



Universidad Nacional
Autónoma de México

FACULTAD DE QUIMICA

Influencia del Magnesio en las
Propiedades mecánicas de una
Aleación Eutectoide Zn-Al-Cu

T E S I S

Que para obtener el Título de
INGENIERO QUIMICO METALURGICO

P r e s e n t a

Carlos Domínguez Ríos



México, D. F.

1985



Universidad Nacional
Autónoma de México

UNAM



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.

Jurado Asignado Segun el Tema :

Presidente Prof : CANDIDO ATLATENCO TLAPANCO
Vocal Prof : TERESITA ROBERT NUÑEZ
Secretario Prof : ARTURO HERNANDEZ VAZQUEZ
1er Suplente Prof : GUILLERMO ANTUNEZ CABEL
2do Suplente Prof : GERARDO LOPEZ PEÑA

Sitio Donde Se Desarrollo el Tema INSTITUTO DE
INVESTIGACIONES EN MATERIALES Y FACULTAD DE QUIMICA EDF.

" D "

Asesor del Tema ING. ARTURO HERNANDEZ VAZQUEZ

Supervisor Técnico Dr. GABRIEL TORRES VILLASENOR

Nombre del Sustentante CARLOS DOMINGUEZ RIOS

INDICE

I .- INTRODUCCION

II.- REVISION BIBLIOGRAFICA

- 2.1) Superplasticidad
- 2.2) Efecto de Elementos Aleantes
 - a) Efecto del Cobre
 - b) Efecto del Magnesio

III.- DESARROLLO EXPERIMENTAL

- 3.1) Preparación de la Aleación
- 3.2) Preparación de las Probetas
- 3.3) Descripción del Equipo

IV.- RESULTADOS EXPERIMENTALES

- 4.1) Análisis Químico
- 4.2) Densidad
- 4.3) Análisis por Microsonda
- 4.4) Análisis Térmico
- 4.5) Ensayos de Dureza
- 4.6) Metalografías
- 4.7) Ensayos de tensión

V.- DISCUSION DE RESULTADOS

VI.- CONCLUSIONES

VII.- SUGERENCIAS

VIII.- BIBLIOGRAFIA

I.- INTRODUCCION

Durante los ultimos quince años el país ha desarrollado una dependencia peligrosa con las tecnologías derivadas del aluminio. Peligrosas debido a que el aluminio es en un 100% un producto de importación, ya que carecemos en México del mineral bauxita, que permite la obtención económica del aluminio. Esto origina una fuga permanente de divisas a razón de \$1.6 dolares por kilogramo de aluminio importado .

En 1984 el Instituto de Investigaciones en Materiales de la U.N.A.M. realizo una transferencia tecnológica sobre una aleación basada en zinc denominada ZINALCO ; con propiedades tales que permite ser usada en sustitución de aleaciones de aluminio de la serie 6000 que son las de mayor consumo en México , con el consiguiente uso de una materia prima nacional subutilizada y una disminución apreciable en el costo .

Ahora bien, para la producción de esta aleación a nivel laboratorio y a escala industrial se requiere aún de componentes de alta pureza ; de esta manera el aluminio que se utiliza es de primera fusión , zinc alto grado y el cobre electrolítico ; aunque los costos de esta aleación son inferiores , en relación al aluminio 6063 ; puede hacerse más rentable la producción del ZINALCO con la utilización de chatarra de aluminio en lugar de aluminio de primera fusión .

Por otro lado , debemos tomar en cuenta que en el aluminio 6063 , se encuentran como impurezas algunas cantidades considerables de Mg y Si , que si no afectan las propiedades mecánicas del -

aluminio 6063, si nos podría afectar en las propiedades mecánicas del ZINALCO.

El objetivo de éste trabajo es el de investigar en que forma afecta el Mg las propiedades mecánicas del ZINALCO y tener la posibilidad de reducir aún más los costos de producción del ZINALCO, ya que es más barata la chatarra de aluminio que el aluminio 99.9% puro con el cuál se produce actualmente el ZINALCO.

El ZINALCO hasta el momento tiene muy pocos usos, pero no es de extrañarse que en un futuro, encuentre una gran variedad de aplicaciones, por ejemplo en la industria automotriz y, debido al comportamiento superplástico, la producción de partes con una geometría muy compleja la cuál, por otros medios, requiere de varios pasos y mayores costos de producción.

II.- REVISION BIBLIOGRAFICA

2.1 SUPERPLASTICIDAD

Un metal puede ser enrollado, prensado o extruido , es decir deformarlo por compresión o tensión , pero por lo regular no puede ser deformado más del 100% . Una elongación típica para aceros aleados, es alrededor del 10-15% y algunas aleaciones de aluminio se consideran bastante plásticas si estas exceden 50% de deformación ; por contraste las aleaciones titanio-bismuto pueden ser deformadas o estiradas un fenomenal 2000% a este hecho se le describe como SUPERPLASTICIDAD (1)

Esto fue observado por primera vez por Pearson C.F. (2) en 1934, ya como teoría de superplasticidad ; por que se insinuaba sobre éste fenómeno haciendo referencia a las espadas Damasco, -- que fueron utilizadas en la era de Alejandro el Grande. Estas espadas presentaban la característica de ser muy tenaces presentando una dureza regular y en las cuales podrian desarrollarse marcas -- superficiales con suma facilidad. (2)

El descubrimiento de la superplasticidad fue largamente ignorado hasta los años cuarentas y cincuentas cuando fueron investigados algunos materiales por A.A Bochvar y A.A. Prezniakov en la Union Sovietica . Actualmente la superplasticidad es estudiada en un gran número de investigaciones de laboratorio en todas partes del mundo.

Ahora bién , qué entendemos por superplasticidad : ES UNA PROPIEDAD QUE TIENEN ALGUNAS METALES , QUE EN TENSION TENSIL UNI-AXIAL , MUESTRAN UNA GRAN CAPACIDAD DE DEFORMARSE SIN LLEGAR A LA

FRACTURA , Y AUN, SIN QUE SE PRESENTE EL EFECTO DE REDUCCION DE AREA LOCALIZADO (CUELLO) (3)

principales Aspectos Sobre Superplasticidad

En un ensayo de tensión ordinario un metal puede deformarse de 10-30% , como previamente mencionamos ; por el contrario un metal superplástico puede deformarse en un rango que va de 500-2000% ésta anomalía es conseguida a temperaturas elevadas y velocidades de deformación controladas.(4)

Otra característica que es observada en las grandes deformaciones , es una sustancial reducción de la tensión de fluencia del material . Estas fuerzas y tensiones requeridas para causar esta deformación pueden ser de 0.5-0.05 de la necesaria para aleaciones comerciales bajo las mismas condiciones de deformación.(4)

Un aspecto bien importante del comportamiento mecánico de un metal superplástico es la fuerte dependencia de la tensión de fluencia, σ , con la velocidad de deformación , $\dot{\epsilon}$, a la temperatura de superplasticidad . Esta dependencia puede expresarse en terminos de la siguiente ecuación (5) (6) (7) (8) (9) (10) :

$$\sigma_f = K \dot{\epsilon}^m$$

donde , σ_f , es la tensión de fluencia , K es una constante del material y depende de la temperatura del ensayo , la microestructura y los defectos de estructura de la muestra ; $\dot{\epsilon}$, es la velocidad de deformación.

El exponente m , conocido como índice de sensibilidad de la velocidad de deformación puede expresarse de la siguiente manera:

$$m = \frac{d \log \sigma}{d \log \dot{\epsilon}}$$

el cual es una medida de la resistencia de la inestabilidad plástica local, y podemos correlacionarlo con la elongación total para los materiales superplásticos. Generalmente se acepta que las elongaciones excediendo un 200%, que se presentan en aleaciones superplásticas exhiben valores de m , en un rango de 0.3-0.8 y - cuando m , toma el valor de 1 corresponde a flujos viscosos Newtonianos. (4)

El aspecto más fundamental para que un metal o aleación se comporte superplásticamente es, que su estructura sea de grano fino y estable, típicamente más pequeño que 10 micras. Sin embargo, el tamaño de grano requerido puede variar con el material las condiciones de deformación y la temperatura de trabajo.

Otra característica de los metales superplásticos, es la no formación de un cuello en la muestra, por lo que podemos decir que es una deformación macrohomogénea.

La superplasticidad se presenta únicamente en deformación, aproximadamente antes de la mitad de la temperatura de fusión y sobre un rango específico de velocidades de deformación, usualmente 10^{-2} seg^{-1} a 10^{-4} seg^{-1} .

Como lo mencionamos anteriormente, en los materiales superplásticos la tensión de fluencia es particularmente sensible a la velocidad de deformación y esto es una relación característica sigmoidal entre la tensión de fluencia y la velocidad de deformación tal y

y como lo muestra Farghalli A.Mohamed y Terence G.Langdon(11) (12) como se ve en la figura 1 :

Para la aleación eutectoide Zn-22% Al

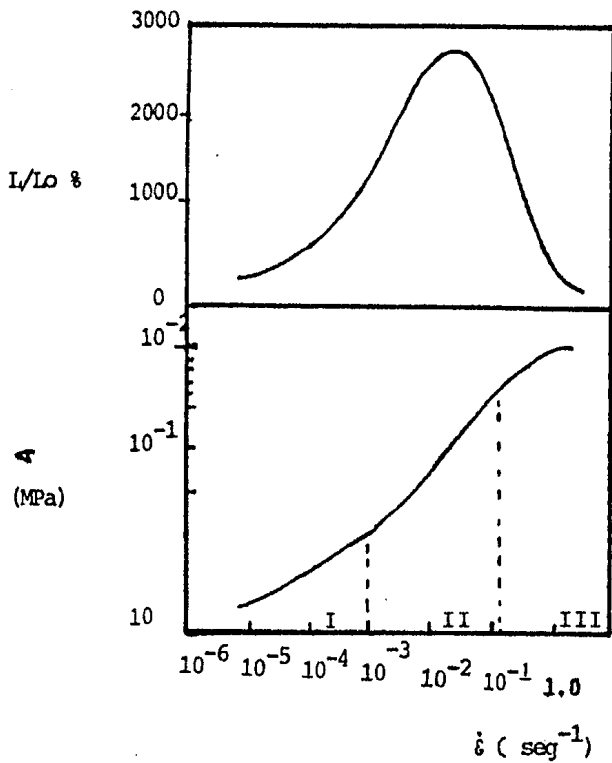


fig. 1

Esta gráfica nos muestra las tres regiones de flujo plástico para la aleación eutectoide Zn-22%Al (11).

Ya mencionamos que la superplasticidad es un fenómeno de alta temperatura ; como es de esperarse, la influencia de la temperatura en la relación $\sigma/\dot{\epsilon}$ es documentada en un amplio rango de materiales .Aquí mencionaremos los cambios que ocurren al incrementarse la temperatura de deformación (5) (13) :

1.- El nivel de la tensión de fluencia es reducido , el efecto es más marcado a grandes velocidades de deformación. Además de la dependencia de la temperatura en la tensión de fluencia , dentro de la condición superplástica es mucho más grande que en la condición normal de graneado basto.

2.- El valor máximo de m , se incrementa y decrece a grandes velocidades de deformación .

3.- Las transiciones entre las regiones I/II y II/III son disminuidas a grandes velocidades de deformación .

4.- En la regiones I y III el valor de m , es menos sensible a las variaciones de temperatura que en la región superplástica II.

La sensibilidad de la velocidad de deformación , m , es un parámetro importante en la superplasticidad, ya que como puede verse es la pendiente de la curva en la fig.1b.

La ductilidad del material es un poco importante en la superplasticidad , debido a que la tensión de fluencia, σ_f , a una deformación dada , para algunos materiales , es una función de la velocidad de endurecimiento por trabajado , n , y la velocidad de deformación aplicada , por lo que podemos expresarlo de la siguiente

manera (5)

$$\sigma(\epsilon) = K \dot{\epsilon}^m \epsilon^n$$

pero la condición general para estabilidad plástica en tensión es:

$$n + m = 1$$

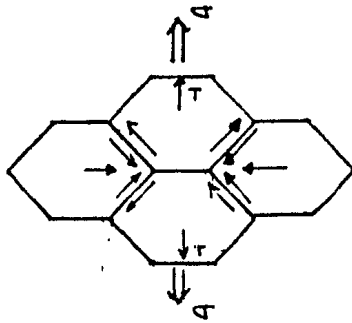
sin embargo, para los materiales superplásticos en la región II , $n = 0$ consecuentemente el endurecimiento por trabajado se puede - despreciar porque m es menor de 1 . La inestabilidad plástica puede ocurrir en el principio de un ensayo de tensión , sin embargo, el gran valor de m , confiere una resistencia a la formación de la estricción (cuello).

Teorías Propuestas de Superplasticidad

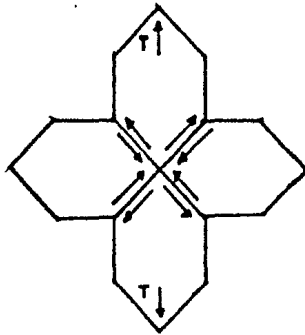
Por algún tiempo el proceso GBS (Grain Boundary Sliding) , deslizamiento del limite de grano , ocupó un mejor lugar en la deformación superplástica , región II, de muchas aleaciones por lo que se hace necesario e importante mencionar algunas teorías que explican el comportamiento superplástico . (14) (12)

A.- Deslizamiento del limite de grano, difusión acomodada y - velocidad controlante de flujo .

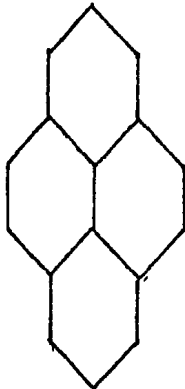
La teoría fue desarrollada por Ashby y Verral (15) para describir el resultado de grano desviado, ilustrado esquemáticamente en la figura No. 2



Inicio



Intermedio



Final

Fig. No. 2

De acuerdo a ésta teoría Ashby y Verral (15) nos mencionan que operaran dos procesos :

1.- El GBS ocurre con el transporte de material por el límite de grano , y existe difusión de volumen para mantener la continuidad del grano.

2.- El deslizamiento de dislocaciones toma lugar pero su contribución es decreciente en el deslizamiento de material y ésto es debido a que la velocidad de deslizamiento es reducida en la transición entre la región II y III y cuando m tiene el valor máximo, en región II, su contribución es insignificante.

Las características de este modelo son las siguientes :

a) El $\ln \sigma / \ln \dot{\epsilon}$ es una curva sigmoïdal

b) En la región I y más en la región II no hay una elongación enorme de grano , en ninguna existe importante movimiento de dislocaciones o formación de celdas sino que aquí el deslizamiento de grano fue extenso y hay rotación de grano.

c) A grandes velocidades de deformación , fin de la región II y comienzo de la región III, el movimiento de dislocaciones es importante y contribuye para la deformación total y el proceso de acomodación. Aquí el GBS fue significativo pero reducido.

d) En la región III el movimiento de dislocaciones es el proceso dominante , el GBS contribuyo poco , se pudo crear una textura y los granos se observan elongados .

e) Las energías de activación fueron equivalentes para difusión de límite de grano en las regiones I y II y difusión de volumen en la región III.

B.- GBS, Acomodación y Movimiento de Dislocaciones Velocidad Controlante . (14)

En éste modelo nos presentan algunos tratamientos relativamente detallado de superplasticidad en terminos de GBS con velocidad controlante, debido a la acomodación de dislocaciones en puntos -- triples , tal y como se observa en la figura No.3

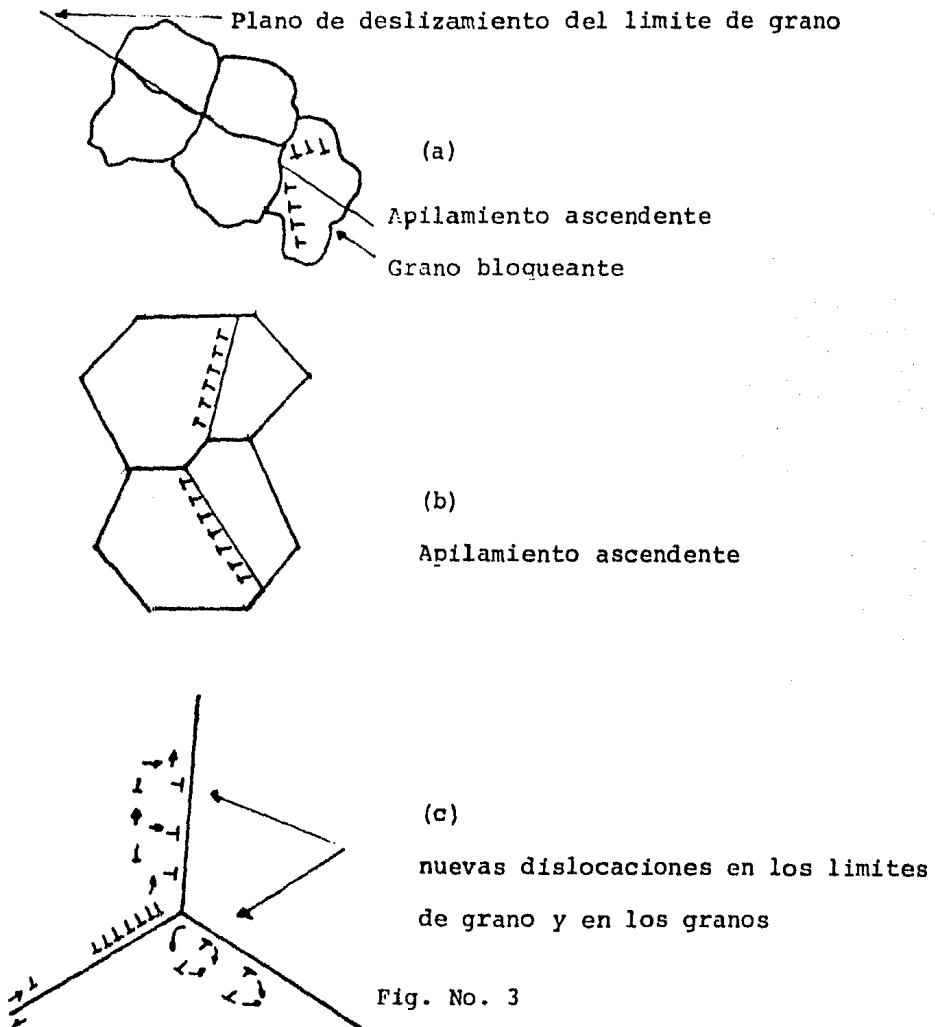


Fig. No. 3

Ball y Hutchison (16), propusieron que en la región II , grupos de granos pueden deslizarse como una unidad hasta que son obstruidos por una orientación no favorable de granos, resultando una concentración de tensiones que son liberadas por el movimiento de dislocaciones en el borde de grano . Estas dislocaciones se levantan hasta empujar las tensiones ancladas en el origen y -- por ésto ocurre el proceso de deslizamiento . La continuación del deslizamiento requirió el trepado de las dislocaciones en la dirección del proceso dentro y a lo largo del limite de grano, de esta manera el deslizamiento ocurrió a una velocidad gobernada por la cinética del limite de grano empujando a las dislocaciones hacia sitios de aniquilación.

Mukherjee(17), ha propuesto una modificación de este modelo - en la cual los granos se deslizan individualmente y al mismo tiempo que las dislocaciones , produciendo de esta manera escalones o desniveles en el limite de grano, ver figura 3b .

Gifkins(18) , trato el GBS y la acomodación , en terminos del movimiento del limite de grano y de movimiento de dislocaciones , ver figura 3c , es una aproximación conocida como el modelo de capa de núcleo. La acomodación en la conjunción triple fue permitida por creación de nuevas dislocaciones y la concentración de tensiones seguido por el trepado de dislocaciones las cuales fueron confinadas en la capa , cerca de la región del limite de grano.

Este modelo es un desarrollo de la aproximación de capa de núcleo para un material clasico superplástico de dos fases.

Ahora bién , los modelos anteriores predicen el siguiente com

portamiento para la región II :

a) Una gran sensibilidad de tensión con un valor de $m = 0.5$

b) Una elongación no grande de grano ; extenso GBS y rotación de grano , movimiento significativo de dislocaciones en el núcleo o en la capa.

c) Una densidad de dislocaciones significativa , dentro del grano o en los limites de la interfase.

C.- Deslizamiento del Limite de Grano . Velocidad Controlante (14) .

La deformación de un agregado de granos cubicos fue tratada - de manera que existiesen diferentes resistencias al deslizamiento en los limites de grano , es decir , que si se fija la interfase, entonces existe una gran resistencia al deslizamiento , y ésto nos da una deformación que es realizada únicamente por la rotación de los granos, ver figura No.4 .

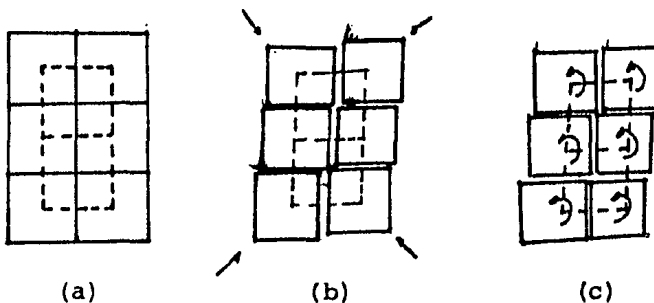


Fig. No.4

Este modelo nos explica el numero reducido de observaciones de reducción de texturas producidas por deformación superplástica .

D.- GBS y la teoría de Núcleo-Capa (14) (5).

Recientemente Gifkins desarrolló su avanzada teoría fenomenológica en terminos de mecanismos secuenciales . La idea de este modelo es como se muestra en la figura No.5

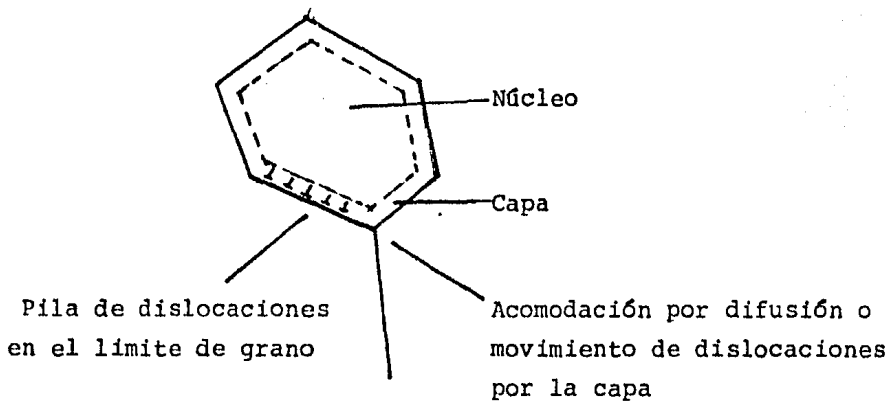


Fig. No. 5

la deformación en el núcleo central del grano es considerada separadamente de la región adyacente a el limite de grano , la capa.

El núcleo y la capa no son de tamaños fijados , pero varían de acuerdo a la combinación particular de mecanismos los cuales dominan bajo ciertas circunstancias . En la región III , el deslizamiento del límite de grano ocurre con acomodación debido a la generación de dislocaciones en un punto triple plegado. En la región II se produce deslizamiento del limite de grano con acomodación --

en una capa estrecha en la vecindad del límite de grano , estando presentes dislocaciones extendidas a grandes tréchos en el núcleo. La región I corresponde a un deslizamiento del límite de grano y acomodación en la capa con un núcleo efectivamente libre de dislocaciones . Gifkins,concluye de esto , que estas condiciones son -- consistentes con la escasa recristalización y el limitado crecimiento de grano.

En este modelo , el deslizamiento del límite de grano es el fenómeno común en las tres regiones.

Cavitación

MUCHas de las aleaciones superplásticas desarrollan huecos internos cuando estas son deformadas superplásticamente y esta cavitación es vista con asombro. La razón para esta reacción es -- la cavitación puede llevar a la degradación de las propiedades en servicio (resistencia, deslizamiento, fatiga y corrosión), sin embargo , la presencia de cantidades pequeñas de caviatción no evita el uso de aplicaciones superplásticas ingenieriles.

Por otra parte, considerando que el material en estudio Zn-Al-Cu no presenta cavitación ó no es un factor importante en la deformación , no consideré necesario profundizar en este tema, además - que no es objeto de estudio en este trabajo.

2.2 Efecto de Elementos Aleantes

Considerando como principio, que para preparar la aleación se tomó como base la aleación eutectoide Zn-22%Al; y en éste caso con una disminución en el contenido de Zn y Al, compensando ésta disminución al agregar un 2% de Cu; además que dicha aleación se preparó con chatarra de aluminio, es decir, pedazos de perfil de aluminio, los cuales contienen impurezas como Mg, Ca y Si, en cantidades que suponemos afectan las propiedades mecánicas de la aleación Zn-Al-Cu .

Por lo expuesto anteriormente considero necesario e importante el realizar la revisión bibliográfica del efecto de elementos aleantes que a continuación presentamos.

a) Efecto del Cobre

G. Torres, J. Negrete y L. Valdés (20), encontraron que la resistencia a la cedencia, de la aleación Zn-22%Al, se incrementó con el contenido de Cu. La deformación de la muestra con un 2% en peso, es aproximadamente 100%, y ésta deformación es 10 veces más grande que la reportada para la aleación Zn-Al sin Cu, a temperatura ambiente. Esta máxima deformación decrece hasta un 8% , cuando se tiene un contenido de Cu en la aleación de 7% en peso. El tratamiento térmico utilizado en este estudio fue; enfriamiento lento en el horno, desde 350 °C; temple en agua con hielo y temple en aire , también de 350 °C.

G.B. Brook (21) , nos reporta un valor de $m=0.5$, una elongación de 1000% a una temperatura de 293 -523 °C ; para la aleación eutectoide Zn-Al con un contenido de Cu del 4% . Este mismo autor nos menciona que el eutectoide necesita la adición de algunos otros elementos como Mg alrededor del 0.4% para aumentar la resistencia a temperatura ambiente , el Ti y el Cu también se agregan para el control de la corrosión y la estructura.

En otro trabajo realizado por H.Naziri y R.Pearce (22) , nos menciona que la tensión de fluencia se incrementa a bajas temperaturas y que es inafectada cuando se trabaja a temperaturas arriba de 175°C .También nos dice que a temperatura de 100°C una variación de diez veces el contenido de Cu produce una pequeña variación en la tensión de fluencia , lo que no sucede a grandes velocidades de deformación.

El efecto que producen las adiciones de Cu a la aleación eutectoide Zn-Al en la sensibilidad de la velocidad de deformación, m , es estudiada por este autor, y nos menciona que el efecto general del Cu es deprimir ligeramente m a grandes velocidades de deformación ; pero a pequeñas velocidades de deformación el efecto es más complejo. Sin embargo nos menciona también que a 275°C el cambio de fase $\alpha + \beta = \gamma$ ocurre y la superplasticidad puede romperse .

Las conclusiones a las cuales llega este autor con su estudio son :

a) La adición arriba de 1% de Cu no tiene un efecto significativo en la tensión requerida para deformar Zn-Al arriba de 175°C

b) La adición arriba de 1% de Cu altera la relación de temperatura de m y $\dot{\epsilon}$ en una tensión uniaxial , pero estas alteraciones no se ve que influyan el comportamiento en el ensayo empleado.

c) La adición arriba de 1% de Cu continuamente mejora la resistencia al deslizamiento del eutectoide Zn-Al a temperatura ambiente .

J.A.Belk (23) , nos indica que la presencia de elementos como el Cu o el Mg , tienen un efecto marcado en el diagrama TTT recorriendolo hacia la derecha , es decir, que nos retardan la transformación eutectoide . Nos presenta como dato que el mayor retardo es debido al contenido de Mg de 0.15% presentándose arriba de 190°C y ésta aleación fue trabajada con un contenido de Cu de 1%.

Fu-Wen Ling y David E. Laughlin (24) , también estudiaron varias aleaciones de Zn-Al , una de las cuales tiene el siguiente análisis químico : 21.2% de Al , 0.94% de Cu , .031% de Mg , 0.012% de Ca y el balance de Zn , nos muestran que en esta aleación la presencia de Cu, Mg y Ca retardan la cinetica de la transformación eutectoide , además nos arrojan un valor de la resistencia de esta aleación a temperatura ambiente de 345 MPa (50Ksi).

En un estudio más específico del efecto del Cu en la estructura y propiedades mecánicas de la aleación superplástica Zn-22%Al, efectuada por L.Valdés , I.Estrada P. , J. Negrete y G. Torres(25) ; en este estudio se hicieron medidas de microdureza, pruebas mecánicas de compresión , dilatometría y microscopía electrónica de barrido ; llegando a las siguientes conclusiones:

a) Agregar 1% y 2% en peso de Cu a la aleación superplástica

Zn-22%Al , no altera en forma apreciable su microestructura ni su microdureza .

b) En bajas cantidades (1% y 2%) , el Cu entra en solución - sólida en la fase α y β aumentando su resistencia y su plásticidad .

c) Con un 4% de Cu se propicia la aparición de una 2a fase , así como el incremento . en su esfuerzo de cedencia y en su dureza, sensiblemente mayor al obtenido en otros porcentajes, pero a costa de disminuir su deformabilidad.

b) Efecto del Magnesio

El objetivo de este trabajo, es el de observar la influencia del Mg en las propiedades mecánicas de una aleación que se aproxima a la siguiente composición : 77% en peso de Zn , 21% en peso - de Al , 2% en peso de Cu y la composición de Mg y Si de la que resulte de preparar dicha aleación con chatarra de Al en lugar de - Al de primera fusión . Con ésto vemos la necesidad de la revisión bibliográfica de los efectos del Mg .

J.A.Marcantonio , L.F. Mondolfo y W. Werss (26) , nos mencionan en su estudio de un rápido ensayo de superplasticidad en aleaciones Zn-Al , que utilizaron Al grado comercial y Zn alto grado para el rango de composiciones que va de 10-40% de Al , frecuentemente con algunas pequeñas adiciones de otros elementos (menores de 1%) , en los cuales se pueden incluir Mg, Fe y Si ; mejorando la resistencia al deslizamiento , la tensión tensil y la dureza .

J.A. Belk (27), nos dice que debido a la poca solubilidad del

Mg en la fase α (rica en Al) y la fase β (rica en Zn), la presencia del Mg favorece la formación de una fase adicional rica en Zn conocida como fase β' y la cual se basa en el compuesto Mg_2Zn_{11} . Ahora bien, nos menciona en su artículo que una aleación basada en la composición eutectoide pero conteniendo 0.1% de Mg y 1% de Cu, puede tener una combinación conveniente de propiedades mecánicas y en su forma superplástica tiene una mejor resistencia a la tracción y una mejor resistencia al deslizamiento, que las aleaciones sin Mg y Cu; y pueden ser sujetas a un rango más amplio de tratamientos térmicos debido al efecto estabilizante que proporciona el Mg a la fase α' en alta temperatura. El efecto estabilizante fue primeramente mencionado por Smith y Hare en 1973 (28).

Este mismo autor en su estudio metalográfico de una aleación de composición : 0.1% en peso de Mg, 22% en peso de Al, 1% en peso de Cu y el balance en Zn; después de un calentamiento por una semana a 270 °C justo antes de la temperatura eutectoide, revela la presencia de una tercera fase, en adición a las fases esperadas de α y β ; y esta tercera fase es la mencionada anteriormente β' (rica en Zn)

Belk (27), nos dice que debido a la poca solubilidad del Mg en las fases α y β , y en una aleación conteniendo 0.1% de Mg , la fase β (α') es transformada a una estructura α/β y como el Mg no puede ser acomodado tiene mucha tendencia por la fase β' . Es visto entonces, que la fase β' , es la fase en el sistema cuaternario enlazando la composición Mg_2Zn_{11} en un extremo y $Mg_2Cu_6Al_5$

por otro lado. Y como esto se presenta en una magnitud de aproximadamente 0.01 fracción de volumen, de aquí la dificultad para detectarlo en una estructura de grano fino. Y el hecho de que el Mg esté en exceso de el límite de solubilidad puede explicar algunos de los efectos que tiene en la transformación y propiedades mecánicas de la aleación eutectoide Zn-Al.

Este autor llega a una conclusión muy importante, diciendonos que el Mg tiene un fuerte efecto retardante en la caída completa del punto eutectoide; debido a que no se disuelve en ninguna de las dos mejores fases y requiere una tercera fase para poder nuclear. El Cu tiene un efecto poco pronunciado y es que éste es muy soluble en la fase β arriba de 1.38%. Las propiedades de deslizamiento en aleaciones conteniendo Mg son mejores que las que contienen solamente Cu; tal vez debido a que las particulas pequeñas de β' interfieren con el deslizamiento del límite de grano y así incrementa la tensión de trabajo. (27)

En otro trabajo , J.A. Belk (23) explica en el diagrama TTT , que el mayor retardo en la transformación eutectoide es debida a una concentración de Mg del 15% y éste retardo se presenta antes de 190 °C . La transformación, en lugar de comenzar después de un minuto a temperatura ambiente, ahora comienza después de una semana. Este cambio dramático en la transformación implica características que son enteramente diferentes para la ruta de procesamiento que es requerido para las aleaciones conteniendo una cantidad significativa de Mg, si estas quieren hacerse superplásticas.

Este mismo autor nos demuestra que la solubilidad del Mg a -- temperatura ambiente es de 0.005% y alrededor de 300°C la solubilidad se incrementa hasta 0.03% en la cual las propiedades deslizantes de la aleación Zn-Al son sensiblemente mejoradas. Después de - la temperatura eutectoide la solubulidad del Mg es incrementada - considerablemente y es posible disolver hasta 1.0% de Cu y 0.10% de Mg a 360°C .

Este autor en un estudio microestructural nos dice que la fase β' es distribuida en toda la estructura en particulas de tamaño similar al espaciamiento laminar de las fases . De aquí , puede - ser que la diferencia en el comportamiento del material transformado por el tiempo minimo y el tiempo óptimo es únicamente debido a la forma de la fase.

En cuanto a la cinética de la transformación de la aleación - eutectoide Zn-Al con adiciones de Mg y Cu , Fu-Wen Ling y David E. Laughlin (24) , nos dicen que pequeñas cantidades de Mg, Ca y Cu - reducen grandemente la cinética de la transformación eutectoide, y el material que utilizó para su ensayo de superplasticidad exhibe dicha propiedad en el rango de temperaturas de 240-270°C ;nos proporciona el dato de que la máxima cinética de transformación-- que ocurre a 185°C aproximadamente . Como mencionamos anteriormente el Mg retarda la temperatura de transformación , de aquí que -- las fases formadas vía descomposición espinodal , en esta aleación permanecen coherentes indefinidamente a temperatura ambiente .

Estos investigadores obtienen las siguientes conclusiones :

En las muestras con adiciones de Mg , Ca y Cu se obtiene una mezcla de estructura laminar y estructura coherente , después de

un enfriamiento lento en el horno de las muestras , desde 350°C , y que estas no exhiben excelente superplasticidad; en contraste con la aleación eutectoide Zn-Al que si tienen excelente superplasticidad , y la fase coherente y laminar pueden ser deformadas a elevadas temperaturas .

Otro autor que nos menciona en qué forma afecta las propiedades mecánicas de la aleación eutectoide Zn-Al , el contenido de Mg , es J. A. Marck (29) , al decirnos que la aleación de Zn superplástica en un amplio uso es 78% de Zn y 22% de Al y considera que la aleación en pequeñas cantidades de elementos tales como Cu, Mg y Ca mejoran la resistencia al deslizamiento, la tensión tensil y la dureza .

G.B.Brook (21) , nos menciona que a la aleación eutectoide Zn-Al se le agregan elementos aleantes para tener una suficiente resistencia a temperatura ambiente . Una versión de la aleación usada contiene 0.4% de Mg para el control de la estabilidad . El Cu y el Ti pueden ser agregados para el control de la corrosión y la estructura.

David E. Laughlin (34) , nos cita que la aleación binaria posee pobres propiedades mecánicas a temperatura ambiente , sin embargo , la aleación Zn-Al es normalmente aleada con Cu, Mg y Ca para mejorar la resistencia a temperatura ambiente y la tensión de deslizamiento . La adición de aleantes afecta grandemente el comportamiento superplástico . Las aleaciones con Mg no pueden ser producidas con propiedades superplásticas solamente por tratamientos térmicos , es requerido un proceso termomecánico . La razón de esto es que la aleación conteniendo Mg exhibe una estructura de dos

fases coherentes cuando es descompuesta a temperatura ambiente. Esta coherencia persiste aún cuando la aleación es tratada térmicamente a tiempos prolongados, a varias temperaturas. Se requiere una deformación previa para destruir la coherencia y entonces producir límites de grano incoherentes los cuales permiten que la aleación pueda deformarse superplásticamente.

III.- DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1 Preparación de la Aleación

La aleación se prepara apartir de Zn de alto grado, chatarra de Al y alambre de Cu para tener aproximadamente la siguiente composición esperada :

ELEMENTO	Zn	Al	Cu
%	77	21	2
Cantidad pesada en grs.	400	106	10

estas cantidades se pesaron , porque se considera la pérdida por oxidación y escoria. La fundición se hizo en un crisol de arcilla en un horno de atmósfera libre a 700 °C , Los pasos para la fusión de la aleación son los siguientes , de acuerdo a la técnica de J. Negrete (30) (31) ;

a) Primero se funde la chatarra de aluminio, a 700 °C , la chatarra que se utiliza es de perfiles estructurales ,

b) Una vez fundida la carga de Al , se agrega rápidamente , el Cu debidamente pesado , para evitar la oxidación del Cu y la pobre difusión del mismo en la masa fundida .

c) Por último, se agrega el Zn de alto grado; tratando de -- conservar la temperatura del horno en 700 °C . El hecho de agregar

el Zn como último paso de la fusión, es con el objeto de evitar - que se evapore este elemento.

Una vez que está fundida totalmente la carga ; agitamos con una varilla de grafito varias veces para homogenizar la composición . Después procedemos a vaciar el metal fundido en una lingotera de cobre la cual es precalentada a 200°C en una parrilla .El metal fundido se vacía directamente del crisol de arcilla a la -- lingotera de cobre.

3.2 Preparación de las Probetas

Del lingote obtenido se obtienen las probetas para los ensayos de tensión de las dimensiones que se muestran en la figura -- No. 6 . Estas muestras fueron mandadas a maquinarse al taller del - Instituto de Investigaciones en Materiales. Del lingote solamente se obtuvieron diez y siete probetas , de las cuales cuatro muestras se utilizaron para un ensayo de tensión a temperatura ambiente y obtener la resistencia a la cedencia de este material.

Para el ensayo a temperatura ambiente , el tratamiento térmico que se utilizó para las cuatro muestras es el siguiente :

a) Para dos muestras : enfriamiento lento en el horno después de un recocido a 350 °C durante 72 horas.

b) Para las otras dos muestras: Un temple en agua , después de un recocido a 350 °C durante 72 horas.

Para este ensayo de tensión a temperatura ambiente , a las - muestras después del tratamiento térmico , se les hizo un desbaste con lija 1000B , se pule con alumina de 0.3 micras y pulido fi

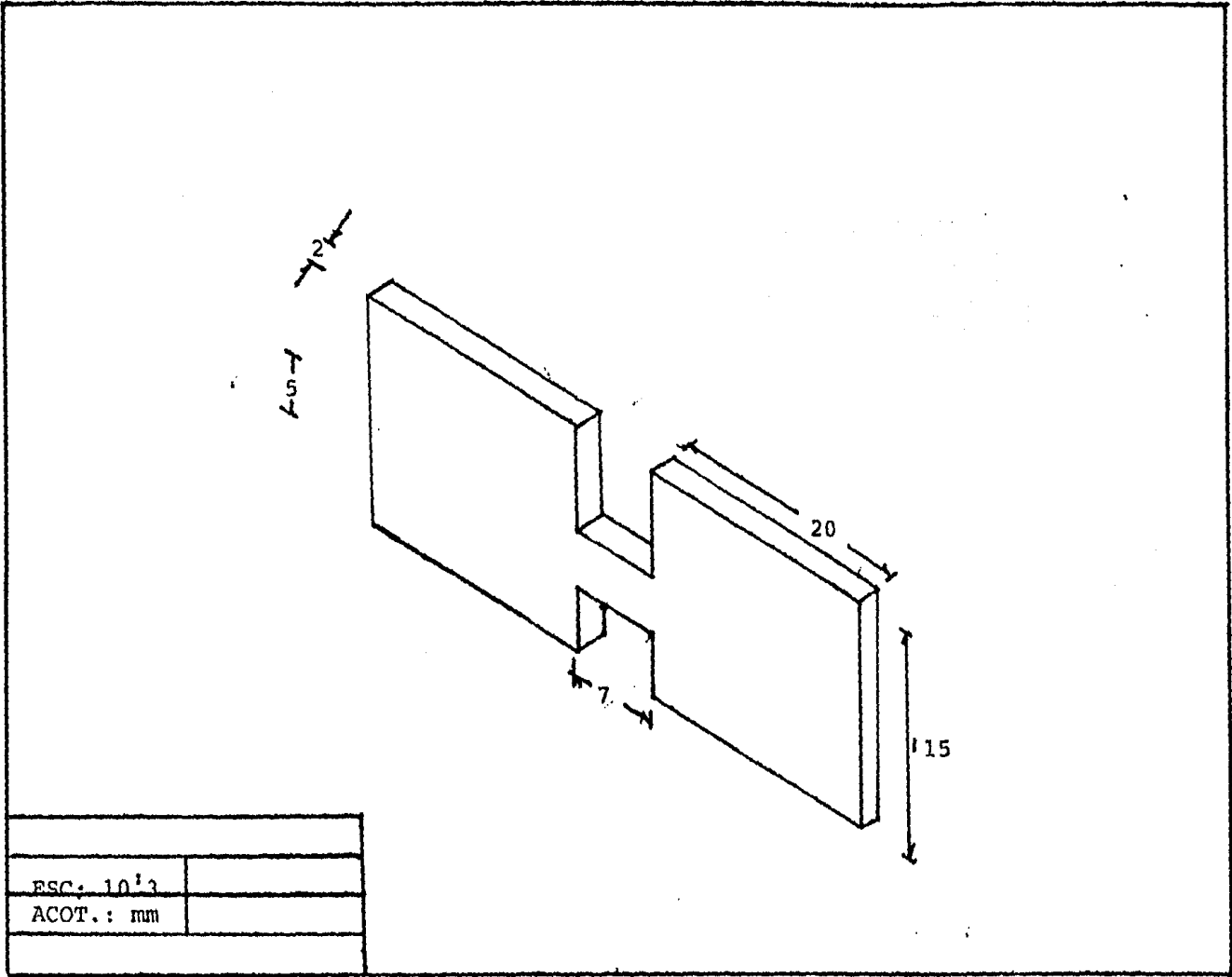


Fig. No. 6

do final con alumina de 0.05 micras , tomando las precauciones de secar las probetas con acetona , para impedir que se forme una capa de oxido en las muestras y no permita la observación al microscopio .

Ahora bien, para el ensayo de tensión de las muestras a temperatura de superplasticidad, , 200 °C , la preparación de las muestras es de la siguiente manera :

a) Se someten las trece muestras restantes a un tratamiento de recocido a 350 °C durante 72 horas .

b) Se templan en agua , a 22 °C aproximadamente .

c) Se pulen las muestras hasta espejo, para observar también , la microestructura antes y después del ensayo de tensión.

d) Se marca la longitud inicial y se mide el área inicial de las probetas .

Para los dos tipos de ensayo la longitud inicial fue de 10mm.

Las velocidades de deformación a las cuales se van a trabajar son las siguientes , las recomendadas por varios autores para obtener las curvas de superplasticidad :

1.- $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{seg}^{-1}$

2.- $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{seg}^{-1}$

3.- $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{seg}^{-1}$

4.- $\dot{\epsilon} = 10^{-1} \text{seg}^{-1}$

Pero la máquina de ensayos de tensión únicamente utiliza velocidades de cabezal por lo que tenemos que convertir estas velocidades de deformación a velocidades de cabezal mediante la siguiente fórmula :

$$\frac{Vc}{Lo} = \dot{\epsilon}$$

Donde Vc = velocidad de cabezal

Lo = longitud inicial de la muestra

$\dot{\epsilon}$ = Velocidad de deformación

también la velocidad de cabezal esta marcada en mm/min. por lo que debemos considerar esto para hacer la conversión adecuada .

Asi para $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ seg}^{-1}$

$$Vc = Lo \times \dot{\epsilon}$$

$$a) \quad Vc = 10\text{mm} \times 10^{-4} \text{seg}^{-1} \times \frac{60\text{seg}}{1\text{min.}} = 0.06 \text{ mm/min.}$$

y esto se hace para las siguientes velocidades , y las velocidades de cabezal a las que se trabaja son:

- 1.- 0.06 mm/min.
- 2.- 0.6 mm/min.
- 3.- 6.0 mm/min.
- 4.- 60 mm/min.

Pero la máquina instron no tiene una velocidad de cabezal de 0.06 mm/min. sino la que nos marca es ; 0.05 , 0.5 , 5 y 50 mm/min respectivamente por lo que en realidad a las velocidades que trabajamos , después de la conversión adecuada son :

- 1.- $8.3 \times 10^{-5} \text{ seg}^{-1}$
- 2.- $8.3 \times 10^{-4} \text{ seg}^{-1}$
- 3.- $8.3 \times 10^{-3} \text{ seg}^{-1}$
- 4.- $8.3 \times 10^{-2} \text{ seg}^{-1}$

Para el caso de los ensayos de superplasticidad , a 200 °C ,

se tuvo la necesidad de considerar la dilatación del sistema de mordazas junto con la muestra, esto es, que al calentar el sistema sufre una dilatación natural por lo que se crea una compresión en el sistema y esta se libera haciendo una pequeña tensión manualmente, es decir con el sistema manual de la máquina, se libera la carga de compresión porque de lo contrario podríamos obtener resultados erróneos.

También se precalentaron las probetas en una parrilla tal y como lo recomiendan en la técnica de ensayos de superplasticidad.

3.3 Descripción del Equipo

Dentro del equipo que se utilizó para la fusión de la aleación fue: Un horno de mufla de atmósfera libre Lab-Hech Blue M. Electric Company Illinois U.S.A.; que alcanza una temperatura de 1000 °C. También este tipo de horno se utiliza para los tratamientos térmicos, solamente que se le adaptó un controlador de temperatura, para tener el mismo nivel de temperatura durante el tiempo de recocido.

Cortadora Isomet 11-1180 Low Speed-Saw, ésta cortadora se utilizó para obtener muestras del tamaño requerido para la observación al microscopio de barrido, estas muestras deben de ser de un diámetro máximo de 0.5 cm y 0.5 cm de espesor.

Una vez que las muestra fueron pulidas hasta espejo se les hicieron medidas de dureza en el durometro modelo Misawa Seiki Seisakusho Japan, con una carga de 100 Kg y un penetrador de acero de 1/16".

Para los ensayos de tensión se utilizó la máquina universal Instron modelo 1125 la cual tiene una capacidad de 10,000 Kg un rango de velocidades de deformación de 0.05mm/min. hasta 500 mm/min. Para el ensayo de temperatura a 200 °C se utilizó el horno de la máquina que tienen un capacidad de temperatura de 400 °F , aproximadamente 210 °C.

Para la obtención de las fotomicrografías recurrimos al microscópio electrónico de barrido modelo JSM-T20 que nos puede dar amplificaciones hasta de 35,000 aumentos. Las muestras para el microscópio deben tener un diametro máximo de 0.5 cm como mencionamos antes y éstas se montan en unos cilindros de bronce pegados con pintura de plata.

Para la observación de las muestras la sección que se corto fue la zona que fue sometida a tensión.

Se utilizó también la microsonda de la Facultad de Química que se encuentra en el edificio "D" , pero debido a las limitaciones de dicha microsonda, es decir que no cuenta con un sistema de computadoras para procesar los datos y poder dar una composición de la aleación, lo único que obtenemos de dicho análisis es un mapeo diferencial , que nos informa de que elementos está constituida la muestra y su distribución en la misma .

Otro aparato que se utilizó fue el calorímetro diferencial de barrido 910 marca Instrument Dupont, para realizar un análisis térmico (DSC) ; que es una técnica en la cual se gráfica la energía necesaria para establecer la diferencia de temperatura entre una muestra y un material de referencia; contra el tiempo o la temperatura ; utilizando como material de referencia aluminio.

IV.- RESULTADOS EXPERIMENTALES

4.1 Análisis Químicos

Una muestra metálica de aleación que se preparó para este trabajo, fue enviada a los laboratorios de la Industria Militar , y nos reporta el siguiente resultado :

Zn - 73.36% (por ciento en peso)
Al - 22.90%
Cu - 1.44%
Mg - 1.13%
Si - 0.38%
Fe - 0.79%

Con estos resultados , podemos afirmar que en dicha aleación estamos un poco antes de la composición eutectoide, pero nos encontramos en la zona del diagrama de fases , donde se presenta una sola fase , después de 275 °C ,

4.2 Densidad

Como una primera aproximación para saber si estábamos dentro de la composición eutectoide, se hizo una medida de densidad muy empírica , basada en desplazamiento de un volumen de agua al introducir un pedazo de la aleación debidamente pesada , el resultado - obtenido es el siguiente :

Vol. de agua (cm ³)	Vol. desplazado (cm ³)	Peso de muestra (gm)	Densidad (gm/cm ³)
------------------------------------	---------------------------------------	-------------------------	-----------------------------------

9	1.8	9.36	5.2
15	1.7	9.36	5.5
25	1.7	9.36	5.5

y si promediamos las tres lecturas tenemos una densidad promedio de 5.4 gm/cm^3 lo cual nos hizo suponer que estamos dentro de la composición .

4.3 Análisis por Microsonda

De los datos que pudimos obtener de dicho análisis son los siguientes :

La aleación está compuesta efectivamente de Zn, Al, Cu, Mg, Fe y Si en orden de abundancia respectivamente . Todos los elementos se encuentran distribuidos uniformemente en toda la aleación, excepto , el Si el cual se presenta en forma de inclusiones oscuras , tal y como se observan en la fotomicrografía No.5 , con una geometría bien definida y de un tamaño aproximado de 2 micras.

En los límites de las colonias que tienen estructura tipo perlitica , se determinó que existe una mayor concentración de Zn que en el resto de la muestra .

La fase más brillante que se observa en abundancia en las muestras con el tratamiento térmico , ver fotomicrografía No. 7 , es rica en Zn y con alguna cantidad de Cu que no se puede determinar.

4.4 Análisis Térmico

Los datos que se obtuvieron del DSC son los siguientes :

Pra esto se utilizó como comparación un material que no contenía Mg y otro con las cantidades de Mg de la aleación en estudio.

Para nuestra aleación en estudio , la temperatura de transformación comienza a 187.5 °C , termina a 332.5 °C presentandose el - máximo a 295 °C por lo que cabría esperar que a una temperatura de 350 °C estemos dentro de la fase θ , es decir que estamos dentro - de una zona de homogenización completa de una sola fase, como lo - muestra el diagrama de fases Al-Zn de la figura No.8 .

Ahora bien, en la muestra sin Mg podemos obtener que el ini--cio de la transformación se presenta a los 220 °C y el máximo de transformación se obtiene a 295 °C , lo que nos hace suponer que - el Mg realmente nos afecta en el diagrama TTT como lo mencionan algunos autores citados y como pedemos confirmarlo en las graficas de la figura No.7.

En una primera vista a las figuras 7 y 8 , nos damos cuenta que existen muchas diferencias en cuanto a los puntos de transformación , y esto lo tomamos como algo natural; ya que para constru-ir el diagrama de fases se parte de componentes muy puros, y nues-tras aleaciones preparadas en el laboratorio , además de los ele--mentos aleantes como Cu, contienen impurezas que como hemos obser-vado nos afectan en los puntos de transformación .

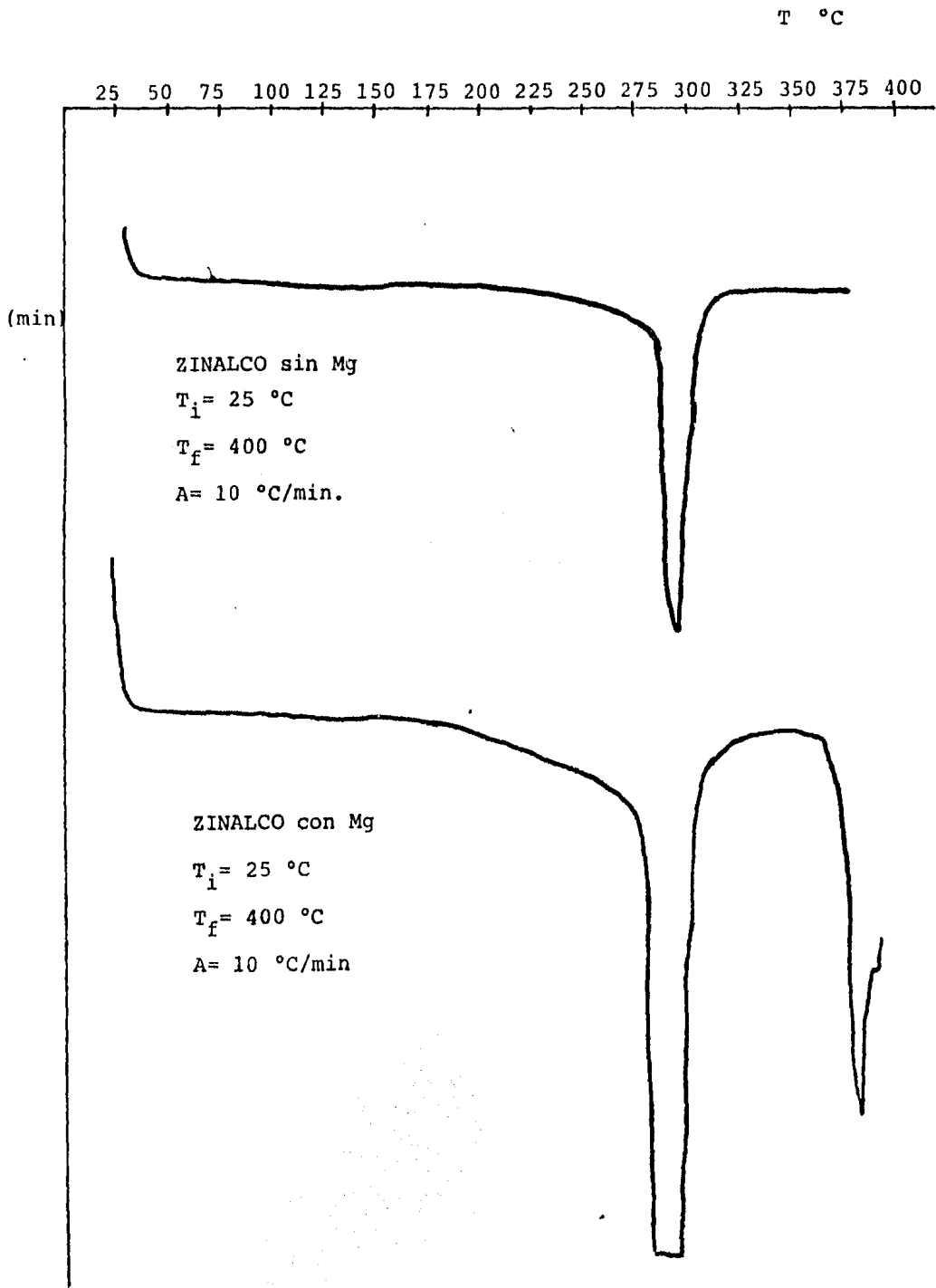


Fig. No. 7

DIAGRAMA DE EQUILIBRIO Al-Zn

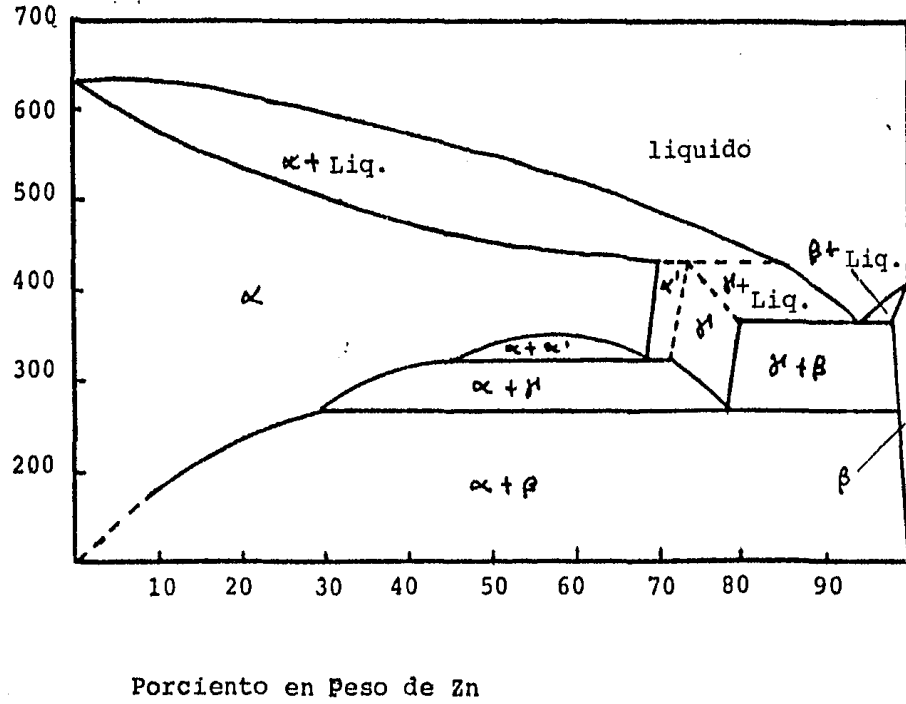


Fig. No.8

El diagrama de la figura 8 fue desarrollado por Presniakov y colaboradores (31), y también por Nayak (37), nos muestran las --- tres reacciones importantes :

Eutectoide $\gamma \rightarrow \alpha + \beta$ a 275 °C y 78% de Zn

Eutéctica $L \rightarrow \alpha + \beta$ a 382 °C y 94.9% de Zn

Peritética $L + \alpha \rightarrow \gamma$ a 443 °C y 72% de Zn

en estas reacciones el número de grados de libertad es cero .

Es importante tener en cuenta el diagrama de fases binario y las graficas de DSC, para poder establecer algunas diferencias con respecto a la aleación sin Mg, ya que como podemos apreciar en el análisis térmico si nos afecta la presencia del Mg en la temperatura de transformación.

A este respecto como la zona que realmente nos interesa en esta investigación , es la reacción eutectoide o monotectoide como algunos autores prefieren llamar.

Boswel(38), dice que el grado de recalcancia es función del tamaño de muestra y la temperatura observada y depende de factores estructurales , esto debe tomarse en cuenta al determinar las curvas TTT en la aleación Zn-Al.

Fu-Wen Ling y Laughlin(24), en un diagrama de transformación para Zn-23% de Al desde una temperatura de solubilización de 350°C observan que con tiempos menores de 0.1 min. es posible retener la fase γ y reportan que los mecanismos que producen la estructura - de tipo laminar , principian en los límites de grano e inclusiones, mientras que la transformación "coherente" ocurre en todas partes de los granos.

Con respecto a la estructura granular nos menciona que la transformación ocurre a temperatura ambiente , que hay pérdida de coherencia entre las fases α y β , siendo la estructura obtenida diferente para otras transformaciones eutectoides en semejantes - condiciones de enfriamiento; es decir , no se forma por los mecanismos que dan origen a estructuras de tipo martensíticas , sino - que se forma vía descomposición espinodal.

Smith Y Hare(28) , nos mencionan que se necesitan tiempos -- muy cortos para iniciar la transformación $\alpha + \beta$, además de que - ningún elemento de adición puede estabilizar la fase γ a temperatura ambiente . Estos mismos autores estudiaron el efecto de elementos aleantes en la transformación eutectoide y encontraron que el Mg tenía un mayor efecto , para una aleación 0.15% de Mg + 0.5 % de Cu . Se observa que los tiempos de inicio de transformación son ligeramente alterados.

Agarwal(40), nos indica que la aleación Zn-Al tiende a descomponerse durante el temple . La rapidez de enfriamiento es un factor importante en el comportamiento de precipitación y supone que era de esperarse la descomposición espinodal.

En cuanto a propiedades mecánicas la bibliografía nos reporta datos de ensayos de tensión y compresión pero en este caso nuestra atención se concentra en pruebas de tensión. Observamos en casi todos los estudios que se han hecho en la aleación eutectoide Zn-Al y otros estudios con adiciones de Cu.

En la mayoría de los artículos revisados , la aleación eutectoide puede ser producida en una estructura de grano ultrafino y deformada bajo esfuerzo a temperatura debajo de la transformación.

Negrete (31), nos dice que la aleación Zn-22% de Al enfriada a 0 °C desde 300 °C presenta el mayor punto de cedencia en todas las aleaciones Zn-Al que investigó, además sugiere que podría presentar una resistencia a la tensión de 45 Kg/mm². Este dato fue obtenido en ensayos de compresión por lo que es lógico esperar una gran diferencia entre estos datos y los obtenidos en este trabajo

Campos(36), por ejemplo, nos informa que la estructura con mayor resistencia mecánica y mejor deformabilidad a temperatura ambiente es la que posee la estructura de colada.

Marshall, Stewart y Babcock (48) ,informan que el tratamiento térmico tiene influencia en las propiedades mecánicas unicamente, e indican $\sigma_{\text{ced.}} = 30 \text{ Kg/mm}^2$ para la eutectoide enfriada al aire.

Valdés , Negrete y G.Torres (35), nos indican que la aleación con 72% de Zn , se transforma por calentamiento en un intermetálico β' , arriba de los 278 °C . Concluyen en este estudio, que las propiedades mecánicas y la dureza llegan a un máximo en la medida que nos acercamos a la composición eutectoide , y más cuando la muestra es templada a 0°C y nos dicen también que la aleación Zn-22% de Al produce una estructura metaestable que evoluciona hacia una más estable al cabo de una semana de envejecimiento a temperatura ambiente.

Ishida, Suzuki y Achihara(41), nos dicen que las aleaciones Zn-Al son comúnmente utilizadas para el estudio de los mecanismos de deformación superplástica . Explican la superplasticidad de -- grano ultrafino como un fenómeno de fronteras de grano y no como cristales individuales ya que los granos grandes fueron rotos nor-

malmente después de un alargamiento por la reducción de área de la --
frontera de un lado del grano para la aleación Zn-22% de Al templada a 0 °C .

Shetty, Prasad y Vasv (42), nos dicen que el fenómeno de superplasticidad que presenta la aleación Zn-Al esta asociado con una gran activación del límite de grano , particularmente por el deslizamiento de éste, asociado con una difusión acomodada de los mismos . Cuando el tamaño de los granos excede a un valor crítico, el mecanismo de deslizamiento es probablemente desplazado por un mecanismo de dislocación controlado.

En cuanto a datos reportados en algunos artículos, mencionan que para Zn-22% de Al $\sigma_{máx.} = 31.5 \text{ Kg/mm}^2$ y un modulo de elasticidad a temperatura ambiente de $6,300 \text{ Kg/mm}^2$.

Balliet, Forster y Duncan(43), reportan para Zn-22% de Al $\sigma_{ced.} = 33.77 \text{ Kg/mm}^2$, $\sigma_{máx.} = 42.27 \text{ Kg/mm}^2$ y $\%E = 19$ de deformación.

Mishumura y Miyagawa(44), reportan para la aleación eutectoide templada a 0 °C $\sigma_{ced.} = 10-20 \text{ Kg/mm}^2$.

Colton y Joudelis (45), para una aleación Zn-30% de Al con pequeñas cantidades de Cu y Mg , reportan $\sigma_{máx.} = 50 \text{ Kg/mm}^2$ si se temple después de $\alpha + \beta$ y reviene 2.5 horas a 100 °C y se enfira en agua dandonos una deformación del 2%

Dollar, Clum y Miller(46), en la aleación eutectoide Zn-Al con pequenas adiciones de Cu y Mg reportan $\sigma_{máx.} = 35 \text{ Kg/mm}^2$ con alargamientos de 12 a 30% , con estructura laminar.

Yoshindeu y Takao(47), reportan para la aleación eutectoide a 30 °C $\sigma_{ced.} = 18 \text{ Kg/mm}^2$, mientras que a 0 °C $\sigma_{máx.} = 29 \text{ Kg/mm}^2$.

4.5 Ensayos de Dureza

Para la obtención de estos datos se hicieron 6 lecturas por muestra para después obtener un promedio por muestra, tanto para las templadas como para las enfriadas lentamente, luego se obtiene un promedio general; y los datos se muestran en la tabla siguiente:

<u>Muestra</u>	<u>Lectura de dureza (RB)</u>	<u>Muestras templadas</u>	<u>Promedio</u>
1	75, 78, 77, 78, 77, 77,		77.00
2	79, 78, 76.5, 76		76.37
3	77, 76.5, 76, 78, 79.5, 79		76.66
4	79, 75, 77.5, 75, 75, 74		75.66
5	76.5, 74, 72, 77, 74.5, 77.5		75.16
6	79, 78, 76.5, 77, 76, 72.5		76.50
7	73.5, 73, 74, 71.5, 70, 71.5, 72		72.21
8	78, 78, 76, 79.5, 78, 78.5		78.00
9	75, 74, 77.5, 75, 77, 78		76.00
10	71, 76.5, 70, 75.5, 72.5, 71, 71		72.50
11	72.5, 76, 72.5, 71, 74, 75		73.50
12	75, 76, 76.5, 74, 74, 77		75.00
<u>Promedio general</u>			<u>75.54</u>

<u>Muestras enfriadas lentamente en el horno</u>			
1	65, 67.5, 68, 57, 58		63
2	63, 62, 61, 64.5, 65.5, 63		63.16
<u>Promedio general</u>			<u>63.08</u>

De la tabla de los ensayos de dureza, podemos observar que -- las muestras templadas tienen un valor de diez puntos más alto -- que las muestras de enfriamiento lento, tendencia que se esperaba muy lógica, debido a que casi siempre es de esperarse que mues--- tras templadas se obtengan con una mayor dureza que las muestras que tienen la estructura de equilibrio , en este caso las de en-- friado lento en el horno.

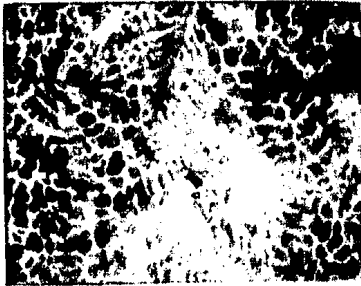
De las muestras de enfriado lento solamente se hicieron lec- turas en dos muestras , debido a las limitaciones en la cantidad de las mismas; pero al observar los resultados podemos afirmar -- que las lecturas se hicieron adecuadamente debido a que los resul- tados no son muy diferentes.

En cuanto a los valores obtenidos podemos afirmar que existe un diferencia muy marcada del valor reportado por G.Torres, ya -- que mientras éste reporta 55 RB de dureza para Zn-Al-Cu sin Mg , nosotros obtenemos un valor de 75.54 RB para muestras templadas y 63 RB para muestras enfriadas lentamente ; lo cual nos lleva a -- pensar que el contenido de Mg nos influye para este aumento de du- reza.

Como tenemos entendido que la dureza se relaciona con la duc- tilidad, por lo que podemos esperar que la ductilidad de la alea- ción con Mg se vea disminuida con el contenido del mismo. Esto es congruente con las características de dureza que dicho elemento -- confiere a los aluminios de la serie 6000.

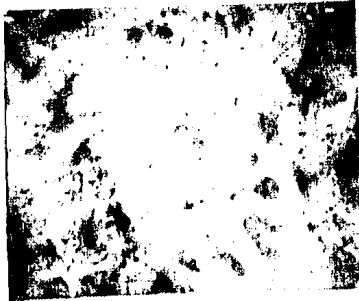
4.6 Metalografías

Las metalografías fueron obtenidas en el microscópio electrónico de barrido y nos permite conocer los cambios microestructurales inducidos por los elementos aleantes en la estructura básica. Para esto obtenemos como principio la estructura de colada de la aleación que se preparo, esta estructura cabría esperarse en forma dendritica como lo muestra la fotomicrografia No.1



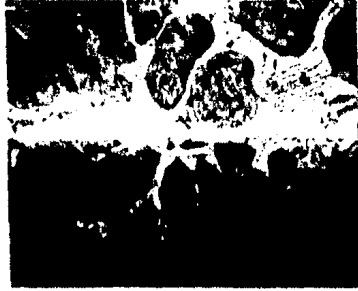
fotomicrografia No. 1, mostrando estructura de fundición de la aleación con Mg. 200x

Esta estructura es parecida a la obtenida por Ugalde(32) y por L.Hernández(33), las dendritas estan formadas por fase α (rica en aluminio) que de acuerdo al diagrama de fases es la primera en solidificar y como puede observarse aparece oscura al microscopio de barrido, en contraste con la fase β (rica en zinc) que aparece blanca, esto también puede observarse en la fotomicrografia No. 2



Fotomicrografía No.2 estructura de colada, mostrando las dendritas con una fase más oscura rica en Al y la fase clara rica en Zn, 500x

Es segura que si estuviéramos dentro de la composición eutectoide, el líquido interdendrítico presentaría una estructura metaestable laminar, semejante a la que se muestra en la fotomicrografía 3 y 4 ; pero esta fase metaestable se encuentra en muy poca -- cantidad y podríamos apuntarla como una diferencia entre la aleación con Mg y la aleación sin Mg ya que en el eutectoide con un - 2% de Cu si se presenta la fase metaestable.



Fotomicrografia No.3 mostrando
algunas zonas con escasa fase
laminar metaestable interden-
dritica. 500x



Fotomicrografia No. 4 mostrando
otra zona con estructura laminar
metaestable. 1000x

También en la estructura de fundición podemos observar algunas inclusiones que como mencionamos anteriormente están constituidas de Si, como pueden observarse en las fotomicrografías 5 y 11.

Estas inclusiones tienen geometrías bien definidas, correspondientes a planos característicos de crecimiento; tienen un punto de fusión mayor al de la aleación por lo que se esperaba que hubiesen solidificado en la fase líquida de la aleación.



Fotomicrografía No.5, estructura de coque mostrando las inclusiones dentro del líquido interdendrítico. 1000x

Para romper la estructura de fundición es necesario someter las muestras a un tratamiento de recocido tal y como se menciona en la parte del desarrollo experimental, y de las cuales se obtuvieron las metalografías correspondientes. En éste caso las primeras muestras que se observaron fueron las muestras recocidas a 350 °C durante 72 horas y enfriadas lentamente en el horno. Con éste tratamiento es de esperarse una estructura de tipo laminar, es decir placas alternadas de α y β tal y como lo mencionan y lo muestran varios autores (24).

Laughlin (34), nos menciona que la solución sólida supersaturada se descompone en una estructura eutectoide tipo perlítica con un enfriamiento lento desde la temperatura eutectoide, el espaciamiento interlaminar y el tamaño de colonias depende del grado de sobreenfriamiento. Las aleaciones con estructura laminar no son superplásticas.

La estructura laminar tipo perlítica también es encontrada por A. Saenz L., J. Negrete, L. Valdés y G. Torres (3), obteniendola de un enfriamiento lento en el horno .

La microestructura también es encontrada por Ugalde (32), con la misma técnica descrita por los demas autores.

En un estudio dilatométrico de las aleaciones superplásticas realizado por L. Valdés, J. Negrete y G. Torres, obtuvieron la estructura laminar tipo perlítica por medio de un recocido a 350 °C durante 80 horas .

Campos (36), obtuvo la estructura de tipo perlítica de la aleación Zn-22% de Al, recocida durante 5 horas a 300 °C , pero persiste

aún una estructura dendrítica y dentro de las dendritas existe totalmente la estructura de tipo perlítico. Este mismo autor al aumentar el tiempo de permanencia por 80 horas y 300 °C, obtiene una transformación total a estructura laminar gruesa y fina.

La estructura que nosotros obtuvimos al seguir la técnica propuesta, recocido a 350 °C durante 72 horas y se deja enfriar lentamente dentro del horno, aparece en la fotomicrografía No. 6 .



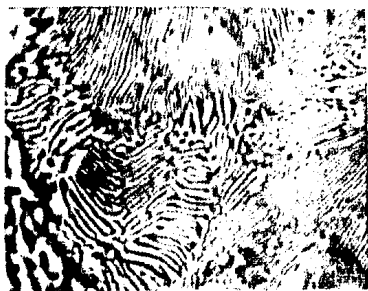
Fotomicrografía No.6, vista general de las muestras, estructura eutectoide tipo perlítica ; una estructura tipo perlítica más gruesa rodeando la fase clara que es rica en Zn. 500x

Al observar la fotografía 6, es tomada a pocos aumentos por lo que es necesario amplificarla para conocer los detalles. En la fotomicrografía No. 7 , que es una amplificación de la No.6, se pueden observar tres zonas bien definidas de la microestructura de ~

las muestras enfriadas lentamente después de homogenizar por 72 ho
ras , estas zonas son : Zona brillante correspondiente a la fase -
 β rica en Zn , a continuación un zona de dos fases y con estruc-
tura de tipo perlítico que no se alcanza a desarrollar y una -
tercera zona, rodeada por esta estructura de tipo perlítica que no
alcanza a desarrollar cuya estructura es de tipo perlita pero más
fina , lo cual puede observarse más claramente en fotomicrografia
No. 8 .



Fotomicrografia No.7, se puede
apreciar claramente la estructura
laminar fina y la estructura laminar
no desarrollada rodeando a la fase
más rica en Zn. 2000x



Fotomicrografia No. 8, pueden distinguirse claramente las colonias de estructura laminar.

5000x

Comparando los resultados obtenidos en las fotografías 7 y 8 con los resultados obtenidos por el mismo tratamiento térmico pero en una aleación sin Mg, la estructura laminar no desarrollada no parece, mientras que la aleación en estudio si nos aparece por lo que esto nos hace pensar que el Mg al estar distribuido en forma homogénea en la aleación influye de alguna manera para que se forme esta estructura y permanezca estable a temperatura ambiente.

Por otro lado, una de las características importantes de la aleación Zn-Al-Cu, es el comportamiento superplástico, el cual se obtiene cuando la estructura de la aleación es de grano fino equiaxiado, y en éste comportamiento se centra nuestra atención.

De esta manera nosotros seguimos la técnica recomendada por varios autores para obtener una estructura de grano fino. Como sabemos y podemos confirmar en el diagrama de fases y considerando la zona en que nos encontramos, según la composición química, después de la temperatura eutectoide entramos a una zona de solución sólida δ , que al enfriarse rápidamente desde 350 °C hasta temperatura ambiente, se obtiene una mezcla de granos equiaxiados de α (ricos en Al) y β (ricos en Zn), vía descomposición espinodal.

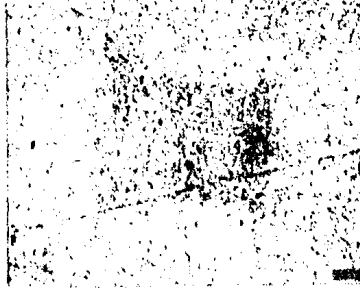
Por ejemplo, la técnica seguida por Fu-Wen Ling y Laughlin(24) homogenizan a 343 °C durante 48 horas y templean en agua, luego son extruidas a 260 °C hasta 32 mm de diámetro, presentando excelente superplasticidad en el rango de temperaturas de 240-270 °C.

Mendoza, Osornio y G.Torres (49), nos mencionan que para obtener una estructura de grano fino equiaxiado para Zn-22% de Al, calentar las muestras arriba de 275 °C en la zona de una sola fase, el tratamiento dura unos minutos y luego se enfrían rápidamente.

La mayoría de los autores citados sigue la misma técnica, calentamiento arriba de 275 °C durante varias horas y enfriado bruscamente hasta temperatura ambiente.

La técnica utilizada en éste trabajo fue: Homogenización a 350 °C, permanencia de las muestras durante 72 horas y temple en agua, y para revelar la estructura de grano fino, después de pulidas hasta espejo, ataque selectivo con HF 1-2% durante un minuto

y la estructura obtenida es la mostrada en las fotomicrografías 9 y 10.



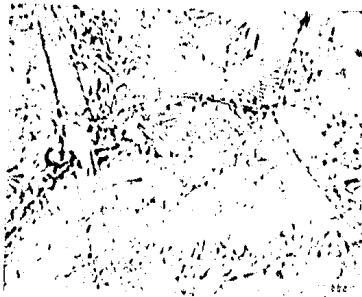
Fotomicrografía No. 9, estructura de grano fino, recocida a 350 °C y templada en agua. Atacada con HF 1-2% un minuto. Representa la estructura antes de deformarla. 3500x



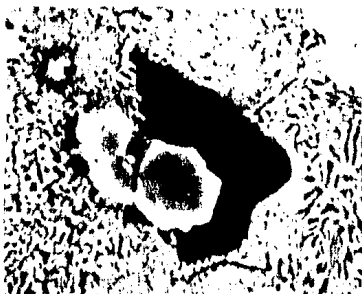
Fotomicrografía No.10, zona amplificada de la muestra anterior, se muestra grano fino con fase brillante rica en Zn. 5000x

Ahora bien, observando las fotomicrografías 9 y 10 que nos muestran una estructura de grano ultrafino, consideramos necesario someter las muestras a un tratamiento de crecimiento de grano; el cual consistió de calentamiento de las muestras a 250 °C, permanencia por dos horas , y al no sobrepasar la temperatura eutectoide, es indiferente que se enfrien lenta o rápidamente; por lo que dejamos enfriar lentamente las muestras.

Esperabamos encontrar una microestructura semejante a las de las fotografías 9 y 10 con el grano un poco crecido, pero la estructura que aparece es una de tipo perlítica , un poco más desarrollada que la estructura "coherente" y menos desarrollada que la estructura eutectoide de equilibrio; tal y como lo mostramos en las fotografías 11, 12 y 13 . En estas figuras se pueden observar las fronteras de las colonias de estructura laminar , zona de estructura tipo perlítica muy fina con estructura laminar gruesa que no se desarrolla totalmente.



Fotomicrografía No.11, recocida a 250 °C, después de temple , durante 2 horas y enfriadas lentamente en el horno. 3500 x



Fotomicrografia No.12, zona amplificada de la fotografia anterior, presentando las inclusiones de Si, estructura laminar fina y estructura laminar gruesa. 5000x



Fotomicrografia No.13, otra zona de la misma muestra, mostrando fronteras de las colonias , fase β , estructura laminar gruesa con escaso desarrollo y estructura laminar fina. 3500x

Para analizar los resultados anteriores es necesario retroceder a los resultados experimentales y más concretamente al análisis calorimétrico (DSC), el cual nos marca un inicio de transformación a 187.5 °C y el máximo de transformación a 295 °C; esto nos lleva a afirmar que al someter las muestras al tratamiento térmico de crecimiento de grano, realmente estamos en la zona de una solución sólida de una fase, δ , y al dejarlas enfriar lentamente por lógico tendría que aparecer la estructura laminar tal y como lo muestran las fotografías respectivas.

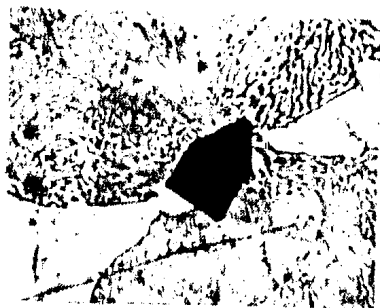
Por otra parte, el hecho de que se observe que la estructura laminar gruesa no se desarrolle naturalmente, es decir que no alcance su crecimiento normal, pienso que puede ser debido a la presencia del Mg, ya que este de alguna manera no permite el desarrollo de ésta.

En relación a esto, el estudio de Belk(27), el cual nos menciona que con una aleación conteniendo 0.1% de Mg, 22% de Al, 1% de Cu y el resto de Zn, se observa una tercera fase, β' , en adición a las esperadas α y β ; nosotros que tenemos 1.13% de Mg es lógico esperar la aparición de esta fase, pero debido a las limitaciones en la microsonda no fue posible detectarla, pero suponemos que si puede existir esta fase.

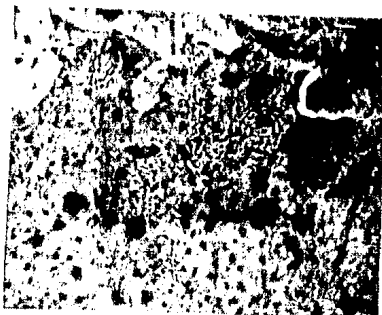
Las observaciones metalográficas adquieren una gran importancia cuando se tienen los resultados después de un ensayo de tensión, por lo que considero necesario exponer en las siguientes fotomicrografías los detalles más característicos que se pudieron observar en ellas, y que nos sirven como indicativo del comportamiento del material durante la deformación.

En el ensayo de tensión a temperatura ambiente, se trabajan con muestras templadas y con muestras enfriadas lentamente en el horno, y esto nos sirve para comparar como se deforman las microestructuras presentes con los tratamientos térmicos correspondientes. Por ejemplo tenemos la fotomicrografía No.14 en la cual nos recuerda la microestructura característica de una muestra enfriada lentamente en el horno sin deformar,

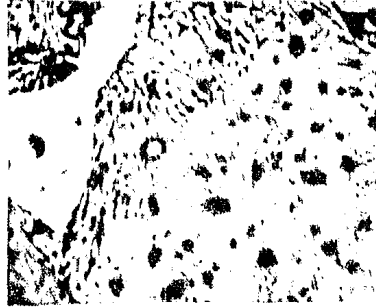
Al comparar la fotomicrografía 14 con 15, 16 y 17 parece que al deformarla la microestructura no sufre ningún cambio ; en relación por ejemplo, con la fotomicrografía No.15 se puede observar que la estructura eutectoide tipo perlítica no tiene ninguna deformación, es decir que las colonias de estructura laminar parecen inalterables , por lo que podemos suponer como el comportamiento adecuado de estas muestras . También podemos observar que aparece una mayor cantidad de fase "coherente" (estructura laminar no desarrollada), si observamos la fotomicrografía No.17 que es una zona amplificada de la muestra de la fotomicrografía No.15.



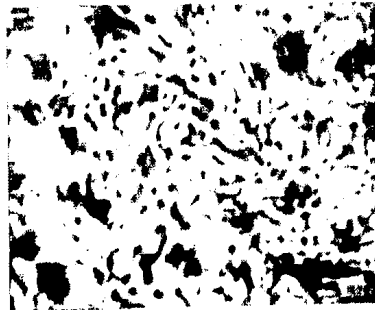
Fotomicrografía No.14, se observan colonias de estructura laminar, fase rica en Zn inclusiones y la fase "coherente". Podemos decir que esa microestructura es la que se obtiene del enfriamiento lento en el horno desde 350 °C después de 72 horas. 3500x



Fotomicrografía No.15, muestra deformada a una velocidad de $8.3 \times 10^{-4} \text{ seg}^{-1}$ a temperatura ambiente, enfriada lentamente. Aparentemente la muestra no presenta ninguna deformación . 2000x

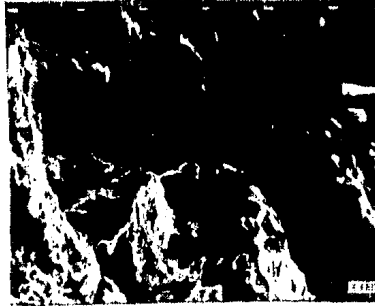


Fotomicrografía No. 16, muestra deformada a $8.3 \times 10^{-4} \text{ seg}^{-1}$, se puede observar como se delimitan las colonias de estructura laminar, la segunda fase rica en Zn y la fase "coherente". 3500x



Fotomicrografía No. 17, deformada a $8.3 \times 10^{-4} \text{ seg}^{-1}$ se observa la estructura laminar no desarrollada. Zona amplificada de la 16. 5000x

Una zona de la muestra tensionada que también nos podría proporcionar algunas evidencias del comportamiento del material es la zona donde se fractura, por lo tanto también se obtuvieron fotomicrografías de esta zona, tal como la fotografía No. 18, en la cual puede observarse una fractura de tipo frágil y esta es de esperarse debido a la microestructura que presenta el material al dejarlo enfriar lentamente en el horno, es decir que este material con la estructura laminar, presenta muy poca deformabilidad, este hecho es corroborado con la tabla de ensayos de tensión a temperatura ambiente en donde las muestras de enfriado lento no rebasan ni el 10% de deformación y esto se reafirma también con la fotomicrografía No. 19, en donde se muestra una zona alejada de la fractura y pueden verse zonas fracturadas cercanas a la estructura laminar no desarrollada y específicamente en la fase rica en Zn.



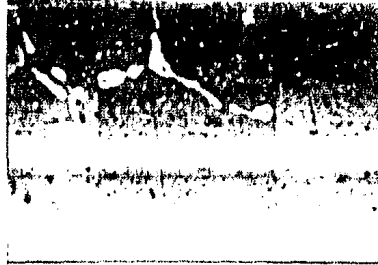
Fotomicrografía No.18, muestra deformada a $8.3 \times 10^{-4} \text{seg}^{-1}$, zona de la fractura en donde puede apreciarse muy poca ductilidad deformada a temperatura ambiente. 200x



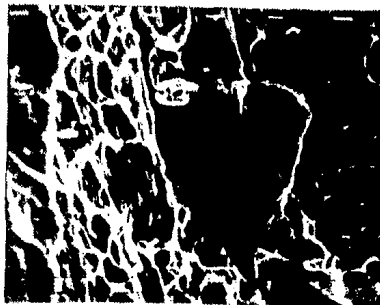
Fotomicrografía No. 19, deformada a $8.3 \times 10^{-4} \text{seg}^{-1}$, zona alejada de la fractura, en la cual se puede observar como se fractura en zonas ricas en Zn. Deformada a temperatura ambiente. 2000x

Como también se ensayaron muestras que se templaron previamente, de 350 °C en agua, considero necesario mostrar las fotomicrografías para determinar alguna diferencia con respecto a las muestras que se enfriaron lentamente. La fotomicrografía No.20 es totalmente diferente en cuanto a la microestructura; también en este caso parece que no presenta ninguna deformación, existen pequeños granulos de fase rica en Zn.

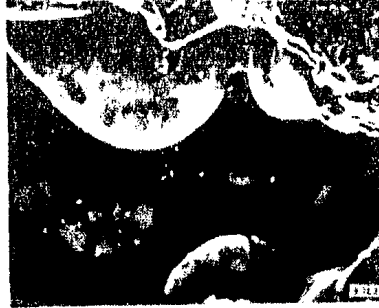
Luego, como una forma más de comparación, se procedió a obtener fotografías de la zona de la fractura, tal y como lo muestran las fotomicrografías 21 y 22, en una parte de la fractura se presenta como una fractura dúctil, lo cual es congruente debido a la microestructura que se obtiene de temple y se pueden notar las grandes diferencias con respecto a la fractura de una muestra enfriada lentamente, diferencias tales como una fracturación de gran cantidad de hoyuelos en muestra templada, característica de una fractura dúctil. La fotomicrografía No.22 nos muestra la fractura en un poro, el cual puede servir como una zona de la muestra en la cual existe una concentración de esfuerzos y por tanto presenta fragilidad en esta zona, También podemos observar otra diferencia microestructural y es que en las muestras templadas no damos tiempo para que crezca la fase brillante rica en Zn,



Fotomicrografía No. 20, muestra deformada a temperatura ambiente después de un temple desde 350 °C en agua, se observa fase clara rica en Zn, Zona muy alejada de la fractura, no se observa que exista alguna deformación. $\dot{\epsilon} = 8,3 \times 10^{-3} \text{SEG}^{-1}$; 1000X



Fotomicrografía No, 21, muestra deformada a temperatura ambiente después de temple desde 350 °C en agua, zona de la fractura en donde puede observarse una mayor deformación que una muestra de enfriado lento. $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-3} \text{SEG}^{-1}$. 2000X



Fotomicrografía No. 22, deformada después
de temple, a temperatura ambiente, zona de
la fractura en forma de racimos de uvas
 $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-4} \text{ SEG}^{-1}$. 1000X

En los ensayos de tensión a la temperatura de superplasticidad , 200 °C , el comportamiento microestructural debe ser diferente. Las muestras fueron sometidas a un precalentamiento en una parri--lla, tal y como lo recomiendan varios autores. las muestras se tensionaron a las velocidades establecidas en donde, por ejemplo las fotomicrograffias 23, 24, 25, 26, 27 y 28, podemos observar como se deforma una muestra a $8.3 \times 10^{-5} \text{seg}^{-1}$; la fotomicrografía No. 23 nos muestra una vista general de la muestra, donde pueden apreciar se como las colonias de estructura laminar no desarrollada, son - las que sufren deslizamiento debido al esfuerzo.

En la fotomicrografía No.24 se pueden distinguir más claramen te las colonias como escalones deslizados. Estas colonias tienen - una distribución equiaxiada y más o menos del mismo tamaño.

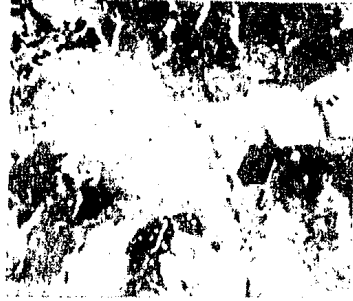
En la microfotografía No. 25, pueden observarse como persis--te la fase rica en Zn, sin sufrir alguna deformación, también pue den observarse granos de fase rica en Zn dentro de las colonias - y en los limites de dichas colonias. Esto nos hace suponer que las colonias aparecen a costa de esta fase clara rica en Zn, lo cual - puede confirmarse con el análisis por microsonda, en donde se de--termina que los limites de dichas colonias son más ricas en Zn -- que en el resto de la colonia.

La fotomicrografía No.26, nos muestra una zona de la fractura en donde nuevamente aparecen los racimos como de uvas, lo cual se debe a la solidificación del material en un poro.

En la fotomicrografía No.26 , pueden observarse nuevamente -- las colonias de estructura laminar deslizadas unas sobre otras es--te mecanismo de deformación se presenta en todas las muestras en

estas condiciones de ensayo.

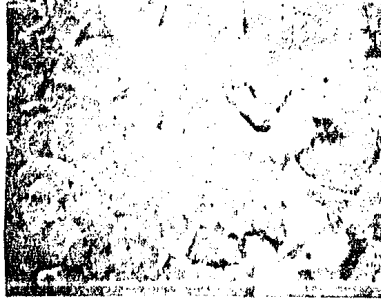
La fotomicrografía No.28 nos muestra una zona muy cercana a la fractura en donde pueden observarse el flujo de material y algunas colonias de estructura laminar no desarrollada, rodeadas por el flujo de material; lo que también nos puede comprobar que son las colonias las que se deslizan y esto probablemente se deba a la presencia del Mg, ya que de alguna manera nos promueve la formación de las colonias, cosa que no se presenta en el eutectoide sin Mg.



Fotomicrografía No. 23, deformada a 200 °C
 $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-5} \text{seg}^{-1}$, templada, con un pre-
cipitado de aproximadamente 12 micras de
tamaño, vista general. 1000x



Foto micrografía N^o. 24, deformada a 200°C
previo temple, se distinguen paredes de co-
lonias de fase "coherente" deslizadas, re-
gión cercana a la fractura. 2000x



Fotomicrografía No. 25, deformada a 200°C con un temple previo, distinguiéndose claramente la fase rica en Zn dentro de las colonias y en los límites de las colonias región cercana a la fractura. 2000x



Fotomicrografía No.26,deformada a 200 °C $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-5} \text{seg}^{-1}$, se observa fractura en forma de racimos de uvas; suponemos fractura frágil. 500x



Fotomicrografia No. 27, muestra deformada a 200 °C, $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-5} \text{seg}^{-1}$, se observa que las colonias de estructura laminar no desarrollada se deslizan unas sobre otras
3500 x



Fotomicrogrfia No.28, deformada a 200°C , $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-5} \text{seg}^{-1}$, zona de las muestras cerca de la fractura, con colonias que no sufren deformación. 1000x

Debido a que también se hicieron ensayos de tensión a distintas velocidades de deformación es lógico esperar, que el mecanismo de deformación vaya cambiando como se cambia la velocidad de deformación tal y como Langdon(11) (12) lo muestra en la figura 1a y 1b de la revisión bibliográfica. También puede notarse este cambio en las fotomicrografías 29,30 y 31, por ejemplo en la fotografía 29 es una zona de la fractura en donde pueden observarse un poco de más ductilidad con respecto a la fractura de las muestras tensionadas a temperatura ambiente , y con respecto a las muestras deformadas a $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-5} \text{seg}^{-1}$, como también podemos observar en la fig. No. 8 , las graficas de ϵ VS $\dot{\epsilon}$ Y σ VS $\dot{\epsilon}$, en la cual se puede observar que a una mayor velocidad de deformación se tiene una mayor deformación hasta alcanzar un máximo y después disminuye.

En la fotomicrografía No.30, puede observarse la microestructura de colonias de estructura laminar no desarrollada un poco deslizadas o casi sin deslizarse, esta deformación muy pobre también podríamos atribuirselas al Mg que de alguna manera nos impide que las colonias se deslicen más a esta velocidad de deformación.

En la fotomicrografía No. 31, puede observarse otra zona de la fractura en donde se aprecia un poco de ductilidad y vuelven a aparecer los granos como racimos de uvas, lo cual como ya mencionamos previamente se debe a la solidificación del material en un poro.



Fotomicrografía No.29,muestra deformada a 200°C, $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-4} \text{seg}^{-1}$, zona de la - fractura con aparente ductilidad. 1500x



Fotomicrografía No. 30, muestra deformada a 200 °C , $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-4} \text{seg}^{-1}$, se mues-- tran los limites de las colonias con muy poco deslizamiento. 3500x



Fotomicrografía No.31, muestra deformada a 200 °C , $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-4} \text{ seg}^{-1}$, zona de la fractura, presentandose ductil con granos como racimos de uvas. 350x

Al volver a retomar las gráficas de Langdon (11) (12) y nuestras gráficas obtenidas, figura 9, podemos observar que la máxima deformación ocurre a una velocidad de $8.3 \times 10^{-3} \text{ seg}^{-1}$ que corresponde a un 10^{-2} en las gráficas de Langdon; lo cual podemos afirmar que si nuestros resultados no son semejantes ni parecidos, al menos podemos decir que la tendencia se conserva, lo cual es confirmado con las fotomicrografías y con los resultados de la deformación que se tienen en las tablas de ensayos de tensión a 200°C , en donde se puede afirmar que los resultados que tenemos son mayores que en otras velocidades de deformación.

De esta manera, la fotomicrografía No.32 que corresponde a una zona de la muestra deformada a $8.3 \times 10^{-3} \text{ seg}^{-1}$, puede apreciarse como las colonias de la estructura laminar no desarrollada - sufren un deslizamiento .

En la fotomicrografía No.33, que es una zona amplificada de la anterior se distingue la estructura laminar no desarrollada que parece que no sufre ninguna deformación la subestructura.

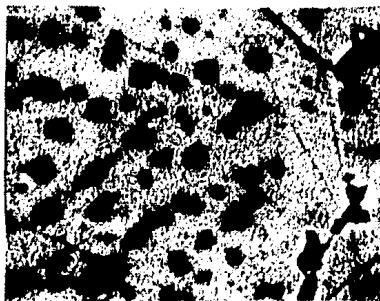
En la fotomicrografía No.33, se observa una zona de la fractura mostrando alguna ductilidad del material y esta ductilidad es congruente con el % de deformación que se obtiene con esta muestra.

El mecanismo de deformación que se presentó en esta muestra puede observarse más claramente en la fotomicrografía No.35 en la cual se aprecia a las colonias de estructura laminar no desarrollada elongadas y esta zona es cercana a la fractura, se aprecia también la fase brillante rica en Zn en muy poca cantidad, por lo que también nos podría servir para afirmar como las colonias se forman a partir de esta fase rica en Zn.

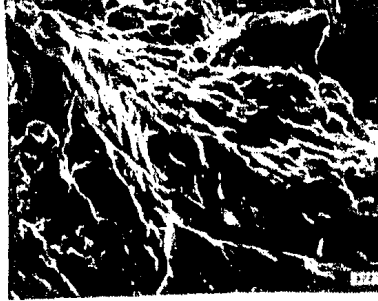
También me atrevería a afirmar que el Mg juega un papel importante en la persistencia de las colonias aunque se hayan templado las muestras y estas colonias persisten en forma de colonias con estructura laminar no desarrollada.



Fotomicrografía No. 32, muestra deformada a 200 °C, $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-3} \text{seg}^{-1}$, se pueden observar los límites de las colonias de fase "coherente" deslizadas debido a la deformación. 500x



Fotomicrografía No.33, muestra deformada con las mismas condiciones que la anterior se observa fase "coherente". 3500x



Fotomicrografía No.34, muestra deformada a 200 °C, $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-3} \text{seg}^{-1}$, zona de la fractura presentando rasgos de poca ductilidad. 750x



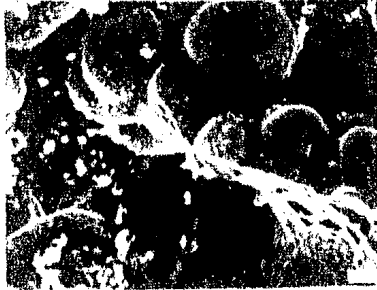
Fotomicrografía No. 35, muestra deformada a 200 °C , $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-3} \text{seg}^{-1}$, detalle de una zona cercana a la fractura , se notan las colonias de fase "coherente" deslizadas . 2000x

Para terminar con las metalografías, también se obtuvieron aquellas representativas de la velocidad de deformación $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-2}$ seg^{-1} que corresponderían a la zona III de las gráficas de Langdon en donde existe poca deformación y el mecanismo de deformación es completamente diferente a las otras dos zonas.

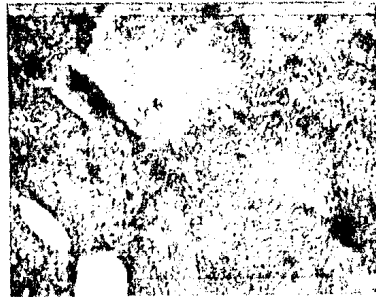
Por ejemplo en la fotomicrografía No.36, puede observarse como la microestructura parece inalterable con la deformación, es decir que las fronteras de las colonias no se alcanzan a distinguir y esto es congruente con el resultado de la poca deformación que se obtiene de las gráficas que se encuentran en la tabla de ensayos de tensión a 200 °C .

Otra fotomicrografía que nos proporciona evidencias de la poca deformación que tuvo el material es la No. 38 en la cual se puede apreciar en una zona de la fractura la poca o nula ductilidad que presenta la aleación en estas condiciones de deformación .

Esto nos vuelve a plantear la cuestión de que de alguna manera el Mg nos influye para que estas muestras no presenten un poco más de deformación aún a estas velocidades de deformación.



Fotomicrografía No. 36, muestra deformada a 200 °C , $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-2} \text{seg}^{-1}$, zona de la fractura en forma de racimos de uvas y una pequeña zona de la fractura aparentemente dúctil. 500x



Fotomicrografía No.37, muestra deformada a 200 °C $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-2} \text{seg}^{-1}$, zona cercana a la fractura, se observan granos de 2a fase y la estructura parece no tener deformación. 3500x



Fotomicrografía No.38, muestra deformada a
200 °C , $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-2} \text{seg}^{-1}$, zona de la -
fractura totalmente fragil. 500x

4.7 Resultados de los Ensayos de Tensión

Ensayos de tensión a temperatura ambiente

Muestra	Ao (mm ²)	Carga máx. (kg)	$\sigma_{máx} = (\text{kg/mm}^2)$	$\sigma_t = (\text{kg/mm}^2)$	%DEF
Enf. lento $\dot{\epsilon} = 10^{-3}$ seg ⁻¹	9.5	340	35.78	28.42	8
Enf. lento $\dot{\epsilon} = 10^{-2}$ seg ⁻¹	9.55	245	25.65	18.31	3
Enf. lento $\dot{\epsilon} = 10^{-2}$ seg ⁻¹	9.50	115	12.1	8.9	2.5
Temple H ₂ O de 350°C $\dot{\epsilon} = 10^{-2}$ seg ⁻¹	9.80	415	42.34	23.00	10
Temple H ₂ O de 350°C $\dot{\epsilon} = 10^{-2}$ seg ⁻¹	9.50	405	42.63	29.00	10
Temple H ₂ O de 350°C $\dot{\epsilon} = 10^{-3}$ seg ⁻¹	9.50	360	38.00	26.31	5
Temple H ₂ O de 350°C $\dot{\epsilon} = 10^{-3}$ seg ⁻¹	9.50	125	13.15	9.4	2

La nomenclatura para la tabla anterior es la siguiente:

A_0 = Area inicial de la zona sometida a tensión

$\sigma_{máx}$ = Tensión máxima

σ_f = Tensión de fluencia

%DEF = Porcentaje de deformación, obtenido de las gráficas de la máquina instron.

De los datos que se obtienen de la tabla anterior, podemos argumentar en términos generales y lo primero que observamos de la tabla, es que la mayor tensión de fluencia se presenta en las muestras que fueron templadas, así como también la mayor tensión máxima.

Esto coincide, en primer lugar con la microestructura observada ya que es de esperarse que la estructura con mayor deformación, mayor tensión de fluencia y mayor tensión máxima, es la microestructura de grano fino equiaxiado, obtenida por temple, y que la estructura de equilibrio, estructura laminar, por lógica es de esperarse que los valores de las propiedades anteriores sean menores.

Al comparar los valores con respecto a una aleación sin Mg con la cual trabajan investigadores como Marshall(46), Balliet(42) y otros(32), los valores son muy parecidos y tienen muy poca diferencia con los que obtenemos en este trabajo.

Observando con más atención los valores de tensión máxima y tensión de fluencia, podemos vislumbrar que al estar estos valores muy próximos, es muy poca la cantidad de deformación plástica que presenta, por lo que es posible concluir que el Mg aumenta la dureza de la aleación a costa de disminuir la deformabilidad de este

material. Esto se observa en las muestras enfriadas lentamente ya que en las muestras templadas se puede distinguir una zona elástica de la zona plástica, por lo que los resultados si tienen una diferencia regular en cuanto a la tensión de fluencia y la tensión máxima.

Ensayos de Tensión a 200 °C

Muestra	Ao (mm ²)	Carga máx. (kg)	l_f	$\sigma_{máx}$ (kg/mm ²)	σ_f (kg/mm ²)	%DEF
1						
$\dot{\epsilon}=8.3 \times 10^{-5} \text{ seg}^{-1}$	9.31	45	20.08	4.83	3.54	100.8
2						
$\dot{\epsilon}=8.3 \times 10^{-5} \text{ seg}^{-1}$	9.55	37	12.7	3.87	2.61	27
3						
$\dot{\epsilon}=8.3 \times 10^{-5} \text{ seg}^{-1}$	9.50	30	-	3.15	2.30	10
4						
$\dot{\epsilon}=8.3 \times 10^{-4} \text{ seg}^{-1}$	9.31	89.5	11.1	9.61	9.12	15
5						
$\dot{\epsilon}=8.3 \times 10^{-4} \text{ seg}^{-1}$	9.06	62	11.1	6.8	6.8	15
6						
$\dot{\epsilon}=8.3 \times 10^{-4} \text{ seg}^{-1}$	9.12	142	10.9	15.57	10.96	20
7						
$\dot{\epsilon}=8.3 \times 10^{-3} \text{ seg}^{-1}$	9.36	102	10.76	10.89	10.89	25
8						
$\dot{\epsilon}=8.3 \times 10^{-3} \text{ seg}^{-1}$	8.46	104	10.65	12.29	10.63	30
9						
$\dot{\epsilon}=8.3 \times 10^{-2} \text{ seg}^{-1}$	9.26	104	10.85	11.23	10.00	1.2
10						
$\dot{\epsilon}=8.3 \times 10^{-2} \text{ seg}^{-1}$	9.46	102	10.35	10.78	10.35	2.0

La nomenclatura que se utiliza en la tabla de ensayos de tensión a 200 °C es la siguiente :

A_0 = Area inicial de la muestra en la zona de trabajo

l_f = Longitud final de la zona de trabajo

$\sigma_{máx.}$ = Tensión máxima

σ_{ced} = Tensión de cedencia

%DEF = Pcentaje de deformación obtenido de la grafica de la máquina instron

Al analizar los resultados plasmados en la tabla podemos observar que las muestras con mayor deformación son las muestras que se trabajaron con $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-3} \text{seg}^{-1}$, estas también tienen la mayor tensión de fluencia y la mayor tensión máxima, es decir, en forma general ya que existen valores que no podrían permitir asegurar lo anterior, lo cual podríamos argumentar como el error implícito en cualquier experimento. Las muestras que tienen menor deformación son las que se trabajaron con $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-2} \text{seg}^{-1}$.

En esta tabla también podemos notar que la tensión máxima y la de fluencia se encuentran en sus valores muy proximos, y algunos hasta coincidan, esto nos hace suponer y tomar como alternativa que el Mg nos propicia la formación de colonias de estructura laminar no desarrollada, tal y como las observamos en las fotomicrografías, y estas se consideran como granos muy grandes con respecto a la estructura del sistema binario Zn-Al en el eutectoide, ya que al deformar las muestras, estas colonias son las que se deslizan por lo que el material no presenta las características superplásticas, tal y como las presenta la aleación Zn-Al-Cu sin Mg; sino por

el contrario se nos presenta una aleación con poca deformabilidad y esto es debido al contenido de Mg.

Como sabemos, por las numerosas investigaciones, que la aleación binaria sigue un comportamiento superplástico y como también lo demuestra G. Torres y colaboradores que aún con adiciones de Cu del 2 % éste comportamiento se mantiene en forma muy aceptable.

Por otro lado, como pudimos constatarlo, tanto en el comportamiento del material durante el ensayo, como en los resultados de las tablas, el material no parecería conservar el comportamiento superplástico con las concentraciones de Mg presentes en la aleación, ya que se esperaba que éste material presentara mayores deformaciones, lo cual no sucede, sin embargo, como ya tenemos entendido una de las condiciones mediante las cuales se puede considerar a un material superplástico es que su gráfico σ vs $\dot{\epsilon}$ se presente en forma sigmoidal y que también su otra gráfica $\log \sigma$ vs $\log \dot{\epsilon}$ sea una recta y que la pendiente de ésta recta este comprendida entre 0.3-0.8 para que dicho material sea considerado superplástico.

Teniendo presente lo anterior y con los datos de la tabla de los ensayos de tensión a 200 °C procedemos a construir sus gráficas las cuales se encuentran en la figura No.9 .

Como podemos apreciar en la fig. 9a la máxima deformación se presenta a una $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-3} \text{ seg}^{-1}$ que es muy proxima a la reportada por Langdon (12) (13) (19) para un material binario en el punto eutectoide y también puede observarse como se presenta una deformación de 1-3% a grandes velocidades de deformación, es decir que la tendencia general a la superplasticidad la conserva el material.

En otro orden, en la fig. 9b que esperabamos obtener una rec

ta que no podemos observar , nos reporta una pendiente mucho mayor que 1, lo cual nos indica que el comportamiento del material en estudio se aleja de la superplasticidad que esperabamos; y ésto se confirma al observar las graficas de superplasticidad y compararlas con las obtenidas por Langdon para la aleación binaria.

En la fig. 9b podemos marcar un rango del comportamiento del material el cual se delimita entre las dos lineas curvas y ésto no se parece en nada a una recta y con esto afirmamos más los comentarios anteriores.

Por otro lado, si recurrimos a las fotomicrografias también podemos reafirmar lo anterior, ya que al observar los resultados se tiene que las muestras se fracturan en una zona donde existe muy poca plásticidad ,

Por lo anterior podemos afirmar que el contenido de Mg, efectivamente nos afecta el comportamiento superplástico de la aleación que se preparó con chatarra de aluminio ; y por consiguiente también nos afecta la resistencia a la tracción , tensión de fluencia , dureza etc,

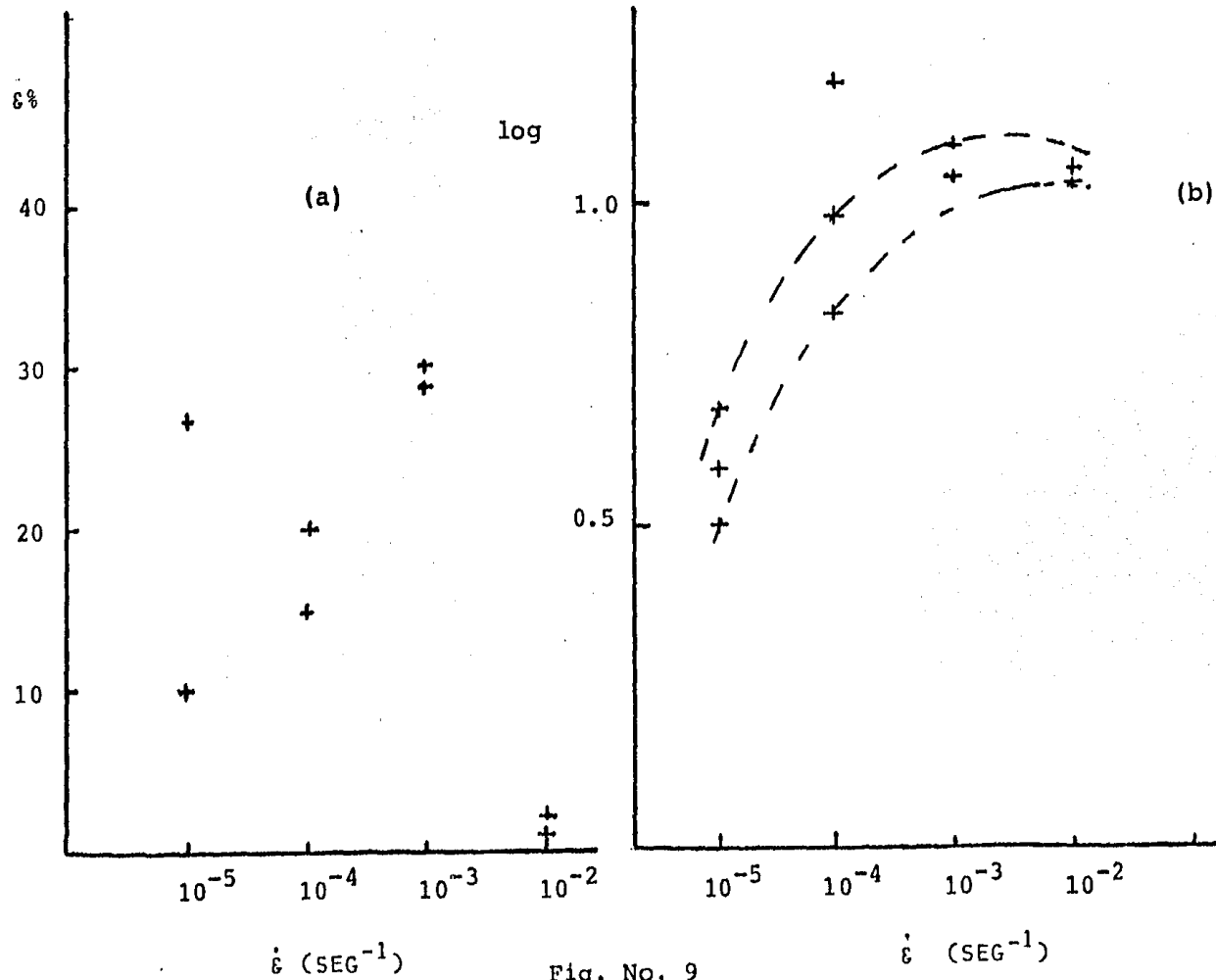


Fig. No. 9

V.- DISCUSION DE RESULTADOS

1.- En cuanto a la composición química de la aleación, lo que podemos discutir es, no estamos en la composición eutectoide, pero, de acuerdo al contenido de los elementos básicos de la aleación, estamos en la zona del diagrama de fases en la que se tiene la fase γ , arriba de los 275 °C y ésta es una zona donde existe la descomposición espinodal en las muestras que fueron tampladas. Por otra parte también podemos argumentar que la composición es adecuada, ya que las muestras que enfriaron lentamente en el horno presentan la microestructura esperada que consiste de eutectoide tipo perlita.

Ahora bien, considerando las condiciones en las cuales fue preparada la aleación, con una atmósfera oxidante y las pérdidas por escoria y tomando en cuenta los resultados del análisis químico; la concentración de Zn, está apartada de la composición eutectoide pero esta desviación no es tan dramática por lo que considero que estamos dentro de los límites aceptables para alcanzar el objetivo planteado en este trabajo de investigación.

En relación al Cu, algunos investigadores trabajaron con determinadas concentraciones y obtuvieron que el rango en el cual, el Cu, proporciona excelente plasticidad y mejora en forma general las propiedades mecánicas del eutectoide Zn-Al, y este rango es el comprendido entre 1-2% de Cu, por lo tanto al contemplar los resultados del análisis químico, podemos decir que estamos dentro del rango aceptable para poder realizar el trabajo adecuadamente.

En cuanto al Fe y Si, el primero se encuentra distribuido uniformemente en la aleación, mientras que el Si se presenta en forma de inclusiones de un tamaño aproximado de 12 micras, con una geometría bien definida y de color oscuro. Por otro lado, la mayoría de la bibliografía citada, no tiene un estudio específico, en cuanto al efecto que causan estos elementos a las propiedades mecánicas del ZINALCO, el unico que nos menciona algo sobre estos elementos es Marcantonio(26) al decirnos que cantidades menores de 1% , que incluyen Mg, Fe y Si, son agregados para mejorar las propiedades - mecánicas .

En base a ésto, el análisis químico y las fotomicrografías , podemos decir que estos elementos se encuentran dentro de rangos en los cuales su presencia no afecta en forma considerable a las propiedades mecánicas o no es un efecto dominante en éste caso; ésto es más apreciable en la fotomicrografía No. 23, donde aparece una inclusión que no interfiere con el deslizamiento de las colo--nias de estructura laminar no desarrollada .

El Mg se encuentra en una cantidad mayor con respecto a su solubilidad máxima que es de 0.005% a temperatura ambiente y ésta se incrementa a 0.03% a 300 °C según Belk(23), por lo que es de espe--rarse algún efecto nocivo en las propiedades mecánicas de ésta a--leación cuando el limite de solubilidad es rebasado.

En este caso supusimos que el Mg se presentaría como un com--puesto intermetalico, pero debido a las limitaciones de la micro--sonda no pudimos detectarlo, simplemente observamos que se encuen--ra distribuido en toda la aleación .

Desde el principio de la fase experimental pueden apreciarse ya algunos efectos del Mg, al desplazar la temperatura transformación en el punto eutectoide, hecho que se confirma al realizar el análisis térmico (DSC) para un material que contiene Mg y otro que no contiene, arrojandonos el resultado siguiente: Para el material sin Mg la temperatura de transformación inicia a los 279 °C mientras que para el material con Mg la temperatura de transformación inicia a los 187.5 °C.

2.- En cuanto a las microestructuras obtenidas, la de colada se presenta como se esperaba, es decir, en forma de dendritas que están formadas por fase α (rica en Al) y se observa oscura al microscopio de barrido, en contraste con la fase rica en Zn, β , que aparece blanca. Para la aleación binaria aún con adiciones de Cu, en el líquido interdendrítico se observa una estructura tipo perlita metaestable, la cual no es posible observarla en nuestra aleación preparada con chatarra de Al; por lo que debemos suponer que la presencia de Mg nos impide la formación de esta fase, y esto podemos anotarlo como una diferencia bien marcada entre el ZINALCO con Mg y el ZINALCO sin Mg.

La microestructura de enfriamiento lento en el horno, es semejante a la obtenida por la mayoría de los investigadores; pero a nosotros se nos presentan diferencias tales como la aparición de una fase clara rica en Zn, también se presenta la fase "coherente" que de acuerdo a Fu-Wen Ling y Laughlin(24) es la responsable de las pobres propiedades mecánicas de la aleación. Esta presencia de la fase "coherente", es suponemos, debido al efecto estabilizante

que proporciona el Mg a esta fase que parece presentarse como una estructura laminar "cortada". Varios investigadores argumentan que el Mg tiene un efecto retardante en la cinética de la transformación eutectoide; definitivamente pensamos que éste efecto si se presenta y éste se manifiesta debido a la aparición de ésta fase "coherente"; nombre con el cual no estoy de acuerdo debido a que tal y como se observa al microscopio parece que es una estructura laminar "cortada" o "nodular". En base a estas observaciones podemos afirmar que la presencia de Mg no permite el pleno desarrollo de la estructura laminar.

De la estructura obtenida de temple con agua desde 350 °C, la mayoría de los investigadores que han trabajado con la aleación binaria obtienen una estructura de grano fino equiaxiado mediante el mecanismo de descomposición espinodal, es decir granos de α (rica en Al) y β (rica en Zn), pero nosotros al observar las fotomicrografías 9, 10, 11, 12 y 13 y luego todas las obtenidas de los ensayos de tensión a 200 °C, podemos observar que más bien parece una estructura laminar no desarrollada formando colonias, ya que en las fotomicrografías realmente se pueden observar que son las colonias las que se deslizan al someter la muestra a un esfuerzo y éste es lo que ocasiona que el material se comporte muy frágilmente tanto a temperatura ambiente como a 200 °C. Tomando en cuenta lo anterior y considerando que otro requisito para superplasticidad es que el grano sea menor de 10 micras, y el tamaño de las colonias exceden éste rango, con lo cual podemos explicar el comportamiento del material.

En base a todo lo discutido anteriormente definitivamente estoy de acuerdo, que para que la aleación con adiciones de Mg posea propiedades superplásticas es necesario un tratamiento termomecánico y que los ensayos de superplasticidad se lleven a cabo a temperaturas entre 250-300 °C .

3.- Las propiedades mecánicas, a simple vista se observa que la dureza, la tensión de fluencia, y la tensión máxima se ven aumentadas en la aleación con Mg , y para apoyar este comentario se hace la siguiente tabla comparativa con resultados que obtuvieron otros investigadores citados, para ensayos a temperatura ambiente:

Autor	Aleación sin Mg	Autor	Aleación con Mg
Marshall(48)	$\sigma_{ced} = 30 \text{ Kg/mm}^2$ eutectiodes en- friada en aire	Colton(45)	$\sigma_{máx.} = 50 \text{ Kg/mm}^2$ templada y reve- nida 2.5 hrs. a 100 °C
Otros articu- los(32)	$\sigma_{máx.} = 31.5 \text{ Kg/mm}^2$	Dollar(46)	$\sigma_{máx.} = 35 \text{ Kg/mm}^2$ enfriado lento
Balliet(43)	$\sigma_{ced} = 33.77 \text{ Kg/mm}^2$ $\sigma_{máx.} = 42.27 \text{ Kg/mm}^2$ eutectoide a tem- peratura ambiente	Smith & Hare (28)	aleación con 0.15%Mg + 1.0%Cu $\sigma_{ced} = 35.71 \text{ Kg/mm}^2$ $\sigma_{máx.} = 41.30 \text{ Kg/mm}^2$ Con temple de 360 °C revenida por 2 hrs. y enfriadas en agua
Mishumura(44)	$\sigma_{ced} = 10-20 \text{ Kg/mm}^2$ eutectoide templada a 0 °C	Smith & Hare (28)	Aleación con 0.20%Mg + 0.5%Cu $\sigma_{ced} = 38 \text{ Kg/mm}^2$ $\sigma_{máx.} = 45 \text{ Kg/mm}^2$

Autor	Aleación sin Mg	Autor	Aleación con Mg
			Temple de 350 °C revenida 2hrs. a 260 °C enfriada en agua $\sigma_{ced} = 30 \text{ Kg/mm}^2$ $\sigma_{máx.} = 36 \text{ Kg/mm}^2$ enfriado lento
Yoshindeu y Takao (45)	$\sigma_{ced} = 18 \text{ Kg/mm}^2$ a 30 °C $\sigma_{ced} = 29 \text{ Kg/mm}^2$ a 0 °C		Los valores que nosotros obtu- vimos son los siguientes : $\sigma_{ced} = 15-20 \text{ Kg/mm}^2$ $\sigma_{máx.} = 20-30 \text{ Kg/mm}^2$ para muestras enfriadas lentamente $\sigma_{ced.} = 20-30 \text{ Kg/mm}^2$ $\sigma_{máx.} = 30-40 \text{ Kg/mm}^2$ para muestras templadas en agua de 350 °C

Al observar la tabla anterior y comparar nuestros resultados con los de otros investigadores, podemos notar que la desviación no es tan drástica ; y podemos mostrar efectivamente que tanto la tensión como la dureza se ven incrementados por el contenido de Mg y donde más se puede notar el efecto es en la ductilidad del material, hecho que se comprueba al observar las muestras tensionadas y las gráficas de superplasticidad obtenidas para éste material en estudio.

Por otro lado al comparar los resultados con los de Smith(28) tenemos una similitud muy estrecha ya que el trabaja con aleaciones que contienen Mg, aunque no rebasan un 0.30% de Mg.

Para terminar, los resultados que obtuvimos estan comprendi--

dos dentro de un intervalo debido a la poca cantidad de lecturas o de ensayos que se pudierón hacer ya que se obtuvieron pocas muestras del lingote, y creo que debimos hacer más ensayos para cada velocidad de deformación, para que de esta manera los datos fueran más reproducibles, pero considero que apesar de todos los inconvenientes si pudimos obtener suficientes datos para alcanzar el objetivo de éste trabajo y poder obtener aceptables conclusiones.

VI.- CONCLUSIONES

6.1) Composición química

a) La composición química esta muy proxima a la composición eutectoide, la distribución de casi todos los elementos es muy homogénea, excepto para Si que se presenta en forma de inclusiones.

b) Los componentes de la segunda fase son: Zn en mayor concentración, Cu y Al .

c) El Mg se encuentra distribuido en forma homogénea en toda la aleación y se rebasa la solubilidad en relación a la que nos reporta Belk(23).

6.2) Microestructuras

La microestructura de enfriamiento lento en el horno. consistió de eutectoide en forma laminar tipo perlita y en forma de colonias.

b) La estructura de temple consistió de colonias de estructura laminar no desarrollada, persistiendo la 2a. fase rica en Zn.

c) La 2a. fase rica en Zn, después del temple, se presenta como granulos en los limites de las colonias y dentro de dichas colonias .

d) Después del ensayo de tensión persistió la estructura laminar no desarrollada y estas colonias son las que se deslizan, siendo éste mecanismo de deformación el dominante.

e) El Mg afecta en la cinética de transformación y es lo que ocasiona que, con el temple, no se desarrolle la estructura de grano fino equiaxiado y establezca la estructura "coherente" (estructura laminar no desarrollada).

f) El tratamiento térmico debe ser diferente, es decir aumentar el tiempo de permanencia del recocido o hacer un tratamiento termomecánico previo al ensayo de superplasticidad para obtener la estructura de grano fino equiaxiado.

6.3) Efecto en la Temperatura de Transformación

a) La temperatura de transformación se ve fuertemente alterada debido al contenido de Mg.

b) El inicio de la temperatura de transformación se presenta a 187.5 °C , en la aleación de nuestra investigación.

6.4) Propiedades Mecánicas

a) La tensión de fluencia, la tensión máxima y la dureza se ven aumentadas a temperatura ambiente, y aún en el ensayo de tensión a 200 °C, con la concentración de Mg en la aleación.

b) La ductilidad decae dramáticamente con el contenido de Mg y por lo tanto, la aleación tiene poca deformabilidad.

c) El valor de la deformación, en los ensayos de temperatura ambiente, no están muy alejados de los valores reportados por los demás investigadores.

d) La aleación preparada con chatarra de Al no presenta características superplásticas

e) Las curvas de superplasticidad de la fig. 9 no tienen ninguna semejanza con las reportadas por Langdon(11) (12)

f) La curva de la fig. 9b, no representa una recta y la pendiente es mayor que 1.

g) La mayor deformación se presenta a $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-3} \text{ seg}^{-1}$

VII.- SUGERENCIAS PARA FUTURAS INVESTIGACIONES

Determinar previamente el contenido de Mg y Si de la chatarra de Al, y de esta manera variar éste contenido para determinar exactamente, en que porcentaje de Mg el material mantiene sus propiedades óptimas.

Manejar distintos tratamientos térmicos para este material, o hacer un tratamiento termomecánico previo al ensayo de superplasticidad.

Se sugiere un estudio profundo de la zona donde se presenta la fase γ a alta temperatura así como los mecanismos de nucleación y crecimiento al enfriar a diferentes velocidades.

Se sugiere también, el estudio más específico de la descomposición espinodal que presenta esta aleación.

VIII.- BIBLIOGRAFIA

1. Chaudhari, P. "Superplasticity" , Schage and Technology, september 1968, p.42-49
2. Wads Worth, J. & Sherby Oleg, D. "On the Bulat-Damascus steels revisited" , Progress in Materials science.
3. Saenz,L.,A., Negrete,J. Valdés, H. L, Torres G. "Propiedades superplásticas a temperatuar ambiente de la aleación Zn-Al-Cu"
4. Hamilton C.,H. "Superplastic forming makes molded parts form sheets metal alloys", Industrial research and developent, december 1983, P. 72-76
5. Edington, J.,W., Meton K.,N. & Cuiler C.,P. "Superplasticity", Progress in Materials Science 1976 Vol. 21, No.2, p. 61-158.
6. Alden H., Thomas, "Review topics in superplasticity" p. 225-253.
7. Langdon G.,Terence, "The mechanical proprieties of superplastic Material" , Metallurgical transactions A, Vol. 13A. Mayo 1983.
8. Miller, David A., Vastava, Ransevak B., & Langdon, Terence G. "A study of grain movement and interface sliding in a superplastic alloy using scanning microscopy" , Microestructural science Vol.9
9. Davenport, J. "Metallurgical aspects of superplasticity", Tube investiments research laboratories saffron walden, essex, England.
10. Langdon, T.G., Farghalli A. Mohamed, " The mechanical characteristic of superplastic deformation. Acta Met.
11. Farghalli A. Mohamed & Langdon Terence G., " Flow localization and neck formation in a superplastic metal", Acta Met. Vol. 29 pp 911-920, 1981.

12. Langdon Terence G., "Current problems in superplasticity", Departments of materials science and mechanical engineering, University of southern California, Los Angeles, California 90007 U.S.A.
13. Farghalli A., Mohamed, Ahmed, Mohamed M.I. and Langdon Terence G., "Factors influencing ductility in the superplastic Zn-22 pct/0 Al eutectoid", Metallurgical Transactions A. Vol.8A June 1977 p. 933.
14. Edington W. Jeff, "Microstructural aspects of superplasticity" Metallurgical Transactions A., Vol.13A, May 1982 p. 703
15. Ashby M.F. and Verrall R.A. Acta Metallurgical, vol.13 1973 p.149
16. Ball A and Hutchinson M.M., Metallurgical Science Journal, 1969 Vol. 3 P. 1
17. Mukherjee A.K. Materials Science Eng. 1971, vol.8, p.83
18. Giffkins R.C, Metallurgical Transactions A. 1976 Vol. 7a p.1225
19. Taplin D.M.R., Dunlop G.L. "Flow and failure of superplastic Materials", Annual Reviews Material Science, 1979, Vol. 9 p.151
20. Torres G., Negret J. y Valdés H.L. "The effect of Cu on the mechanical properties of the eutectoid Zn-Al at room temperature" Congreso de superplasticidad en San Diego, California 1982 U.S.A.
21. Brook G.B., "Superplastic forming of metallic materials parts 1 2 y 3" Sheet Metal Industries , August 1981 p. 887-891
22. Naziri H. and Pearce R., "The influence of copper additions on the superplastic forming behavior of the Zn-Al eutectoid", Int. J. Mech. Sci. 1970 , Vol. 12 , p. 513-521
23. Belk J.A., Production of superplastic Zn-Al alloys", Metals Technology, March 1976 p. 161

24. Fu-Wen Ling & Laughlin David D., "The kinetic of transformation in Zn-Al superplastic alloys" , Metallurgical Transactions A, Vol.10A , July 1979, p.921
25. Valdés H.L., Estrada I., Negrete J. y Torres G. "Efecto del Cu en la estructura y propiedades mecánicas de la aleación superplástica Zn-22%Al , VII Congreso de la Academia Nal. de Ingeniería, Oaxaca, México, 1981
26. Marcantonio J.A., Mondolfo L.F. Weiss V. " A rapid test of superplastic in Zn-Al alloys " , Metals and Materials October 1973 p. 449-452
27. Belk J.A. "Influence of magnesium on the constitution of Zn-Al eutectoid alloys containing copper", Micron 1974, Vol 5, p. 201
28. Smith A.E.W. and Hare G.A. "Controlling Zn-Al eutectoid reactions" J.Inst. Metals, Vol. 101, p. 320-328
29. Mock J.A., "Metals that form like plastic", August 1980, M.E.36
30. Valdés L. Negrete J. y Torres G., "Memorias del VI Congreso de la Aniac 1981"
31. Negrete J., "Propiedades mecánicas de la aleación Zn-Al en la región rica en Zn", Tesis I.P.N. 1980
32. Ugalde Z., José A., Tesis UNAM 1984
33. Hernandez L., "Influencia de la microestructura en la resistencia a la corrosión de la aleación Zn-22%Al", VII Congreso de la Academia Nal. de Ingeniería, Oaxaca, México 1981
34. Laughlin David E., "Phase transformations in superplastic Al-Zn alloys", III simposio del estado sólido, 1981 , Queretaro , Méx.
35. Valdés L., Negrete, J. y Torres,G., "Estudio dilatométrico de las aleaciones superplasticas Zn-Al", VI Congreso de la Academia Nal. de Ingeniería, Oaxaca, México 1980

36. Campos R., Negrete J., Hernández L. y Torres G., "Efecto del recocido en las propiedades mecánicas de la aleación Zn-Al", VI Congreso de la Academia Nal. de Ingeniería 1980
37. Torres, G.V., "Superplasticidad y superelasticidad en aleaciones metálicas", Ciencia 1982, Vol. 33 p. 135-144
38. Nayack, A.K., "Thermal and quantitative thermal analysis of Al-Zn alloys and determination of the equilibrium diagram of the binary system", Journal of the Institute of metals , 1973 Vol.101
39. Boswell P.G. and Chadwick, G.A., "Eutectoid decomposition of Zn-Al splat-quenched and bulk specimens", Acta metallurgica Vol. 26, 1972 , p. 779-792
40. Agarwal, S., Koczar M.J. & Herman, "Phase decomposition of liquid-quenched Al-28%Zn ", Scripta Metallurgica, Vol 7, 1973 P. 401-408
41. Ishida, Y, Suzuki K. and Achiyama M., "Production of whisker Crystal by straining Zn-Al eutectoid alloy at elevated temperatures", Acta Metallurgica, Vol.12 , 1978, p. 999-1002
42. Shetty H.R., Prasad Y.V.R. and Vasv K.L., "Stress corrosion creacking in superplastic Zn-Al alloys", DPT Metallurgy, Indian Institute of Science, technical note, 1976, p.1493
43. Balliet, R.W., Forster, J.A. and Duncan J.L., "Precision forming of a high strength superplastic Zn-Al alloy", Metallurgical Transactions , Vol. 9A, 1978, p. 1259-1264
44. Mishumura and Miyagawa: The 17th Japan Congress on Materials research metallic material, March 1974

45. Colton D.R. and Joudelis , "An investigation of the Zn-Al system", International lead Zn research organization , March 1964
46. Dollar, David , L. Clum, J.A. and Miller R.E., "Boiling Water corrosion resistance of superplastic Al-Zn with selectec tecnary additions", Corrosion- Nace, 1972, p.296
47. Negrte, J. Torres, G., "Aleaciones Zn-Al como alternativa a las aleaciones ricas en Al", Congreso ANI 1980, p. 182-186
48. Marshall, J.G., Stewars T.J. and Babcock T.C., "Metals engineering quarterly", Noviembre 1973, p. 12
49. Mendoza, M.L., Osornio C y Torres G., " Influencia de la duración del tratamiento a solución sobre las propiedades mecánicas de Zn-22%Al", VII Congreso ANI 1981, Oaxaca, México .