

29
2ej



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE CIENCIAS

**MECANISMOS DE DEFORMACION PLASTICA EN LA
ALEACION Zn 78% - Al 20.2% - Cu 1.8%**

T E S I S
QUE PARA OBTENER EL TITULO DE
F I S I C O
P R E S E N T A :
JAIME FRANCISCO GARCIA ROBLEDO

MEXICO, D. F.

1991

**1991 CON
FALLA DE ORIGEN**



UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

INDICE

Introducción.....	3
Capítulo I ANTECEDENTES	
I.1 Diagrama de fases Zinc-Aluminio.....	7
I.2 Descripción de una prueba de tensión.....	11
I.2.1 Pruebas de tensión a bajas temperaturas.....	17
I.2.2 Pruebas de tensión a altas temperaturas.....	17
I.3 Descripción de las pruebas de ruptura a carga constante.....	18
I.4 Teoría de Fractura.....	25
Capítulo II METODOLOGÍA	
II.1 Material.....	32
II.2 Procedimiento de las pruebas de tensión	33
II.3 Procedimiento de las pruebas de ruptura a carga constante..	34
II.4 Metalografías	36
Capítulo III RESULTADOS Y DISCUSION	
III.1 Pruebas de tensión	38
III.2 Pruebas de termofluencia	47
III.3 Evolución de la microestructura durante las pruebas de deformación.....	53
III.3.1 Evolución de la microestructura durante las pruebas de tensión y termofluencia en muestras de grano fino.....	56
III.3.2 Evolución de la microestructura durante las pruebas de tensión y termofluencia en muestras con estructura laminar.....	61
TABLAS.....	67
CONCLUSIONES.....	69
Referencias.....	71

INTRODUCCION

La importancia de los metales en el desarrollo de la civilización es evidente, en nuestra vida cotidiana encontramos muchos objetos que usamos y son fabricados con metales como el hierro, el cobre, el aluminio o sus aleaciones.

El Aluminio es el metal mas abundante en la naturaleza; constituye el 8% de la corteza terrestre. Es el segundo metal en importancia en la industria metalúrgica debido a sus propiedades como ligereza, alta resistencia a la corrosión, conductividad térmica y eléctrica.

Por ser muy activo es muy difícil de procesar y es la bauxita el único mineral del cual es costeable obtenerlo. Por no encontrarse bauxita en el territorio nacional, México importa cada vez cantidades más grandes de Aluminio.

Este problema llevó a investigadores del Instituto de Investigación en Materiales de la U.N.A.M, al desarrollo de ciertas aleaciones de Zinc-Aluminio, para encontrar un sustituto para algunas aplicaciones del Aluminio. Destacándose las investigaciones del Dr. Gabriel Torres en este proyecto.(1)

En particular la aleación Zn-Al22 fue modificada con Cobre entre el 0.6% y el 7% ó con otro aleante como el Silicio o Magnesio. A esta familia de aleaciones se les llamó con el nombre genérico de aleaciones de zinalco. Podemos citar algunas de las ventajas de estas aleaciones: presentan buena resistencia a la corrosión y el bajo costo del Zinc equivalente a la mitad del costo del Aluminio abaratan el costo de la aleación, esta es la primera aleación de Zinc que además de ser usada en fundición,

también se emplea para fabricar piezas mediante trabajado mecánico, es decir, mediante extrusión, forja, laminado, etc.

La extrusión es un proceso que se emplea para producir barras, tubos y perfiles complicados de distintos metales y aleaciones.

Las ventajas del procedimiento son: precisión en las dimensiones de las piezas obtenidas, eliminación de las operaciones de acabado. Adicionalmente, alguna de las aplicaciones de las piezas obtenidas de esta forma, dependen de la microestructura desarrollada durante el proceso de extrusión y de los tratamientos térmicos posteriores al mismo.

En el presente trabajo se amplió la investigación del comportamiento plástico a bajas velocidades de deformación ($\dot{\epsilon} < 5 \times 10^{-5} \text{ seg}^{-1}$) de las aleaciones de zinalco. (2) En nuestro caso la aleación utilizada fue Zn78%-Al20.2%-Cu1.8% y para su estudio se realizaron la pruebas de tensión y de ruptura a carga constante en el intervalo de temperatura de 77 K A 520 K. Las muestras utilizadas se obtuvieron a partir de un proceso de extrusión a 573 K seguido de un temple en agua y muestras con un recocido a 623 K después del procesamiento de extrusión y temple. Estos tratamientos dan lugar a dos tipos de microestructura a saber: con el temple se obtiene una estructura granular o también llamada estructura fina constituida de dos fases, una rica en Zinc y otra rica en Aluminio (α y β respectivamente). Fig. 1

Con el recocido se obtiene una estructura de dominios perlíticos (laminar) también de dos fases α y β . Fig. 2.

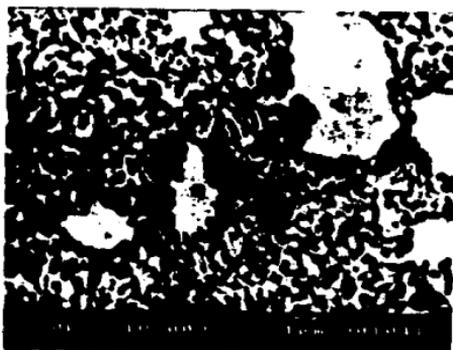


Fig. 1 Estructura fina



Fig. 2 Estructura Laminar.

El primer capítulo se dedicó para hacer una descripción del diagrama de fases del Zinalco basado en el diagrama de la aleación binaria Zn-Al así como la descripción de la prueba de tensión y de ruptura a carga constante, lo que servirá de apoyo para la discusión de los factores que intervienen en la deformación del material investigado (esfuerzo, microestructura, temperatura y tiempo).

En el segundo capítulo se describe el procedimiento experimental del trabajo realizado, es decir, como se llevó a cabo la toma de datos y el estudio metalográfico.

En el tercer capítulo, se presentan y discuten los resultados obtenidos. Para esto se tomó como referencia los trabajos publicados por otros autores en aleaciones con microestructura parecidas a las de la aleación investigada aquí. El número limitado de experimentos realizados, dada la limitación del material disponible, impidió profundizar sobre los mecanismos de deformación plástica, sin embargo, desde nuestro punto de vista, el presente trabajo es un primer paso en el estudio del comportamiento plástico de esta aleación en un intervalo amplio de temperaturas, a bajas velocidades de deformación.

Finalmente, en el capítulo IV se presentan las conclusiones y recomendaciones acerca del trabajo de investigación a seguir para profundizar en el conocimiento del comportamiento mecánico de la aleación investigada.

I. ANTECEDENTES

I.1 DIAGRAMA DE FASES ZINC-ALUMINIO(1)

El Zinalco es la aleación eutectoide de Zn-Al22 modificada con Cobre que hereda mucha de la microestructura de dicha aleación y como las propiedades mecánicas se asocian con la microestructura también hereda algunas de las propiedades mecánicas de la aleación Zn-Al22 (eutectoide).

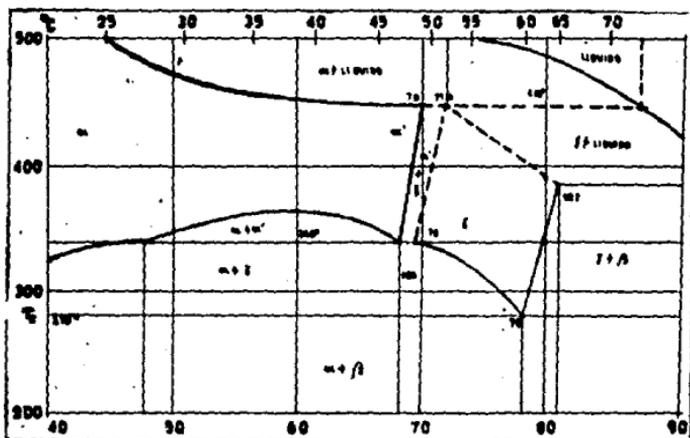


Fig. I.1 Diagrama de fases Zn-Al.

La aleación eutectoide de Zinc-Aluminio a temperaturas mayores de T_s (Fig. I.1) forma un intermetálico γ de comportamiento superplástico, que al disminuir su temperatura se descompone en las fases α y β de estructura cristalográfica F.C.C. y H.C.P. respectivamente; la fase α es una solución sólida rica en Aluminio y la fase β es rica en Zinc.

Las transformaciones estables del diagrama Zn-Al son:

Peritética	Liq. + $\alpha \rightarrow \gamma$	aproximadamente 70% en peso de Zn y 746 K.
Eutéctica	Liq. $\rightarrow \beta + \gamma$	a 94.9% en peso de Zn y 655 K.
Eutectoide	$\gamma \rightarrow \alpha + \beta$	a 78% en peso de Zn. y 548 K.

La reacción eutectoide ($\gamma \rightarrow \alpha + \beta$) da lugar a una variedad de microestructura dependiendo de la temperatura o de la velocidad de enfriamiento .

Con enfriamiento lento desde 623 K la fase γ se descompone en una microestructura de dominios formados por laminillas (Fig.2) y aumentando la velocidad de enfriamiento, la estructura resulta ser más fina. El espacio entre las laminillas y el tamaño de los dominios dependen del grado de sobreenfriamiento. (Fig. I.2)

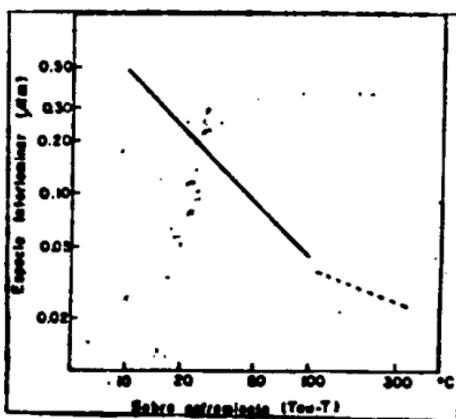


Fig I.2 Relación entre el espacio interlaminar y la velocidad de enfriamiento

Al enfriarse rápidamente se obtiene una microestructura granular de α y β a consecuencia de una transformación espinodal con presencia de γ que decaerá con el tiempo, también en α y β ; Esta transformación fue interpretada por Nutall y Nicholson(2)

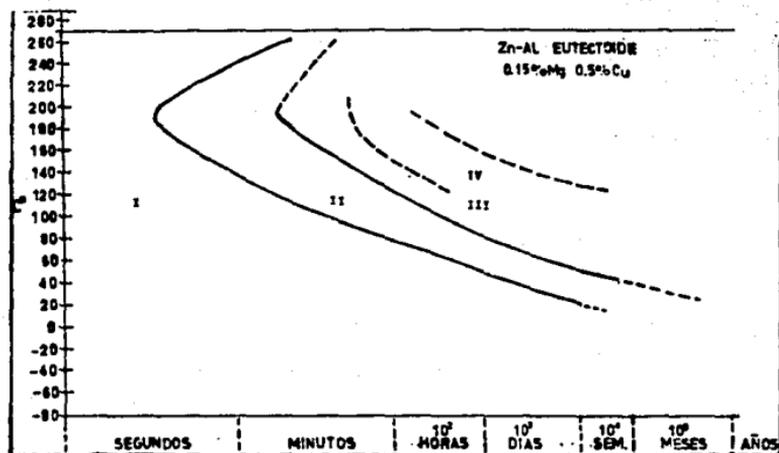


Fig. I.4 Diagrama TTT para Zn-Al22 con 1.5 % Mg y 0.5 % Cu.

El zincalco sigue presentando la misma microestructura que el sistema binario donde ahora las fases α y β son una solución sólida con menos del 1 % de Zinc disuelto (F.C.C.) y una solución de Zinc con menos del 0.5 % de Aluminio disuelto (H.C.P.) y en ambas fases hay cierta cantidad de Cobre. Presentándose además las mismas transformaciones en la aleación eutéctica Zn-Al22. (5)

La nariz de la curva TTT, se encuentra alrededor de 180°C (Fig. I.5) como se ve en el diagrama TTT realizado por J. Negrete en la aleación Zn 77%- Al 21%- Cu 2%. (6)

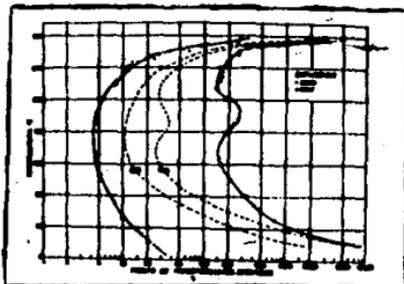


Fig. I.5 Diagrama TTT de la aleación Zn77-Al21-Cu2.

•r es una solución sólida de Zinc en Aluminio de estructura cristalográfica (F. C. C.).

I.2 DESCRIPCIÓN DE UNA PRUEBA DE TENSION. (7,8,9)

De las pruebas mecánicas, la más importante por la cantidad de parámetros que permite evaluar es la prueba de tensión. Esta consiste en someter un material a cargas uniaxiales hasta su ruptura, en un periodo de tiempo relativamente corto es decir, el material se estira a una velocidad de deformación constante, midiéndose la carga para producir una elongación específica.

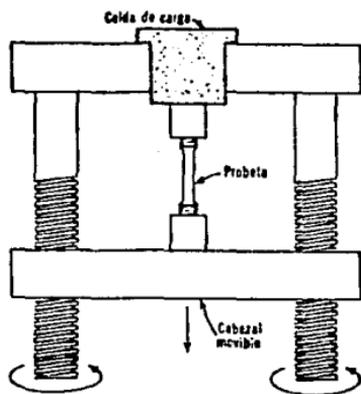


Fig. I.6 Diagrama de un aparato de pruebas de tensión.

Como resultado de la prueba, se obtiene un diagrama de carga contra deformación y de éste se pasa al de esfuerzo contra deformación .

Las características del material que se pueden analizar de esta prueba son: ductilidad, tenacidad, elasticidad, plasticidad, maleabilidad y resiliencia.

Curva esfuerzo-deformación ingenieril. (Fig.I.7)

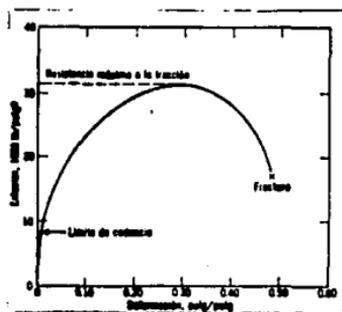


Fig. I.7 curva esfuerzo-deformación ingenieril.

El esfuerzo ingenieril se define como la carga, P , entre la sección transversal original, A_0 . $\sigma = P/A_0$.

Ahora, se denomina deformación ingenieril a la razón del cambio de la longitud de la muestra $l-l_0$, a su longitud original l_0 .

$$\epsilon = \frac{l-l_0}{l_0} = \Delta l/l_0$$

Al empezar la prueba de tensión el material muestra una deformación elástica, esto es, si la carga se elimina, el material recupera su longitud original.

Cuando el material sobrepasa su límite elástico, esto es, cuando la carga es de magnitud suficiente para iniciar una deformación plástica, (el material permanece deformado si la carga se elimina) a medida que la probeta continúa alargándose, el esfuerzo ingenieril aumenta y se dice que el metal endurece por trabajo o deformación.

Cuando el esfuerzo alcanza su máximo se empieza a formar en la probeta una constricción o "cuello" en la que se concentra todo el alargamiento posterior. Una vez formada esta constricción el

esfuerzo ingenieril disminuye al aumentar la deformación y continúa disminuyendo hasta que la muestra se fractura; en este caso el esfuerzo de fractura es menor que el esfuerzo máximo. Pero existen materiales que se rompen sin formar una constricción y el esfuerzo de fractura y el esfuerzo máximo son iguales.

Las propiedades evaluadas en un ensayo de tensión son las siguientes:

-La resistencia máxima a la tensión (σ_{uts}).

Es el punto máximo de la curva esfuerzo-deformación ingenieril (ver Fig. I.7) y es igual a la máxima carga aplicada entre la sección transversal original de la probeta. $\sigma_{uts} = P_{max}/A_0$

Un material frágil, se rompe cuando es llevado hasta la resistencia máxima, en tanto que un material dúctil continúa alargándose.

-Límite elástico puede definirse como el esfuerzo mínimo al que ocurre la primera deformación permanente. (Fig. I.8). Por la dificultad que existe para determinar, el límite elástico verdadero, el límite elástico convencional (ingenieril) es la carga correspondiente a una pequeña deformación plástica específica usualmente el 0.2%.

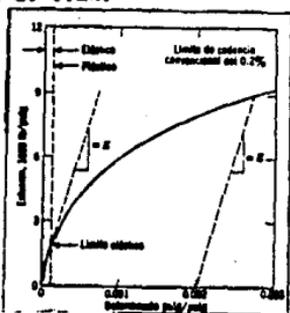


Fig I.8 Observación del límite elástico convencional

-Punto de cedencia.

Conforme la carga en la pieza a prueba aumenta más allá del límite elástico, se alcanza un esfuerzo al cual el material continúa deformándose, sin que haya incremento de carga y se conoce como punto de cedencia. El esfuerzo puede disminuir resultando un punto de cedencia superior y otro inferior.

Esta magnitud constituye un valor importante de considerar, en el diseño de muchas partes para maquinaria cuya utilidad se afectaría si ocurriera una gran deformación permanente.

-Ductilidad.

La ductilidad de un material se determinará a partir de la cantidad de deformación que le es posible soportar hasta que se fractura.

Las medidas de ductilidad, que se obtienen en el ensayo de tensión son: la elongación a la fractura (l_f) y la reducción del Área a la fractura (A_f) y se reporta en porcentajes.

$$l_f = \frac{l_2 - l_1}{l_1} \times 100$$

$$A_f = \frac{A_1 - A_2}{A_1} \times 100 \quad \text{donde:}$$

l_2 = longitud de la medida final

l_1 = longitud de la medida original

A_1 = Área transversal original.

A_2 = Área transversal final.

-Módulo de elasticidad o módulo de Young.

En las curvas de esfuerzo contra deformación ingenieril para

metales y materiales cerámicos existe una relación entre el esfuerzo y la deformación, en la región elástica y esta es lineal describiéndose mediante la ley de Hooke $\sigma = E\epsilon$ donde E es una constante llamada módulo de Young.

El módulo de Young es una medida de la rigidez del material y depende esencialmente de la energía de enlace interatómica entre las moléculas del material. Solo es afectado ligeramente por adiciones de aleantes, tratamientos térmicos o el trabajado en frío y entre mayor sea el módulo más pequeña será la deformación elástica.

El módulo elástico es una propiedad muy útil en ingeniería y aparecerá en fórmulas relacionadas con el diseño de vigas y columnas, en las que la rigidez es importante.

-Resiliencia y módulo de resiliencia.

Resiliencia es la capacidad de un material para absorber energía cuando es deformado elásticamente y devolverla cuando se elimina la carga.

La resiliencia se mide, usualmente por medio del módulo de resiliencia que es la energía de deformación por unidad de volumen, requerida para llevar al material desde una carga cero hasta el límite elástico. $u_r = \sigma^2 / 2E$

-Tenacidad.

La tenacidad de un material es su capacidad de absorber energía en el campo plástico, esto es, la energía que se absorbe antes de la fractura.

Se calcula obteniendo el área bajo la curva esfuerzo-deformación ingenieril.

Curva de esfuerzo-deformación verdadera. (Fig I.9)

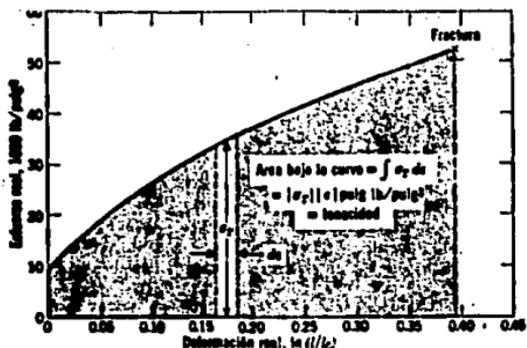


Fig. I.9 curva esfuerzo-deformación verdadera.

La curva esfuerzo-deformación ingenieril descrita antes, dará valiosa información hasta aproximarse y llegar al punto de cedencia, más allá de ese punto, los valores del esfuerzo son ficticios ya que durante la deformación plástica, la reducción de área puede ser considerable.

Por esta razón se emplean las expresiones "esfuerzo real" y "deformación real".

El esfuerzo real se define como la razón de la carga aplicada a la muestra, al valor instantáneo del área mínima soportando esta carga.

$$\sigma_t = P / A_t$$

La Deformación real se define como la integral de la razón de un incremento en longitud a la longitud instantánea de la muestra.

$$e = \int_{l_0}^{l_t} \frac{dl}{l}$$

En una probeta deformada plásticamente, con longitud inicial l_0 e instantánea l_t medida cuando no hay carga sobre ella. la deformación verdadera será $e = \ln(l_t/l_0)$ pero si las mediciones se efectúan, cuando hay carga aplicada sobre la muestra, es necesario corregir por el valor de la deformación elástica. Esta corrección

se puede obtener con la expresión:

$$(\epsilon)_{\text{carga}} = \ln (l/l_0) - \sigma/E$$

La curva de esfuerzo real en la región de la deformación plástica uniforme, para muchos metales puede expresarse por $\sigma = K\epsilon^n$ donde K es una constante y n es el exponente de endurecimiento por trabajo (siempre menor que 1) y en estos materiales la constricción se inicia cuando la deformación real es igual al exponente de endurecimiento por trabajo.

I.2.1 Pruebas de tensión a altas temperaturas.

Estas pruebas se utilizan para estudiar el efecto de calentar una muestra y probarla bajo intensidades de deformación disponibles en la máquina ordinaria de pruebas tensiles.

Estas pruebas son útiles, en el caso de materiales que van a ser usados a altas temperaturas o requieren de un trabajo en caliente como trefilado, laminado o extruido.

Se observa preferentemente el límite de fluencia ya que sólo debe existir deformación elástica o un flujo plástico.

I.2.1 Pruebas de tensión a bajas temperaturas.

Conforme la temperatura disminuye por debajo de la temperatura ambiente normal, aumenta la resistencia a la cedencia y con pocas excepciones la resistencia máxima y el módulo de elasticidad de los metales y aleaciones.

Respecto al efecto sobre la ductilidad, los metales se clasifican dentro de dos grupos distintos: Los que permanecen dúctiles a bajas temperaturas y los que se hacen frágiles; cuando el material se fragiliza aparece a menudo una caída brusca en la ductilidad.

I.3 PRUEBAS DE RUPTURA A CARGA CONSTANTE. (7,8,10,11,12,13,14,15)

Estas pruebas tienen por objeto, determinar la capacidad de un material para resistir la fractura a altas temperaturas, la cual se da como consecuencia de un flujo plástico (fluencia lenta).

En el ensayo, la probeta se coloca en un horno eléctrico y se calienta hasta una temperatura determinada, aplicándole al mismo tiempo una carga, con ayuda de un mecanismo de palanca, esto es, que la carga (ó el esfuerzo ingenieril) permanecen constantes sobre la sección transversal de la probeta.

A cada determinado intervalo de tiempo, se mide la deformación que aparece en la probeta y a partir de estos datos se traza la curva tiempo-deformación. (Fig. I.10)

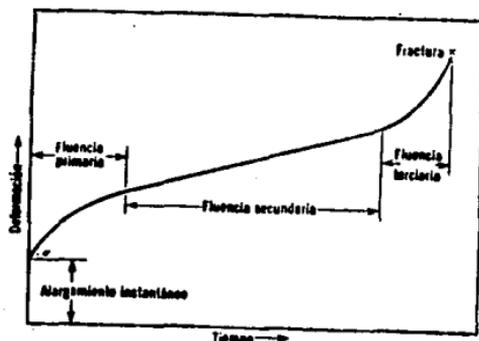


Fig. I.10 curva típica de una prueba de termofluencia

Al iniciar la prueba, se establece una deformación instantánea (ϵ_0) que puede ser elástica o elástica y plástica, dependiendo esto de la carga aplicada.

En seguida la probeta se deforma como resultado de un flujo plástico, el cual sigue en general tres regimenes de deformación (Fig. I.10); en el presente trabajo se hablará de Creep, termofluencia o fluencia al referirse a este flujo plástico.

Etapa I o fluencia primaria.

En esta etapa se presenta la mayor diferencia entre las curvas de los metales y aleaciones, que han sido sometidos a este tipo de pruebas. (Fig. I.11)

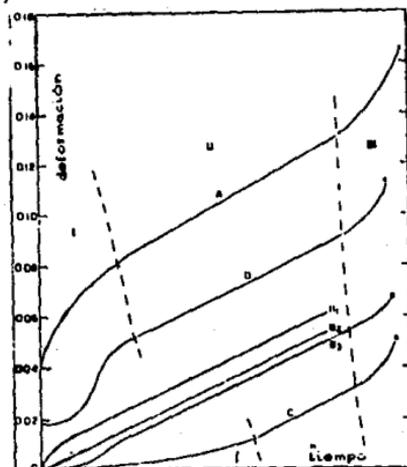


Fig. I.11 Principales tipos de curvas de varios metales sometidos a Creep.

Las curvas tipo B, se caracterizan con la entrada al estado estacionario inmediatamente debido a su subestructura.

Las curvas tipo A se obtienen en metales recocidos y algunas aleaciones, estos mismos metales nos dan curvas tipo C cuando el material se sometió previamente a pruebas de termofluencia a esfuerzos elevados o fue trabajado en frío. En las curvas tipo D, se sugiere la nucleación y desarrollo de bandas de deslizamiento, hasta que se alcanza el estado estacionario. Se han observado en aleaciones especiales. (11)

Etapa II o fluencia secundaria.

En esta etapa el movimiento de dislocaciones es detenido por su interacción con la con la estructura del material (por ejemplo

interacción con la con la estructura del material (por ejemplo dislocaciones inmóviles, impurezas, incrustaciones...). Adicionalmente las dislocaciones se pueden liberar y mediante mecanismos de ascenso asistidos por difusión de átomos, estos dos procesos actuando en el material, traen como consecuencia que la velocidad de deformación permanezca constante, este es el estado estacionario.

En general, la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$) puede escribirse por una ecuación de la forma $\dot{\epsilon} \approx \sigma^n f(T)$ o si se dan procesos activados termicamente, estos son descritos por una expresión de tipo Arrhenius:

$$\dot{\epsilon} \approx f(\sigma) e^{-Q/RT}$$

Donde Q es la energía de activación que caracteriza al proceso y puede ser función de la estructura, del esfuerzo y de la temperatura. T es la temperatura absoluta y R la constante de los gases.

La importancia de esta etapa radica, en que para materiales que van a ser utilizados a altas temperaturas (como piezas para calderas de vapor o de turbinas) se pretende durante su uso permanezcan en esta etapa, con una deformación igual al 0.01% al año ó 0.1% de fluencia en 10 000 horas. (7,8)

Esta etapa es la más estudiada y existen varios modelos que explican como ocurre el flujo plástico así como mapas de deformación para ciertos metales y aleaciones; que describen las regiones de esfuerzo y temperatura en donde se aplican esos modelos.

La mayoría de los modelos se basan en una relación semiempírica que se da para $\dot{\epsilon}$ (12) a altas temperaturas ($> 0.5 T_f$)

esta es: $\dot{\epsilon}_{\sigma,T}/DGb = A_n(\sigma/a)^n (b/d)^P$ de donde P y n son:

$$P = -(\partial \ln \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon})_{\sigma,T} \quad \text{y} \quad n = (\partial \ln \dot{\epsilon} / \partial \ln \sigma)_{d,T}$$

σ = Esfuerzo aplicado.

A_n = Constante que depende de la geometría y tamaño de los granos y por lo general toma el valor de 8 ó 5.

$D = D_0 e^{-(Q/RT)}$, coeficiente de difusión.

Q = Energía de activación.

b = Vector de Burgers.

d = Tamaño del subgrano.

G = Módulo de corte.

Algunos modelos que explican la fluencia en la etapa secundaria son los siguientes:

"Modelo de fluencia de Navarro-Herring". (10,11)

Es un modelo exclusivamente basado en el fenómeno de difusión esto es, el flujo plástico es debido a la difusión de vacancias y átomos a través del material. Fig. I.12

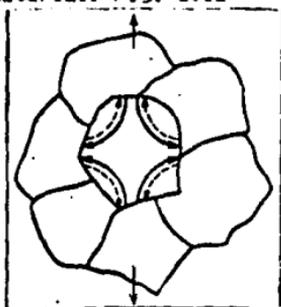


Fig. I.12 Esquema de difusión a través del grano.

Este mecanismo controla la deformación a temperaturas del orden $0.9 T_f$ y a esfuerzos pequeños ($< 10^{-5} G$) para materiales cuyo tamaño de grano es de $10^6 b$.

La velocidad de deformación en este caso se expresa:

Este modelo nos predice curvas tipo B₂ y cuando A_n se aproxima a $7(b/d)^2$, entonces $\dot{\epsilon}_s = 7\sigma D_v b^2 / kT d^2$ donde D_v es el volumen de difusión a través del interior del grano.

"Modelo de Coble". (10.11)

Cuando la temperatura es del orden de 0.55 a 0.7 T_r y tamaño de grano pequeño, es decir, un mayor número de fronteras de grano, con las condiciones de esfuerzo del caso anterior, Coble describe un mecanismo de deformación que involucra difusión a lo largo de las fronteras de grano. Fig. I.13

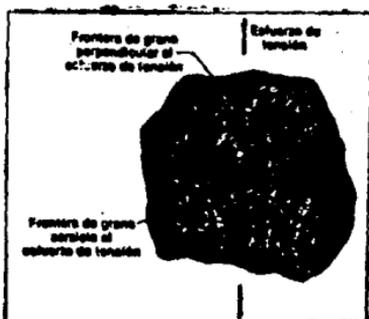


Fig. I.13 Esquema de difusión a través de las fronteras.

Si aproximamos A_n a $50(b/d)^2$, obtenemos $\dot{\epsilon}_s = 50 \sigma D_v b^4 / kT d^3$. Donde D_v es la difusión a través de las fronteras de grano.

Cuando los niveles de deformación son altos y la temperatura alrededor de 0.5 T_r, según Weertman la frecuencia es controlada por difusión y por movimiento de dislocaciones; por lo que Bird propone para este caso $n=5$ y $\dot{\epsilon}_s = \frac{A_n D_v b^4}{kT} (\sigma/a)^5$.

KT

Ashby y Verall (13) en 1973 demostraron, que a altas

Ashby y Verall (13) en 1973 demostraron, que a altas temperaturas existen mecanismos que involucran deslizamiento de fronteras de grano y reacondo por difusión. Fig. I.14

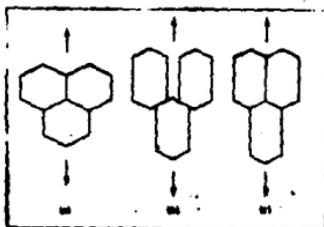


Fig. I.14 Esquema de deslizamiento de granos.

Este mecanismo puede llegar a tener resultados similares, al modelo de Navarro y Coble. Pero además con un tamaño de grano pequeño (2.5 μ m) explica como es que algunas aleaciones presentan grandes deformaciones antes de fracturarse. Este fenómeno se conoce como superplasticidad.

Como ejemplo de la aplicación de modelos presentamos el mapa de deformación para la aleación Zn-Al22 a 503 K. (14) Fig. I.15

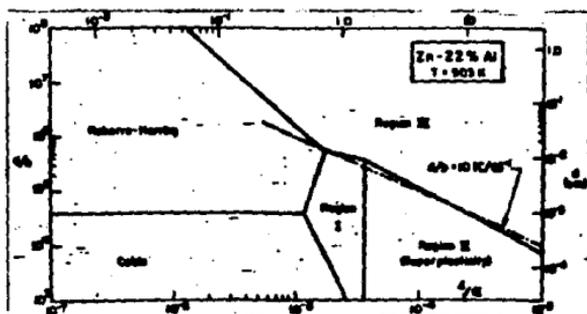


Fig. I.15 mapa de deformación para Zn-Al22.

Observando el mapa localizamos las regiones del modelo de

Navarro y del de Coble, estas se presentan en un intervalo para el tamaño de grano y esfuerzo indicado.

También se observan tres regiones marcadas con los números romanos I, II y III donde experimentalmente se sabe que las deformaciones, en la región II son mayores del 2000% y en las regiones I y III menores del 500%; para que se presenten estas deformaciones se necesita un tamaño menor que 100 μm .

En los metales que presentan respuesta superplástica(15), generalmente esta se presenta a temperaturas mayores 0.05 T_f además presentan un valor para m que está normalmente entre 0.3 y 0.8; esta m se conoce como sensibilidad a la velocidad de deformación (SRS) y se encuentra relacionada con n (estudiada antes).

Si el esfuerzo y la velocidad de deformación están relacionadas por la expresión $\dot{\epsilon} = B \sigma^n$ donde $B = \text{Constante}$.

Entonces despejando, σ obtenemos $B' \dot{\epsilon}^m$ y $m = 1/n$ (SRS). Cuando el valor de m es de 0.25 para que se presente la región I, la velocidad de deformación debe ser menor a 10^{-5} seg^{-1} .

Para $m = 0.45$ se presenta la región II para velocidades de deformación entre $10^{-5} - 10^{-2} \text{ seg}^{-1}$.

Para que se presente la región III, m debe de ser menor que en la región II y velocidades de deformación mayores a 10^{-2} seg^{-1} .

En las siguientes gráficas se observa como se presentan las tres regiones para el Zn-Al22 con respecto a su deformación ($1/\epsilon_0$) y a su esfuerzo ($\sigma = \text{MPa}$) contra la velocidad de deformación a diferentes temperaturas (323 K, 473 K y 503 K) y diferentes tamaños de granos (2.5 y 4.2 μm). Fig. I.16 a,b

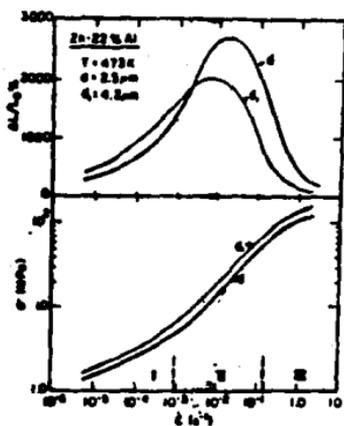


Fig. I.16a Curva de σ vs $\dot{\epsilon}$ a 473 K.

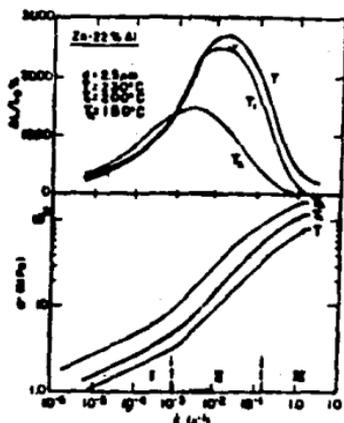


Fig. I.16b Curvas de σ vs $\dot{\epsilon}$ a diferentes temperaturas.

Etapa III o fluencia terciaria.

La etapa terciaria se caracteriza por la deformación plástica local (cuello), microfisuras, creación de poros por difusión y el movimiento de dislocaciones que ya saltaron obstáculos; producen un rápido incremento en la velocidad de deformación hasta que el material se fractura.

La manera como responden los materiales sometidos a este tipo de pruebas, dependen de sus propiedades intrínsecas como tamaño de grano, densidad de dislocaciones, porosidad, etc. y a factores externos como la temperatura y el esfuerzo al que fue sometido durante la prueba, esto nos da una naturaleza complicada para el Creep por lo que las ecuaciones que pretenden explicarlo son relaciones semiempíricas.

I.4 Teoría de Fractura (8,9,16)

La fractura es la fragmentación de un cuerpo sólido en dos o más partes, provocada por un esfuerzo.

En los materiales en servicio la fractura es causada por la corrosión, el desgaste excesivo o la exagerada deformación

plástica.

En la industria la fractura debe evitarse prevenirse o predecirse, de ahí que es de suma importancia su estudio. Las fracturas se clasifican en dos categorías generales que son: dúctiles y frágiles. En todos los casos, la fractura es producida por un proceso de nucleación y propagación de grietas.

Fractura dúctil.

La fractura dúctil es precedida por un grado considerable de deformación plástica, reducción local de área y se caracteriza por una propagación lenta de las fisuras por medio de un proceso de formación y coalescencia de hoyos. Así como por el deslizamiento o maclado en la estructura cristalina.

En policristales la superficie fracturada es de color gris opaco, fibrosa y con bordes que por lo general están plásticamente deformados.

Tipos de fractura dúctil.

a) Fractura por deslizamiento simple. Los monocristales HCP y FCC, pueden deslizar sus planos más compactos sucesivos, hasta que el cristal se separa por cizallamiento. Fig. I.17.

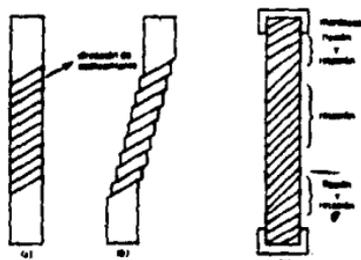


Fig. I.17 Fractura típica en monocristales FCC y HCP.

b) Fractura por deslizamiento múltiple. En los metales cúbicos

después de una deformación relativamente pequeña, el deslizamiento simple se descompone en deslizamiento múltiple sobre dos o más sistemas, formándose una estricción hasta que el área de dicha estricción es reducida a un punto o con una forma de borde de cincel.

Este tipo de fractura también se observa en policristales muy dúctiles y en los que tienen alta pureza. Fig. I.18

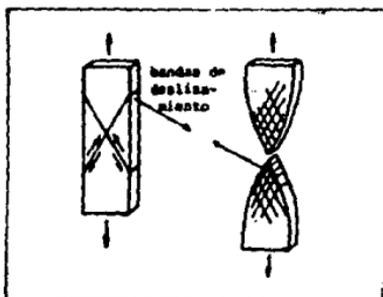


Fig. I.18 Fractura por deslizamiento múltiple.

c) Fractura de copa y cono. Se forma en la mayoría de los metales dúctiles policristalinos.

Las etapas de desarrollo de este tipo de fractura son:

-La probeta induce un estado triaxial de esfuerzos, cuando se empieza a formar la estricción y se inicia la producción de cavidades en esa región.

-Las cavidades se unen para formar una fisura en dirección perpendicular al esfuerzo aplicado.

-La fisura se extiende hasta la superficie de la muestra en una dirección de 45° con el eje de tensión. Fig. I.19

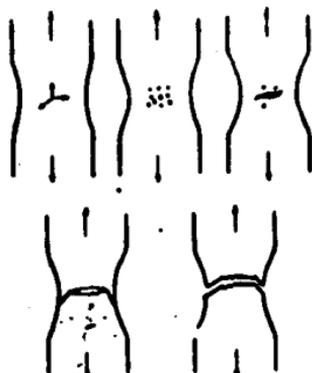


Fig. I.19 Esquema de formación de la fractura de copa y cono.

d) Fractura de doble copa. Se genera de manera análoga al inciso anterior y se observa en muchos metales puros con estructura FCC.

Fig. I.20

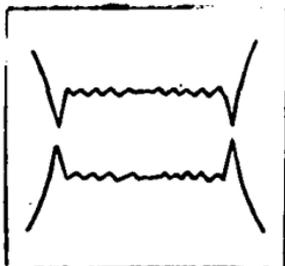


Fig. I.20 Esquema de una fractura de doble copa.

Fractura frágil.

Se produce por la rápida propagación de una grieta, con el mínimo de absorción de energía y deformación plástica.

En monocristales la fractura frágil ocurre por clivaje a lo

largo de un plano cristalino.

En los policristales la superficie fracturada muestra una apariencia granular debida a los cambios de orientación de los planos de clivaje de un grano a otro.

Transición del comportamiento dúctil-frágil.

Se sabe que en los metales, si se disminuye la temperatura o se aumenta la velocidad de deformación, puede observarse una transición de fractura dúctil a frágil.

Para estudiar la transición mediante pruebas de tensión se varia la temperatura y se realizan las pruebas midiéndose la reducción en las sección transversal de las probetas y cuando la estricción es del 1%, en ese rango de temperatura ocurre la transición, por lo que es evidente que la temperatura de transición no tiene un valor exactamente definido.

Algunos mecanismos de nucleación de grietas.

Zener propuso que un obstáculo podía nuclear una grieta, cuando las dislocaciones se reúnen en una barrera de deslizamiento como una inclusión, partículas de segunda fase o dislocaciones inmóviles.

Las dislocaciones en la punta de este apilamiento, pueden acercarse tanto que nuclea una fisura y esta fisura crece al agregar el resto de las dislocaciones. Fig. I.21. Otro mecanismo envuelve el movimiento de dislocaciones en dos planos de deslizamiento que se intersectan, aquí las dislocaciones se encuentran y se combinan para formar una grieta.

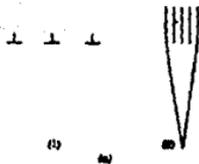


Fig. I.21 Apilamiento de dislocaciones para nucleer una fisura.

La nucleación de grietas depende de la temperatura de operación por ejemplo, cuando la temperatura se eleva, hay una transición de fractura transgranular a intergranular. Las fracturas transgranulares se producen cuando los granos son más débiles que sus límites, mientras que en la fractura intergranular los límites son de mayor debilidad. Ahora a altas temperaturas las grietas que originan estas fractura pueden iniciarse de dos maneras:

a) El deslizamiento de los límites de grano, da lugar a concentración de esfuerzos en los puntos triples, esto es, donde tres límites de grano se encuentran, formándose una grieta en forma de cuña, en el límite perpendicular al esfuerzo aplicado y ésta cruza los otros dos límites. Fig. I.22



Fig. I.22 Deslizamiento de límites de grano para formar una grieta.

b) Pequeñas cavidades esféricas (poros) tienden a formarse en

los límites de grano, perpendicular al eje de tensión como producto de difusión de vacancias además de otros mecanismos.

Fig. I.23

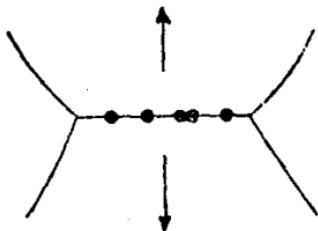


Fig. I.23 Formación de cavidades por difusión.

II. METODOLOGIA

II.1 MATERIAL.

La aleación de zinalco utilizada contenía 78% de Zn, 21.2% de Al y 1.8% de Cu; provenía de dos barras extruidas en la industria ALCOMEX. La temperatura de extrusión fue de 573 K a una velocidad de salida igual a 9 metros por minuto.

Una de las barras poseía un perfil hexagonal y había sido templada en agua; la otra tenía un perfil redondo, la cual además del temple, sufrió un recocido posterior a éste.

De cada una de las barras se fabricaron varias probetas en el taller del departamento de Estado Sólido del IFUNAM; las cuales poseían geometría cilíndrica (Fig. II.1) estas probetas median en su sección de trabajo un largo (l_0) de 36.5 ± 0.5 mm y de diámetro (d_0) 6.4 ± 0.25 mm.

Además se maquinaron otras probetas para ser usadas en pruebas a bajas temperaturas, tales como pruebas de tensión a nitrógeno líquido y punto de fusión del alcohol; las dimensiones de estas probetas eran 36.5 ± 0.5 mm de largo y 3.2 ± 0.25 mm de diámetro.

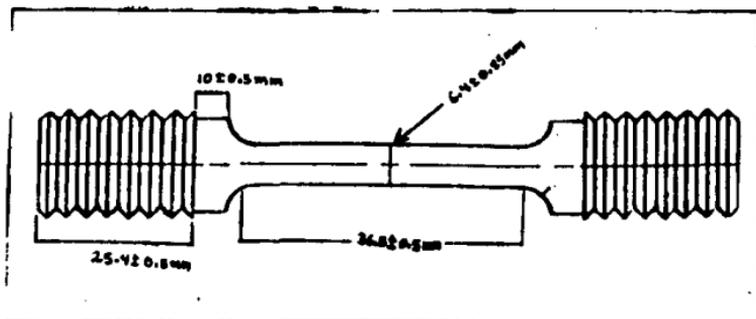


Fig II.1 Probeta cilíndrica

II.2 PROCEDIMIENTO DE LAS PRUEBA DE TENSION

Las pruebas de tensión se realizaron en una máquina dinámica INSTRON Mod. 1230, con una velocidad de cabezal de 0.02 mm/min. y la grafica carga -deformación se obtuvo en una graficadora X-Y marca HEMLETT-PACKARD Mod.7035-B; para las pruebas a altas temperaturas se adaptó un horno de resistencia eléctrica a la Instron(Fig. II.2)

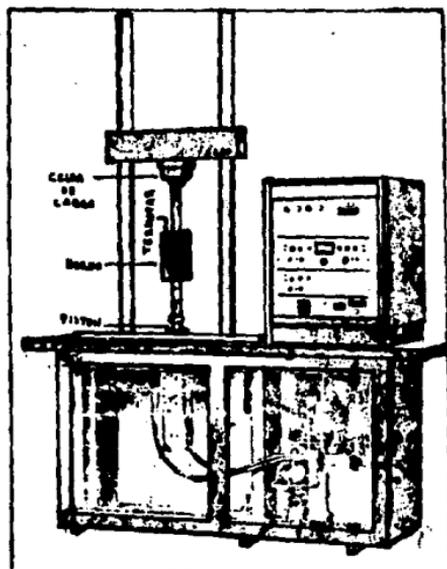


Fig. II.2 esquema de una INSTRON 1230 para pruebas de tensión.

Sin embargo, para pruebas a bajas temperaturas, se cambió el horno por un contenedor de poliuretano al cual se agregaba la mezcla criogénica alcohol-nitrogeno líquido o bien nitrógeno líquido.

Las pruebas que se llevaron a cabo fueron las siguientes:

PROBETAS DE ESTRUCTURA FINA

#	1	TENSION	A	77	K
#	2	TENSION	A	178	K
#	3	TENSION	A	293	K
#	4	TENSION	A	373	K
#	5	TENSION	A	493	K

PROBETAS DE ESTRUCTURA LAMINAR

#	1	TENSION	A	77	K
#	2	TENSION	A	178	K
#	3	TENSION	A	273	K
#	4	TENSION	A	293	K
#	5	TENSION	A	373	K
#	6	TENSION	A	473	K

La temperatura se midió con un termopar tipo K (cromel-alumel) colocado en un sitio cercano a la probeta .

II.3 PROCEDIMIENTO DE LAS PRUEBAS DE RUPTURA A CARGA CONSTANTE

Para éste tipo de pruebas se utilizó una máquina SATEC M-300a la que se adaptó un horno de resistencia eléctrica alimentado por un variador, colocándose un termopar de cromel-alumel (tipo K) en un sitio muy cercano a la probeta y conectado a un multímetro H-P Mod. 34750 A, esto para medir la temperatura de la muestra. Se detectaba la elongación de las muestras con un extensómetro conectado a un LVDT (Linear Variable Differential Transformer) de la compañía Shaevitz-Engineering de 254mm de carrera; leyendo la información en una graficadora X-t H-P Mod. 17505 A, la cual proporciona la gráfica de deformación contra tiempo (Fig. II.3)

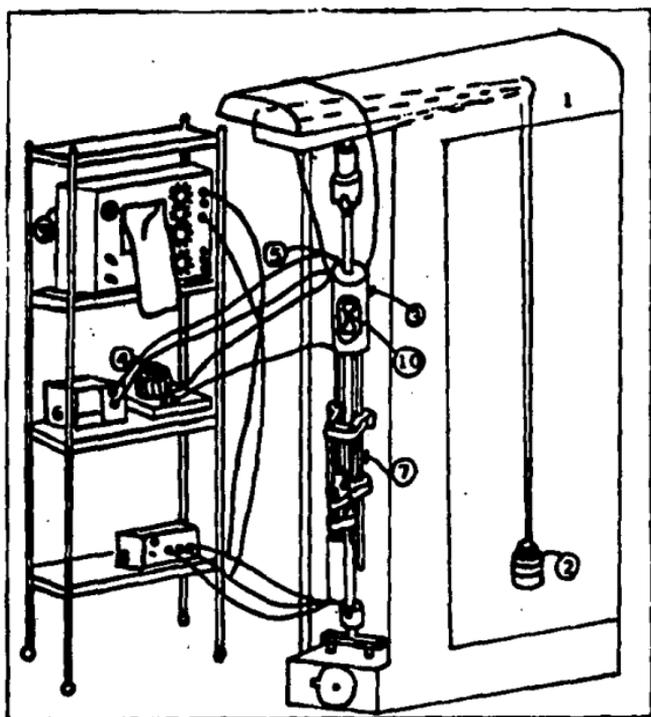


Fig. II.3 Esquema de una máquina SAFEC M-8 de carga constante.

Para decidir la carga a la que iba a estar sometida la probeta se observaban las gráficas de las pruebas de tensión y se escogía un valor menor al del esfuerzo máximo a la tensión (σ_{ult})

Las pruebas realizadas con este dispositivo fueron las siguientes:

PROBETAS DE ESTRUCTURA FINA

6 RUPTURA A CARGA CONSTANTE A 273 K Y UN ESFUERZO INGENIERIL DE 124.59 MPa.

7 RUPTURA A CARGA CONSTANTE A 333 K Y UN ESFUERZO INGENIERIL DE 55.33 MPa.

8 RUPTURA A CARGA CONSTANTE A 373 K Y UN ESFUERZO INGENIERIL DE 27.66 MPa.

9 RUPTURA A CARGA CONSTANTE A 473 K Y UN ESFUERZO INGENIERIL DE 5.49 MPa.

PROBETAS DE ESTRUCTURA LAMINAR

7 RUPTURA A CARGA CONSTANTE A 273 K Y UN ESFUERZO INGENIERIL DE 235.34 MPa.

8 RUPTURA A CARGA CONSTANTE A 373 K Y UN ESFUERZO INGENIERIL DE 27.66 MPa.

9 RUPTURA A CARGA CONSTANTE A 473 K Y UN ESFUERZO INGENIERIL DE 5.49 MPa.

II.4 METALOGRAFIAS

Se cortaron de las barras originales una sección transversal y otra longitudinal, para el estudio de la microestructura. Además una v z terminadas las pruebas, de cada una de las probetas se realizaron cortes de una manera análoga para la realización de su estudio metalográfico este se llevó a cabo de la siguiente manera:

Las muestras se montaron en un dispositivo de sujeción y se lijaban usando lijas más finas cada vez, desde el número 230, 320, 500 hasta 600, seguido de un pulido grueso con alúmina de 0.3 micrones de tamaño de partícula como abrasivo. Ésta se inyectaba en solución sobre paño de billar y por último se pulía fino con

terminado a espejo usando alumina de 0.05 micrones inyectada en solución sobre paño microcloth .

Las muestras se lavaron con ultrasonido y se montaban en platinas para su observación al microscopio electrónico de barrido Jeol Mod. S200 del IFLNAM el cual usaba un dispositivo de impresión en papel térmico, tomándose de esta forma las respectivas microfotografías.

El microscopio de barrido se volvió a usar para el estudio de las fractografías, éstas se cortaban ,se lavaban con ultrasonido y se montaban en una platina sin hacer ningún otro tratamiento, tomándose impresiones de dichas fracturas.

NOTA: Aunque se realizaron ataques químicos después del pulido final ,este se llevó a cabo con una solución de 200 gr de CrO_3 más 15 gr de Na_2SO_4 más 1000 ml de agua ,seguido de un enjuague en una solución de 200 gr de CrO_3 más 1000 ml de agua(solución de Palmerton) ,lavado en agua, inmersión en alcohol y secado con corriente de aire.Se observó que este era innecesario,ya que se pudo distinguir la microestructura sin necesidad del ataque químico. Además en el caso de estructura fina el ataque corroe demasiado;solo en el caso de estructura perlítica se observa una mejora en las metalografías.

Para la observación de las fracturas algunas estaban muy oxidadas por lo que se recurrió a una inmersión en ácido fluorhídrico diluido en agua al 1%,ocasionando con esto un decapado del óxido y mejorándose su observación.

III. RESULTADOS Y DISCUSION

En este capítulo se presentan y discuten los resultados obtenidos en la presente investigación.

III.I PRUEBAS DE TENSION.

En esta parte nuestro interés era el estudiar el comportamiento mecánico a velocidades de deformación inferiores al régimen donde se espera comportamiento superplástico en la aleación Zn-22% Al (Cap I pag. 24), por lo tanto, se fijó una velocidad de deformación del orden 10^{-5}seg^{-1} . Como ejemplo, en la Fig III.1 aparecen graficadas las curvas esfuerzo-deformación (ingenieril) de dos muestras una con estructura de grano fino (a) y otra con estructura laminar (b).

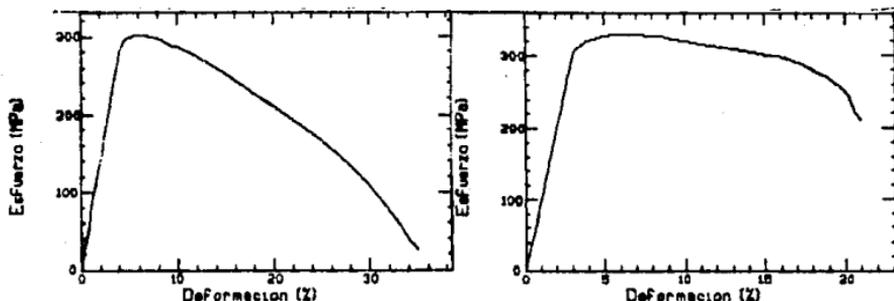


Fig III.1a ^{Curva de tensión} para estructura fina. Fig. III.1b ^{Curva de tensión} para estructura laminar.

En este caso y en todas las pruebas realizadas a temperaturas superiores a la ambiente, se observó que el porcentaje de deformación a la fractura siempre fue superior en muestras con estructura de grano fino (ver tabla III-I pag 67), sin embargo, a temperaturas de 77 K y 178 K, las muestras con estructura laminar presentaron un porcentaje de deformación a la fractura

ligeramente superior.

Por otra parte, se sabe que la aleación eutéctode de Zn-Al con estructura laminar tiene mayor resistencia a la tracción que la aleación de grano fino, por ejemplo a temperatura ambiente la diferencia en el esfuerzo de cedencia es de 60 a 70 MPa; en la aleación investigada por nosotros, se obtienen diferencias similares en el $\sigma_{0.2}$ a temperatura ambiente, sin embargo esto depende de la temperatura de la prueba: nuestros resultados indican (Fig. III.2) que por arriba de la temperatura ambiente, las muestras con estructura laminar tienen valores del $\sigma_{0.2}$ superiores a los que se obtienen en las muestras con grano fino, mientras que a temperaturas inferiores este comportamiento cambia, es decir, se puede observar un incremento notable en el esfuerzo máximo a la tensión (σ_{UTS}) en las muestras con grano fino. Hasta donde sabemos, no existen reportes similares para la aleación Zn-Al eutéctode.

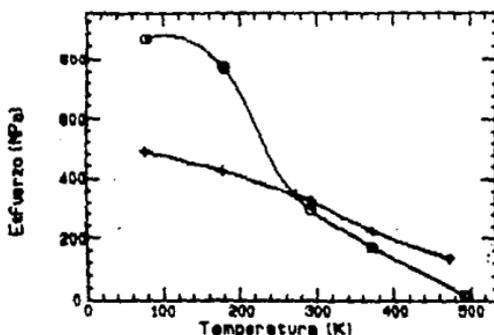


Fig. III.2 ESTRUCTURA LAMINAR (●)
ESTRUCTURA GRANO FINO (▲)
curva de cede en tensión vs temperatura.

En cuanto al comportamiento superplástico de la aleación, si analizamos la Tabla III-I (Pag. 67) podemos percatarnos de que

ninguna de las muestras con grano fino, presentó porcentajes de deformación superiores al 100%, es decir, no se observaron deformaciones asociadas a un régimen superplástico en ninguna de las muestras; cabe hacer notar que en aleaciones parecidas a la investigada en el presente trabajo (con 2% de Cu en vez de 1.8%), si han sido detectadas deformaciones de hasta 180%. Solo que en ese caso los experimentos fueron realizados a temperatura ambiente y a velocidades de deformación superiores a las empleadas en la presente investigación además, para ese mismo caso, a temperaturas de 250°C. los porcentajes llegan a valores superiores al 300% (2). En este punto tenemos que mencionar que el comportamiento observado en nuestros experimentos se acerca más al de la aleación eutectoide Zn-Al22% en donde se detectan bajos porcentajes de deformación para velocidades de 10^{-6} seg⁻¹ (Fig. I.16b)

Más adelante veremos que para velocidades de deformación inferiores (que se obtienen en las pruebas de termofluencia) tampoco se presenta comportamiento superplástico.

De los resultados obtenidos parecería que la presencia del Cobre en la proporción usada en nuestra aleación, no influye en el comportamiento plástico de las muestras de grano fino cuando se deforman a bajas velocidades, sin embargo, existen reportes en los que la adición de Cobre tiene un efecto marcado en dicho comportamiento, por ejemplo, Caseres y colaboradores mencionan que se pueden conseguir deformaciones de hasta 1000% con adiciones de 0.5%At de Cobre a la aleación Zn-Al eutectoide, inclusive a velocidades de 10^{-5} seg⁻¹ (3), más aún la superplasticidad que se detecta en la aleación Zn-20%Al-2%Cu a temperatura ambiente no ha sido observada en la aleación con composición eutectoide sin

Cobre. (12) El papel del Cobre en el comportamiento plástico de estas aleaciones o en el endurecimiento de las mismas que evidentemente ocurre (véase figura III.3), desde nuestro punto de vista es un problema aún no resuelto. Consideramos por lo tanto que un primer paso para dar una interpretación de los resultados obtenidos de las pruebas de tensión, es recurrir a resultados e interpretaciones obtenidas por otros investigadores en aleaciones con estructuras parecidas. A continuación haremos una breve revisión de esos trabajos.

Iniciaremos esta parte hablando de los mecanismos de deformación: Para las aleaciones con estructura de grano fino que presentan comportamiento superplástico, los mecanismos más aceptados son: Difusión a través del volumen si la deformación se hace a temperaturas del orden de $0.8 T_f$ a $0.9 T_f$ (T_f = temperatura de fusión del material). Deslizamiento de fronteras de grano asistido por difusión de átomos a través de las fronteras y deslizamiento de fronteras de grano asistido por movimientos de dislocaciones a lo largo de las fronteras, esto si la deformación se hace a temperaturas inferiores ($T < 0.5T_f$). El modelo idealizado para superplasticidad propuesto por Ashby-Verall, de alguna forma considera estos mecanismos (véase Fig. I.14). En el caso de la aleación eutécticoide Zn-Al, se ha confirmado que estos mecanismos operan de manera independiente; además no se descarta la posibilidad de que en ciertos intervalos de temperatura, dos de ellos actúen de manera simultánea (4,5).

Para la aleación eutécticoide Zn-Al con estructura laminar, es prácticamente inexistente la información acerca de los mecanismos que controlan el proceso de deformación, sin embargo, si

tomamos en cuenta que se tienen dos fases (α , β), una de ellas posiblemente más dura que la otra (recordar que la fase α es Al-31.5% Zn) podría esperarse que los mecanismos de deformación que operan sean similares a los observados en otras aleaciones con fases duras y blandas distribuidas de manera alternada en forma de laminillas, así por ejemplo, se sabe que en la aleación eutéctica Al-Cu con una fase dura (Al_2Cu), la deformación a temperatura ambiente es esencialmente por el deslizamiento de dislocaciones a través de las laminillas de la fase blanda de Al; también se ha observado que se generan dislocaciones en la frontera de las fases dura-blanda de esa aleación, las cuales contribuyen a la deformación del material, además, se presenta el deslizamiento de las fronteras entre laminillas asistido por concentraciones de esfuerzos en algunos puntos, que inducen el movimiento de dislocaciones a lo largo de las fronteras de las laminillas y finalmente, a temperaturas elevadas la fase dura puede deformarse también y contribuir al proceso total de deformación (Ver Ref.6).

Los mecanismos de deformación descritos aquí, podrían operar en la aleación investigada en el presente trabajo, sin embargo, es necesario hacer trabajo experimental adicional para confirmar esto.

También existe poca información en lo que se refiere al efecto de las impurezas en las propiedades mecánicas de la aleación eutéctica Zn-Al. Si analizamos la figura III.3, podremos observar que el Cobre influye en las propiedades mecánicas de la aleación; en dicha figura aparecen reportados los resultados de mediciones del esfuerzo de cedencia como función de la concentración de Cobre tomados a temperatura ambiente para dos

aleaciones una enfriada bruscamente desde temperaturas superiores al punto eutectoide (es decir, con estructura de grano fino) y la otra enfriada lentamente (con estructura laminar). De entrada, para la aleación pura, se puede apreciar que la aleación con estructura laminar presenta mayor esfuerzo de cedencia, además, para los dos existe una diferencia de 100 a 200 Mpa entre la aleación pura y la impurificada con Cobre en un porcentaje del 2% en peso. Desde luego el efecto tendría que variar con la temperatura, ya que la movilidad de las impurezas y los mecanismos de interacción entre dislocaciones e impurezas dependen de la misma, por otra parte el efecto del Cobre debe depender también, de su estado de agregación en la matriz, es decir, de si está en solución sólida o formando precipitados. Los diagramas de fase de las aleaciones Al-Cu, Zn-Cu en la región de baja concentración (Figuras III.4a, III.4b) indican que a bajas temperaturas (como las exploradas en este trabajo) y después de enfriamientos lentos, es altamente probable la existencia de precipitados estables o metaestables de Cobre.

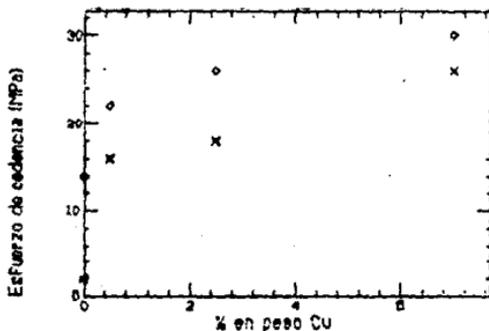


Fig III.3 **ESTRUCTURA LAMINAR (o)**
ESTRUCTURA FINA (x)
 Variación del σ de cedencia vs el % en peso de Cu.

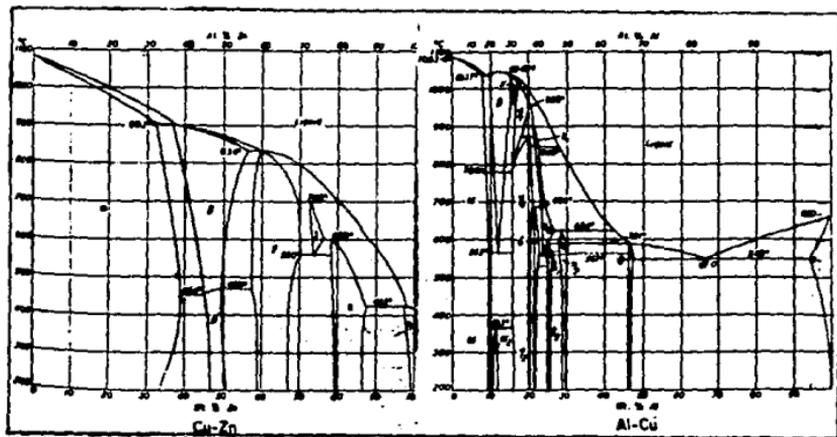


Fig. III.4a
Diagrama de fases para Cu-Zn.

Fig. III.4b
Diagrama de fases para Al-Cu

Hasta donde sabemos no existe una investigación detallada de la presencia de precipitados de Cobre en la aleación eutéctode Zn-Al-2%Cu aunque para el caso de la aleación sin Cobre en la fase α (rica en Aluminio) el Zinc se encuentra formando precipitados tipo Guinier-Preston [7], lo que de entrada debe influir en la dureza de dicha fase. El proceso de fabricación de la aleación empleada en la presente investigación, nos hace suponer que en las muestras con estructura de grano fino (que se obtuvo por extrusión y templado desde temperaturas elevadas) el Cobre podría estar en solución sólida o segregado en las fronteras de grano, mientras que en la estructura laminar (que se obtuvo del recocido y enfriamiento lento de la estructura de grano fino) el Cobre podría estar formando precipitados en la matriz o en las fronteras de grano. Para aleaciones de Al-Cu, esto último está suficientemente establecido, se sabe que en dichas aleaciones

se tienen precipitados metaestables en fronteras de bajo ángulo y precipitados estables (Al_2Cu) en fronteras con alta desorientación relativa (8). En la aleación investigada aquí, probablemente se tienen fronteras de tres tipos α - α , α - β y β - β en las dos primeras podrían presentarse procesos de precipitación del Cobre similares a los observados en las aleaciones Al-Cu. Para confirmar esto, sería necesario hacer un estudio por microscopía electrónica de transmisión.

La estructura de las fronteras de grano debe jugar un papel importante en el proceso de deformación de los dos tipos de aleaciones investigadas, sobre todo a temperaturas superiores a la ambiente. En este sentido, estudios realizados en bicristales de Aluminio y de Zinc muestran que las fronteras de alta coincidencia, deslizan menos fácilmente que las fronteras de baja coincidencia, además se sabe que a bajas temperaturas el deslizamiento de las fronteras de grano se debe al movimiento de dislocaciones que son absorbidas previamente por la frontera, así, una frontera de baja coincidencia puede transformarse a una de alta por absorción de dislocaciones (9), lo que daría lugar a un proceso de endurecimiento por deformación. En relación a esto, el trabajo teórico-experimental altamente detallado de Pond y colaboradores (vease Ref.10) en policristales de Aluminio, muestra la gran importancia que tienen las dislocaciones en el deslizamiento de las fronteras de grano a bajas temperaturas, además de este trabajo, se desprende que dicha incorporación es energéticamente favorable ya que corresponde a un proceso de disociación de dislocaciones en la frontera, con lo cual la energía elástica asociada a las mismas disminuye en algunos

casos hasta un 78%.

El deslizamiento de fronteras de grano asistido por dislocaciones, es un proceso observado por microscopía electrónica de transmisión a bajas temperaturas en la aleación Zn-Al eutectoide de grano fino (4,5). Para la estructura laminar, el deslizamiento de fronteras también asistido por dislocaciones podría operar y en ambos casos la presencia del Cobre, en solución sólida o formando precipitados en las fronteras debe influir en los deslizamientos. Si aceptamos estas aseveraciones, la Fig. III.2 podría explicarse de manera cualitativa en base a la interacción de las dislocaciones deslizantes (de las fronteras o del interior de los granos y laminillas) con los distintos obstáculos presentes, así, la activación térmica elevada que se observa en el esfuerzo de fluencia de la aleación de grano fino, (suponiendo que el deslizamiento de dislocaciones opera a bajas temperaturas en las fronteras de la fase blanda (?), se puede interpretar en términos de las interacciones fuertes de corto alcance entre dislocaciones e impurezas segregadas en las fronteras. Este mecanismo es ampliamente conocido para soluciones sólidas metálicas (11). Por otra parte, los precipitados resultan ser menos eficientes que los átomos en solución sólida para el endurecimiento a bajas temperaturas, esto se ha observado en aleaciones de Zinc con precipitados incoherentes con la matriz (12). Suponiendo que, en la aleación con estructura laminar el Cobre forma precipitados como consecuencia del enfriamiento lento al que se sometió, podría esperarse menor endurecimiento a bajas temperaturas. En conclusión, las diferencias en el endurecimiento a bajas temperaturas que observamos en nuestros experimentos se

podrían entender en forma cualitativa en términos del estado de agregación del Cobre, aunque no se descartan diferencias intrínsecas debidas a las microestructuras.

A temperaturas superiores a la ambiente, deben existir también diferencias en el comportamiento mecánico, de hecho, si tomamos en cuenta que la movilidad de los átomos de Cobre en solución sólida crece con la temperatura y que la temperatura para disolver los precipitados de Cobre (ver Fig. III.4) está por encima de las temperaturas exploradas en este trabajo, es de esperarse que la aleación con estructura laminar (si es que tiene precipitados) muestre mayor resistencia a la tracción. Esta interpretación como veremos más adelante es extensible a los resultados que se obtienen en las pruebas de termofluencia, finalmente si la movilidad de las impurezas en solución sólida compete con la de las dislocaciones, aparecen oscilaciones en la curva esfuerzo deformación, tradicionalmente esto se explica suponiendo un atrapamiento y liberación consecutiva de las dislocaciones por las nubes de impurezas que se muevan con ellas. Las oscilaciones mencionadas no fueron detectadas en nuestros experimentos, sin embargo otros investigadores(13), observaron oscilaciones de este tipo en una aleación Zn-Al eutectoide modificada con 2% de Cobre en pruebas de deformación realizadas a temperatura ambiente y a velocidades del orden de $\dot{\epsilon} \approx 10^{-8} \text{ seg}^{-1}$.

III.2 PRUEBAS DE TERMOFLUENCIA.

La Fig. III.5 muestra la etapa inicial de una prueba de termofluencia ($T=373 \text{ K}$) para una muestra con estructura laminar.

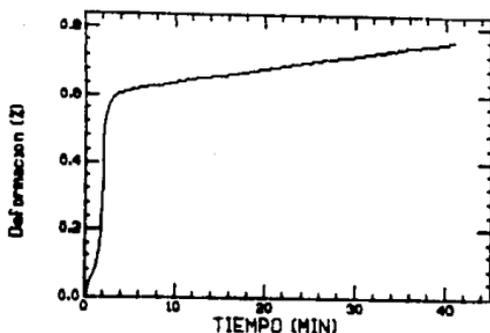


Fig. III.5

Etapa inicial de una prueba de termofluencia en perlitita.

Para este caso y en todos los demás que investigamos, el transitorio o etapa primaria de la termofluencia fue muy reducido (16 minutos en esta curva), es decir, se entra rápidamente al estado estacionario o etapa secundaria, de la prueba. En las muestras con estructura de grano fino la etapa primaria también fue prácticamente inexistente. Este resultado es típico de aleaciones en los que rápidamente se generan microestructuras estables de dislocaciones, por ejemplo, granos pequeños de decenas de micras con subfronteras de bajo ángulo que endurecen el material, ya que sirven de obstáculo al movimiento de las dislocaciones (14). En la aleación empleada en la presente investigación, desde el inicio se tienen microestructuras que permiten poca movilidad a las dislocaciones, tomese en cuenta que el tamaño de grano es de aproximadamente $1 \mu\text{m}$ para la estructura de grano fino y que las laminillas tienen espacios del mismo orden. Así pues, este comportamiento en relación al transitorio (etapa inicial), es comprensible si se acepta la participación de las dislocaciones en el proceso de deformación.

La tabla III-II (Pag.67) muestra las velocidades en el estado

estacionario, porcentaje de deformación a la fractura, los esfuerzos aplicados y las temperaturas de la prueba para una serie de muestras con las dos microestructuras. Allí se puede ver que las velocidades en el estado estacionario, (velocidad de deformación mínima para una prueba de termofluencia) estuvieron por debajo de 10^{-5} seg^{-1} y como en las pruebas de tracción, en este caso tampoco se observó comportamiento superplástico en las muestras de grano fino, de hecho, los porcentajes más elevados de deformación a la fractura se obtuvieron en muestras con estructura laminar (ver tabla III-II). Otro resultado importante es que las muestras con grano fino son menos resistentes a la termofluencia en comparación a la estructura laminar, esto se puede constatar si se comparan los tiempos a la ruptura de los dos tipos de muestras, sometidas a las mismas condiciones de prueba (ver tabla III-III). Las máximas velocidades en estado estacionario y menores tiempos a la ruptura se observan en las muestras de grano fino, aquí una vez más suponemos que la movilidad de los átomos de Cobre en las muestras de grano fino influye menos en el endurecimiento que el que se podría provocar por posibles precipitados presentes en las muestras con estructura laminar, esto además de los efectos intrínsecos inducidos por las propias microestructuras, en todo caso, el papel que juega el Cobre y otras impurezas durante la termofluencia, de este tipo de aleaciones, es un problema abierto, por lo que se requiere trabajo de investigación en esta dirección.

Hablaremos ahora de los mecanismos de deformación que operan durante la termofluencia:

En general se acepta que la termofluencia en aleaciones

metálicas con dos fases en proporciones comparables, los mecanismos de deformación que controlan el proceso operan en paralelo y que la deformación total se ve controlada por el comportamiento de la fase más blanda a la temperatura de la prueba (14). En nuestro caso, suponemos que la fase blanda es la β (la rica en Zinc), entonces el comportamiento mecánico de esta fase sería determinante en las propiedades del material.

Debido a su comportamiento superplástico, la aleación Zn-Al eutectoide con estructura de grano fino, ha sido ampliamente estudiada (véase por ejemplo (15)), de esos estudios se ha establecido que durante la termofluencia son fundamentales el deslizamiento de grano asistido por difusión y/o movimiento de dislocaciones por las fronteras de grano, en este caso, las fronteras α - β y los β - β deben de ser las que participen de manera fundamental en el proceso ya que estas fronteras corresponderían al acoplamiento de fases dura-blanda y blanda-blanda. Por otro lado, experimentalmente se ha visto que para policristales de Zinc el deslizamiento de fronteras es un proceso activado térmicamente (es decir, depende de la temperatura) en el que la energía de activación coincide con la energía para la difusión de Zinc por las fronteras de grano, en pruebas que se realizan a temperaturas inferiores a 570 K (16). Esto ha sido detectado también en la aleación Zn-Al eutectoide de grano fino mediante pruebas de termofluencia (15). Con base en esos resultados y en los experimentos de termofluencia de el presente trabajo, los cuales fueron realizados a temperaturas menores o iguales a 500 K, podemos suponer que el deslizamiento de fronteras α - β o β - β controlado por difusión de Zinc por las mismas, es el mecanismo

que controla el proceso de deformación en las muestras de grano fino de nuestros experimentos. Más adelante, cuando se habla de la evolución de la microestructura a temperaturas elevadas, se verá que la difusión en realidad juega un papel fundamental en el proceso de deformación.

Desde hace varios años las aleaciones eutécticas y eutectoides con estructura laminar han sido investigadas de manera sistemática por sus posibles aplicaciones como materiales altamente resistentes a la termofluencia[17]. por ejemplo las aleaciones eutécticas a base de Ni-Nb y Ni-Ca[18,19]. Para estudiar el comportamiento plástico de este tipo de aleaciones, algunos investigadores han tomado como modelo aleaciones eutecticas de bajo punto de fusión, como las aleaciones Pb-Sn ó Al-Cu [20,6], en este sentido, la aleación eutectoide Zn-Al podría servir como modelo también, sin embargo, hasta donde sabemos, no existe información acerca del comportamiento de esta aleación ante la termofluencia (como excepción de esto, vease Ref 2 de la introducción). en cualquier caso, se pueden establecer ciertas similitudes entre la aleación que investigamos y las aleaciones investigadas por otros autores. Para esto, hemos tomado como referencia las investigaciones de Cagnon y colaboradores(20) y de Ignat y colaboradores(6) y algunos de los trabajos citados por ellos. Los resultados obtenidos por estos autores se pueden sintetizar de la siguiente forma:

- 1) En las aleaciones con estructura laminar se observa cierto grado de coherencia entre algunos planos cristalográficos que forman las laminillas. Se sabe que en la aleación eutectoide que investigamos, la coherencia se da entre los planos (111) de la

fase α y los planos (0001) de la fase β . (21)

2) Invariablemente, en estas aleaciones, una de las fases es más dura que la otra. En el caso investigado por nosotros suponemos que la fase α es más dura que la β , esto tendría que confirmarse.

3) Las diferencias en los coeficientes de expansión térmica y en la dureza de las fases, generan defectos (por ejemplo dislocaciones y microgrietas) en la fase blanda y en las fronteras de las laminillas durante los tratamientos térmicos de la aleación, que junto a ciertos elementos de aleación (como lo es el Cobre en nuestro caso), influyen en el comportamiento plástico.

4) El deslizamiento de fronteras entre dominios de laminillas y entre laminillas juega un papel importante sobre todo a bajas temperaturas, como veremos en la siguiente sección esto es aplicable a la aleación investigada por nosotros.

5) En algunos casos se observa ensanchamiento o crecimiento de las laminillas inducido por la deformación. En la aleación que investigamos, este efecto se detectó también (véase la siguiente sección).

6) Se observa mayor resistencia a la termofluencia si el ancho de las laminillas se reduce (esto no fue investigado en el presente trabajo).

7) Del análisis de los mecanismos de deformación que operan a diferentes temperaturas, en ese tipo de aleaciones se encuentran que el exponente n en la expresión $\dot{\epsilon}_{\text{pl}} = k\sigma^n$ toma valores que van desde 5 hasta 20, en particular, se propone que los valores de 5 corresponden a situaciones en las que se forman estructuras de celdas de dislocaciones durante la termofluencia y los valores de 7 o superiores corresponden a situaciones en las que operan otros

procesos. Nosotros hicimos una medición de esos exponentes para la aleación investigada a dos temperaturas; 373 K y 473 K, esto con el fin de detectar intervalos de temperatura en donde operan diferentes mecanismos de deformación: El procedimiento se basa en suponer que a temperatura fija, durante el estado estacionario de la prueba, la dependencia de $\dot{\epsilon}_{ss}$ y $\dot{\epsilon}_{ss}$ es a través de la ecuación del tipo:

$$\dot{\epsilon}_{ss} = K \sigma^n$$

Si K no cambia con una variación moderada del esfuerzo, entonces para dos valores de σ_1 y σ_2 se tendrán las siguientes relaciones:

$$\dot{\epsilon}_{ss1} = K \sigma_1^n \text{ y } \dot{\epsilon}_{ss2} = K \sigma_2^n$$

Si tomamos el cociente miembro a miembro y el logaritmo obtenemos: $\log \dot{\epsilon}_{ss1} / \dot{\epsilon}_{ss2} = n \log \sigma_1 / \sigma_2$.

De donde se puede calcular n. Los valores obtenidos para muestras laminares fueron los siguientes:

373 K	n=6.52
473 K	n=4.26

Al parecer, los mecanismos que operan a esas temperaturas son diferentes, sin embargo, sería necesario hacer un estudio más detallado con un número suficiente de muestras para confirmarlo.

III.3 EVOLUCION DE LA MICROESTRUCTURA DURANTE LAS PROEBAS DE DEFORMACION.

En esta sección presentaremos algunos ejemplos de imágenes tomadas con microscopio electrónico de barrido en muestras de la aleación investigada, sometida a diferentes condiciones de deformación.

En las Fig. III.6,7 y 8, se pueden observar imágenes de las microestructuras de dos muestras del lote tal como se recibió.

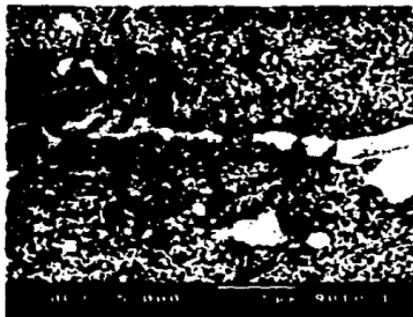


Fig. III.6

La Fig. III.6 corresponde a una muestra con estructura de grano fino ($d < 1 \mu m$).

La Fig. III.7 y 8 corresponden a una muestra con estructura laminar. Por ser una aleación hypoeutectoide, en ambos casos existen zonas extendidas ricas en Zinc, que sufrieron deformación en la dirección de extrusión (zonas blancas en las Fig. III.6 y Fig. III.7).

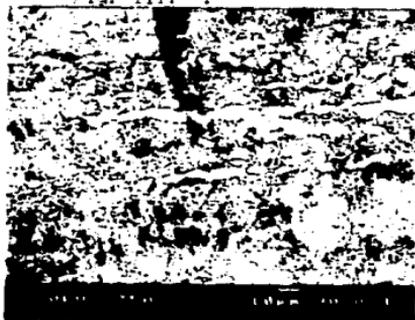


Fig. III.7



Fig. III.8

Las muestras con estructura laminar presentan a su vez dominios de 10 a 30 micras de extensión formados por laminillas alternadas

de las fases (α y β) cuyos espesores son menores a $1 \mu\text{m}$ (ver Fig. III.8). Como se mencionó anteriormente, la estructura laminar se obtiene a partir de recocidos de la estructura de grano fino ($T = 540 \text{ K}$) seguidas de un enfriamiento lento hasta temperatura ambiente. Mientras que la estructura fina, se obtiene a partir de la laminar por deformación a altas temperaturas, o bien, por templado desde temperaturas superiores a la eutectoide. En relación a este último procedimiento para obtener grano fino, parecer ser que los diferentes coeficientes de expansión térmica del aluminio ($23 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) y el del Zinc ($39.7 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) inducen deformaciones y esfuerzos térmicos durante los enfriamientos rápidos, esto puede dar lugar a la fragmentación de las laminitas, dicha fragmentación no se observa si alguna de las fases es removida de la aleación. Esto se puede ver del siguiente experimento:

1) Una muestra de forma cilíndrica con estructura laminar fue atacada severamente con solución de Palmerton en una de las caras del cilindro. Con esto se consiguió remover las fases ricas en Zinc, hasta una profundidad de $3 \mu\text{m}$ aproximadamente. (Fig. III.9)



Fig. III.9

2) La muestra se recoció durante 3 horas a 540 K y se templó en agua con sal.

3) Se observó la superficie atacada con solución de Palmerton y se encontró que la microestructura laminar permanecía inalterada.

4) Finalmente se atacó con solución de Palmerton la cara del cilindro que había sido pulida antes del recocido en donde se tenía también estructura laminar, encontrándose estructura de grano fino.

III.3.1 Evolución de la microestructura durante las pruebas de tensión y termofluencia en muestras de grano fino.

A 77 K, el tamaño de grano permanece constante hasta la fractura de la muestra. Compárese la imagen de la Fig. III.6 (muestra como se recibió) con la de la Fig. III.10 (muestra después de la fractura a 77 K).



Fig III.10

En este caso la fractura es esencialmente frágil ya que prácticamente no se observa formación de cuello en la probeta (Fig. III.11) además de que el porcentaje de deformación a la fractura es despreciable, en este caso las cavidades crecen en dirección perpendicular a la dirección de tracción y superficialmente se distribuyen a lo largo de las líneas de maquinado de la probeta (véase flecha en la Fig. III.11).

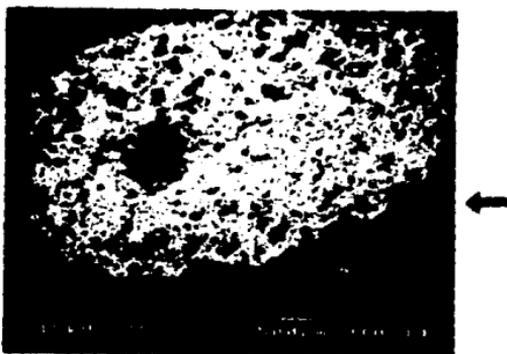


Fig. III.11

A 173 K aunque se observa la formación de un ligero cuello, el esquema de fractura sigue siendo esencialmente el mismo, mientras que a temperatura ambiente, se empieza a notar crecimiento de grano en ciertas zonas (Fig. III.12) lo que indica que a esa temperatura operan procesos difusivos asistidos posiblemente por el esfuerzo aplicado.

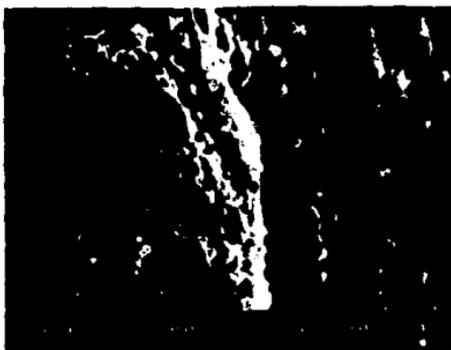


Fig. III.12

Además, se puede apreciar la formación de cuello en las probetas y en esa región se presenta la coalescencia de las cavidades que se forman, dicha coalescencia es a lo largo de la línea de tensión de la muestra, dando por resultado una estructura de panal en la superficie fracturada (Fig. III.13).

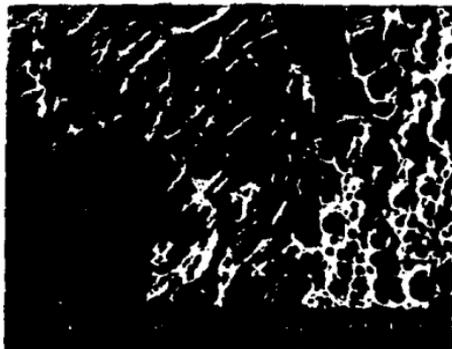


Fig. III.13

Este proceso fue detectado por Hidayuki y colaboradores (22) en Zn-22%Al deformado a velocidades de $5 \times 10^{-3} \text{ seg}^{-1}$ y a temperaturas de 473 F.

A temperaturas superiores a la ambiente (373 K y 473 K), el crecimiento de grano durante la deformación es claramente detectable durante las pruebas de tensión, este proceso se acentúa en las pruebas de termofluencia, donde las velocidades de deformación son bajas y los procesos difusivos tienen más tiempo para operar.

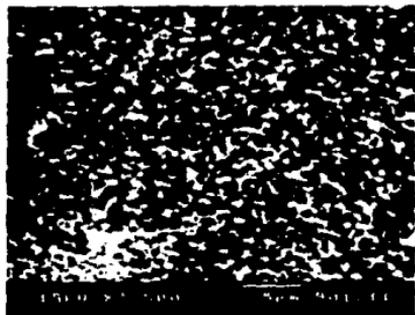


Fig. III.14a

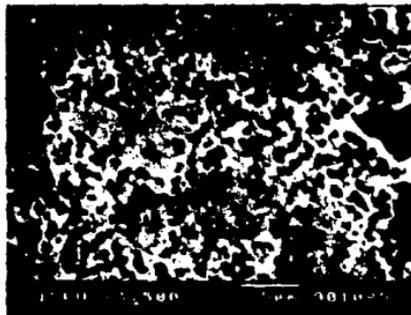


Fig. III.14b

Las Fig. III.14a y III.14b ilustran lo dicho anteriormente para pruebas de tracción a 373 K y 473 K respectivamente y en las Fig. III.15a, III.15b, III.16a y III.16b se observan los tamaños de grano en muestras probadas bajo régimen de termofluencia a 300 K y 333 K respectivamente, en esta secuencia se puede apreciar el crecimiento de grano no sólo con la deformación, sino también con la temperatura (Compárese estas imágenes con la Fig. III.6).



Fig. III.15a

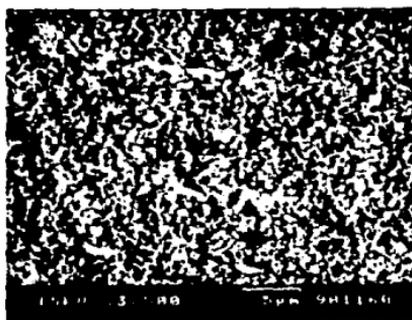


Fig. III.15b



Fig. III.16a

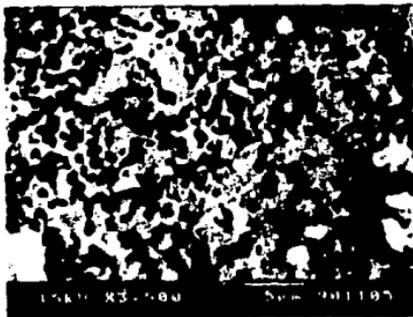


Fig. III.16b

En resumen, los procesos difusivos a bajas velocidades de deformación (menores a 10^{-2} seg⁻¹) operan desde temperatura ambiente, permitiendo el crecimiento de grano, que por otro lado, induce la formación prematura de cavidades, las cuales coalescen en forma de estrias a lo largo de la línea de tracción, provocando la fractura de las muestras (Fig. III.16c).



Fig. III.16c

III.3.2 Evolución de la microestructura durante las pruebas de tensión y termofluencia en muestras con estructura laminar.

Al igual que en las muestras de grano fino, en las muestras con estructura laminar se presenta fractura frágil a 77 K, adicionalmente, en ellas se observan dos esquemas de formación de cavidades; en el primer caso, las cavidades se generan en las fronteras de los dominios de laminillas (Fig III.17a), lo que da lugar a fractura intradominios, después de la coalescencia de esas cavidades (Fig. III.17b).

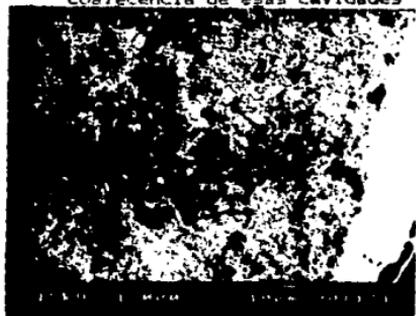


Fig. III.17a



Fig. III.17b

En el segundo caso las cavidades se forman entre las laminillas orientadas a lo largo del eje de deformación de la muestra (Fig III.17c) lo que induce fracturas por desgajamiento de laminillas, es decir, en algunas zonas de la muestra, la fractura es transgranular. (Fig III.17d)



Fig. III.17c

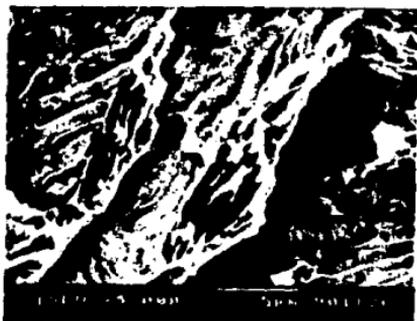


Fig. III.17d

Si bien es cierto que este efecto se acentúa al aumentar la temperatura, en general, en el intervalo de 77 K a 273 K, la fractura intradominios fue la que predominó.

Suponemos que la formación de cavidades entre laminillas, esta relacionada con la concentración de esfuerzos, posiblemente por apilamiento de dislocaciones en ciertas zonas de la frontera, este esfuerzo se puede relajar por el reacondo de las fronteras, dando lugar a la formación de cavidades. este mecanismo ha sido propuesto también en muestras con estructura granular (23).

A medida que se aumenta la temperatura de la prueba, el deslizamiento de laminillas es más evidente, e incluso, dicho

deslizamiento induce la fragmentación de laminillas para dar lugar a la formación de zonas de refinamiento de grano en las regiones de alta deformación (por ejemplo donde se forma el cuello) de muestras probadas a 273 K (Fig. III.18a y III.18b). Como veremos mas adelante, este proceso permite que las fracturas de las muestras laminares deformadas por arrips de temperatura ambiente sean a través de mecanismos similares a los detectados en las muestras de grano fino.



Fig. III.18a



Fig. III.18b

En muestras sometidas a termofluencia, en donde los tiempos de duracion de la prueba permiten que operen con mayor facilidad los procesos difusivos, los cambios que se observan en la microestructura son notables, por ejemplo en ciertas zonas de las muestras deformadas a 300 K, se puede apreciar como se ensanchan las laminillas de las fases α y β (Fig. III.19a) en este caso podria estar operando un mecanismo de migracion de extremos de laminillas como el propuesto por Lin y colaboradores (24). En este mecanismo las laminillas se cortan en secciones debido a la difusion de una de las fases a través de las fronteras de bajo o

alto ángulo que se generan durante la deformación de las muestras (por ejemplo, durante la termofluencia) (25).



Fig. III.19a

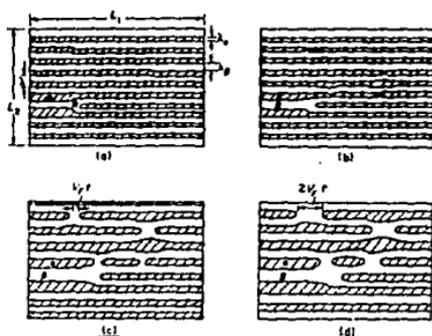


Fig. III.19b

La migración de las fronteras que resultan del corte, induce el ensanchamiento de las laminillas (vease Fig. III.19b). En nuestro caso, a 373 K y 473 K el proceso de engrosamiento de laminillas se había generalizado en toda la muestra al final de las pruebas de termofluencia (Fig. III.20a para 373 K y III.20b, III.20c para 473 K).



Fig III.20a

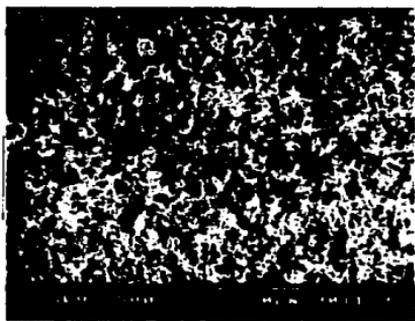


Fig III.20b

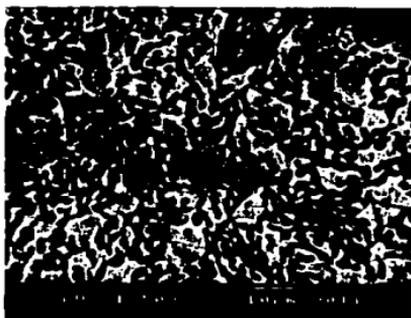


Fig III.20c

Además, en las zonas de alta deformación (zonas del cuello), se detectó claramente la fragmentación de las laminillas, esto dió lugar a la formación de granulos de las fases α y β (Fig. III.21a y III.21b). Es a partir de esta estructura granular, que se induce la formación de cavidades que coalescen a lo largo de la línea de deformación de la muestra, provocando una estructura de panal en la superficie de fractura de la misma (Fig. III.22).



Fig III.21a

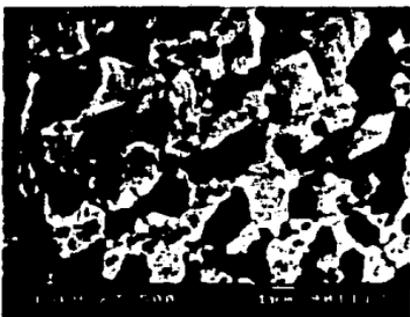


Fig III.21b

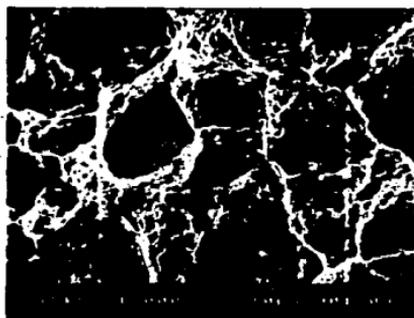


Fig. III.22

Como último comentario diremos que el proceso de fragmentación de laminillas, se presenta inclusive en muestras sometidas a termofluencia a temperatura ambiente (Fig III.23a), sólo que el tamaño de grano resultado de la fragmentación, es menor para este caso, observándose también una estructura de panal en la superficie de fractura de la muestra.(Fig. III.23b)

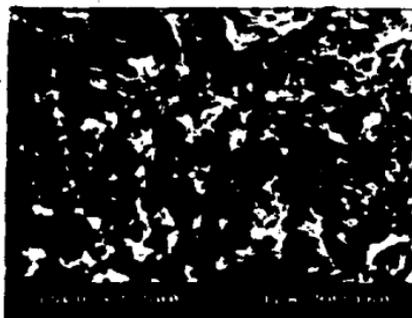


Fig. III.23a

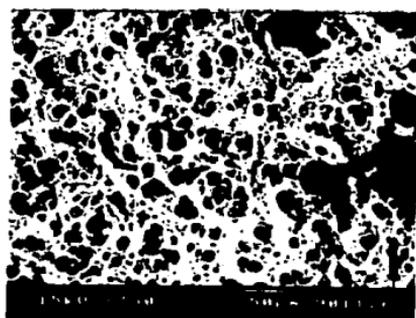


Fig. III.23b

TABLAS

TABLA III-I PRUEBAS DE TENSION

Velocidad de deformación $9.13 \times 10^{-6} \text{Seg}^{-1}$

(Estructura fina)

Temperatura(K)	% de deformación	Esfuerzo(MPa) _{0.2}
77	3.63	863.57
178	4.93	775.28
293	35.61	299.01
373	69.04	171.38
493	86.02	15.67

(Estructura Laminar)

77	5.47	490.5
178	14.24	424.77
273	17.26	348.84
293	19.45	326.77
373	33.97	225.91
473	31.78	135.67

TABLA III-II(Pruebas de Fluencia en Estructura Fina)

Temperatura(K)	ϵ (% a la ruptura)	σ (MPa)
293	17.26	124.59
333	28.76	55.33
373	26.02	27.66
473	41.09	5.49

(Pruebas de Fluencia en Estructura Laminar)

293	16.54	235.34
373	14.43	27.66
473	68.76	5.49

TABLA III-III PARAMETROS ADICIONALES DE LAS PRUEBAS DE FLUENCIA

(Estructura Fina)

$\dot{\epsilon}_0$ (Seg ⁻¹)	Tiempo(Hrs)	Temperatura(K)
5.65×10^{-6}	1.067	473
1.31×10^{-6}	0.7	373
1.3×10^{-6}	14.73	333
6.75×10^{-7}	23.2	293

(Estructura Laminar)

3.7×10^{-7}	128.56	473
1.34×10^{-6}	1267.82	373
1.93×10^{-7}	79.4	293

IV. CONCLUSIONES

Las conclusiones que se obtienen del presente trabajo, las podemos resumir de la siguiente manera:

1) En las pruebas de tracción se observa que a temperaturas inferiores a la ambiente, las muestras con estructura de grano fino presentan mayor resistencia a la deformación mientras que por arriba de temperatura ambiente, las muestras con estructura laminar son las más resistentes.

2) En todo el intervalo de temperatura investigado, (77 K-473 K) no se detectó comportamiento superplástico en las muestras con estructura de grano fino, este resultado es análogo en la aleación eutectoide de Zn-Al.

3) Debido a que no existe información suficiente del estado de agregación de los átomos de Cobre en la matriz de la aleación investigada, por lo tanto, es recomendable la realización de experimentos u observaciones con microscopio electrónico de transmisión.

4) En las pruebas de termofluencia se encontró que las muestras con estructura laminar presentan los mayores tiempos a la ruptura y menores velocidades de deformación para las mismas condiciones de prueba (σ y temperatura) que una muestra de grano fino.

5) La transición de estructura laminar a estructura fina, sólo es posible si las fases α y β se encuentran simultáneamente en la matriz de la aleación.

6) Del análisis de las metalografías se encontró que en el intervalo de temperatura de 300 K a 473 K, se observa crecimiento de grano en las muestra con estructura de grano fino, lo que nos hace suponer que la difusión juega un papel importante en el

proceso de deformación de estas muestras.

7) También detectamos el engrosamiento de las laminillas por deformación arriba de temperatura ambiente de muestras con estructura laminar. En este caso es probable que opere un mecanismo de ensanchamiento de laminillas como el propuesto por Lin.

8) Tanto las muestras con grano fino como las de estructura laminar presentaron en la superficie de fractura, celdas en forma de panal como producto de la coalescencia de cavidades a lo largo de la línea de tensión de la muestra.

Sólo que para que esto ocurra en las muestras laminares es necesaria la fragmentación de las laminillas, lo que da lugar al refinamiento de grano en regiones de alta deformación de la muestra.

INTRODUCCION.

1.-INALCO ONCE AÑOS DE INVESTIGACIONES SOBRE ESTA ALEACION.

G. Torres Villaseñor, OEA.

2.-J. R. D. Cañetas Ortega. Tesis (Física de Materiales) UNAM, (1989).

CAPITULO I.

1.-Metals Reference Book. J. Smithells Collins, London Butterworths. (pp 427)

2.-K. Nuttall, R. B Nicholson. Phil. Mag. Vol.17 pp 1087 (1968).

3.-R. H. Johnson, C. M. Parker, L. Anderson, O.D Sherby. Phil. Mag. Vol.18 pp 1309 (1968).

4.-F. W. Ling, D. E. Laughlin. Metallurgical Transactions A Vol.10 pp 921 (1979).

5.-Ver Ref. Introducción 2 Cap I.

6.-Ver Ref. Introducción 1 Cap IV.

7.-Tecnología de los Metales. A. Malishev, G. Nikolajev, Y. Shuvalov. Mir pp 54-57.

8.-Propiedades Mecánicas. H. W. Hayden, W. G. Moffatt, Limusa pp 15-20.

9.-Introducción a la Metalurgia Física. Avner, McGraw Hill pp 50-55.

10.-Creep I

11.-DEFORMATION AND FRACTURE MECHANICS OF ENGINEERING MATERIALS. R. W. Hertzberg, Wiley. pp 131-173.

12.-A. M. Brown. M. F. Ashby. Scripta Metallurgica Vol.14 pp 1297 (1980).

13.-M. F. Ashby. R. A. Verrall. Acta Metallurgica Vol.21 pp 149 (1973).

14.-Farghalli, A. Mohamed, G. Langdon. *Ascripta Metallurgica* Vol.10 pp 759 (1976).

15.-Superplasticidad I.

16.-Fundamentos de Ciencia de Materiales. A. G. Guy, McGraw Hill. pp 381-399.

CAPITULO III.

1.-J. Negrete, L. Valdés, G. Torres. *Metallurgical Trans. A* 14 pp 1931 (1983).

2.-G. Torres. *Ciencia* 39 pp 103 (1988).

3.-Caseres y col. *Metall. Trans. A.* 17 pp 1986 (1985).

4.-*Metall. Trans.* 3 pp 832 (1976).

5.-*Acta Met.* 25 pp 1139 (1977).

6.-M. Ingnat, R. Bonnet, D. Caillar, L. Martin, *Phil. Mag.* A 49, pp 675 (1978).

7.-G. Torres, G. Van Tan de Loo. *Phys.State Sol.* A 107, pp 785 (1988).

8.-D. Vaughan, *Acta Met.* 18. pp 183 (1970).

9.-H. Kokawa, T. Watanabe, S. Karasshima, *Phil. Mag.* A 44, pp 1239 (1981).

10.-C. Pond, A. Smith, J. Southerden, *Phil. Mag.* A 37, pp 27 (1978).

11.-C. Schmidt, A. K. Miller. *Acta Met.* 30, pp 27 (1978).

12.-K. Mcnelly, R. Edwards, D. Fracois, H. MacCarthy, C. Shyne, O. D. Sherby, *Metall. Trans.* 3. pp 1316 (1972).

13.-G. Torres y J. Negrete, Superplasticity and Superplastic Forming pag. XI 2d. C.H. Hamilton and N.E. Paton. *The Minerals Metals and Mat. Soc.* (1988).

14.-A. K. Mukherjee, J. E Bird, J. E. Dorn, *Trans. ASM* 62, pp 155

- (1969).
- 15.-P. Chaudari. Acta Met. 15. pp 1777 (1967).
- 16.-T. Watanabe, S. Kimura, S. Karashima. Phil. Mag. A. 4, pp 845 (1984).
- 17.-R. Herzberg, Composite Materials Vol.1, pp 239. Acad. Press N.Y (1974).
- 18.-P. Annaruma. M. Turpin. Metall. Trans. 3, pp 137 (1972).
- 19.-R. Kosswsky. Metall. Trans. 1, pp 1909 (1970).
- 20.-M. Cagnon, M. Surey, A. Eberhardt, B. Bandolet, Acta Met. 25, pp 71 (1977).
- 21.-F. Ling, D. Laughlin. Metall. Trans. A 10, pp 921 (1979).
- 22.-H. Ishikawa, D. Bhat, F. Mohamed, T. Langdon. Metall. Trans. 8A pp 523 (1977).
- 23.-D. Livasy, N. Ridley. J. Mater Sci. 17 pp 2257 (1982).
- 24.-L. Lin, T. Courteney, K. Ralls. Acta Met. 25, pp 99 (1977).
- 25.-Y. Nakagawa, G. Weatherly. Metall. Trans. 3, pp 3223 (1972).