muestran los cambios que va sufriendo la estructura de la muestra de Cd-17.4Zn a medida que se deforma. Al principio se tiene una estructura perlítica nodular y a medida que aumenta la deformación se observan pequeñas fisuras (como consecuencia del deslizamiento de los granos) por las que emergen algunos granos a la superficie.

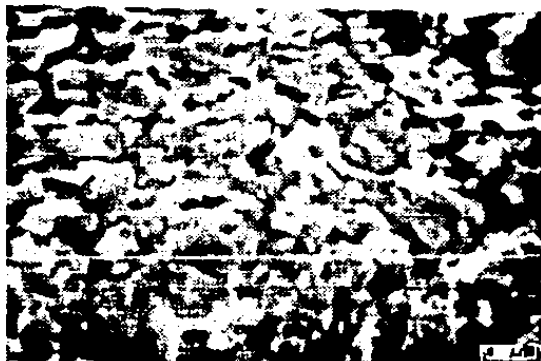
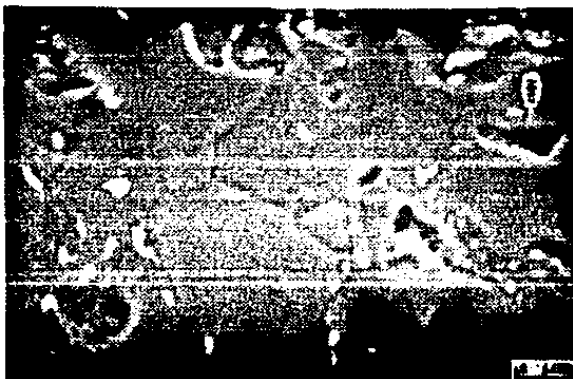
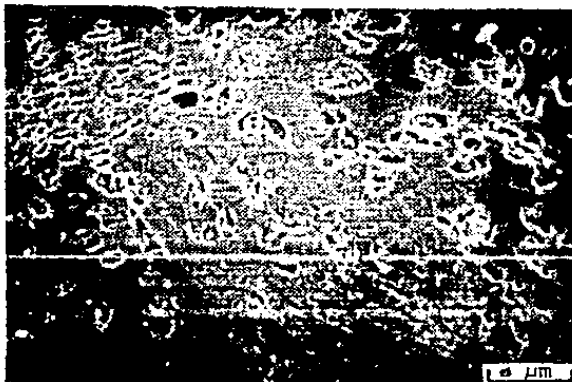


Fig. 29. Se aprecia como emergen los granos de la muestra Cd-17.4Zn a la superficie después de la deformación.

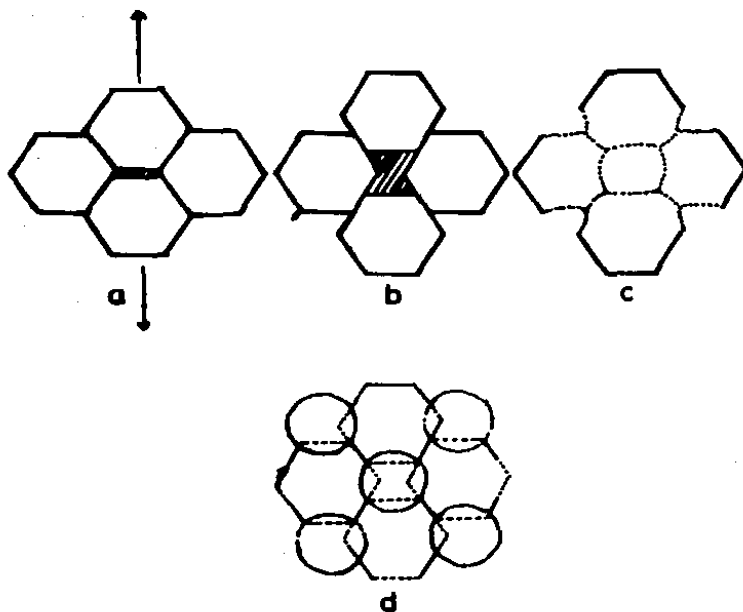


30a



30b

Fig.30 Las microfotografías 30a y 30b se tomaron después de la ruptura. Se puede observar que la estructura perlítica nodular es menos concentrada que en la etapa inicial. También son visibles los granos los cuales no se ven al inicio de la experiencia



**FIG. 31 MODELO DE DESLIZAMIENTO PROPUESTO POR R. C. GIFKINS.**

- a: Formación de una pequeña fisura intergranular al estirar la muestra.
- b: La fisura se va agrandando a medida que aumenta la deformación y se va rellenando con un grano que emerge a la superficie.
- c: Ajuste de las fronteras de grano para mantener correctamente los ángulos entre los dihedros.
- d: La unidad de cinco granos se toma como un patrón, pero no se requiere una simetría perfecta.

## V DISCUSION DE LOS RESULTADOS.

De los resultados expuestos anteriormente se puede decir lo siguiente:

Referente a las propiedades mecánicas se observa que la dureza aumenta con el contenido de Cu. Quizás este endurecimiento se deba a la aparición de la fases  $S_1$  y  $S_1^A$  (ver Figs. 5 y 6) las cuales deben ser ricas en Cu. Lo mismo sucede al agregarle Zinalcó a la muestra original de Cd-17,4Zn, y las causas del endurecimiento deben ser las mismas, pues probablemente existe la formación de la fase  $S_1$  rica en Al y en Cu ya que se sabe que la solubilidad del Al en el Cd es casi nula. Cabe señalar que a costa de este aumento de la dureza la superplasticidad se pierde, y esto se debe a que la presencia de las fases probablemente ricas en Cu sean de naturaleza frágil y además actúan como puntos de anclaje al deslizamiento de un grano sobre otro.

Las microfotografías obtenidas en el microscopio electrónico de barrido y los difractogramas obtenidos por Rayos X también inducen a pensar que el factor responsable del aumento de la dureza y la disminución en la ductilidad sea la aparición de fases ricas en Cu. Las microfotografías de las Figuras 22, 23, 24 y 25 muestran que a mayor contenido de Cu, aumenta la presencia de las fases ricas en Cu, lo que puede ocasionar que los planos atómicos no puedan deslizarse con facilidad pues estas fases pueden actuar como puntos de anclaje al deslizamiento.

Se puede apreciar que los valores correspondientes al esfuerzo máximo tienden a un valor constante para valores grandes de rapidez de deformación cuando agregamos Cu ó Zinalco, a la muestra de Cd-17,4Zn lo cual es de gran utilidad en muchas ocasiones.

También se observa que el porcentaje de deformación de la muestra Cd-17,4Zn a una rapidez de deformación de  $7,8 \times 10^{-3}$  s<sup>-1</sup> es de 393%, valor que está muy por encima de los correspondientes a materiales convencionales. Estos altos porcentajes de deformación son propio de aleaciones superplásticas. Esto se ve corroborado con la forma de la curva  $\log \sigma$  vs  $\log \dot{\epsilon}$  (Fig 14b) (la cual tiene forma sigmoidal), y de la curva en forma de campana que resulta al graficar el porcentaje de deformación versus la rapidez de deformación (Fig. 14a) las cuales tienen formas características de aleaciones superplásticas.

El valor obtenido para el índice de sensibilidad a la rapidez de deformación ( $m$ ) también está dentro del intervalo correspondiente para los materiales superplásticos. Sin embargo, estas características superplásticas se pierden al agregar Cu a la muestra de Cd-17,4Zn, debido a la posible formación de la fases  $S_1$  ó  $S_2$ , las cuales deben ser ricas en Cu y de naturaleza frágil, lo que coincide con los resultados obtenidos por Rayos X en donde se aprecian los picos correspondientes a la fase rica en Cu.

Este mismo efecto sucede al agregarle "Zinalco" quizás por la formación de la fase  $S_1^*$  (Fig. 7) probablemente rica en Al y Cu.

Haciendo referencia a los resultados de las pruebas de calorimetría (A.T.D.) se observa que la muestra de Cd-17,4Zn solamente sufre una transformación, y ésta es de la fase  $\alpha + \beta$  a la fase líquida (Fig. 8), lo que indica que la composición de dicha aleación corresponde a la eutéctica. Las microfotografías de las Figuras 20 y 21 correspondientes a esta aleación presentan una estructura perlítica nodular la cual también es característica de una aleación eutéctica. Además, el valor de la temperatura de transformación obtenida en las pruebas de A.T.D. está muy cercana a la temperatura de transformación eutéctica del Cd-17,4Zn (como se muestra en el diagrama de fases correspondiente).

Cuando se añade 1,7 y 3 % de Cu a la muestra de Cd-17,4Zn aparecen dos y tres transformaciones respectivamente (Ver Figuras 5 y 6), la última de las cuales se debe a la fase  $S_1$  y  $S_1'$  las cuales son ricas en Cu, lo que concuerda con los difractogramas mostrados en la Figura 13. Las transformaciones anteriores corresponden a las transformaciones de las fases  $\alpha$  y  $\beta$  y están cercanas a la temperatura eutéctica del Cd-17,4Zn (Fig. 8).

Todos estos resultados podrían correlacionarse con las microfotografías de las Figuras 22, 23, 24 y 25 ya que cuando se le agrega Cu a la muestra de Cd-17,4Zn se sigue observando un poco de estructura perlítica nodular y también se aprecia otra fase probablemente rica en Cu. Esta última puede ser la causante de la pérdida de la superplasticidad ya que es de naturaleza frágil y además puede actuar como puntos de anclaje al deslizamiento.

Para el caso de la muestra Cd-25ZnInalco se observa que la primera transformación (Fig 7), se debe probablemente a la existencia de una mezcla de fases  $\alpha+\beta$  a base de Cd y Zn cercana a la composición eutéctica lo que se complementa con los difractogramas de Rayos X mostrado en la Figura 13. Estos resultados coinciden también con lo observado en las microfotografías de las Figuras 26 y 27 en las que se aprecia un poco de estructura perlitica nodular propia de algunas composiciones eutécticas. La siguiente transformación que sufre la muestra de Cd-25ZnInalco es de la fase  $S_1^*$  la cual debe ser rica en Al, Zn y con un poco de Cu, lo que se manifiesta en las microfotografías de las Figuras 26 y 27 y en los difractogramas obtenidos por Rayos X en donde se aprecian los picos correspondientes a la fase rica en Cu.

En cuanto a las pruebas de deformación realizadas en el M.E.B. se aprecia que a medida que la deformación aumenta aparecen pequeñas fisuras intergranulares en la superficie. Estas fisuras se van rellenando posteriormente de pequeños granos que emergen a la superficie, provenientes de las placas inferiores más cercanas. Este proceso puede ser activado por el deslizamiento de los granos.

En base a lo arriba expuesto se propone que el mecanismo de deformación que se da en esta muestra de Cd-17,4Zn es similar al propuesto por G. Torres (14). En dicho modelo, cuando se da el deslizamiento de granos, comienza a formarse un vacío en la superficie y un grupo de granos comienzan a moverse de la capa



próxima inferior para llenar esta brecha o fisura. Esto involucra una frontera de grano inestable con una migración posterior para ajustar los dihedros (o según sean las formas de los granos) lo que origina una curvatura en las fronteras de grano. Si toda la muestra se considera hecha de unidades repetitivas de una sola clase de granos, la configuración final podría ser tipificada por la Figura 31 tal como lo propone R. C. Gifkins *usa.*

## VI CONCLUSIONES.

A través del desarrollo de este trabajo se han estudiado las propiedades mecánicas de una aleación superplástica de Cd-17,4Zn y se ha determinado como se ven afectadas estas propiedades con el contenido de Cu y de Zinalco.

Entre las conclusiones más importantes, podemos citar las siguientes:

1.- La deformación máxima de la aleación de Cd-17,4Zn aumenta cuando disminuye la rapidez de deformación ( $\dot{\epsilon}$ ) hasta llegar a un valor máximo de 393% para  $\dot{\epsilon} = 7,8 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ ; a partir de este valor la deformación máxima disminuye dando lugar a una curva en forma de campana característica de las aleaciones superplásticas.

2.- La aleación de Cd-17,4Zn pierde la superplasticidad con el contenido de Cu y de Zinalco; y para valores de rapidez de deformación bajos ( $10^{-5} \text{ s}^{-1}$ ) esta ductilidad se ve más afectada con el contenido de Cu que con el de Zinalco.

3.-El esfuerzo máximo de fluencia de la aleación Cd-17,4Zn aumenta con el contenido de Cu y de Zinalco para valores de rapidez de deformación bajos ( $\leq 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ).

4.-El esfuerzo máximo de fluencia se incrementa con la rapidez de deformación para todas las muestras; dichos incrementos

se hacen mayores en la muestra de Cd-17,4Zn (para la cual se tiene un comportamiento sigmoidal, característico de las aleaciones superplásticas).

5.- Para las muestras con Zinalco y con Cu el esfuerzo máximo tiende a un valor constante para altos valores de rapidez de deformación.

6.- El valor obtenido del índice de sensibilidad a la rapidez de deformación ( $m$ ) para la aleación de Cd-17,4Zn fué de 0,3; valor que esta dentro del intervalo correspondiente a aleaciones superplásticas obteniéndose el mismo valor independientemente del método utilizado.

7.- El valor del índice de sensibilidad ( $m$ ), disminuye con el contenido de Cu y de Zinalco, dando valores que están fuera del intervalo correspondiente a materiales superplásticos.

8.- La muestra de Cd-17,4Zn solamente sufre una transformación de fase que se dá a la temperatura de transformación eutéctica.

9.- Las muestras con 1,7 y 3% en peso de Cu sufren dos y tres transformaciones de fases respectivamente, la última de las cuales se debe probablemente a la formación de las fases ricas en Cu, mientras que las anteriores posiblemente se deben a la transformación de la mezcla de fases  $\alpha+\beta$  la cual ocurre a una

temperatura cercana al eutéctico de Cd-17,4Zn.

10.- La muestra de Cd-25ZnZnco sufre dos transformaciones; la primera de las cuales puede deberse a la formación de la fase  $\alpha+\beta$  compuesta de Cd y Zn muy cerca del eutéctico. La segunda transformación quizás se debe a la formación de una fase rica en Al, Cu, y con un poco de Zn pues la solubilidad del Cd con el Al es casi nula.

11.- Al agregarle Cu o ZnZnco a la muestra de Cd-17,4Zn se da la formación de una fase probablemente rica en Cu que puede actuar como puntos de anclaje impidiendo el fácil deslizamiento de los planos atómicos, lo que hace que la aleación pierda ductilidad y ya no pueda ser considerada como superplástica.

12.- La dureza de las muestras aumenta con el contenido de Cu y aún más con el contenido de ZnZnco. Esto se debe también a la formación de las fases probablemente ricas en Cu las cuales son de alta dureza.

13.- Las muestras de Cd-17,4Zn y Cd-25ZnZnco tienen una disminución no muy significativa en la dureza después de la deformación, mientras que las de Cd-Zn-Cu tienen un pequeño aumento de dureza con la deformación.

14.- Las muestras de Cd-17,4Zn al ser deformadas presentan pequeñas fisuras intergranulares; cada una de las cuales se va

rellenando posteriormente con granos que se deslizan y emergen a la superficie provenientes de la capa próxima inferior. Este modelo de deformación superplástica coincide con el modelo propuesto por G Torres (12).

#### RECOMENDACIONES

Para comprobar si las oscilaciones que se presentan en las curvas Carga-vs-Elongación de las pruebas de tensión se sugiere realizar las siguientes pruebas:

1.- Realizar las pruebas de tensión variando la temperatura y manteniendo constante la rapidez del cabezal de la máquina.

2.- Hacer esta misma experiencia con diferentes materiales preferiblemente con aquellos que tengan esfuerzo de fluencia del mismo orden que los materiales superplásticos.

## VI. BIBLIOGRAFIA.

- 1.-Hofmann, A. L.: Metal Forming-Interrelation Between Theory and Practice. A Publication of the Metallurgical Society of AIME. Plenum Press. New York-London. p.p.489. 1971.
- 2.- Alden, T. H.: Review Topics in Superplasticity. Department of Metallurgy University. British Columbia. Vancouver, Canada. p.p. 231.
- 3.- Dieter, G. E.: Mechanical Metallurgy, Segunda Edición. Ed. Mc. Graw Hill. 1984.
- 4.- Padmanabhan, K. A.; Davies G. J.: Mechanical and Structural Aspects, Environmental Effects, Fundamentals and Applications, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York 1980
- 5.- Taplin, D. M. R.; Dunlop, G.L.; Langdon, T. G.: Flow and Failure of Superplastic Materials. Ann Rev. Mater. Sci. 9 p.p. 151-189. 1979.
- 6.- Edington, J. W.; Melton, K. N.; Cutler, C. P.: Progress in Materials Science. Vol. 21. p.p. 63. 1976.
- 7.- Farghalli, A.; Mohamed, M. I.; Langdon, T. G.: Factors Influencing Ductility in the Superplastic Zn-22Pct Al Eutectic. Metallurgical Transactions A. Vol. 8A, p.p. 933. 1977.
- 8.- Langdon, T. G.: Current Problems in Superplasticity. Department of Materials Science and Mechanical Engineering, University Southern California, L.A.
- 9.- Metals Handbook, V. 8. Metallography, Structures and Phase Diagrams. 8th Edition. A.S.M. 1973.
- 10.-Superplasticité. Conférence Internationale Grenoble-France. Editions du centre national de la recherche scientifique. Paris-France. Edited by Publiée

sous la direction de Bernard Baudalet et Michel Suery.  
1985.

- 11.- Gifkins, R. C.: Journal Materials Science. 13 p.p. 1936 1946 (1978)
- 12.- Torres G., Negrete J.: Superplastic Behavior of Zn-20Al-2Cu at Room Temperature. I.I.M. U.N.A.M. México 1988. Aceptado en Transaction de la Metallurgical Society (En prensa).

#### OTRAS REFERENCIAS CONSULTADAS.

- 13.- Davidson, I.D.; Smith, I. O.: The Metallography and deformation of the aligned Cd-Zn eutectic. Journal of Materials Science 18. p.p. 930-942. 1983.
- 14.- Ojha, S. N.; Ananthraman, T. R.: Solidification of Undercooled Cadmium-Zinc Eutectic Melts. Journal of Materials Science 17. p.p. 2644-2648. 1982.
- 15.- Calvo, F. A.: Metalografía Práctica. Edit. Alhambra S.A. Madrid, 1971.
- 16.- Verhoeven, J. D.: Fundamentos de Metalurgia Física. Edit. Limusa. México, 1987.
- 17.- Reed-Hill, R. E.: Principios de Metalurgia Física. II Edición. Cia. Edit. Continental, S.A. de C.V. México, 1986.
- 18.- Ashby, M. F.; Verrall, R. A.: Diffusion Accommodated Flow and Superplasticity. Acta Metalúrgica. Vol 21. p.p. 149-163. 1973.
- 19.- Zolotarevski, V.: Pruebas Mecánicas y Propiedades de los Metales. Editorial MIR. Moscú. 1976.